



UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA
PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

**Dissertação de
Mestrado**

**“CARACTERIZAÇÃO ELETROQUÍMICA DE JUNTAS
DISSIMILARES DOS AÇOS AISI 316L E DA LIGA
INCONEL 718”**

**ALUNO: GIANNE MOREIRA DA SILVA
ORIENTADOR: PROF. Ph.D ELIVELTON ALVES FERREIRA**

VOLTA REDONDA, 2019



UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE - UFF
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA -
EEIMVR
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

GIANNE MOREIRA DA SILVA

**“CARACTERIZAÇÃO ELETROQUÍMICA DE JUNTAS DISSIMILARES DOS
AÇOS AISI 316L E DA LIGA INCONEL 718”**

Dissertação submetida ao Curso Stricto Sensu em Engenharia Metalúrgica (Volta Redonda) da Universidade Federal Fluminense, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Processamento e Caracterização de Materiais. Linha de pesquisa: Fenômenos de superfície.

ORIENTADOR: PROF. Ph.D. ELIVELTON ALVES FERREIRA

Volta Redonda, 2019

GIANNE MOREIRA DA SILVA

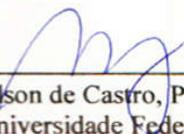
**“CARACTERIZAÇÃO ELETROQUÍMICA DE JUNTAS DISSIMILARES DOS
AÇOS AISI 316L E DA LIGA INCONEL 718”**

Dissertação submetida ao Curso Stricto Sensu em Engenharia Metalúrgica (Volta Redonda) da Universidade Federal Fluminense, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Processamento e Caracterização de Materiais. Linha de pesquisa: Fenômenos de superfície.

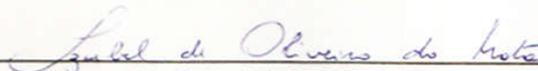
BANCA EXAMINADORA (22/02/2019):



Prof. Elivelton Alves Ferreira, Ph.D. – Orientador
UFF – Universidade Federal Fluminense



Prof. José Adilson de Castro, Ph.D. – Coorientador
UFF – Universidade Federal Fluminense



Profª. Izabel de Oliveira da Mota, Ph.D
Centro Universitário de Volta Redonda, UniFOA

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, esse Ser que tem me demonstrado a cada dia que não há porque duvidar de Seu amparo.

Ao meu pai Carlos Moreira da Silva (*in memoriam*) agradeço a oportunidade de tantas privações ter me proporcionado um crescimento pessoal que satisfaz meus anseios.

À minha mãe Dulcineia de Souza Silva, minha gratidão por desempenhar tão bem o papel de mãe amiga em minha vida.

A meu irmão Gileno Moreira da Silva por simplesmente ser este amor incondicional e por ajudar a manter os laços familiares sempre tão fortes. Isso enriquece e fortalece nossa caminhada.

E, certamente a todos que contribuíram com seus trabalhos para que este fosse realizado: Célio J. Marcelo, Bhetina Cunha Gomes, Rodrigo José Marassi, e aos professores Elivelton Alves Ferreira por ter sido tão solícito durante toda a orientação que a mim prestou e José Adilson de Castro (por mais uma vez me acompanhar em um trabalho). Agraço também à Leonardo Martins da Silva, por sempre de prontidão prestar sua ajuda ou direcionamentos.

"Faculdade não define caráter, nem título torna alguém um ser humano melhor, assim como não ter um também não. Mas não estudar não é orgulho e ignorância não é objetivo."

(Rosane Hermann)

RESUMO

A soldagem dissimilar (Dissimilar Metal Welds – DMWs) é caracterizada pela união de dois diferentes materiais metálicos, sendo eles aços ou ligas. São utilizadas em muitas aplicações industriais como em trocadores de calor nas usinas nucleares. Sendo assim devem resistir à corrosão e à esforços mecânicos, entre outros. No presente trabalho foi abordada susceptibilidade à corrosão da junta de união (feita por soldagem TIG – Tungsten Inert Gas), sem metal de adição, de dois materiais distintos: Inconel 718 e o aço AISI 316L. Os materiais, apesar de dissimilares, devem apresentar semelhanças entre algumas propriedades físicas como o coeficiente de expansão térmica e sua capacidade de oxidação, que é extremamente prejudicial à capacidade da junta de resistir às tensões impostas em serviço. Para as análises micrográficas foram utilizados equipamentos como microscópios (microscópio ótico e microscópio eletrônico de varredura), ferritoscópio, como também o durômetro para levantamento da dureza nas regiões em estudo. A avaliação do comportamento eletroquímico desta união foi realizada através de ensaios de potencial de circuito aberto e polarização cíclica com a utilização de célula eletroquímica de três eletrodos e um potenciostato acoplado a um software para delineamento das curvas eletroquímicas. A zona fundida formada apresentou características de corrosão similares ao Inconel, o que revela ser a união aceitável para serviços onde o ambiente corrosivo é a água do mar. Indicadores obtidos através das curvas levantadas revelaram que o aço 316L tem maior susceptibilidade à corrosão localizada que o Inconel 718 e a zona fundida e que as diferenças de potenciais exibidos pelos materiais em união diminuem os efeitos da corrosão galvânica.

PALAVRAS-CHAVE: Corrosão, TIG autógeno, Polarização potenciodinâmica, Circuito aberto

ABSTRACT

Dissimilar Metal Welds (DMWs) is characterized by the joining of two different metallic materials, such as steels or alloys. They are used in many industrial applications such as heat exchangers in nuclear power plants. Therefore, they must have corrosion resistance and mechanical stress resistance, among others. The focus of this work will be the susceptibility to corrosion of the joint (made by TIG welding – Tungsten Inert Gas) of two different materials: Inconel 718 and AISI 316L stainless steel, without filler metal. Despite the differences, the materials must have similarities between some physical properties such as oxidation capacity, which is extremely harmful to the joint's ability to resist the tensions imposed during service. Equipment such as microscopes (optical microscope and scanning electron microscope), feritscope were used for the micrographic analyzes as well as the durometer were used for hardness determination in the analyzed regions. The evaluation of the electrochemical behavior of this union was performed through open circuit potential and cyclic polarization tests using a three electrode electrochemical cell and a potentiostat coupled to a software to delineate the electrochemical curves. The fusion zone formed had similar corrosion characteristics to Inconel 718, which proves that is acceptable the union of this alloys for services where the corrosive environment is sea water. Indicators obtained through the raised curves revealed that the SS 316L has a higher susceptibility to localized corrosion than Inconel 718 and the fusion zone, and that the potential differences exhibited by the welded materials decrease the effects of galvanic corrosion.

KEYWORDS: Corrosion, Autogenous TIG, Potentiodynamic Polarization, Open Circuit

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	18
2 OBJETIVO	22
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
3.1 Aços Inoxidáveis	23
3.1.1 Classificação dos aços inoxidáveis	23
3.1.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos	23
3.1.1.1.1 A série 300	25
3.1.2 Efeitos dos elementos de liga	29
3.1.3 Metalurgia da soldagem em aços inoxidáveis austeníticos	31
3.1.3.5 Reações metalúrgicas na zona termicamente afetada	35
3.1.3.6 Pré-aquecimento, temperatura de interpasse e tratamento térmico pós soldagem	37
3.2 Ligas de níquel	37
3.2.2 Super Ligas à base de Ferro e Níquel	38
3.2.2.1 Liga de Inconel 718	39
3.3 Soldagem	41
3.3.1 Soldagem TIG	41
3.3.2 Soldagem dissimilar	42
3.3.3 Ciclos térmicos na soldagem e a distribuição de temperaturas	44
3.3.4 Energia de soldagem	45
3.3.5 Diagrama de <i>Schaeffler</i>	46
3.4 Corrosão	48
3.4.1 Formas de corrosão metálica	50
3.4.1.1 Corrosão Galvânica	50
3.4.1.2 Corrosão em frestas	51
3.4.1.3 Corrosão por pites	52
3.4.1.4 Corrosão provocada pela soldagem	54
3.4.2 Polarização de ativação	55
3.4.3 Técnicas eletroquímicas em corrosão	56
3.4.3.1 Ensaio de potencial de circuito aberto	56

3.4.3.2 Ensaio de polarização cíclica potenciodinâmica	56
4 MATERIAIS E MÉTODOS	60
4.1 Soldagem das ligas	60
4.2 Análise micrográfica	63
4.3 Ensaio de corrosão	65
4.4 Dureza <i>Vickers</i>	66
4.5 Quantificação da ferrita delta	67
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	69
5.1 Microscopia do Inconel 718	69
5.2 Microscopia do aço inoxidável AISI 316L	71
5.3 Microscopia da zona fundida	75
5.4 Dureza <i>Vickers</i>	81
5.5 Testes de Corrosão	84
5.5.1 Ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica	84
5.5.2 Ensaio de Potencial de Circuito aberto nas interfaces.....	91
5.5.3 Ensaio de polarização nas interfaces	93
6 CONCLUSÕES	100
7 REFERÊNCIAS	103

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço inox 316L	29
Tabela 2 – Propriedades Mecânicas do aço inox 316L	29
Tabela 3 – Propriedades Físicas do aço inox 316L	29
Tabela 4 – Tipos de solidificação, reações e microestrutura resultante	32
Tabela 5 – Composição química da liga Inconel 718 (%)	39
Tabela 6 – Eficiência dos processos de soldagem	46
Tabela 7 – Efeitos dos elementos de liga na resistência à corrosão por pites em aços inoxidáveis	53
Tabela 8 – Níveis codificados das variáveis reais	61
Tabela 9 – Ensaio em conformidade com o planejamento experimental	61
Tabela 10 – Composição química do aço AISI 316L e da liga Inconel 718 fornecida pelos fabricantes	62
Tabela 11 – Propriedades mecânicas do aço AISI 316L e da liga Inconel 718 fornecidas pelos fabricantes	62
Tabela 12 – Propriedades físicas do aço AISI 316L e da liga Inconel 718	62
Tabela 13 – Largura da ZTA dos aços que compõem as juntas	75
Tabela 14 – Teores de ferrita na zona fundida das juntas	78
Tabela 15 – Parâmetros de corrosão das amostras sob polarização cíclica	90
Tabela 16 – Parâmetros de corrosão das amostras sob polarização cíclica	98

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Produção de aços inoxidáveis do Brasil entre os anos de 2000 e 2017 (tx1000).....	18
Figura 2 – Microestrutura de um aço inox 304: a) totalmente austenítica; (b) austenítica com filetes de ferrita.....	24
Figura 3 - Efeito dos elementos de liga na precipitação de fases.....	25
Figura 4 - Diagrama TTT para o aço AISI 316L solubilizado por 1,5h e resfriado em água.....	27
Figura 5 – Diagrama pseudobinário para uma liga Fe-18%Cr-8%Ni conforme variação no teor de carbono.....	28
Figura 6 – Diagrama de fases pseudobinário mostrando as relações entre os tipos de solidificação.....	32
Figura 7 – (a) Esquema de uma solidificação totalmente austenítica, (b) Microestrutura da zona de fusão resultante de uma solidificação totalmente austenítica	33
Figura 8 – (a) Esquema da zona de fusão resultante de uma solidificação austenítica-ferrítica, (b) Microestrutura da zona de fusão resultante de uma solidificação austenítica-ferrítica.....	34
Figura 9 – (a) solidificação ferrítica-austenítica com ferrita vermicular; (b) solidificação ferrítica-austenítica com ferrita “lathy”; (c) microestrutura da zona de fusão resultante de uma solidificação ferrítica-austenítica com ferrita vermicular, (d) – Microestrutura da zona de fusão resultante de uma solidificação ferrítica-austenítica com ferrita “lathy”.....	34
Figura 10 – Esquema de solidificação ferrítica: (a) ferrita acicular; (b) ferrita e austenita de <i>Widmanstätten</i>	35
Figura 11 – Esquema demonstrando o crescimento epitaxial e competitivo na linha de fusão.....	36
Figura 12 – Ferrita ao longo dos contornos de grãos austeníticos na ZTA de um aço inoxidável 304.....	36
Figura 13 – Classificação do níquel e ligas a base de níquel	38
Figura 14 - Perfil da composição do líquido em relação ao resfriamento da superliga 718.....	40
Figura 15 – Esquema do processo de soldagem TIG.....	42
Figura 16 - Soldagem de tubos nos espelhos dos trocadores de calor.....	43
Figura 17 - Ciclo térmico de soldagem.....	45
Figura 18 - Diagrama de Schaeffler usado para fazer um prognóstico da microestrutura da solda.....	47
Figura 19 - Ilustração esquemática de dois metais A e b imersos em uma solução	48
Figura 20 - Ilustração esquemática de dois metais A e b imersos em uma solução. O voltímetro faz a medição da voltagem entre os eletrodos.....	49
Figura 21 - Polarização dos eletrodos de Cu e Zn quando a corrente I passa entre eles	50
Figura 22 - Montagem da junta tubo espelho.....	52
Figura 23 – Esquema ilustrado de uma curva de polarização cíclica com parâmetros de corrosão. As setas indicam a direção da polarização.....	57

Figura 24 - Esquema de uma curva de polarização mostrando quando os pites podem ou não ocorrer.....	58
Figura 25 – Esquema ilustrado de curvas de polarização cíclica para três condições, (a) exibindo potencial de repassivação, (b) sem registro de corrosão localizada, (c) sem indicação de potencial de repassivação. As setas indicam a direção da polarização	59
Figura 26 - Aparelho de Soldagem a frio MigPulse 4001 DP da Castolin/Eutectic	60
Figura 27 - Amostra soldada formando uma junta dissimilar de aço AISI 316L e Inconel 718: (a) imagem durante a soldagem; (b) esquema da junta soldada.....	63
Figura 28 – Microscópios utilizados na aquisição das imagens (a) Olympus BX51M; (b) EVO MA 10.....	64
Figura 29 - Configuração potenciostato – célula eletroquímica.....	65
Figura 30 – Esquema da localização dos pontos onde foram realizadas as indentações durante o ensaio de dureza em cada amostra.....	66
Figura 31 – Durômetro utilizado na medição da dureza <i>Vicker</i>	67
Figura 32 - Ferritoscópio <i>Fischer FMP30</i> utilizado nas medições de teores de ferrita	68
Figura 33 – Micrografia do Inconel 718 como recebido. Microscopia ótica - Ataque: ASTM E 407 (# 13.b).....	69
Figura 34 – Microscopia eletrônica de varredura da região da zona fundida e do Inconel da amostra #2. À esquerda imagem captada por BSD e à direita, via SE. Ataque: ASTM E 407 (# 13.b).....	70
Figura 35 – Microscopia eletrônica de varredura (BSD) da região da zona fundida e do Inconel da amostra #2 mostrando os pontos onde os precipitados analisados se encontravam (a). Análise via EDS evidenciando carbetos/ carbonitreto ricos em (b) titânio e (c) nióbio. Ataque: ASTM E 407 (#13.b).....	71
Figura 36 – Micrografia do AISI 316L - 200X Microscopia Ótica – Ataque ASTM E 407 (#20).....	72
Figura 37 - Micrografia do aço AISI 316L mostrando a presença de ferrita lathy na ZTA a partir da linha de fusão - 100X Microscopia Ótica – Ataque ASTM E407.....	73
Figura 38 - Micrografia via MEV (BSD) da ZTA do aço 316L caracterizando microestrutura com ferrita lathy. Ataque ASTM E 407 (#20)	73
Figura 39 – Micrografia via MEV (BSD) da região termicamente afetada do aço 316L. Ataque: ASTM E 407 (# 13.b)	74
Figura 40 – Quantificação dos elementos presentes nas regiões: (a) ferrita e (b) austenita. Via EDS/MEV	74
Figura 41 - Micrografia da interface entre a zona fundida e o aço AISI 316L evidenciando a região de crescimento epitaxial - 200X Microscopia Ótica – Ataque Água régia – 10 ml de HCl + 30 ml HNO ₃	76
Figura 42 – Micrografia da interface entre a zona fundida e o Inconel 718 evidenciando a região de crescimento epitaxial - 100X Microscopia Ótica – Ataque ASTM E 407 (#94)	76
Figura 43 – Micrografia da região central da zona fundida mostrando a microestrutura resultante após solidificação – MEV (Elétrons secundários) – Ataque eletrolítico: 10g de ácido oxálico + 100 ml de água com 6V/30s	77
Figura 44 – Esquema da localização dos pontos onde foram feitas as medições de ferrita através do ferritoscópio	77

Figura 45 - Micrografia da zona fundida mostrando a microestrutura após testes de corrosão – MEV (Elétrons secundários) – Ataque eletrolítico: 10g de ácido oxálico + 100 ml de água com 6V/30s	78
Figura 46 - Quantificação dos elementos presentes nas regiões (a) região dendrítica e (b) região interdendrítica via EDS/MEV	79
Figura 47 - Ciclos térmicos de soldagem sofridos pelas juntas de união	80
Figura 48 – Ilustração comparativa dos gráficos de ciclo térmico sofridos pelas amostras com as zonas de precipitação de fases	80
Figura 49 – Perfil de dureza <i>Vickers</i> a partir do centro da solda das amostras, (a) #1 (0,33 J/mm), (b) #2 (0,38 J/mm), (c) #3 (0,40 J/mm), (d) #4 (0,45 J/mm) e (e) #5 (0,50 J/mm)	82
Figura 50: Curvas de polarização cíclica para as três regiões da amostra 1: (a) zona fundida; (b) Inconel 718 e (c) aço AISI 316L.Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização	84
Figura 51: Curvas de polarização cíclica para as três regiões da amostra 2: (a) zona fundida; (b) Inconel 718 e (c) aço AISI 316L.Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização	86
Figura 52: Curvas de polarização cíclica para as três regiões da amostra 3: (a) zona fundida; (b) Inconel 718 e (c) aço AISI 316L.Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização	86
Figura 53: Curvas de polarização cíclica para as três regiões da amostra 4: (a) zona fundida; (b) Inconel 718 e (c) aço AISI 316L.Velocidade de varredura: 1 mV/s	87
Figura 54: Curvas de polarização cíclica para as três regiões da amostra 5: (a) zona fundida; (b) Inconel 718 e (c) aço AISI 316L.Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização	88
Figura 55 – Microscopia eletrônica de varredura das zonas fundidas das amostras sob ensaios de corrosão, (a) #1 (0,33 J/mm), (b) #2 (0,38 J/mm), (c) #3 (0,40 J/mm), (d) #4 (0,45 J/mm) e (e) #5 (0,50 J/mm). Sem ataque metalográfico	89
Figura 56: Potencial de circuito aberto para as duas regiões selecionadas da amostra 1	92
Figura 57: Potencial de circuito aberto para as duas regiões selecionadas da amostra 5	92
Figura 58: Curvas de polarização cíclica para as duas regiões selecionadas da amostra 1: ZF x Inconel e ZF x Aço 316L. Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização	93
Figura 59: Micrografia da região de interface ZF x AISI 316L mostrando região de corrosão preferencial no aço inox. Microscopia ótica. Sem ataque metalográfico	94
Figura 60: Micrografia da região de interface ZF x Inconel 718 mostrando região de corrosão mais severa na ZTA do Inconel. Microscopia ótica. Sem ataque metalográfico	95
Figura 61: Curvas de polarização cíclica para as duas regiões selecionadas da amostra 5: ZF x Inconel e ZF x Aço 316L. Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização	96
Figura 62: Micrografia da região de interface ZF x AISI 316L com a presença de pites. Microscopia ótica. Sem ataque metalográfico	97
Figura 63: Micrografia da região de interface ZF x Inconel 718 mostrando região de corrosão mais severa na ZTA do Inconel. Microscopia ótica. Sem ataque metalográfico	98

Figura 64: Curvas de polarização cíclica para as duas regiões selecionadas das amostras #1 e #5, (a) ZF x Inconel e (b) ZF x Aço 316L. Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

Abraco - Associação Brasileira de Corrosão
 α - Ferrita
BTU - *British Thermal Unit*
ASM - *American Society for Metals*
 Cr_{eq} - Cromo equivalente
CGEE - Centro de Gestão e Estudos Estratégicos
 χ - Fase Chi
 D_{int} - Diâmetro interno
E - Potencial
 E_{CORR} - Potencial de corrosão
EDS - *Energy Dispersive Spectroscopy*
 E_{PIT} - Potencial de pite
 E_{PRO} - Potencial de proteção
 E_{REV} - Potencial de reversão
 η - Fase Laves/ Rendimento
Ferrita- δ - Ferrita delta
ft - Pés
 γ - Austenita
 $^{\circ}F$ - Grau *Fahrenheit*
 $^{\circ}C$ - grau *Celsius*
GMAW - *Gas Metal Arc Welding*
GTAW - *Gas-Shielded Tungsten Arc Welding*
h – Hora
HRB – Dureza Rockwell
I - Corrente
IBGE - Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística
in - Polegada
 in^3 – Polegada cúbica
ksi - *Kilopound per square inch*
L - Líquido/ fase líquida

lbm - *Pound mass*

M₂₃C₆ - Carbetto

MEV - Microscópio eletrônico de varredura

MO - Microscópio ótico / microscopia ótica

MME - Ministério de Minas e Energia

Mpa - Megapascal

Ni_{eq} - Níquel equivalente

pH - Potencial hidrogeniônico

psi - *Pound per square inch*

PRE/PREN - *Pitting Resistance Equivalent*

SAC - *Strain age cracking*

SAW - *Submerged arc welding*

SCC - *Stress corrosion cracking*

SMAW - *Shielded Metal Arc Welding*

σ – Fase sigma

T_p - Temperatura de pico

T_c - Temperatura crítica

TIG - *Tungsten Inert Gas*

V - Voltagem

ZTA - Zona termicamente afetada

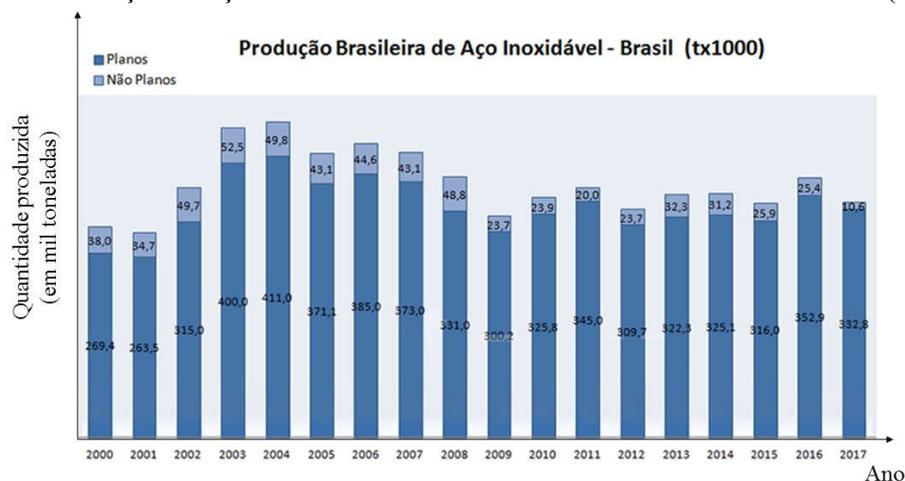
1 INTRODUÇÃO

Aços inoxidáveis são ligas de ferro-cromo com elementos de liga onde suas variações e teores conferem a estes uma gama de família e classificações. Embora todos os elementos tenham características peculiares, o cromo é fundamental para que o aço tenha a resistência à corrosão a que se destina.

O aço inoxidável tem sua descoberta ligada a *Harry Brearley*, pois em 1912 ao receber uma encomenda de um fabricante que desejava maior vida útil dos canos de suas armas, testou ligas compostas por carbono e cromo e entregou um material a que chamou de “*Rustless Steel*”, que mais tarde recebeu o nome de aço inoxidável. Embora a descoberta esteja fortemente ligada a *Brearley*, muitos estudos com ligas que continham cromo, baixo carbono e molibdênio foram feitos por cientistas europeus e norte-americanos (NOBELINOX, 2018).

Várias empresas com sede ou filiais instaladas no Brasil atuam no processo de produção ou transformação do aço inox, fornecimento de insumos e inspeção. A Abraco – Associação Brasileira de Corrosão, trabalha com profissionais que estudam as soluções para os problemas relacionados à corrosão também destes aços. Como produtores e processadores de aço inox estão a ArcelorMittal Inox Brasil e a Artex, empresa do grupo Açotubo. Já como mineradora a Anglo American, é uma das que possuem operações de níquel assim como a Votorantim Metais (NUCLEOINOX, 2010). A Figura 1 aponta a produção de aços inoxidáveis no país entre os anos de 2000 e 2017. Em 2017 chegou-se a produzir cerca de 340 mil toneladas de aço inox.

Figura 1 - Produção de aços inoxidáveis do Brasil entre os anos de 2000 e 2017 (tx1000)



Fonte: ABINOX (2017).

A elevada resistência mecânica juntamente com a alta resistência à corrosão sob altas temperaturas e excelentes propriedades de ductilidade e soldabilidade, conferem aos aços inoxidáveis austeníticos grande aplicabilidade também na indústria nuclear.

Já o Inconel é uma liga de níquel endurecida por precipitação, criada entre os anos de 1960 e 1970 para atender à indústria aeronáutica, especificamente sendo aplicada em motores de aeronaves. Sua utilização se estendeu a outros setores da indústria por seu alto desempenho sob altas temperaturas e sua excelente capacidade de resistir à corrosão. (LAMB e BRINGAS, 1999).

A indústria nuclear não é emissoras de gases que provocam o efeito estufa e a terceira maior fonte de geração de eletricidade no mundo. As mais de 400 usinas nucleares espalhadas pelo mundo operam há mais de 20 anos sem acidentes. Sendo assim, a segurança é um fator relevante nestas plantas. Segundo dados do Ministério de Minas e Energia (MME), o Brasil dispõe de uma reserva de urânio que equivale a 5% das reservas mundiais. Os materiais utilizados nestas indústrias devem possuir resistência à radiação, à corrosão, boas propriedades mecânicas sob altas temperaturas, entre outros. Para que os reatores nucleares continuem operando por muitos anos é preciso a seleção de materiais reavaliando o comportamento dos mesmos.

O Relatório de Perspectivas do CGEE (Centro de Gestão e Estudos Estratégicos) fez recomendações de prioridade para domínio completo do ciclo do combustível, da família de ligas de níquel como o Inconel, *Zircaloy* e aços inoxidáveis especiais e desenvolvimento de combustíveis.

Combinações de ligas de níquel oferecem grandes vantagens às instalações industriais em várias aplicações. Usinas de energia nuclear exigem bom comportamento dos aços em razão das elevadas temperaturas e da fadiga térmica aos quais serão submetidos.

Da produção mundial de níquel, 65% é destinada para se produzir aço inoxidável. Estima-se que o Brasil conte com uma reserva de 10 milhões de toneladas de níquel concentradas em sua maior parte dos estados do Pará e Goiás (80%). Já a mineração de níquel é realizada predominantemente nos estados de Goiás e Minas Gerais. Outras ligas que contém níquel têm aplicações peculiares como as ligas Inconel, que tem alta resistência à corrosão sob tensão em meios com cloretos (ICZ, 2017).

A utilização de diferentes ligas e juntas soldadas dissimilares são muitas vezes necessárias uma vez que as operações em um processo industrial estão sujeitas a diferentes condições de serviço. A solda que se resulta pode se comportar de maneira diferente dos metais

de base durante o serviço. Os processos de soldagem a arco mais populares para unir metais dissimilares são soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido (em inglês, *Shielded Metal Arc Welding* – SMAW), Soldagem por arco elétrico com gás de proteção, sigla em inglês GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) e Soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) ou GTAW (*Gas-Shielded Tungsten Arc Welding*).

A corrosão é um fenômeno químico superficial associado a elementos metálicos e não metálicos onde a degradação do material é resultado de sua interação com o meio que o envolve. Sendo assim, a resistência à corrosão não é uma característica intrínseca do material. Ela se dá conforme a interação deste com o meio e pode causar desde degradações superficiais a falhas de serviço que colocam em risco a segurança dos equipamentos (DAVIS, 2006).

Em se tratando de juntas soldadas, a corrosão sofre influência de vários fatores como a possibilidade de corrosão galvânica quando o metal de solda é anódico em relação ao metal de base, e seus potenciais forem muito distintos; ciclos térmicos que conferem precipitações às regiões adjacentes à solda (corrosão intergranular); tensões residuais que são grandes precursoras da corrosão sob tensão e a presença de descontinuidades superficiais que favorecem o surgimento de corrosão localizada por frestas.

A corrosão por pites é um mecanismo de corrosão associado a outros mecanismos. A inspeção por pites pode ser dificultada devido à presença de produtos de corrosão que impede a visualização do dano. Pites podem levar a perfurações em canos condenando-os à reposição, além de falhas estruturais.

A corrosão por pites é consequência da microsegregação ou nucleação de dendritas. A soldagem feita pelo processo TIG autógeno propicia este tipo de corrosão, entre outros fatores como o teor de molibdênio entre 4 e 6% nas ligas e energia de soldagem proporcionando uma microestrutura grosseira, com dendritas superficiais (DAVIS, 2006).

Os ensaios eletroquímicos permitem traçar o perfil comportamental de um material mediante a influência de diferentes variáveis como concentração da solução, temperatura do ambiente, esforços mecânicos, etc. São técnicas capazes de fornecer dados acerca dos potenciais de corrosão, potenciais de pite, avaliar a eficiência de inibidores de corrosão, avaliar a taxa de corrosão, etc. Poucos são os estudos de resistência à corrosão através de ensaios de polarização cíclica combinando a junção destas ligas de forma autógena pelo processo TIG. Alguns estudos foram feitos com a mesma união e processo ou com união e processos similares. Dokme et al (2018), investigaram a microestrutura resultante da soldagem da liga de Inconel 625 e do aço inoxidável AISI 316L, constatando a presença de fases deletérias e precipitados. Cortés et al

(2017), fizeram estudos de propriedades mecânicas como resistência à tração, microdureza e ensaio Charpy em placas de Inconel 718 soldadas pelo processo TIG. Demarque et al (2018), relacionou diferentes correntes de soldagem e a temperaturas de interpasse com a microestrutura resultante na soldagem, também pelo processo TIG autógeno, de juntas dissimilares compostas pela liga de Inconel 718 e pelo aço inox 316L. Rankumar (2014) fez um estudo comparativo com o uso de diferentes metais de adição na soldagem da liga de Inconel 718 com o aço AISI 316L. Em seu estudo publicado em 2017, Rankumar fez estudos de corrosão através do levantamento da perda de massa, além de estudos microestruturais e de propriedades mecânicas, em ligas formadas com os mesmos materiais com o objetivo de relacionar a corrente de soldagem com a profundidade de penetração e com a relação profundidade/ largura. Porém, nenhum estudo em junções idênticas ou similares fez a utilização do levantamento de curvas de polarização cíclica para caracterizar a resistência à corrosão nesta junção como neste presente trabalho.

2 OBJETIVO

O objetivo deste trabalho foi caracterizar eletroquimicamente juntas dissimilares compostas por aços AISI 316L e Inconel 718 e soldadas sob diferentes aportes térmicos utilizando testes eletroquímicos de potencial de circuito aberto e voltametria cíclica, correlacionando os resultados de dureza, tamanho de grão e microestrutura com as variações de energia impostas durante a soldagem das amostras. As juntas foram compostas por cinco amostras de aço inox 316L de dimensões 120 x 20 x 5 mm e outras cinco amostras de Inconel 718 nas mesmas dimensões, unidas pelo processo de soldagem TIG de maneira autógena, ou seja, sem a utilização de metal de adição. Os testes utilizados foram capazes de caracterizar essas uniões quanto à sua resistência à corrosão por pites, uma das formas de corrosão em meio contendo cloreto Cl⁻. Com base nestes resultados ainda foi possível a seleção de parâmetros otimizados para a soldagem autógena destas ligas pelo processo TIG.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis

Aços inoxidáveis são aços que contêm em sua composição um mínimo de 10,5% de cromo, além de outros elementos também de suma importância para garantir a propriedade de resistência à corrosão como o níquel, o molibdênio, entre outros. Dividem-se em cinco famílias distintas de aços devido às diferentes estruturas cristalinas e mecanismo de reforço que ditam diferentes propriedades mecânicas e resistência à corrosão. São aços formadores de camada passiva (película de óxido) que tem a função de conferir ao aço sua resistência à corrosão. O teor mínimo de cromo especificado para estes aços confere efetividade e estabilidade à esta película (ASM, 2005). Os elementos de liga contidos nestes aços conferem a ele diferentes microestruturas. Existem, basicamente, dois grupos de elementos de liga: os que estabilizam a ferrita (Cr, Si, Mo, Ti e Nb) ou os estabilizadores da austenita como o Ni, C, N e o Mn (ALVES, 2012).

3.1.1 Classificação dos aços inoxidáveis

Cinco são as famílias de aços inoxidáveis distinguidos por sua estrutura cristalina: austeníticos, ferríticos, martensíticos, endurecidos por precipitação e duplex.

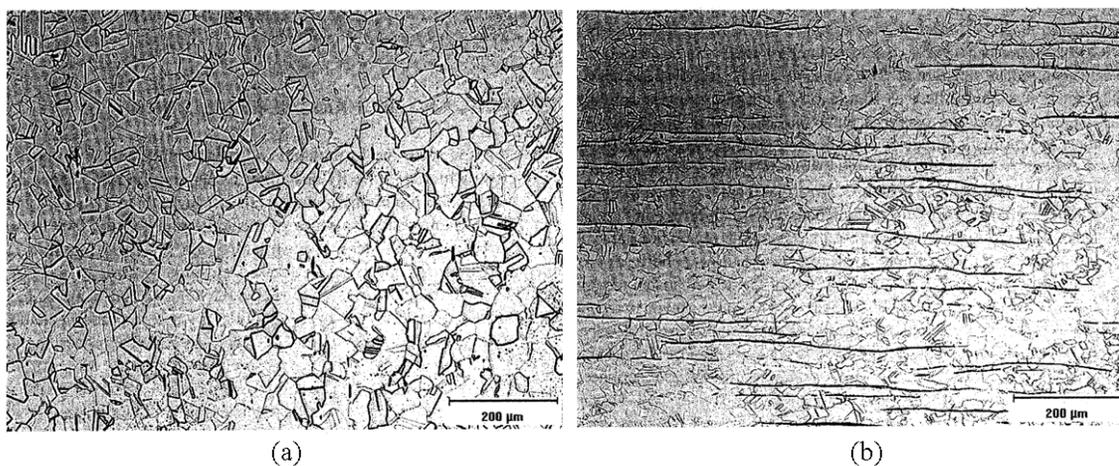
3.1.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais utilizados dentre os aços inoxidáveis (cerca de 65 a 70% do total produzido). O teor de carbono geralmente fica abaixo de 0,08%, o cromo varia entre 16 e 28% e o níquel entre 3,5 a 32%. Esta composição faz com que eles apresentem tenacidade e ductilidade superiores à da maioria dos aços, que são mantidas até mesmo em baixas temperaturas (MODENESI, 2001).

Os aços inoxidáveis austeníticos são formulados e termomecanicamente processados para ter estrutura essencialmente austenítica. Dependendo dos elementos estabilizadores no aço

pode também apresentar uma mistura de austenita e ferrita em sua microestrutura. A Figura 2 mostra as microestruturas de um aço inoxidável forjado onde no primeiro caso (a) os grãos são austeníticos equiaxiais e no segundo (b) há ferrita residual (ferrita delta, δ) resultante de processamento a altas temperaturas, alinhada na direção de laminação. O surgimento da ferrita é resultado da segregação de elementos promotores de ferrita (principalmente cromo) durante a solidificação ou processos termomecânicos. A Figura 3 mostra a transformação do aço inoxidável austenítico através de um diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% de ferro. Na solidificação primária podem estar presentes tanto a austenita quanto a ferrita, como pode ser visto a aproximadamente 18Cr-12Ni no sistema ternário. Quando a relação cromo/níquel é alta, a solidificação primária se dá como ferrita delta e quando é baixa como austenita. Uma pequena região triangular com uma faixa de temperatura onde coexistem austenita, ferrita e líquido é mostrada na Figura 3. Ligas que se solidificam como austenita à esquerda desta região são estáveis como austenita após o resfriamento até a temperatura ambiente. Entretanto, quando ligas se solidificam como ferrita, elas podem ser completamente ferrítica ou uma mistura de austenita e ferrita ao fim da solidificação (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Figura 2 – Microestrutura de um aço inox 304: a) totalmente austenítica; (b) austenítica com filetes de ferrita

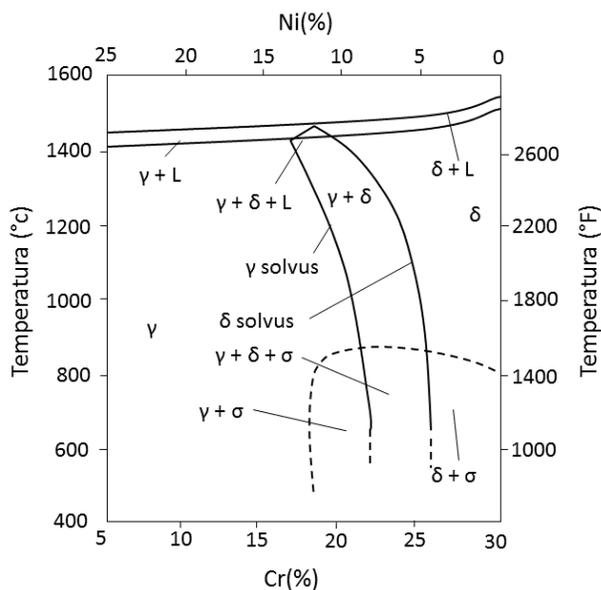


FONTE: LIPPOLD E KOTECKI (2005).

Os aços inoxidáveis austeníticos têm também boa resistência mecânica e à corrosão a temperaturas elevadas, características alcançadas principalmente em austeníticos ligados com Mo ou Si. São altamente susceptíveis ao endurecimento por deformação plástica (dependendo

da composição) e tem soldabilidade relativamente boa. A ausência da transformação martensítica durante a soldagem e a boa tenacidade fazem com que sejam resistentes à fissuração por hidrogênio (trincas a frio). Há também nestes aços uma baixa capacidade de formação de porosidade e a zona fundida tem propriedades semelhantes à do metal de base (KOU, 2003).

Figura 3 - Efeito dos elementos de liga na precipitação de fases



FONTE: O autor - Adaptado de LIPPOLD E KOTECKI (2005).

3.1.1.1.1 A série 300

A série 300 representa uma modificação na composição dos clássicos aços inoxidáveis 18/8 (18%Cr-8%Ni), que teve sua popularidade mantida por 70 anos por apresentarem boa resistência à corrosão. Entre estas importantes modificações estão: a adição de molibdênio e, molibdênio com nitrogênio para melhorar a resistência à corrosão por pite, reduzindo o teor de carbono ou estabilizando tanto com titânio quanto com nióbio mais tântalo para reduzir o risco de corrosão intergranular em materiais soldados. Adicionando níquel e cromo para melhorar a resistência à oxidação a altas temperaturas e resistência ao cisalhamento e adição de níquel para melhorar a resistência à corrosão sob tensão (SEDRIKS, 1996). Rahman *et al* (2018), em seus

estudos acerca do efeito de teores de molibdênio entre 5 e 20% em massa nos aços inoxidáveis 316L concluíram que a faixa entre 5 e 15% de Mo tem maior precipitação da fase Sigma, tendo a maior precipitação da fase Laves entre 10 e 20% de Mo. Concluíram também que, dentro a faixa analisada, aços com 10% de Mo apresentaram a maior resistência à corrosão em meio NaCl.

a) Ferrita Delta

A composição das ligas da série 300 está balanceada para minimizar a formação da ferrita delta. Tal fase é rica em cromo e outros elementos estabilizadores da ferrita e pobre em elementos estabilizadores da austenita. A presença da ferrita delta diminui a resistência à corrosão por pites. Quando está presente em grãos isolados e em grandes quantidades, como acontece nos aços inoxidáveis duplex, melhora a resistência à sensitização e à corrosão sob tensão. Entretanto, reduz a resistência à sensitização quando se concentra formando uma rede nos contornos de grãos. Quando exposta a longos períodos a altas temperaturas pode se transformar na fase sigma, uma fase dura, frágil que reduz a ductilidade, dureza, resistência à corrosão por pites e resistência à corrosão em frestas (SEDRIKS, 1996). Toppo *et al* (2018), mostraram que uma pequena quantidade de ferrita delta sofreu transformação e precipitação de carbeto durante tratamento térmico pós soldagem de componentes de reatores nucleares compostos por aço 316LN com consumíveis 316N.

Por estas razões, a série 300 dos aços austeníticos, usualmente contém níquel suficiente ou equivalente para evitar a presença de quantidade significativa de ferrita- δ (SEDRIKS, 1996).

A ferrita é uma região preferencial para a precipitação de carbeto da forma $M_{23}C_6$ e fase sigma, esta responsável pela fragilização do aço inoxidável (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

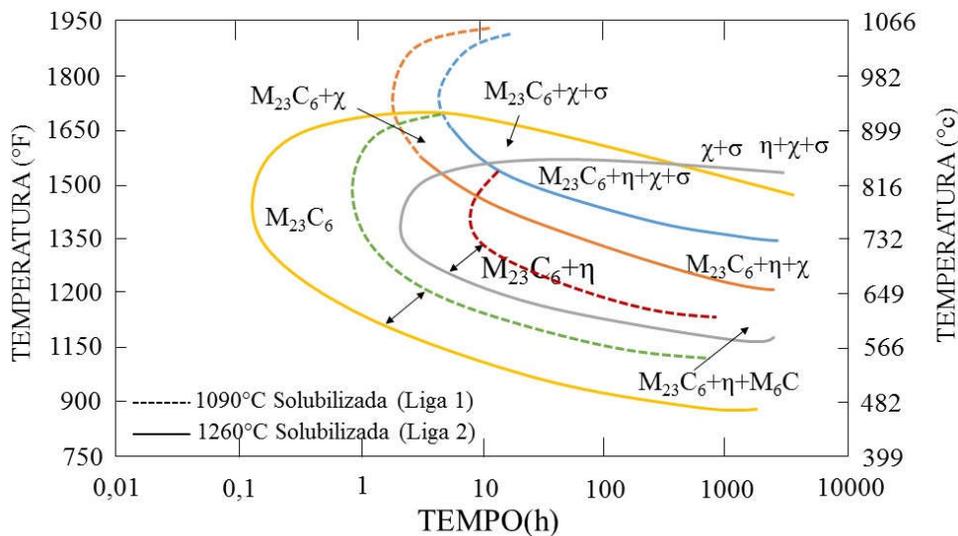
b) Sensitização

A exposição dos aços inoxidáveis a elevadas temperaturas por um longo período de tempo pode resultar na formação de vários precipitados. Essa formação é evidenciada em diagramas conhecidos como diagramas TTP (tempo-temperatura-precipitação). Um diagrama

para aço 316L é mostrado na Figura 4, mostrando a precipitação de carbeto como $M_{23}C_6$ e fases como a chi, laves e sigma. Os carbeto $M_{23}C_6$ podem se precipitar em períodos relativamente curtos ou a taxas de resfriamento relativamente altas em relação a outros precipitados. Quando um carbeto se precipita nos contornos de grão ocorre o fenômeno chamado “sensitização”, que pode causar corrosão intergranular em certos ambientes (SEDRIKS, 1996). Nam *et al* (2018), observaram em aço 304, soldados através do processo de soldagem a arco submerso, a precipitação de carbeto de cromo na interface ferrita-/austenita após tratamento térmico nas faixas 650 a 850°C durante um intervalo de tempo entre 0,5 e 4h. Dokm *et al* (2018), também observaram na zona fundida a formação de precipitados de Nb, Ti e Cr após a soldagem dissimilar do Inconel 625 com o aço 316L.

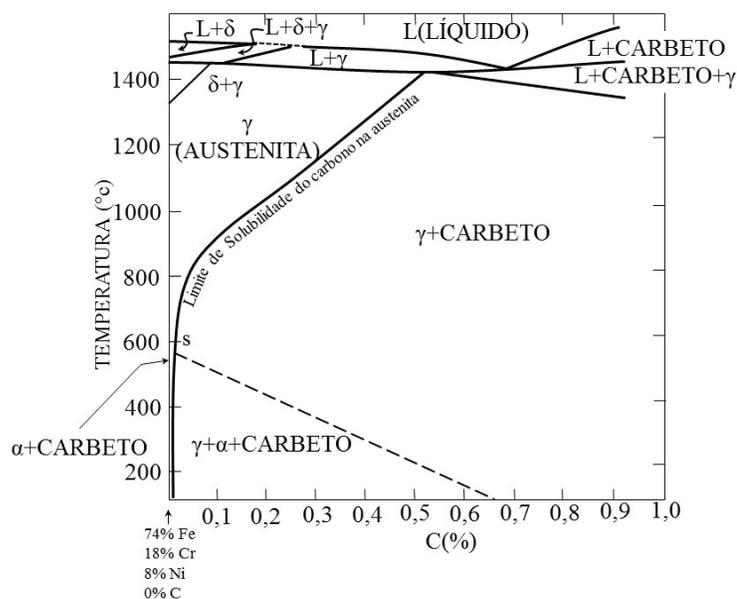
A Figura 5 mostra as relações de equilíbrio e a solubilidade do carbono na liga Fe-18Cr-8Ni explicitando que ligas contendo de 0,03% a 0,7% C devem conter em sua microestrutura, à temperatura ambiente, austenita, ferrita- δ e carbeto ($M_{23}C_6$) (SEDRIKS, 1996).

Figura 4 - Diagrama TTT para o aço AISI 316L solubilizado por 1,5h e resfriado em água



FONTE: O autor - Adaptado de WEISS e STICKLER (1972)

Figura 5 – Diagrama pseudobinário para uma liga Fe-18%Cr-8%Ni conforme variação no teor de carbono



FONTE: O autor - Adaptado de SEDRIKS (1996).

c) O aço 316L

Os aços inoxidáveis 316 têm adição de molibdênio na faixa de 2 a 3% em relação aos do tipo 304, sendo, portanto, ligas com melhores propriedades de resistência à corrosão do que as do tipo 304, com exceção à quando submetidas a meios compostos por ácidos oxidantes, como o ácido nítrico (SCHWEITZER, 2007).

A letra “L”, representa a palavra em inglês “low”, presente na nomenclatura para designar um 316 com menor teor de carbono (0,03%) em relação ao 316 (0,08%) (SEDRIKS, 1996). O baixo teor de carbono faz com que estes aços sejam menos suscetíveis à precipitação de carbeto de cromo na região dos contornos de grãos durante processos como soldagem e alívio de tensões (SCHWEITZER, 2007).

As Tabelas 1, 2 e 3 apresentam as composições químicas, propriedades físicas e químicas dos aços inoxidáveis 316L, respectivamente.

Tabela 1 - Composição química do aço inox 316L

Composição Química (%)								
C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	N
0,03 máx.	2,0 máx.	0,75 máx.	0,045 máx.	0,03 máx.	Mín.: 16,0 Máx.: 18,0	Mín.: 2,0 Máx.: 3,0	Mín.: 10,0 Máx.: 14,0	0,10 máx.

FONTE: PENNSTAINLESS (2017).

Tabela 2 - Propriedades Mecânicas do aço inox 316L

Limite de Resistência à Tração ksi (mín)	Limite de Escoamento 0,2% ksi (mín)	Alongamento (%)	Dureza Brinell (máx)	Dureza Rockwell B (máx)
70	25	40	217	95

FONTE: PENNSTAINLESS (2017).

Tabela 3 - Propriedades Físicas do aço inox 316L

Propriedades Físicas	
Densidade lbm/in ³	0,29 a 68°F
Condutividade Térmica (BTU/h ft.°F)	100,8 a 68-212°F
Resistividade Elétrica (inx10-6)	29,1 a 68°F
Módulo de Elasticidade (psix106)	29
Coefficiente de Expansão Térmica (in/in)/°Fx106	8,9 a 32-212°F 9,7 a 32-1000°F 11,1 a 32-1500°F
Calor Específico (BTU/lb/°F)	0,108 a 68°F 0,116 a 200°F
Intervalo de Fusão (°F)	2500 a 2250

FONTE: PENNSTAINLESS (2017).

3.1.2 Efeitos dos elementos de liga

A maioria dos metais não são utilizados em sua forma pura, mas em combinações chamadas ligas, onde dois ou mais elementos são combinados para satisfazer às necessidades de aplicação a que se destina a liga. A adição destes elementos modifica a microestrutura do

material que por sua vez proporciona uma gama de distintas propriedades físicas e mecânicas a eles (ASM, 2005).

O cromo é o único elemento essencial na formação do filme passivo, ou seja, faz a diferenciação entre os aços inoxidáveis de outros materiais resistentes à corrosão. Outros elementos podem manter o filme e manter a efetividade do cromo, mas nenhum deles é capaz de criar por si mesmo as propriedades do aço inoxidável. O filme já pode ser observado com uma composição de 10% de cromo, mas é bastante fraco nesta composição que tendo sua porcentagem aumentada para 17 a 20% (no campo austenítico) melhora sua efetividade. Porém, grandes proporções de cromo afetam as propriedades mecânicas e soldabilidade do aço sendo, portanto, mais eficiente (em relação ao aumento de sua resistência à corrosão) variar as proporções de outros elementos no aço, com ou sem aumento do teor de cromo (ASM, 2005).

O níquel tem como principal função estabilizar a estrutura austenítica. A adição de níquel a certos teores expande o campo austenítico estabilizando a austenita a temperatura ambiente e também abaixo dela. A presença de níquel influencia a cinética de precipitação, mas não a formação de carbeto e compostos intermetálicos (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Embora auxilie no poder anticorrosivo dos aços, o aumento do níquel de 8 a 10% diminui a resistência à corrosão que deve ser, neste caso, controlada pelo aumento na proporção de outros elementos (ASM, 2005).

O manganês nos aços inoxidáveis austeníticos, apresenta teores entre 1 e 2% (em massa). É um elemento que promove a austenita estabilizando-a a baixas temperaturas para evitar a transformação em martensita. Já a elevadas temperaturas a formação da austenita depende também da composição geral da liga (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). O manganês interage com o enxofre nos aços inoxidáveis formando os sulfetos de manganês que, de acordo com sua morfologia e composição, agem substancialmente na resistência à corrosão (especialmente por pites). O manganês aumenta a solubilidade do nitrogênio no aço inoxidável, principalmente na fundição (ASM, 2005).

Já o molibdênio, combinado com o cromo, é muito efetivo na estabilização do filme passivo na presença de cloretos. Atua especialmente aumentando a resistência à corrosão por pites em meios clorados e corrosão intersticial, mas provoca um decréscimo na corrosão em ambientes extremamente oxidantes como ácidos nítricos fortes. Aumenta a resistência mecânica e à corrosão em elevadas temperaturas dos aços inoxidáveis austeníticos (ASM, 2005).

O carbono é um elemento altamente capaz de promover a austenita na liga. Seu efeito na resistência à corrosão da liga depende da forma como ele existe na mesma. Se for combinado com o cromo, formando um carbeto de cromo, pode remover parte do cromo na solução sólida da liga reduzindo, por consequência, o teor de cromo na mesma, que garante sua resistência à corrosão. Isso acontece quando a liga é resfriada lentamente depois de um tratamento térmico ou com subsequente aquecimento (como por processos de soldagem, por exemplo) (ASM, 2005).

O nitrogênio melhora a resistência por pites dos aços austeníticos, retarda a formação da fase sigma e endurece o aço (ASM, 2005). Em alguns aços inoxidáveis, está presente apenas como impureza enquanto em outros, sua adição é intencional, como no caso dos aços austeníticos e quase todos os duplex (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Assim como o molibdênio, o silício aumenta a resistência mecânica e à corrosão em elevadas temperaturas dos aços inoxidáveis austeníticos (ASM, 2005). Na maioria das ligas está presente na faixa de 0,3 a 0,6%(em massa). É adicionado à liga para promover a desoxidação durante a fusão e em algumas ligas pode ser substituído pelo alumínio, o que raramente acontece nos aços inoxidáveis. Em aços inoxidáveis austeníticos, teores acima de 1% (em massa) parecem promover a ferrita (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

O enxofre normalmente está presente como inclusões de sulfeto de manganês. Diminui a soldabilidade, mas melhora a usinabilidade (ASM, 2005).

O nióbio produz tamanho de grão fino. Aumenta a resistência do aço em temperatura elevada. Por ser um forte formador de carboneto pode diminuir o endurecimento do aço por remoção do carbono da matriz (ASM, 2005).

Já o titânio produz partículas de carboneto que restringem o crescimento de grãos. Remove carbono em solução em aços inoxidáveis prevenindo a degradação do contorno de grão por carboneto de cromo. Inibe a formação de austenita em aços de alto teor de cromo. Atua como um desoxidante pela combinação com oxigênio e nitrogênio (ASM, 2005).

3.1.3 Metalurgia da soldagem em aços inoxidáveis austeníticos

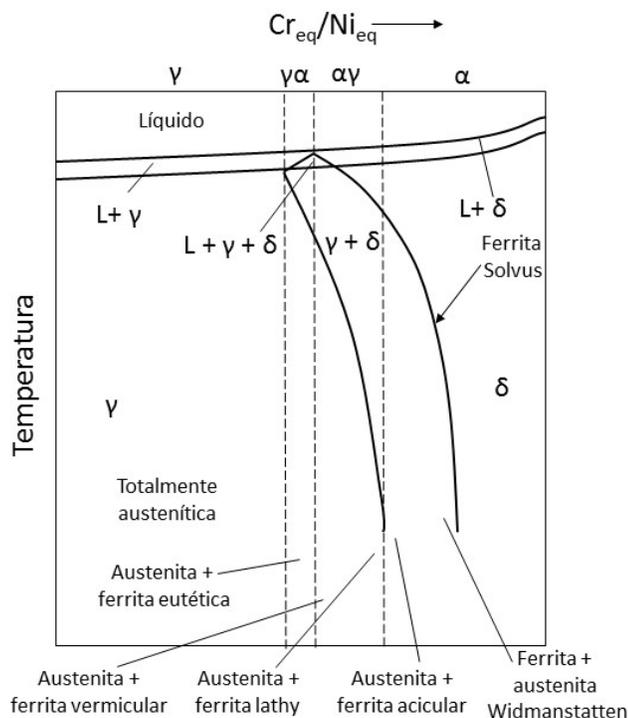
Quatro são as possibilidades de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos durante a soldagem. Estas reações são apresentadas na Tabela 4 e também no diagrama de fases Fe-Cr-Ni da Figura 6.

Tabela 4 - Tipos de solidificação, reações e microestrutura resultante

Tipo de Solidificação	Reação	Microestrutura
Austenita (γ)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$	Totalmente austenítica, estrutura de solidificação bem definida
Austenita-Ferrita (γ-α)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + (\gamma + \alpha)_{eut} \rightarrow \gamma + \alpha_{eut}$	Ferrita nos contornos celulares e dendríticos
Ferrita-Austenita(α-γ)	$L \rightarrow L + \alpha \rightarrow L + \alpha + (\alpha + \gamma)_{per/eut} \rightarrow \alpha + \gamma$	Ferrita com morfologia vermicular e/ou lathy resultando da transformação ferrita-austenita
Ferrita (α)	$L \rightarrow L + \alpha \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \gamma$	Ferrita acicular ou matriz ferrítica com austenita nos contornos de grão e Ferrita de <i>Widmanstätten</i> .

FONTE: O autor - Adaptado de LIPPOLD E KOTECKI (2005).

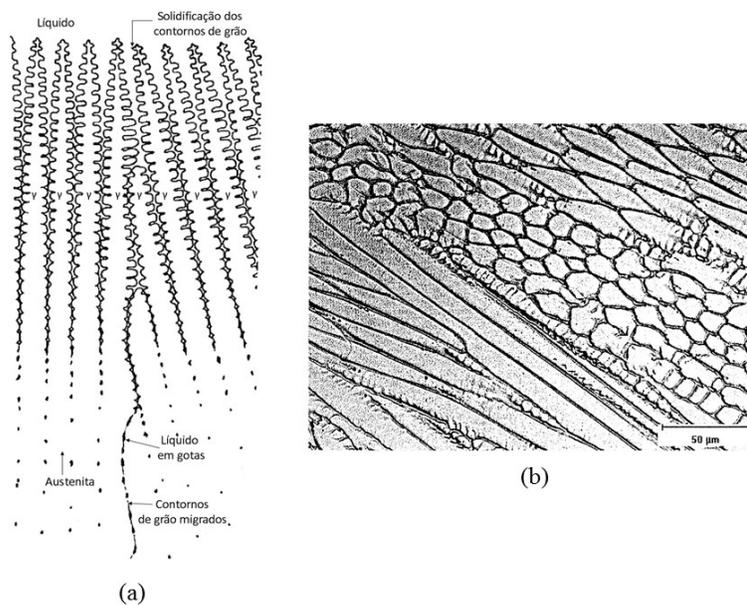
Figura 6 – Diagrama de fases pseudobinário mostrando as relações entre os tipos de solidificação



FONTE: O autor - Adaptado de LIPPOLD E KOTECKI (2005).

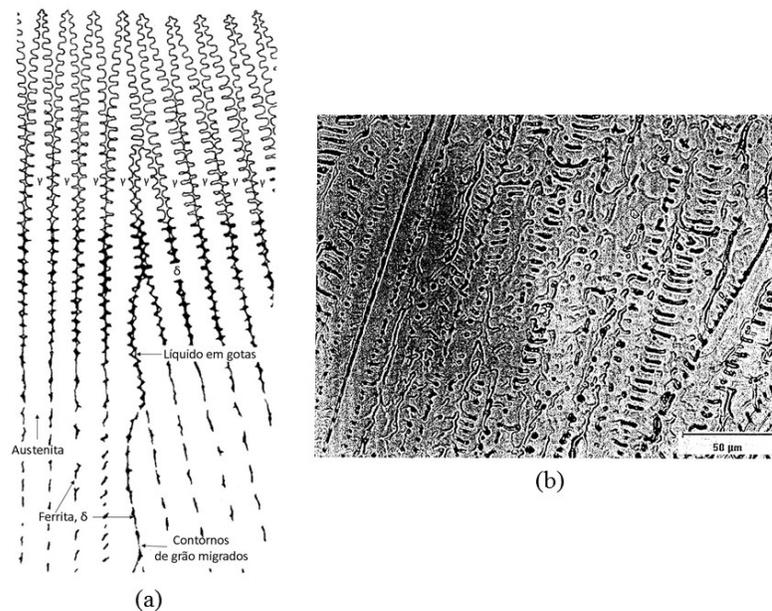
A solidificação na zona fundida pode resultar em estruturas totalmente austeníticas (Figura 7), estruturas com formação inicialmente austenítica e posteriormente como ferrita com a formação de ferrita eutética entre as dendritas de austenita (Figura 8), estruturas com formação inicialmente ferrítica e posteriormente como austenita com morfologia de ferrita vermicular (característica de soldas de aços inoxidáveis austeníticos) – Figuras 9.a e 9.c, ou ferrita lathy (característica de soldas com resfriamento rápido) – Figuras 9.b e 9.d ou ainda estruturas totalmente ferríticas, onde há formação e austenita na forma de placas (austenita de *Widmanstätten*) para o interior na matriz ferrítica já completamente solidificada (Figura 10), a medida em que a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} aumenta (Figura 6).

Figura 7 – (a) Esquema de uma solidificação totalmente austenítica, (b) Microestrutura da zona de fusão resultante de uma solidificação totalmente austenítica



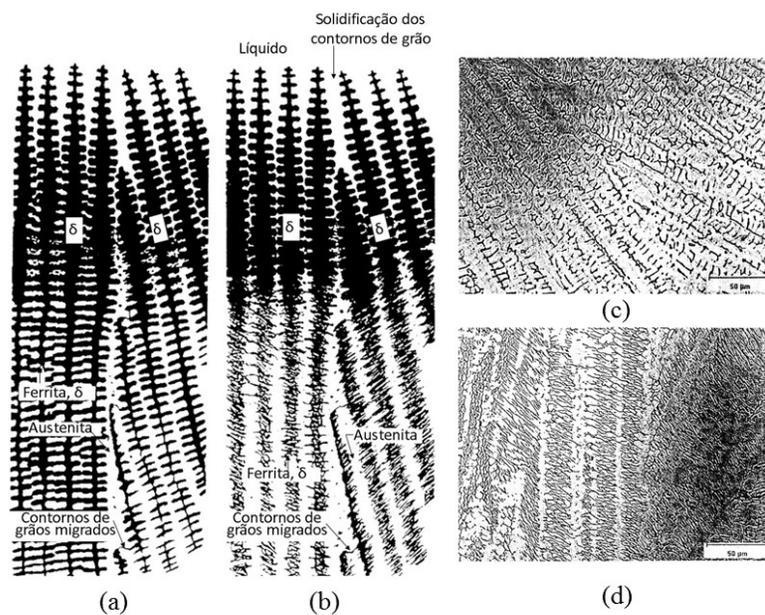
FONTE: O autor - Adaptado de LIPPOLD E KOTECKI (2005).

Figura 8 – (a) Esquema da zona de fusão resultante de uma solidificação austenítica-ferrítica, (b) Microestrutura da zona de fusão resultante de uma solidificação austenítica-ferrítica



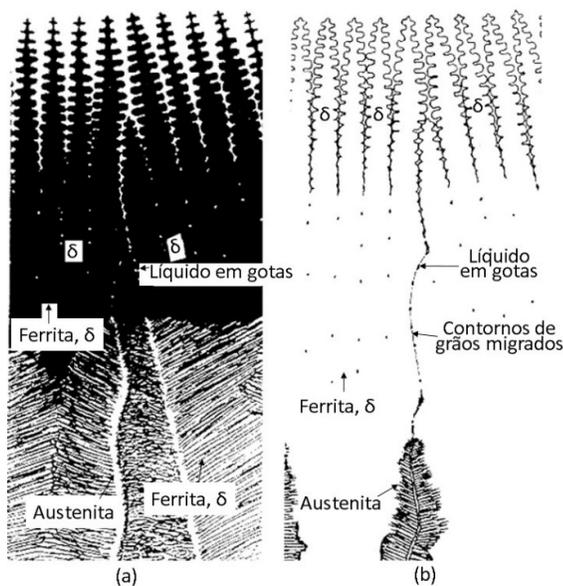
FONTE: O autor - Adaptado de LIPPOLD E KOTECKI (2005).

Figura 9 – (a) solidificação ferrítica-austenítica com ferrita vermicular; (b) solidificação ferrítica-austenítica com ferrita “lathy”; (c) microestrutura da zona de fusão resultante de uma solidificação ferrítica-austenítica com ferrita vermicular, (d) – Microestrutura da zona de fusão resultante de uma solidificação ferrítica-austenítica com ferrita “lathy”



FONTE: O autor - Adaptado de LIPPOLD E KOTECKI (2005).

Figura 10 – Esquema de solidificação ferrítica: (a) ferrita acicular; (b) ferrita e austenita de *Widmanstätten*

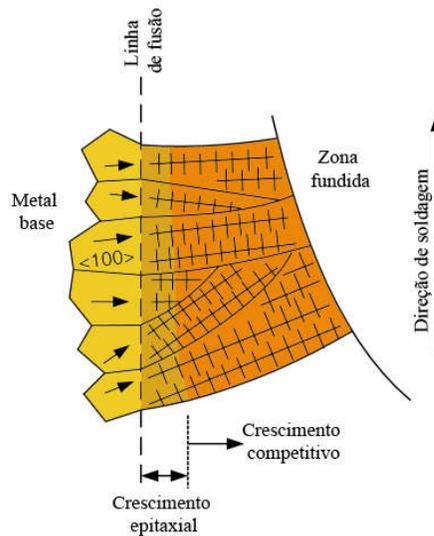


FONTE: O autor - Adaptado de LIPPOLD E KOTECKI (2005).

3.1.3.5 Reações metalúrgicas na zona termicamente afetada

A ZTA – zona termicamente afetada, pode sofrer algumas transformações em sua estrutura levando essa região a alterações que podem ou não comprometer seu desempenho. Dentre elas estão o *crescimento epitaxial* (característico de soldagens de forma autógena, com novos grãos se formando sobre os grãos do metal base sem alterar suas orientações cristalográficas), o *crescimento competitivo de grãos*, característico da soldagem de materiais dissimilares com os grãos crescendo perpendicularmente à linha de fusão, na direção do gradiente máximo de temperatura, conforme pode ser visto na Figura 11 (KOU, 2003).

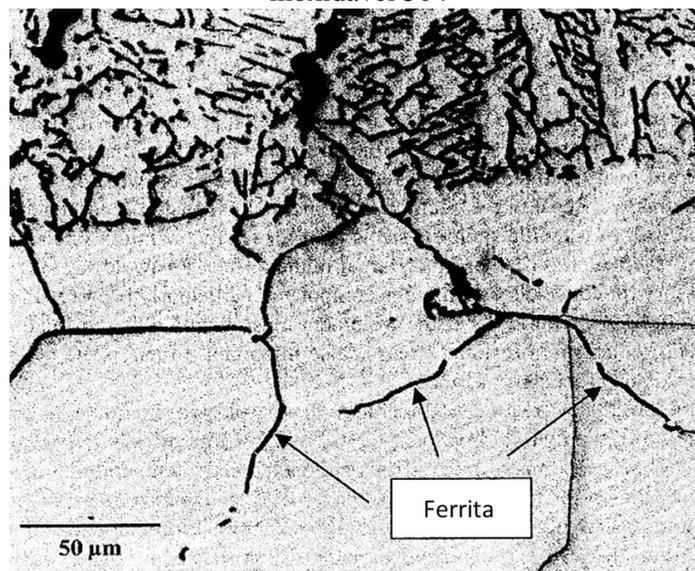
Figura 11 – Esquema demonstrando o crescimento epitaxial e competitivo na linha de fusão



FONTE: O autor - Adaptado de KOU (2003).

Há ainda outras transformações como o crescimento de grãos, formação de ferrita (geralmente nos contornos de grão, conforme pode ser visto na Figura 12) e a precipitação, com a formação mais comum de carbeto e nitreto em aços inoxidáveis austeníticos. (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Figura 12 – Ferrita ao longo dos contornos de grãos austeníticos na ZTA de um aço inoxidável 304



FONTE: O autor - Adaptado de LIPPOLD E KOTECKI (2005).

3.1.3.6 Pré-aquecimento, temperatura de interpasse e tratamento térmico pós soldagem

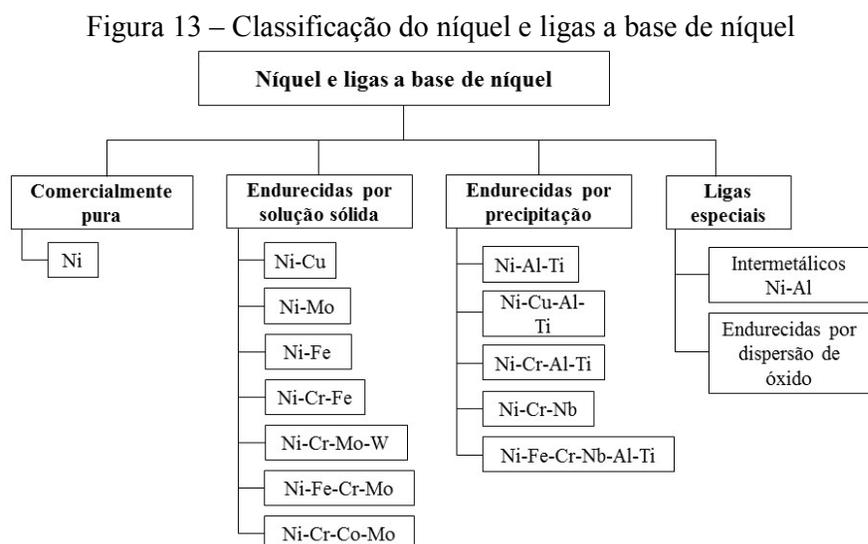
Em geral pré-aquecimento e controle de temperaturas de interpasse não são necessários para aços inoxidáveis austeníticos. Essas variáveis, quando presentes no processo, fazem com que a taxa de resfriamento seja mais lenta, o que não influencia a transformação da ferrita em austenita uma vez que esta transformação ocorre sob altas temperaturas, onde o controle dessas variáveis tem pouco efeito sobre a taxa de resfriamento. Porém, quando a precipitação de carbeto é uma preocupação, o controle da temperatura de interpasse se faz necessário abaixo do resfriamento em que há a precipitação do carbeto. Tratamentos térmicos, como alívio de tensões não são necessários quando peças de grandes espessuras são soldadas, pois o coeficiente de expansão térmica dos aços inoxidáveis austeníticos é muito maior do que o dos aços inoxidáveis ferríticos, portanto o grau de tensões residuais pode ser muito maior para os austeníticos. O alívio de tensões é um processo importante quando houver potencial para corrosão sob tensão em serviço. As temperaturas de tratamento térmico devem levar em conta a modificação da microestrutura, assim como a precipitação de compostos deletérios ao material (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

3.2 Ligas de níquel

As ligas comerciais à base de níquel surgiram no final do século XIX, tendo seu alto nível de desenvolvimento sido atingido durante o século seguinte (Dupont *et al*, 2009). Além de comercialmente utilizado em sua forma pura, o níquel é um elemento de liga que confere à ligas Ni-Cr e Ni-Cr-Fe, por exemplo, excelentes propriedades mecânicas e de resistência à corrosão quando expostas a diferentes tipos de meio (SILVA e MEI, 1988). As ligas de níquel têm grande relevância devido ao comportamento que apresentam em condições de operação severas em ambientes corrosivos, altas temperaturas, elevadas tensões ou combinações destas condições. Isto se dá também ao fato do níquel manter sua estrutura cúbica de face centrada (CFC), de matriz austenítica, mesmo em temperaturas acima de seu ponto de fusão (ASM, 2005).

São muito utilizadas nas indústrias de energia em soldas dissimilares entre o aço carbono e os aços inoxidáveis austeníticos para proporcionar uma transição no coeficiente de expansão térmica para serviços sob elevadas temperaturas (ASM, 2005).

Não existe um sistema de classificação para as ligas a base de níquel como para os aços e ligas de alumínio, sendo assim, nomeadas por um nome comercial ou pelo número da liga originalmente atribuída pelo fabricante (Dupont *et al*, 2009). A Figura 13 mostra a relação de ligas de níquel existentes no mercado.



FONTE: O autor - Adaptado de DUPONT, LIPPOLD E KISER (2009).

3.2.2 Super ligas à base de ferro e níquel

O termo “superliga a” foi dado a ligas complexas de alta resistência, mas geralmente é usado para descrever ligas a base de níquel com suas propriedades de resistência superiores (Dupont *et al*, 2009). São ligas desenvolvidas a partir dos aços inoxidáveis com teores balanceados de elementos de liga. O balanceamento do cromo, por exemplo serve para a obtenção de uma liga com maior resistência à corrosão. Já o níquel deve ser dosado para garantir estabilidade à austenita em temperaturas elevadas. Nióbio e titânio evitam a formação de carbonetos de cromo nos contornos de grão.

Ligas endurecidas por precipitação de compostos intermetálicos como compostos de Ti, Al e/ou Nb são as mais relevantes das superligas. As propriedades dessas ligas tem sua definição nos processos de solubilização seguido de envelhecimento (SILVA e MEI, 1988).

Adições de alumínio e titânio tornam estas ligas endurecíveis por precipitação, como o Inconel da série 7XX, superligas resistentes a temperaturas acima de 600°C. Propriedades como resistência à fadiga, à fluência, à corrosão, resistência ao ciclo de aquecimento e resfriamento e soldabilidade são importantes no desenvolvimento dessas ligas (SILVA e MEI, 1988).

O Inconel, um dos metais base objeto deste estudo é uma liga Ni-Cr-Fe, endurecida por precipitação de compostos intermetálicos.

3.2.2.1 Liga de Inconel 718

A liga de Inconel 718 foi inventada em 1962 por *H. L. Eiselstein*. Trata-se de uma liga criada com excelentes propriedades de resistência à corrosão sob altas temperaturas e com propriedades de soldabilidade e prevenção de SAC (*Strain Age Cracking*) otimizadas. (Dupont *et al*, 2009). É uma liga de Ni-Cr-Fe austenítica envelhecida de alta resistência à corrosão utilizada de -253 °C a 704 °C. (SPECIALMETALS, 2007).

Tem aplicação na fabricação de turbinas a gás, bombas, facas para corte a quente, matrizes extrusoras, motores aeronáuticos e equipamentos para a industrial de óleo e gás (SILVA e MEI, 1988).

Os limites típicos da composição destas ligas são mostrados na Tabela 5 (SPECIALMETALS, 2007).

Tabela 5 - Composição química da liga Inconel 718 (%)

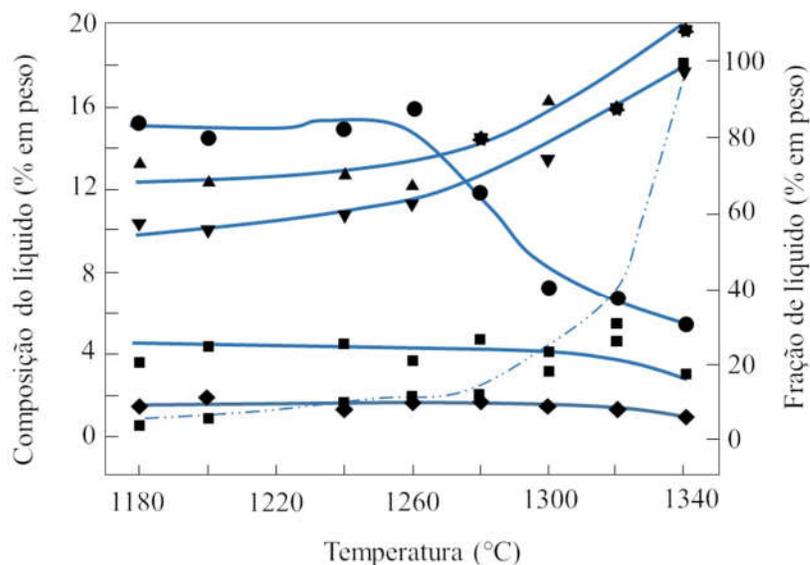
Elemento	Teor (%)	Elemento	Teor (%)
Níquel (+)	50,00 – 55,00	Carbono	0,08 máx.
Cromo	17,00 – 21,00	Manganês	0,35 máx.
Ferro	Balanceado	Silício	0,35 máx.
Nióbio (+)	4,75 – 5,50	Fósforo	0,015 máx.
Molibdênio	2,80 – 3,30	Enxofre	0,015 máx.
Titânio	0,65 – 1,15	Boro	0,006 máx.
Alumínio	0,20 – 0,80	Cobre	0,30 máx.
Cobalto	1,00 máx.	Carbono	0,08 máx.

Fonte: SPECIALMETALS (2007).

Na solidificação da liga de Inconel 718 a segregação é um fator muito importante a ser considerado devido a diferença de difusividade dos elementos no sólido e no líquido, causando a formação de pontos eutéticos. Durante o resfriamento a solidificação se divide entre as dendritas solidificadas e líquido entre as mesmas (líquido interdendrítico) (GONÇALVES, 2016).

O nióbio tem capacidade de segregação bem maior que o titânio ou o molibdênio. Estes elementos são rejeitados para o líquido, assim como o cromo, o ferro e o níquel tem a tendência de permanência na porção sólida (GONÇALVES, 2016). A Figura 14 mostra que a composição do líquido chega a conter cerca de 16% (em massa) de nióbio ao passo que sua composição inicial da liga tem cerca de 5% do mesmo.

Figura 14 - Perfil da composição do líquido em relação ao resfriamento da superliga 718



Fonte: GONÇALVES (2016).

3.3 Soldagem

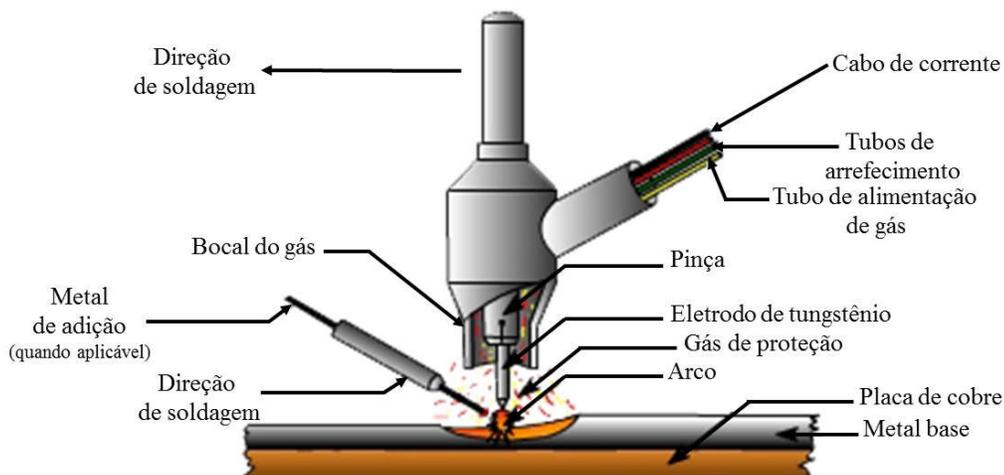
A soldagem é um processo pelo qual obtêm-se a coalescência localizada de metais e não metais (por união ou revestimento do substrato) onde o aquecimento das regiões dos materiais promove sua fusão, com ou sem utilização de pressão, com ou sem o consumo de metais de adição.

A soldagem envolve muitos fenômenos metalúrgicos como, por exemplo, fusão, solidificação, transformações no estado sólido, deformações causadas pelo calor e tensões de contração, que podem causar muitos problemas práticos. Os problemas podem ser evitados ou resolvidos aplicando-se princípios metalúrgicos apropriados ao processo de soldagem (FORTES, 2005). Além de um projeto adequado da junta soldada é importante que todos os procedimentos envolvendo as operações de soldagem sejam seguidos, como a qualificação dos procedimentos e soldadores e as inspeções (TOSHIE e TANIGUCHI, 1982).

3.3.1 Soldagem TIG

A soldagem é um processo que pode ser executado através de um arco elétrico ou por resistência elétrica. O processo de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) é um dos muitos processos que podem ser utilizados para soldagem de aços inoxidáveis e utiliza eletrodo não consumível. Este processo utiliza eletrodos de tungstênio com gás inerte (Hélio e/ou Argônio) protegendo a poça de fusão, com ou sem metal de adição. É um processo que permite a soldagem de peças com pequenas espessuras (menores que 2 ou 3 mm) resultando numa solda mais uniforme e menores deformações nas peças, produzindo baixas tensões internas. Atualmente o processo TIG é mais utilizado na soldagem de ligas de alumínio, de magnésio, de titânio, e aços inoxidáveis, entre outros. A Figura 15 ilustra o processo de soldagem TIG (Wainer *et al*, 1992).

Figura 15 – Esquema do processo de soldagem TIG



Fonte: O autor - Adaptado de (NPTEL, 2018).

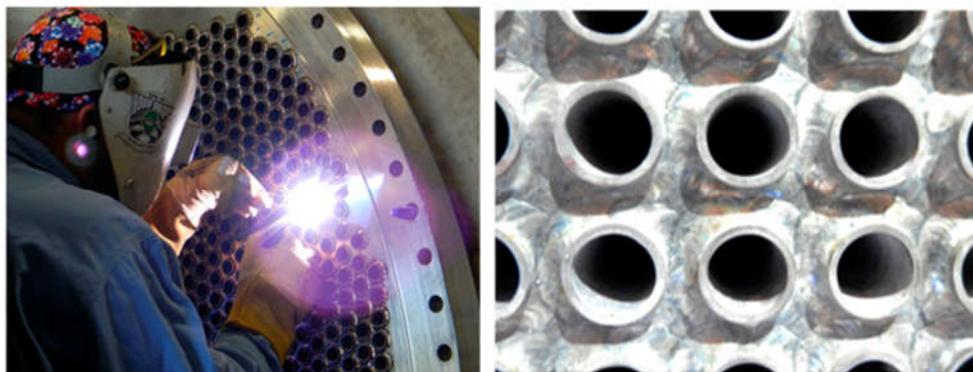
O processo TIG utiliza um eletrodo teoricamente não-consumível, sendo tungstênio o metal mais utilizado. Os bocais têm a finalidade de direcionar o gás de proteção. A escolha do bocal correto para o diâmetro deve ser feita com cuidado, para assegurar ao gás de proteção um escoamento mais laminar possível, para uma dada. O tipo de material está relacionado com a transmissão de calor através da junta de união dos metais. Assim, para materiais com elevada condutibilidade térmica, a junta deve ser tal que diminua a perda de calor. Os gases mais utilizados na soldagem TIG são o argônio, o hélio ou suas misturas. Qualquer que seja o gás de proteção, sua pureza deve ser 99,99%. O argônio é um gás indicado para soldagem de chapas finas, tem mais estabilidade, pode ser utilizado em corrente contínua ou alternada, tem maior resistência à corrente de ar lateral e precisa de pequena vazão para proteção da poça de fusão (Wainer *et al*, 1992).

3.3.2 Soldagem dissimilar

Juntas dissimilares envolvem materiais de diferentes composições químicas a serem unidos por solda. Essa aplicação está ganhando espaço principalmente por questões econômicas, uma vez que restringe a utilização de materiais nobres somente nas regiões que demandam melhores propriedades (KEJELIN, 2006). No caso dos trocadores de calor este tipo de união ocorre quando são soldados tubos de aço inoxidável aos espelhos, estes em Inconel

718. Espelhos são as partes do trocador que servem de suporte para o feixe de tubos que também o constitui. Estes tubos podem ser montados no espelho ou fixados por meio de um processo de soldagem, quando uma vedação em excelência é necessária. A Figura 16 mostra a fixação de tubos no espelho dos trocadores de calor.

Figura 16 - Soldagem de tubos nos espelhos dos trocadores de calor



Fonte: CEMBELL (2017).

Os problemas de corrosão como corrosão galvânica, oxidação, trincas induzidas por hidrogênio e sensibilização são alguns dos principais fatores que levam à falha nas soldas compostas por juntas dissimilares. A composição da solda dissimilar depende de vários fatores como composição dos metais de base, metal de enchimento (quando utilizado) e as diluições relativas de cada material. Esta composição é, geralmente, não uniforme (em particular em soldas com multipasses) o que causa o surgimento de um gradiente de composição em regiões adjacentes a cada metal de base (DAVIS, 2006). Mortezaie e Shamanian (2014), ao estudarem a união dissimilar entre o Inconel 718 e o aço inoxidável austenítico 310S observaram a formação de uma microestrutura dentrítica colunar e equiaxial e um gradiente de concentração na microestrutura do metal de solda Inconel 625 devido à redistribuição de nióbio e molibdênio durante a solidificação.

Outro fator importante a ser observado quando se une dois diferentes metais é a temperatura de fusão de ambos, uma vez que um deles pode se fundir muito antes do outro durante o processo de soldagem. Diferenças significativas entre as temperaturas de fusão dos dois metais de base ou entre o metal de solda e o metal de base (caso seja utilizado material de enchimento) podem causar a ruptura do metal de ponto de fusão mais baixo (DAVIS, 2006).

A condutividade térmica é outro fator importante a ser considerado na soldagem dissimilar. Muitas vezes a fonte de calor deve ser direcionada ao metal de maior condutividade térmica para obter o equilíbrio de calor adequado ou aquecendo previamente o metal de base com maior valor para esta variável para favorecer a diluição. O pré-aquecimento do metal de base com maior condutividade térmica também reduz a taxa de resfriamento do metal de solda e a zona termicamente afetada (ZTA) pois torna menor o calor necessário para fundir esse metal de base (DAVIS, 2006).

Altas energias de soldagem (menor taxa de resfriamento) favorecem a formação da austenita na zona fundida e na zona termicamente afetada (ZTA). Entretanto, favorecem o crescimento dos grãos e à precipitação de fases intermetálicas, que por sua vez desfavorecem a tenacidade e a resistência à corrosão do material (AMARO, 2006).

3.3.3 Ciclos térmicos na soldagem e a distribuição de temperaturas

Os ciclos térmicos de soldagem influenciam diretamente na estrutura cristalina, e, portanto, nas propriedades finais do material.

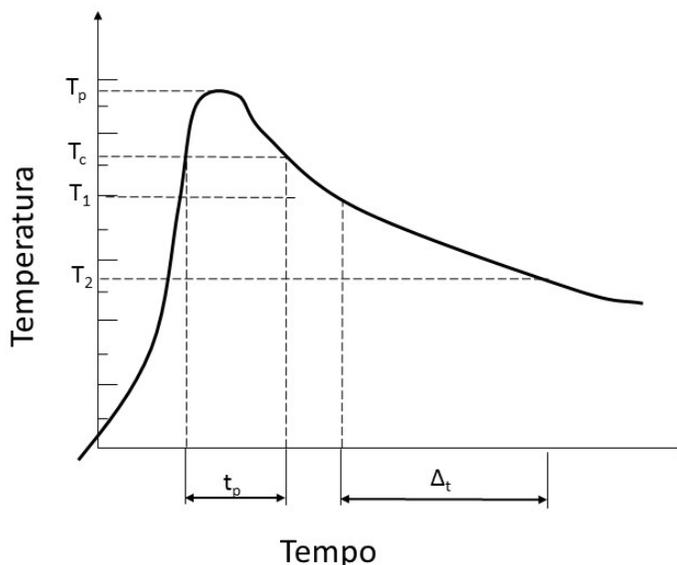
A curva ciclo térmico de soldagem mostra a variação de temperatura em diferentes pontos da peça durante a soldagem.

A Figura 17 exemplifica o ciclo térmico de soldagem apresentando alguns pontos importantes (FORTES, 2005):

- 1) temperatura de pico (T_p), que é a temperatura máxima atingida no ponto. T_p diminui com a distância ao centro da solda e indica a extensão das regiões afetadas pelo calor de soldagem;
- 2) temperatura crítica (T_c), que é a temperatura mínima para ocorrer uma alteração relevante como uma transformação de fase, por exemplo;
- 3) tempo de permanência acima de uma temperatura crítica (t_p), que é o tempo em que o ponto fica submetido a temperaturas superiores a uma temperatura crítica;
- 4) velocidade de resfriamento (v_r), que é definida por:

$$v_r = \frac{T_1 - T_2}{\Delta T} \quad (1)$$

Figura 17 - Ciclo térmico de soldagem



Fonte: O autor – Adaptado de FORTES (2005).

Cada região do material soldado experimenta um ciclo térmico diferente. Através de equações pode-se obter valores de temperaturas em cada ponto em cada instante do processo. Variáveis importantes neste processo são a quantidade total de energia e a velocidade da fonte de energia. O ciclo térmico e a distribuição de temperaturas trazem importantes informações para o estudo do desempenho do material após as operações de soldagem a que ele é submetido. É do conhecimento acerca dos picos de temperatura e das velocidades de resfriamento que dependem as propriedades finais da região trabalhada (Wainer *et al*, 1992).

3.3.4 Energia de soldagem

A energia de soldagem é também conhecida como aporte térmico, ou ainda como o termo inglês “*heat input*”. É a energia fornecida pela fonte por unidade de comprimento do cordão de solda.

É definida pela equação:

$$H = \eta x \frac{VI}{v} \quad (2)$$

onde H é a energia de soldagem (em J/mm), η é o rendimento térmico do processo de soldagem adotado, V é a tensão da fonte (volts), I é a corrente (em ampères) e v é a velocidade de soldagem (em mm/s) (MARQUES e MODENESI, 2014). A Tabela 6 apresenta valores para o rendimento térmico de alguns processos de soldagem.

Tabela 6 – Eficiência dos processos de soldagem

Processo	η
SMAW	0,65 – 0,85
GMAW	0,65 – 0,85
GTAW (CC+)	0,50 – 0,80
GTAW (CA)	0,20 – 0,50
SAW	0,80 – 0,99
Oxi-gás	0,25 – 0,80

Fonte: MARQUES e MODENESI (2014).

3.3.5 Diagrama de *Schaeffler*

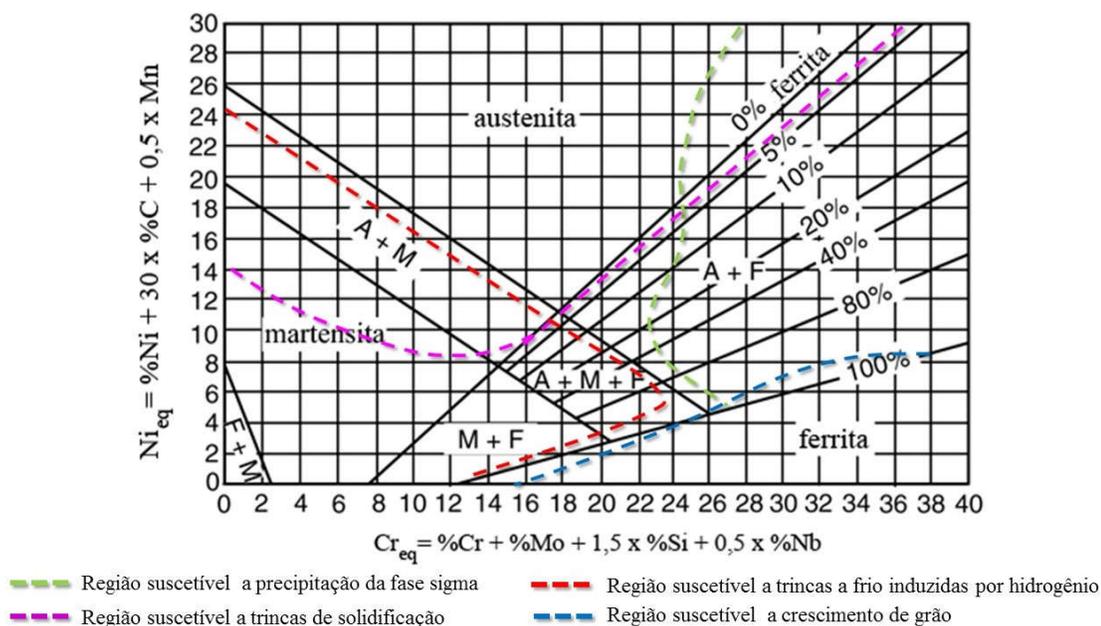
O Diagrama de *Schaeffler* é uma ferramenta importante para avaliar a deposição de solda, estimar sua composição química e estrutura e ainda definir os eletrodos apropriados à soldagem de ligas, dos aços carbono, inox ferrítico, austenítico, etc (BAULY, 2000). Determinando a estrutura e a composição desse metal depositado, encontram-se os seguintes constituintes:

- *austenita* – estrutura puramente austenítica, CFC, de grande tenacidade mas sujeita a fissurações a quente.
- *ferrita* – Uma estrutura ferrítica pura e outra austeno-ferrítica.
- *martensita* – Uma estrutura dura e pouco tenaz sujeita a trincas a frio, pura, com austenita e/ou ferrita

Alguns elementos de liga são elementos que restringem o campo austenítico, estabilizando a ferrita (elementos alfa-gênicos) e outros que aumentam o campo austenítico (elementos gama-gênicos). Entre os gama-gênicos estão o níquel, o carbono, o nitrogênio, o manganês e o cobre. Já entre os alfa-gênicos estão o cromo, o silício, o molibdênio, o tungstênio e o nióbio (BAULY, 2000).

O diagrama é um sistema de coordenadas, com os eixos representados pelo efeito dos elementos alfa-gamagênicos que fornece as respectivas estruturas à temperatura ambiente. A Figura 18 mostra o diagrama que projeta a microestrutura da solda. O diagrama tem regiões onde o material é suscetível a algumas fragilizações. Essas regiões estão também representadas no gráfico e são elas: regiões de crescimento de grão, região suscetível a trincas a frio, região suscetível à precipitação a fase sigma e/ou à trincas de solidificação (INFOSOLDA, 2013).

Figura 18 - Diagrama de *Schaeffler* usado para fazer um prognóstico da microestrutura da solda



Fonte: O autor – Adaptado de KOU (2003) e INFOSOLDA (2013).

As equações utilizadas para o cálculo do Cr_{eq} e do Ni_{eq} são dadas por Kou (2003):

$$\%Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb \quad (3)$$

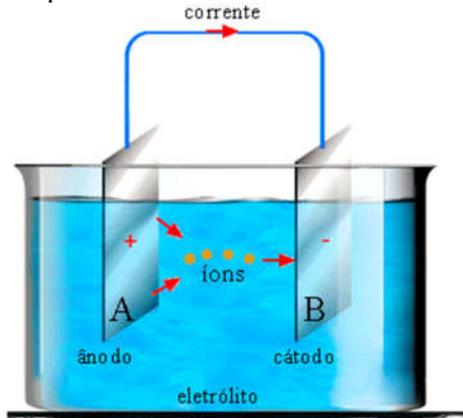
e

$$\%Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn \quad (4)$$

3.4 Corrosão

A corrosão é um fenômeno eletroquímico onde o metal sofre ionização devido à presença de um eletrólito ou pela galvanização por diferentes metais em contato. A Figura 19 esquematiza dois metais, A (catodo) e B (ânodo) imersos em solução aquosa (eletrólito) cuja conjunto é chamado de “célula”. O ânodo é o metal corroído e a corrente deixa o metal do ânodo para o cátodo e é conduzida na forma de íons através do eletrólito aquoso que pode ser um ácido, álcalis, água do mar ou qualquer solução salina (RAMANATHAN, 1997).

Figura 19 - Ilustração esquemática de dois metais A e b imersos em uma solução



Fonte: O autor – Adaptado de USP (2017).

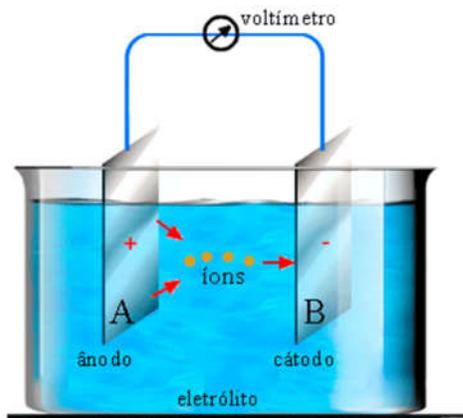
Ânodos e cátodos são também chamados de eletrodos e estes podem ser metais diferentes ou duas áreas diferentes de um mesmo metal. As reações de corrosão que ocorrem neste caso são as reações anódicas (ou reações de dissolução), onde um elétron deixa o ânodo para a solução eletrolítica em forma de íons e movem-se para o outro metal onde será “consumido” através de outra reação superficial (RAMANATHAN, 1997).

As reações de oxidação não representam necessariamente a dissolução de um metal, pode caracterizar-se também pela formação de óxidos ou hidróxidos.

Ao ocorrer a corrosão há liberação de energia, relacionada ao potencial de corrosão de um metal quando em solução, que sofre variação de acordo com as características da solução, como agitação e temperatura. Quando imersos em solução aquosa, os eletrodos podem ser ligados externamente e uma corrente flui entre eles. Acoplado um voltímetro pode-se medir a

voltagem, ou diferença de potencial, entre os eletrodos conforme esquematizado na Figura 20 (RAMANATHAN, 1997).

Figura 20 - Ilustração esquemática de dois metais A e B imersos em uma solução. O voltímetro faz a medição da voltagem entre os eletrodos

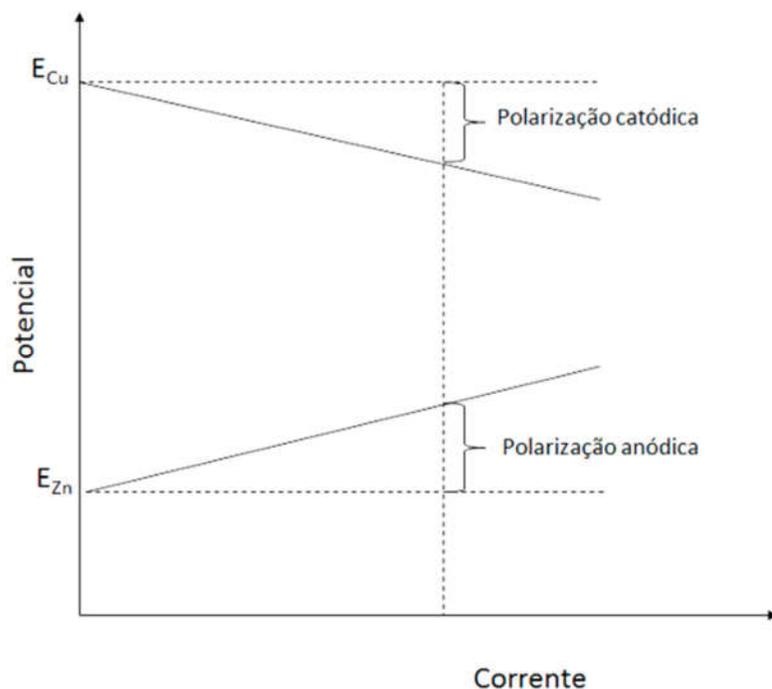


Fonte: O autor – Adaptado de USP (2017).

O potencial de um metal é medido em relação a um padrão formado por uma meia célula com um eletrodo de platina imerso em uma solução contendo íons de hidrogênio ligado a um eletrodo do metal em questão, em outra meia célula contendo solução de seus íons. Esta configuração constitui o eletrodo padrão de hidrogênio, porém outros eletrodos podem ser usados como referência. São eles: eletrodo de calomelano saturado, eletrodo de prata – cloreto de prata e eletrodo de cobre – sulfato de cobre saturado (RAMANATHAN, 1997).

Nas operações práticas existe um interesse maior na velocidade de corrosão dos metais e ligas do que propriamente a tendência que eles possuem de sofrer corrosão. Quando dois eletrodos estão imersos em solução e a corrente flui o ânodo torna-se mais catódico em potencial e o cátodo mais anódico em potencial e a diferença nos potenciais entre os dois eletrodos sempre diminui (Figura 21). A esta quantidade em que o potencial diminui com a passagem de corrente entre os eletrodos dá-se o nome de “polarização”. Ou seja, o grau de polarização de um eletrodo reflete a mudança do equilíbrio no eletrodo (RAMANATHAN, 1997).

Figura 21 - Polarização dos eletrodos de Cu e Zn quando a corrente I passa entre eles



Fonte: RAMANATHAN (1997).

3.4.1 Formas de corrosão metálica

Da corrosão metálica, podemos destacar quatro importantes formas de corrosão que envolvem este estudo em particular: corrosão galvânica, corrosão por frestas, corrosão por pites e corrosão provocada pela soldagem.

3.4.1.1 Corrosão Galvânica

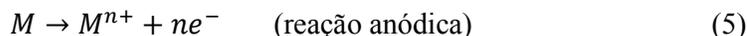
A corrosão galvânica ocorre quando dois materiais diferentes são unidos e colocados em contato em um eletrólito. Neste caso, o material menos nobre age como ânodo e corrói sob maiores velocidades que o cátodo, o material mais nobre (ROBERGE, 2008). É um dos tipos de corrosão química ou eletroquímica onde o fluxo de corrente que flui através do circuito a

partir do metal mais ativo (com potencial mais negativo) para o metal mais nobre (potencial mais positivo). Quando dois materiais são selecionados para serem unidos uns aos outros, estes devem ter potenciais semelhantes (PEREZ, 2004).

3.4.1.2 Corrosão em frestas

A corrosão em frestas é também chamada “corrosão intersticial” e é um tipo de ataque localizado que ocorre no metal quando há um espaço entre ele e outro material. Espaço este suficiente para o aprisionamento de um líquido. É um tipo de corrosão que pode ocorrer em qualquer metal e em qualquer ambiente corrosivo. Porém, metais como alumínio e aços inoxidáveis são mais propensos a este tipo de corrosão, especialmente quando tem a água do mar como ambiente corrosivo (SCHWEITZER, 2010).

Em uma solução de cloreto neutra a dissolução anódica e a redução catódica de oxigênio ocorrem conforme as seguintes reações:



O oxigênio dissolvido no pequeno volume de solução dentro da fresta é consumido, mas não impede a reação de dissolução dentro da fresta por conta da migração dos elétrons para fora da fresta através do metal, onde há muito oxigênio disponível para a redução produzindo então uma célula de concentração entre a área interior e exterior da fresta (SCHWEITZER, 2010).

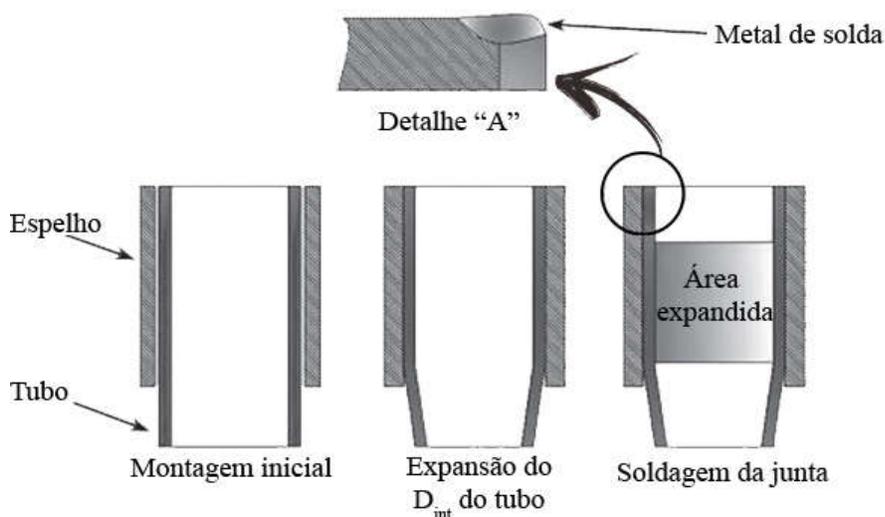
Quando existe a presença de íons cloreto o ataque é ainda mais severo pois os cátions acumulados dentro da fenda atraem os íons cloreto, que tem maior mobilidade que os ânions hidróxidos. O cloreto de metal que se forma hidrolisa e produz hidróxido de metal e ácido clorídrico conforme a seguinte reação representada pela equação 7 (SCHWEITZER, 2010):



O ácido clorídrico produzido pela reação destrói a película passiva e acelera a taxa de dissolução do metal dentro da fenda. A redução catódica permanece restrita às áreas externas à fenda que permanecem protegidas catodicamente (SCHWEITZER, 2010).

A junção dos tubos ao espelho dos trocadores de calor está propensa a este mecanismo de corrosão quando é finalizada apenas com a expansão local do tubo nos furos do espelho. Uma das formas de se eliminar a possibilidade deste tipo de corrosão é a soldagem dos tubos ao espelho. A Figura 22 mostra o esquema de uniões citadas.

Figura 22 - Montagem da junta tubo espelho



Fonte: O autor - Adaptado de Guilherme *et al* (2014).

3.4.1.3 Corrosão por pites

A corrosão por pites aparece no metal como uma minúscula e profunda perfuração que se inicia com a quebra da película passiva protetora da superfície do metal. A largura desse dano não tem relação direta com a profundidade do mesmo. Pites levam a inutilização de canos de passagem de fluidos, falhas estruturais, falha de fadiga, à fadiga por corrosão, etc. O contato elétrico entre metais dissimilares acelera o processo de corrosão por pites, formando o que se chama de "células de concentração", que são áreas onde as concentrações de oxigênio e sais na água são diferentes. Isso faz com que a corrente elétrica flua através da água, do anodo para o catodo (SCHWEITZER, 2010).

A corrosão por pites tem as seguintes características: o ataque pode ser isolado ou próximo; pites requerem um certo período de iniciação antes de se tornarem visíveis; dependendo das condições do ambiente podem se propagar sem qualquer estímulo externo; aços inoxidáveis, alumínio e suas ligas são menos resistentes à corrosão que aços carbono e os íons halogênios (cloretos, brometos) são responsáveis pela ocorrência da maioria dos pites e os hipocloritos são os mais agressivos (SCHWEITZER, 2010).

Os pites iniciam-se em defeitos ou imperfeições existentes no filme passivo, distribuídos aleatoriamente ou causados por danos mecânicos. Em algumas ligas pode ser necessário um longo período para que o filme passivo se quebre. Os pites não devem ter início após longos períodos, mas uma vez que eles se formam podem se propagar rapidamente. Quando se propagam a corrosão é guiada pela diferença de potencial entre a área anódica dentro do pite e a área catódica ao redor dele. O ambiente corrosivo a que o pite está exposto pode acelerar o processo de corrosão. Os pites cessam quando há um aumento da resistência interna no local (NACE, 2004).

A composição química do material também é um fator que interfere diretamente no desempenho do mesmo quanto à resistência à corrosão por pites. Alguns elementos de liga tendem a ser para o material submetido à meios corrosivos, elementos favoráveis e outros deletérios as propriedades de resistência à corrosão, conforme mostrado na Tabela 7, que apresenta os efeitos de alguns elementos em aços inoxidáveis. Como já discutido, inclusões não metálicas, elementos de impureza e a precipitação de fases podem ter forte efeito na passividade e na resistência à corrosão das ligas pois estas fases formam micro pares galvânicos com a austenita, acelerando assim a corrosão localizada. (KHAR'KOV, *et al.*, 2019)

Tabela 7 - Efeitos dos elementos de liga na resistência à corrosão por pites em aços inoxidáveis

Elemento	Efeito na resistência à corrosão por pites
Cr	Aumenta.
Ni	
Mo	
Si	Diminui (aumenta quando há na composição o molibdênio).
Ti e Nb	Diminui em meio FeCl ₃ . Em outros não há efeito.
S e Se	Diminui.
C	Diminui (especialmente em condição sensibilizada do material).
N	Aumenta.

Fonte: FONTANA (1987).

Resistência Equivalente por pite (PRE)

Utilizam-se cálculos de resistência equivalente por pite para estimar a resistência esperada a corrosão localizada por cloretos (ASM, 2005):

$$PRE = Cr + 3,3Mo \quad (8)$$

Com cromo e molibdênio em porcentagem em massa.

Como nos aços austeníticos e duplex o nitrogênio também confere resistência à corrosão localizada, a resistência equivalente por pite com nitrogênio é geralmente preferida. Já que existe algumas discordâncias a respeito destes cálculos um range de equações é considerado (ASM, 2005):

$$PREN = Cr + 3.3Mo + 16N \quad (9)$$

à

$$PREN = Cr + 3.3Mo + 30N \quad (10)$$

3.4.1.4 Corrosão provocada pela soldagem

A maioria dos problemas que ocorrem na soldagem dos aços inoxidáveis são os mesmos que ocorrem nos tratamentos térmicos dos mesmos. O aquecimento provocado pela soldagem pode provocar a sensitização e a formação de fases intermetálicas, aumentando assim a susceptibilidade dos aços inoxidáveis soldados em sofrer corrosão intergranular, corrosão por pites, corrosão intersticial e SCC. Este fenômeno acontece com frequência na ZTA. Sensitização e precipitação de fases intermetálicas podem ser corrigidas com recozimento após a soldagem. Como alternativa, aços baixo carbono ou estabilizadores podem ser utilizados (DAVIS, 2006).

Aços inoxidáveis austeníticos com menos de 0,08%C são resistentes a sensitização em muitos ambientes quando soldados por processos de único passe. Passes múltiplos, que são usualmente requeridos para soldagem de chapas, acabam por sensitizar o aço inoxidável e portanto, se justifica aí também o uso de aço baixo carbono ou estabilizadores. Onde é requerido o alívio de tensões, geralmente quando aços inoxidáveis são soldados a aços carbono

simples ou aços baixa liga, o uso de baixo carbono ou estabilizadores é necessário. Outro problema em altas temperaturas nas soldas é o crescimento do grão, particularmente em aços inoxidáveis ferríticos. O crescimento excessivo do grão pode aumentar a susceptibilidade ao ataque intergranular e a redução da dureza. Sendo assim, quando soldados a maioria dos aços inoxidáveis, é recomendável que se limite o aporte térmico o máximo possível (DAVIS, 2006).

3.4.2 Polarização de ativação

Para uma polarização anódica, com o potencial do metal assumindo valores mais positivos, e para a polarização catódica, com o potencial se tornando menos nobre, a densidade de corrente pode ser expressa de acordo com as equações, respectivamente (WOLYNEC, 2013):

$$i_a = i_{ox} - |i_{red}| > 0 \quad (14)$$

$$i_c = i_{ox} - |i_{red}| < 0 \quad (15)$$

A densidade de corrente (i_a ou i_c) pode variar com a sobretensão (η) conforme a equação

$$\eta = b \log \frac{|i|}{i_0} \quad (16)$$

Com i_a e i_c , sendo a densidade de corrente anódica e catódica, respectivamente.

Esta equação é conhecida como Equação de Tafel, utilizada para a representação gráfica da polarização e na avaliação da sobretensão em função da densidade de corrente de troca.

As curvas de polarização são representadas através da relação potencial de eletrodo (E) versus densidade de corrente (i), sendo mais comumente a representação das densidades de corrente em valor absoluto. Com a equação de Tafel tendo natureza logarítmica é conveniente que as curvas de polarização sejam representadas num diagrama E vs. $\log |i|$. (WOLYNEC, 2013)

3.4.3 Técnicas eletroquímicas em corrosão

Os testes de corrosão devem ser escolhidos com cautela. Os testes têm ainda maior importância à medida em que a estrutura do material é feita para se assemelhar o máximo possível com sua estrutura acabada e o máximo possível com as condições operacionais mais severas (ASM, 2005).

Vasta é a gama de métodos de avaliação da corrosão, entre eles a inspeção visual, inspeção microscópica, variação na massa, curvas de polarização, etc.

3.4.3.1 Ensaio de potencial de circuito aberto

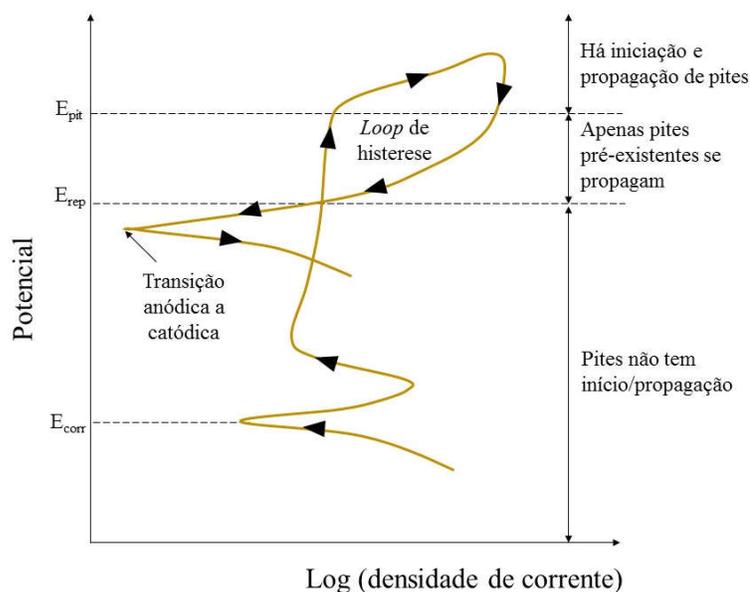
O potencial de corrosão pode ser definido quando em um eletrólito de baixa resistividade elétrica o metal sofre corrosão e, é dado pela interseção da curva de polarização anódica com a de polarização catódica. Quando as medições destes potenciais são realizadas com relação a um eletrodo de referência são chamadas de medidas de potencial de circuito aberto. Muitas dessas medições são realizadas registrando a resposta desse potencial ao longo do tempo, principalmente nas fases iniciais dos ensaios de corrosão. Quando o ensaio se inicia, é registrado um potencial de corrosão mais elevado. Após um período de tempo, dependendo das condições da superfície há uma queda brusca nos valores registrados por conta da ocorrência da dissolução da película de óxido (dissolução redutiva). Já quando, ao decorrer do tempo é registrado um aumento no potencial de corrosão, verifica-se a formação da película de óxido por precipitação (WOLYNEC, 2013).

3.4.3.2 Ensaio de polarização cíclica potenciodinâmica

A polarização potenciodinâmica é a técnica para obtenção de curvas de polarização, a qual se realiza a varredura contínua do potencial, iniciando-se ou no potencial de corrosão (potencial de circuito aberto) ou em potenciais onde predominam reações catódicas, elevando-se, assim, o potencial a taxa de varredura constante. A velocidade de varredura, a composição da solução, o tempo de imersão anterior à varredura do potencial e a temperatura de ensaio

podem influenciar a forma das curvas de polarização (AMARO, 2006). A Figura 23 mostra alguns parâmetros eletroquímicos que podem ser obtidos através dos ensaios de polarização cíclica, além de indicar as regiões de incidência e não incidência de pites.

Figura 23 – Esquema ilustrado de uma curva de polarização cíclica com parâmetros de corrosão. As setas indicam a direção da polarização



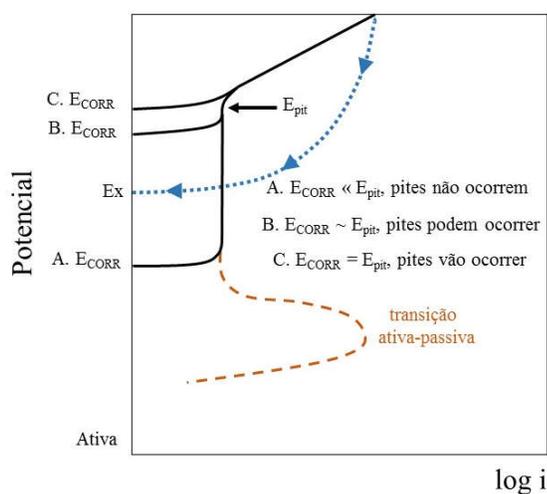
Fonte: O autor. Adaptado de ESMAILZADEH, *et al.* (2018).

O potencial de corrosão, E_{corr} é o potencial registrado após estabilização de um metal imerso em/limitado por um eletrólito, sem a imposição de corrente elétrica. O potencial de pites, E_{PIT} é o potencial limite mínimo para a corrosão por pites. Já o potencial de repassivação (ou potencial de proteção), E_{rep} é aquele em que abaixo dele o metal permanece passivo, onde não há ocorrência de pites. Se este potencial estiver acima do potencial de corrosão, o filme passivo tende à sua regeneração após sua ruptura e quanto maior a diferença entre estes potenciais, maior a chance dessa repassivação. Já, se o potencial de repassivação for registrado abaixo do potencial de corrosão, há uma indicação de quem os pites que se formaram continuarão a crescer após a ruptura da camada de passivação (ARAÚJO, 1999).

Quando ocorre a reversão do potencial a curva forma inicia a formação de uma histerese. A área do *loop* da histerese indica a resistência à corrosão por pites do material: quanto maior a área do *loop* menor a resistência por pites (POTGIETER, 1992).

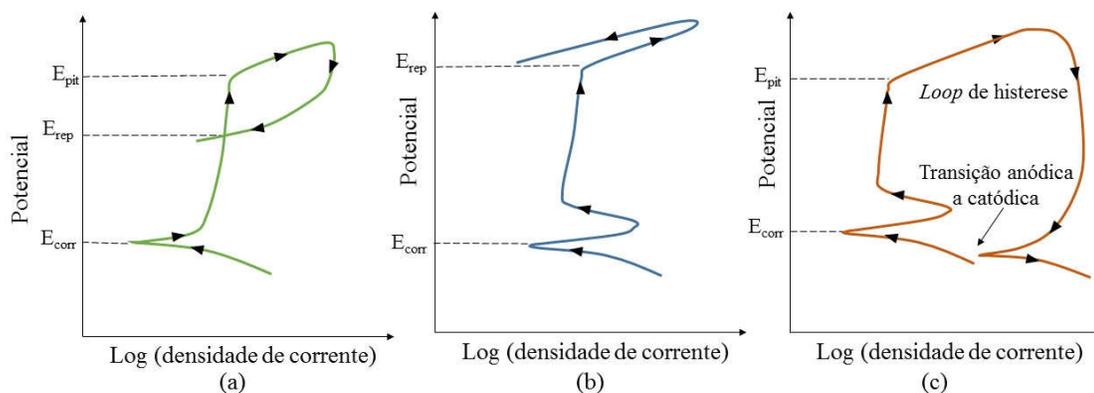
Se E_{CORR} está próximo ao E_{PIT} qualquer pequena alteração nas características de oxidação da solução, pode produzir pites reduzindo esta diferença entre estes potenciais, como mostra a Figura 24. O caso A da figura mostra que quando o sistema metal-solução tem pouca probabilidade de experimentar a ocorrência de pites, o potencial de corrosão está mais distante do potencial de pites. De outra forma a corrosão generalizada ocorrerá (SEDRIKS, 1996).

Figura 24 - Esquema de uma curva de polarização mostrando quando os pites podem ou não ocorrer



Após a reversão do potencial as curvas de polarização podem apresentar-se de três formas distintas: a varredura continua até o potencial de passivação ser alcançado (Figura 25.a) ou até que um potencial de transição anódica para catódica seja estabelecido (Figura 25.b) ou com o loop de histerese não se completando e alcançando o potencial de corrosão (Figura 25.c).

Figura 25 – Esquema ilustrado de curvas de polarização cíclica para três condições, (a) exibindo potencial de repassivação, (b) sem registro de corrosão localizada, (c) sem indicação de potencial de repassivação. As setas indicam a direção da polarização



Fonte: O autor. Adaptado de ESMAILZADEH, *et al.* (2018).

A Figura 25 também mostra os dois tipos de histereses que podem ser vistas nas curvas de polarização após a inversão do potencial: histerese positiva (Figura 25.a e 25.c) e histerese negativa (Figura 25.b). Elas também trazem informação acerca da corrosão sofrida pelo metal pois quando a histerese ocorre de forma positiva os danos do filme passivo não serão reparados e a corrosão por pites é instaurada. Já quando ela ocorre de forma negativa há uma indicação que o filme passivo consegue se regenerar (ESMAILZADEH, *et al.*, 2018).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Soldagem das ligas

Inicialmente foram realizadas a união de dez amostras certificadas de aço inoxidável 316L a dez amostras também certificadas de Inconel 718, todas com dimensões de 20 mm de largura, 5 mm de espessura e aproximadamente 120 mm de comprimento, através do processo TIG, de forma autógena, com três passes de solda. A soldagem foi realizada no Laboratório de Soldagem na Escola de Engenharia Industrial e Metalúrgica de Volta Redonda (EEIMVR/UFF), com a máquina de soldagem MigPulse 4001 DP, da empresa Castolin/Eutectic, que realiza soldas a frio, mostrado na Figura 26.

Figura 26 - Aparelho de Soldagem a frio MigPulse 4001 DP da Castolin/Eutectic



Fonte: EUTECTIC (2017).

Para que as combinações entre as temperaturas de interpasso e a corrente de soldagem fossem otimizadas foi utilizado o método estatístico DCCR (Delineamento Composto Central Rotacional) 2^2 com 4 pontos axiais e 2 pontos centrais, totalizando de 10 experimentos. As Tabelas 8 e 9 trazem as informações acerca dos níveis codificados das variáveis reais e dos ensaios conforme o planejamento experimental.

Tabela 8 – Níveis codificados das variáveis reais

Variáveis Independentes	Níveis Codificados e reais das				
	$-\infty$	-1	0	+1	$+\infty$
X1 (corrente, A)	120	140	160	180	200
X2 (temperatura, °C)	400	500	600	700	800

Fonte: O Autor.

Para calcular o valor de ∞ , em função do número de variáveis independentes n , a Equação 19 foi utilizada (ABRAHÃO, *et al.*, 2015):

$$\infty = (2^n)^{1/4} = 1,41 \quad (19)$$

Tabela 9 – Ensaio em conformidade com o planejamento experimental

Var. Ind. X1 (corrente, A)	Nível codificado	Var. Ind. X2 (temperatura, °C)	Nível codificado
140	-1	500	-1
180	1	500	-1
140	-1	700	1
180	1	700	1
180	1	600	0
200	1,41	600	0
160	0	400	-1,41
160	0	800	1,41
120	-1,41	600	0
160	0	600	0

Fonte: O Autor.

Três termopares tipo k foram soldados ao longo do comprimento das amostras e os valores de temperatura foram registrados através da conexão destes termopares a um sistema de aquisição de dados da HBM, modelo *Spider 8*. O software *Catman 4.5* foi utilizado para o levantamento das curvas de ciclo térmico. Os metais que serviram de base para este estudo, o Inconel 718 e o aço AISI 316L, foram fornecidos pela empresa Novalloy e pela ArcelorMittal, respectivamente. A Tabela 10 traz a composição química dos materiais conforme relatório de qualidade do fabricante. As Tabelas 11 e 12 trazem as propriedades mecânicas e físicas destes materiais.

Tabela 10 - Composição química do aço AISI 316L e da liga Inconel 718 fornecida pelos fabricantes

Chapa	C	Mn	Si	Nb+Ta	S	Cr	Ni	Mo	Al	B	Cu
AISI 316L	0,021	1,33	0,42	-	0,001	17,08	10,02	2,026	0,0036	0,0015	0,101
Inconel 718	0,021	0,02	0,03	5,02	<0,001	18	52,4	2,95	0,44	0,003	0,01

Fonte: GOMES (2017).

Tabela 11 - Propriedades mecânicas do aço AISI 316L e da liga Inconel 718 fornecidas pelos fabricantes

Chapa	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento	Dureza (HRB)
AISI	283	590	62	76,13
Inconel	861	1171	30	83

Fonte: GOMES (2017).

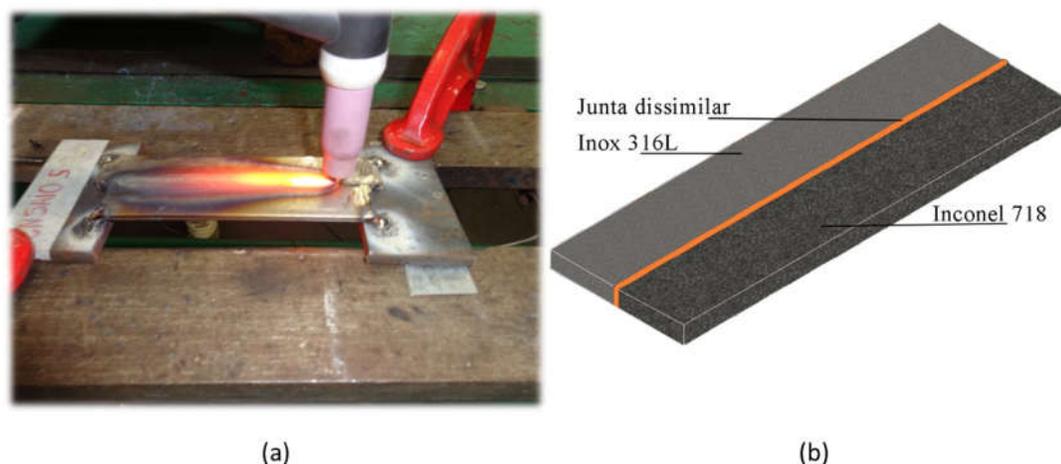
Tabela 12 - Propriedades físicas do aço AISI 316L e da liga Inconel 718

Propriedades	Material	
	AISI 316L	Inconel 718
Temperatura de fusão	1390-1440°C/ 2540-2630°F	1,257-1,342 °C (2,295-2,448 °F)
Coefficiente de expansão térmica a 68-212°F (20-100°C)	9.2 x 10 ⁻⁶ /K (16.6 x 10 ⁻⁶ /°F)	7.73x10 ⁻⁶ /K (14.1x10 ⁻⁶ /°F)
Condutividade térmica a 68-212°F (20-100°C)J/cm.s°C	0,146	0,115
Calor específico (J/g.°C)	0,45	0,46
Densidade (g/cm³)	7,90	8,26

Fonte: SPECIALMETALS (2007); SANDMEYER(2014) e VDDMETALS (2016).

O eletrodo de tungstênio utilizado no processo foi um eletrodo do tipo WT20 com ângulo de afiação de 45°, mantido a uma distância de 1,5 mm da junção. O gás de proteção utilizado foi argônio puro consumido sob uma vazão de 16 l/min. As amostras foram unidas inicialmente por ponteamto com eletrodo revestido e em seguida foram fixados ao longo da junção os termopares para monitoramento das temperaturas de interpasse durante a execução do processo. Foram variadas a corrente e a temperatura de interpasse (conforme Tabela 9) e mantida constante a velocidade de soldagem (4,3 mm/s). O controle da temperatura de interpasse é importante quando não se deseja a precipitação de fases deletérias. A imagem de uma das amostras sendo soldada e o esquema da junta soldada podem ser vistos na Figura 27.

Figura 27 - Amostra soldada formando uma junta dissimilar de aço AISI 316L e Inconel 718:
(a) imagem durante a soldagem; (b) esquema da junta soldada



Fonte: O autor

4.2 Análise micrográfica

Logo após a soldagem, as juntas foram cortadas, sob refrigeração, em pequenas amostras com dimensões de 40 mm de largura, 5 mm de espessura 15 mm de comprimento. Na preparação metalográfica das amostras fez-se uso de lixas d'água de granulometrias 600, 800, 1000, 1200, 2500 e 4000. Logo após o lixamento as amostras foram submetidas a polimento com pastas de diamante de 3 e 1 micra, sucessivamente. A limpeza das amostras foi realizada em dois passos: primeiro foi feita uma lavagem com água e detergente neutro e logo após utilizou-se com álcool etílico 100%. Logo após a limpeza foi feita a secagem com jato de ar quente para eliminar a possibilidade de possíveis manchas d'água nas amostras. O ataque químico foi realizado submergindo o lado de inox em conforme ASTM E 407, reagente 20 e para o Inconel e a região fundida foi utilizado o reagente 94 da mesma norma.

Paralisados os ataques em água corrente e novamente submetendo as amostras à limpeza com álcool e jato de ar quente, pode-se leva-las ao microscópio ótico da marca Olympus BX51M para a obtenção de imagens da microestrutura antes dos testes eletroquímicos. Após o registro das imagens um novo lixamento (lixa d'água de grão 2500) e novos polimentos (pasta de diamante de 3 e 1 micra) foram realizados para que os testes não sofressem influência dos ataques da preparação metalográfica. Após o polimento, as amostras foram lavadas com água deionizada, limpas em álcool etílico absoluto com auxílio do ultrassom por 15 minutos e secas também com álcool etílico absoluto e jato de ar quente;

Após os testes de corrosão, um novo ataque foi realizado para novamente revelar a microestrutura e verificar a morfologia do ataque sofrido pelas regiões submetidas aos testes. As amostras foram atacadas com ácido oxálico conforme a norma ASTM E 407 (reagente 13, condição b), com auxílio de uma fonte de alimentação Instrutherm, modelo FA-3050, por ser este um ataque eletrolítico.

Para a aquisição das imagens das microestruturas foram utilizados o microscópio ótico da marca *Olympus BX51M* e o microscópio eletrônico de varredura da marca Zeiss, EVO MA 10 todos situados nos laboratórios de microscopia da EEIMVR/UFF, mostrados na Figura 28.

Figura 28 – Microscópios utilizados na aquisição das imagens (a) Olympus BX51M; (b) EVO MA 10



(a)



(b)

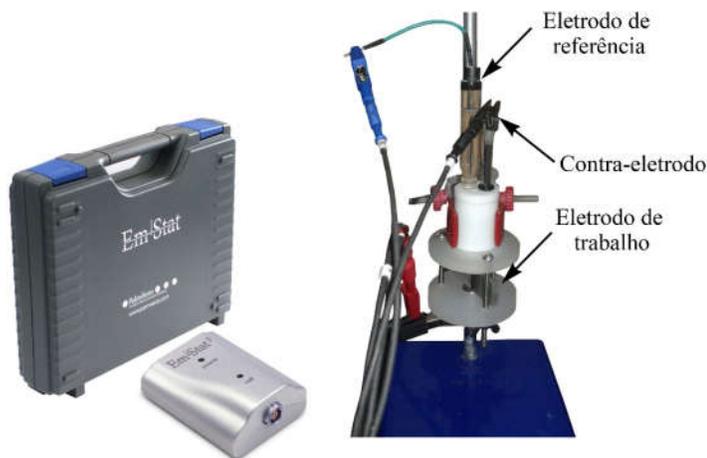
Fonte: O autor

As aquisições de imagens após os testes eletroquímicos foram feitas através de microscopia eletrônica de varredura e algumas regiões das juntas foram analisadas através de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) para verificar elementos em teores degradantes nas regiões em estudo.

4.3 Ensaios de corrosão

Os testes eletroquímicos foram realizados no Laboratório de Eletroquímica do ICEX. Foi utilizada, para isso, uma célula eletroquímica com reservatório para o eletrólito e três eletrodos: um de referência (Ag|AgCl|KCl sat.), um de trabalho (amostra com superfície exposta de $1,1 \text{ mm}^2$) e um contra-eletródo (eletrodo de platina). Os ensaios eletroquímicos (potencial de circuito aberto e polarização cíclica potenciodinâmica) foram conduzidos em solução 3,5% (em massa) de cloreto de sódio (NaCl), preparada com água deionizada, e utilizada na condição naturalmente aerada em temperatura ambiente. A solução foi descartada após cada ensaio, tendo sido sempre utilizada uma nova solução com o objetivo de evitar a influência da contaminação nos resultados. Os dados foram coletados por um potenciostato portátil da PalmSens, modelo EmStat. As curvas eletroquímicas foram geradas pelo *software PStTrace* com tempo de equilíbrio (tempo em que o software ajusta a faixa de corrente equivalente ao sistema) em 60s, potencial de início da varredura em $-0,150 \text{ V}$ com um primeiro vertex em $1,5 \text{ V}$ e o segundo em $-0,150 \text{ V}$, corrente de reversão em 100 mA e velocidade de varredura de 1 mV/s . A configuração da célula com o potenciostato pode ser vista na Figura 29.

Figura 29 - Configuração potenciostato – célula eletroquímica



Fonte: O autor.

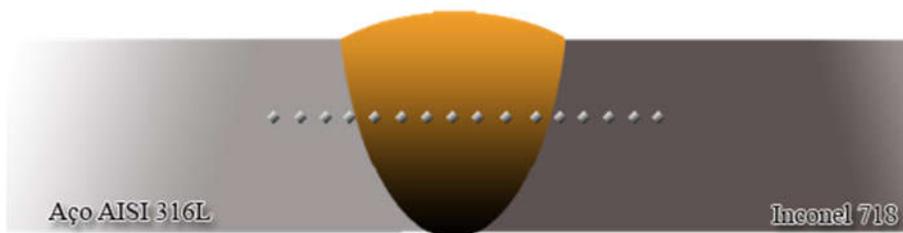
Para que fosse possível a utilização da célula, cinco amostras com os perfis de soldagem mais favoráveis ao teste (em termos de dimensões) foram selecionadas, uma vez que a célula tem limitação de diâmetro em seu *o-ring* e as amostras tem pequena espessura, o que dificulta

a veracidade dos resultados na aquisição dos mesmos. Portanto foram selecionadas as amostras de combinações corrente/temperatura de interpasse 140A/500°C, 180A/500°C, 180A/700°C, 160A/400°C e 160A/600°C. Para cada uma destas amostras foi calculado o aporte térmico recebido e foram nomeadas por ordem crescente dos valores de energia de soldagem (0,33, 0,38, 0,40, 0,45 e 0,50 J/mm), como amostras 1, 2, 3, 4 e 5.

4.4 Dureza *Vickers*

O ensaio de dureza *Vickers* foi realizado para obter o perfil de dureza da junta soldada, fazendo uma varredura horizontal percorrendo parte dos metais base, as regiões termicamente afetadas e a zona fundida, conforme esquematizado na Figura 30.

Figura 30 – Esquema da localização dos pontos onde foram realizadas as indentações durante o ensaio de dureza em cada amostra



FONTE: O autor.

O ensaio foi realizado conforme a norma ASTM E 92 (*Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials*) utilizando o durômetro *Heckert*, situado no laboratório de ensaios mecânicos da EEIMVR/UFF (Figura 31), com uma carga de 5 kg por um período de 20 s.

Figura 31 – Durômetro utilizado na medição da dureza *Vickers*



Fonte: O autor.

A norma estabelece que a dureza deve ser calculada através da equação 20:

$$HV = 2P \operatorname{sen}(\alpha/2) / d^2 = 1,8544P / d^2 \quad (20)$$

onde,

P = força aplicada, em kgf

$d = (d_1 + d_2) / 2$, com d_1 e d_2 sendo as diagonais das impressões, em mm, e

$\alpha = \text{ângulo da face do indentedor} = 136^\circ$

4.5 Quantificação da ferrita delta

Para quantificar a ferrita delta foi utilizado um ferritoscópio da marca *Fischer*, modelo FMP30 (Figura 32), equipamento capaz de fazer as medições de em aços inoxidáveis austeníticos e duplex, através de indução magnética, onde uma bobina gera um campo magnético e interage com o campo magnético da amostra. O teor de ferrita induz uma tensão e provoca variações no campo magnético de uma segunda bobina. Esta tensão é então avaliada.

Todas as porções magnéticas numa estrutura não magnética são medidas, inclusive a martensita induzida por deformação (FISCHER, 2015).

Figura 32 - Ferritoscópio *Fischer FMP30* utilizado nas medições de teores de ferrita



Fonte: O autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 – Microscopia do Inconel 718

A microscopia ótica juntamente com a microscopia eletrônica de varredura foram recursos utilizados para a visualização das microestruturas das amostras sob estudo.

A Figura 33 traz a micrografia obtida através de microscopia ótica do Inconel como recebido. Nela é possível observar uma estrutura puramente austenítica com a presença de maclas de recozimento que são características de materiais com estrutura CFC (CALLISTER, JR e RETHWISCH, 2016).

Figura 33 – Micrografia do Inconel 718 como recebido. Microscopia ótica - Ataque: ASTM E 407 (# 13.b)



Fonte: O autor.

A Figura 34 mostra a região da junta composta pela zona fundida e pelo Inconel 718 da amostra 2. Nela é possível notar uma região (ZTA) apreciavelmente corroída próxima à linha de fusão onde possivelmente tem-se a presença de vários precipitados. A Figura 35 traz a análise de EDS em precipitados mais afastados da linha de fusão, porém próximos à região corroída,

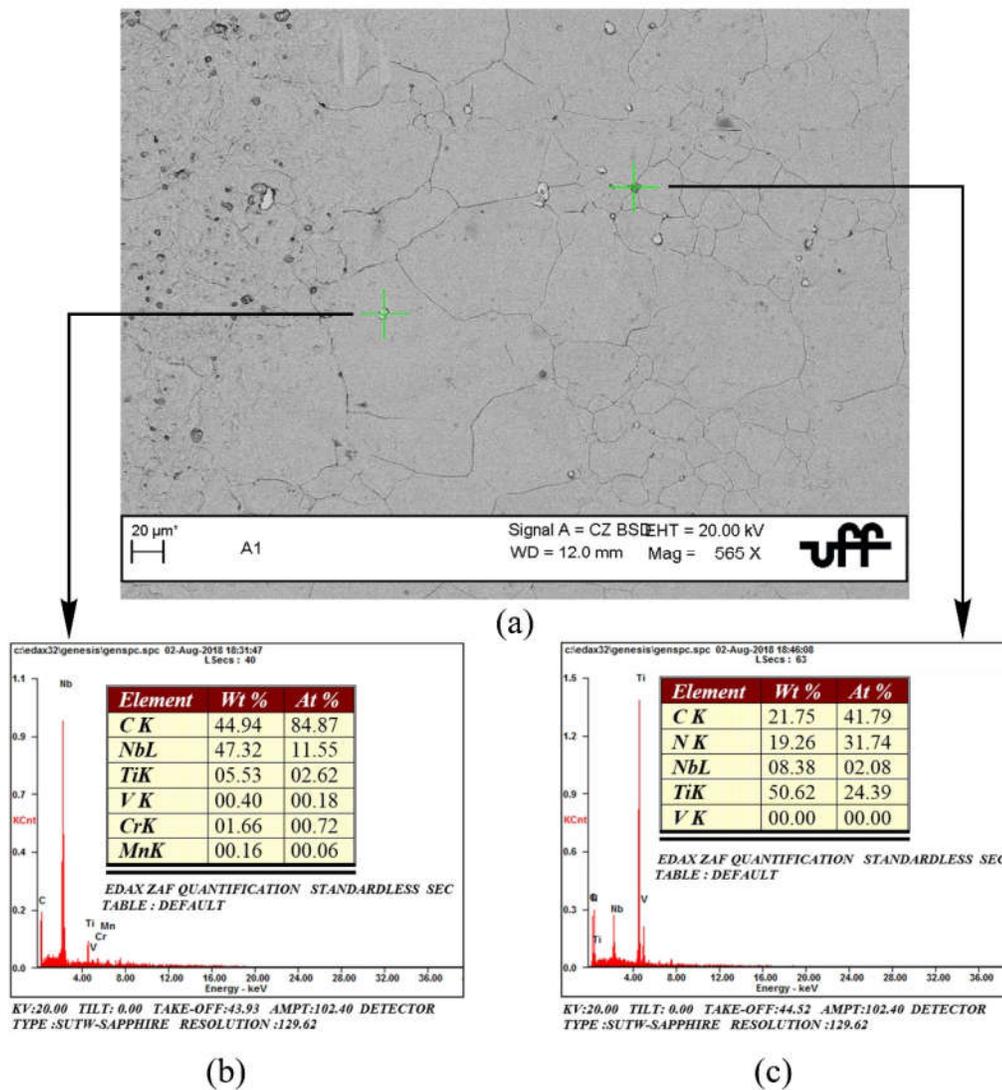
revelando serem estes precipitados ricos em Nióbio/Titânio devido ao alto teor desses elementos registrado pelo equipamento, constituindo possivelmente carbeto de nióbio e carbonitretos de titânio. Caliar *et al* (2012), encontraram precipitados de composição e tamanhos similares aos encontrados neste trabalho. Ainda em seus estudos em juntas compostas por Inconel 718 e aço inox 310S, Mortezaie e Shamanian (2014), também observaram carbeto de titânio e nióbio precipitados no metal de solda composto de Inconel 82. Valle (2010), encontrou em seus estudos sobre os efeitos de tratamento térmico também na superliga Inconel 718, precipitados do tipo (Nb,Ti)C, com cerca de com alto teor de nióbio e pequeno pico de titânio em seu material analisado como recebido, assim como foi encontrado neste estudo. Araújo (2009), encontrou carbeto de nióbio com dissolução de titânio em tiras de Inconel após serem submetidos a tratamentos térmicos. O precipitado aqui encontrado não teve seu tamanho substancialmente alterado pela energia de soldagem pois não houve tempo suficiente para seu crescimento.

Figura 34 – Microscopia eletrônica de varredura da região da zona fundida e do Inconel da amostra #2. À esquerda imagem captada por BSD e à direita, via SE. Ataque: ASTM E 407 (# 13.b)



Fonte: O autor.

Figura 35 – Microscopia eletrônica de varredura (BSD) da região da zona fundida e do Inconel da amostra #2 mostrando os pontos onde os precipitados analisados se encontravam (a). Análise via EDS evidenciando carbetos/carbonitretos ricos em (b) titânio e (c) nióbio. Ataque: ASTM E 407 (#13.b)



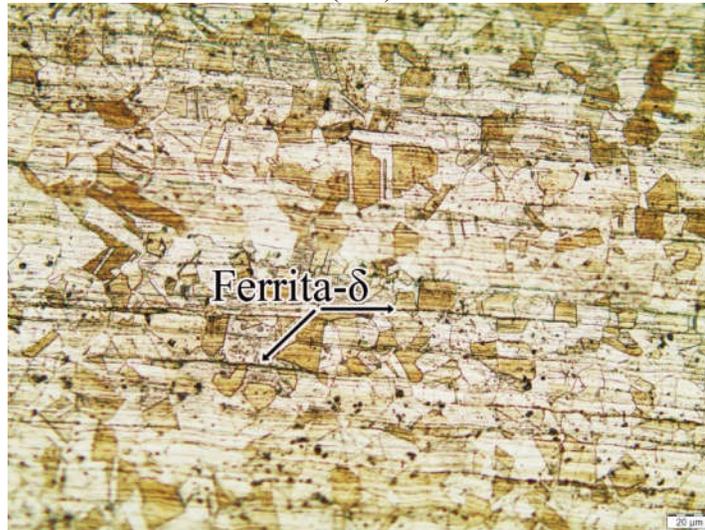
Fonte: O autor.

5.2 – Microscopia do aço inoxidável AISI 316L

Conforme aponta o diagrama de *Schaeffler* (Figura 18) e também em conformidade com a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} do aço 316L (19,74/11,32) a liga pode sofrer transformação de fases tendo a caracterização de sua microestrutura como sendo inteiramente austenítica. O crescimento

epitaxial também pode ocorrer devido à presença de mais de uma fase na microestrutura do material (KOU, 2003). Na Figura 36 fica evidente a presença da ferrita delta enfileirada numa microestrutura austenítica no metal base do aço inoxidável 316L, como resultado de altas temperaturas no processo de fabricação desta liga.

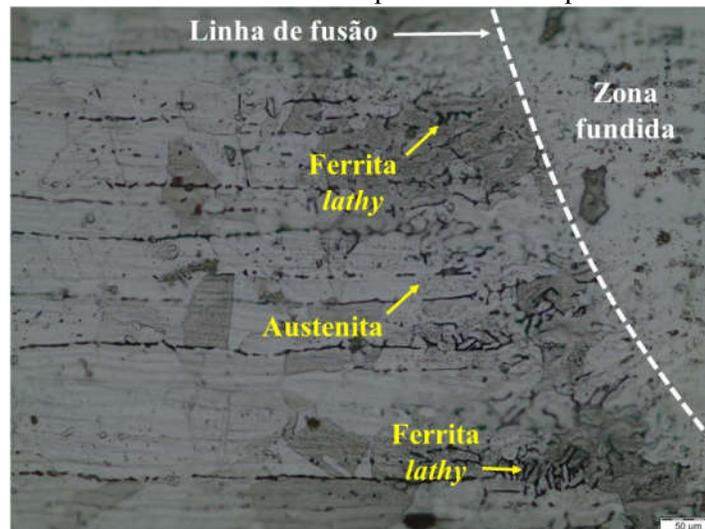
Figura 36 – Micrografia do AISI 316L - 200X Microscopia Ótica – Ataque ASTM E 407 (#20)



FONTE: O autor.

Também é característica de um superaquecimento na região de ZTAs a presença de ferrita *lathy* nesta região. A Figura 37 traz a imagem das regiões da zona fundida e da ZTA do aço inox evidenciando esta afirmação.

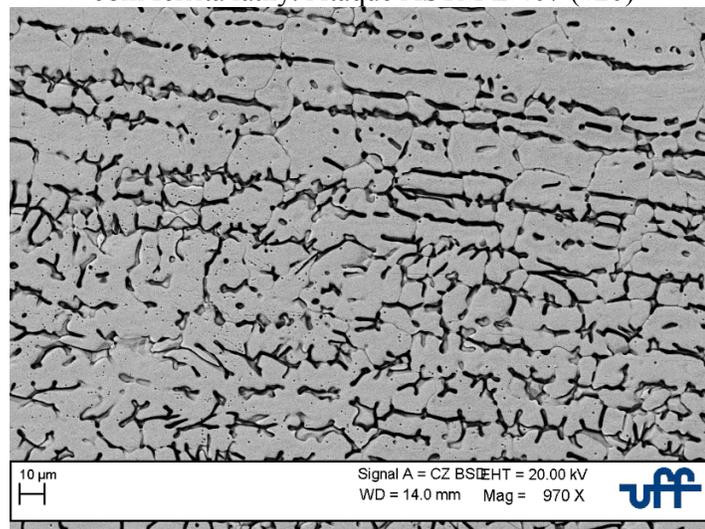
Figura 37 - Micrografia do aço AISI 316L mostrando a presença de ferrita lathy na ZTA a partir da linha de fusão - 100X Microscopia Ótica – Ataque ASTM E 407 (#20)



FONTE: O autor.

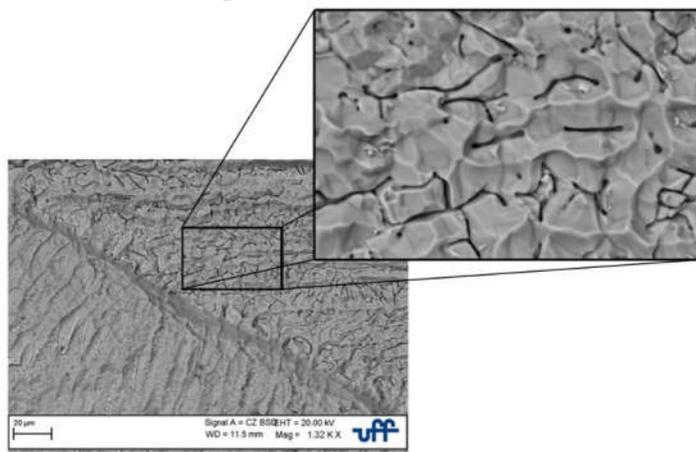
Além disso, a análise de EDS (Figura 40) aponta na região de lamelas escuras a presença de molibdênio, elemento estabilizador da ferrita e na região mais clara um teor maior de níquel, estabilizador da austenita, como pode ser evidenciado nas figuras 38 e 39.

Figura 38 - Micrografia via MEV (BSD) da ZTA do aço 316L caracterizando microestrutura com ferrita lathy. Ataque ASTM E 407 (#20)



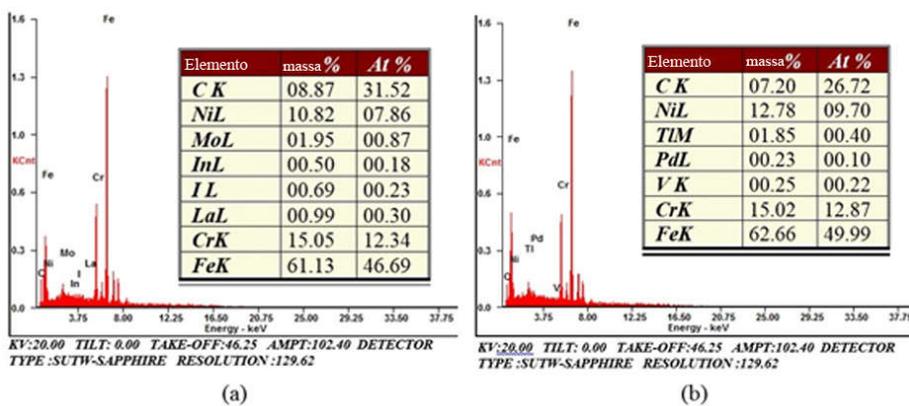
FONTE: O autor.

Figura 39 – Micrografia via MEV (BSD) da região termicamente afetada do aço 316L. Ataque: ASTM E 407 (# 13.b)



FONTE: O autor.

Figura 40 – Quantificação dos elementos presentes nas regiões: (a) ferrita e (b) austenita. Via EDS/MEV



FONTE: O autor.

Silva e Oliveira, 2011, em seu estudo sobre aços inoxidáveis austeníticos aplicáveis em biomateriais, constataram que a ferrita delta encontrada nas hastas femorais de prótese total do quadril e nos parafusos foi um importante causador da corrosão localizada, que ao liberar íons metálicos no organismo causou irritação aos pacientes.

Moon *et al* (2013), constataram através de testes, incluindo os eletroquímicos que a formação da ferrita delta na ZTA do aço inoxidável austenítico Fe18Cr10MnN teve importante influência na corrosão por pites dessa região e que o empobrecimento do Cr na austenita

adjacente à ferrita ocasionou a redução do potencial de pites da ZTA em relação ao metal de base.

Rovere *et al* (2014), ao estudar a resistência à corrosão de aços inoxidáveis supermartensíticos soldados por fricção radial concluíram também que a formação de ferrita delta favoreceu a uma diminuição na resistência à corrosão por pites na interface de soldagem.

As ZTAs das amostras apresentam tamanhos diferentes entre os dois materiais soldados. As ZTAs dos aços 316L apresentam extensão, em média, 4X menores que a extensão das ZTAs do Inconel 718, conforme dados apresentados na Tabela 13. O coeficiente de condutividade térmica do Inconel é relativamente menor que o do aço 316L (cerca de 21%, conforme dados da Tabela 12). Portanto, o aporte térmico sofrido pelos materiais durante a soldagem leva ao surgimento de uma ZTA mais extensa para o Inconel do que para o aço inoxidável.

Tabela 13 - Largura da ZTA dos aços que compõem as juntas

Amostra	Aporte térmico (J/mm)	Extensão da ZTA do AISI 316L (μm)	Desvio padrão	Extensão da ZTA do Inconel 718 (μm)	Desvio padrão
#1	0.33	58	6	168	7
#2	0.38	25	4	168	32
#3	0.40	77	7	140	17
#4	0.45	29	4	137	15
#5	0.50	55	9	233	20

Fonte: O autor.

5.3 – Microscopia da zona fundida

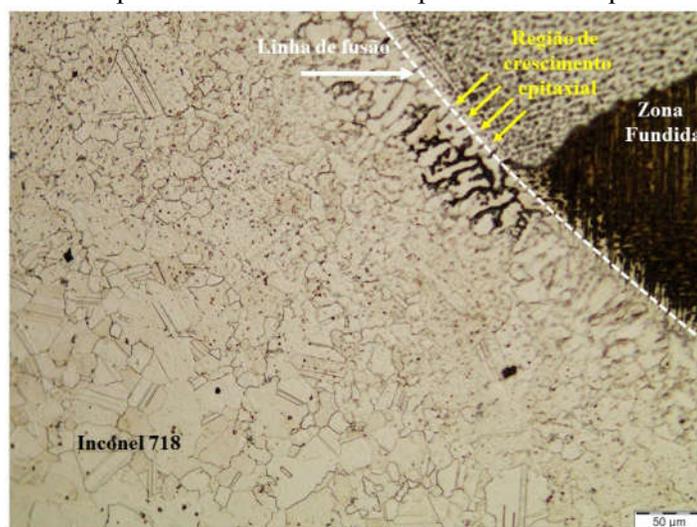
Nas figuras 41 e 42 é possível observar que a zona fundida tem início com crescimento epitaxial a partir dos metais base (Inconel 718 e aço inox 316L), o que é benéfico para a região uma vez que a continuidade dos grãos a partir do metal base evita que esta região seja uma região de concentração de tensão (NEVES, *et al.*, 2010).

Figura 41 - Micrografia da interface entre a zona fundida e o aço AISI 316L evidenciando a região de crescimento epitaxial - 200X Microscopia Ótica – Ataque Água régia – 10 ml de HCl + 30 ml HNO₃



FONTE: O autor.

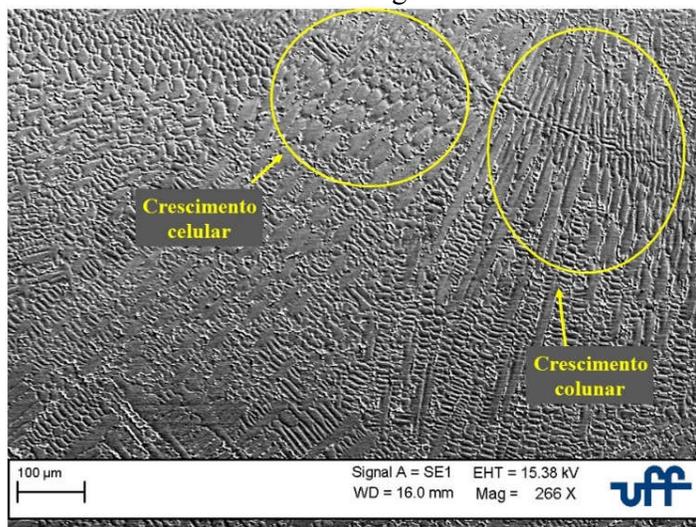
Figura 42 – Micrografia da interface entre a zona fundida e o Inconel 718 evidenciando a região de crescimento epitaxial - 100X Microscopia Ótica – Ataque ASTM E 407 (#94)



FONTE: O autor.

Ao se afastar da linha de fusão a solidificação na zona fundida vai apresentando características de crescimento competitivo, um mecanismo onde os grãos tendem a crescer na direção da extração de calor (KOU, 2003). A estrutura passa então a apresentar características de regiões com crescimento colunar e outras com crescimento celular, como pode ser observado na Figura 43.

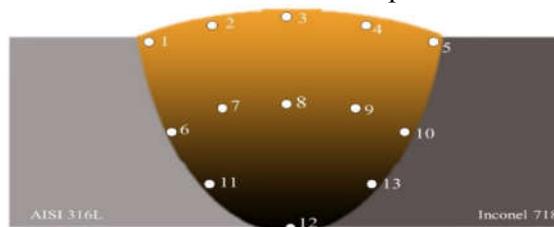
Figura 43 – Micrografia da região central da zona fundida mostrando a microestrutura resultante após solidificação – MEV (Elétrons secundários) – Ataque eletrolítico: 10g de ácido oxálico + 100 ml de água com 6V/30s



FONTE: O autor.

Os resultados de medição de ferrita utilizando o ferritoscópio estão evidenciados na Tabela 14 para cada amostra. Um esquema dos pontos de medição de ferrita é mostrado na Figura 44. É possível observar que a medida em que se caminha da região da zona fundida próxima ao aço 316L em direção à região próxima ao Inconel 718 os teores de ferrita vão assumindo valores decrescentes e nunca maiores que 3%. A ferrita promovida por elementos austenitizantes (em especial o cromo), resultado da solidificação ou um processo termomecânico, geralmente está presente em teores baixo de 2 a 3%. Não é considerada fase deletérias na maioria das aplicações mas pode reduzir a ductilidade e a tenacidade da austenita (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Alguns pontos não puderam ter seus níveis de ferrita mensurados, talvez por conterem um teor muito ínfimo da fase.

Figura 44 – Esquema da localização dos pontos onde foram feitas as medições de ferrita através do ferritoscópio



FONTE: O autor.

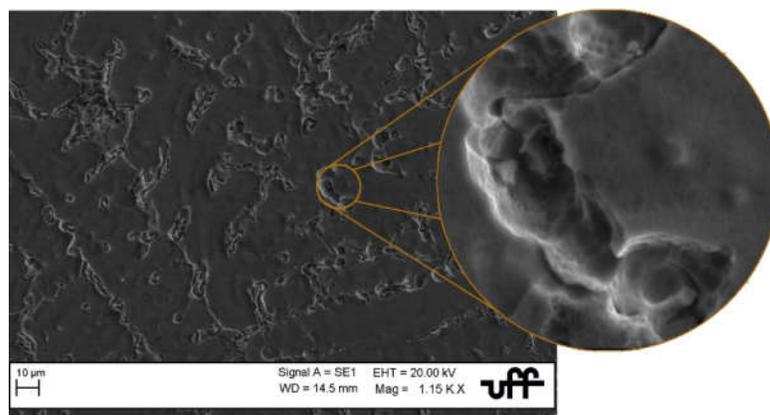
Tabela 14 - Teores de ferrita na zona fundida das juntas

Ponto	Amostra 1		Amostra 2		Amostra 3		Amostra 4		Amostra 5	
	Ferrita (%)	Desvio Padrão	Ferrita (%)	Desvio Padrão	Ferrita (%)	Desvio Padrão	Ferrita (%)	Desvio Padrão	Ferrita (%)	Desvio Padrão
1	0,33	0	0,41	0,01	0,61	0,01	0,45	0,09	0,41	0,04
2	0,2	0,02	0,13	0	0,32	0,01	0,25	0,11	0,18	0,02
3	Não houve		Não houve		0,15	0,02	0,18	0,02	Não houve	
4	Não houve registro									
5	Não houve		0,1	0,02	Não houve registro					
6	1,07	0,05	1,32	0	0,93	0,01	1,47	0,05	1,62	0,04
7	0,48	0,01	0,75	0,28	0,45	0,03	0,4	0,14	0,45	0,01
8	0,35	0	0,55	0,11	Não houve		0,11	0,01	0,23	0,01
9	0,12	0,01	0,15	0	Não houve		0,1	0	0,11	0,01
10	Não houve registro									
11	1,92	0	2,23	0,01	1,02	0,04	1,77	0,02	2,42	0,13
12	1,81	0,03	1,05	0,51	0,38	0,01	0,58	0,01	0,66	0,03
13	Não houve registro								0,09	0,01

Fonte: O autor.

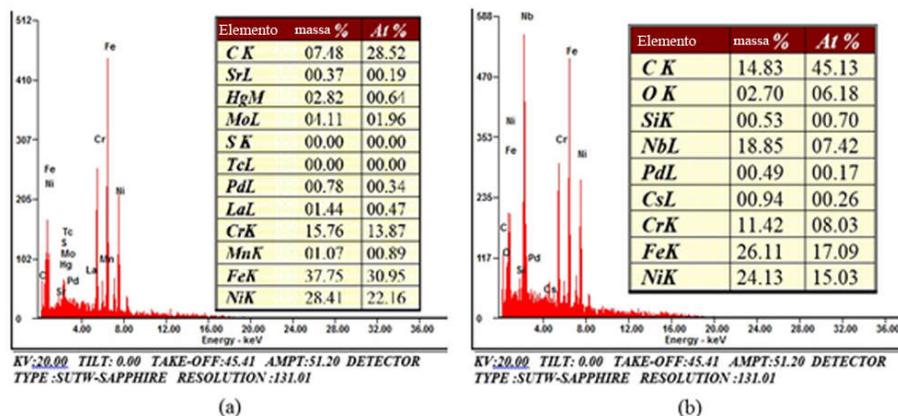
Após o ataque químico a microscopia revelou uma região da zona fundida com ataque preferencial na região interdendrítica, conforme pode ser visto na Figura 45. A análise por EDS apresentou um teor de carbono muito alto (14,83%*Wt*, Figura 46.b) em relação aos outros elementos, o que pode explicar o ataque preferencial à esta região. Já a região da dendrita apresenta uma quantidade de carbono inferior à da zona interdendrítica (7,48%, em massa, Figura 46.a). Além disso o PREN para a região dendrítica foi mais nobre (27 ± 2) que o da região interdendrítica (13 ± 1).

Figura 45 - Micrografia da zona fundida mostrando a microestrutura após testes de corrosão – MEV (Elétrons secundários) – Ataque eletrolítico: 10g de ácido oxálico + 100 ml de água com 6V/30s



FONTE: O autor.

Figura 46 - Quantificação dos elementos presentes nas regiões (a) região dendrítica e (b) região interdendrítica via EDS/MEV

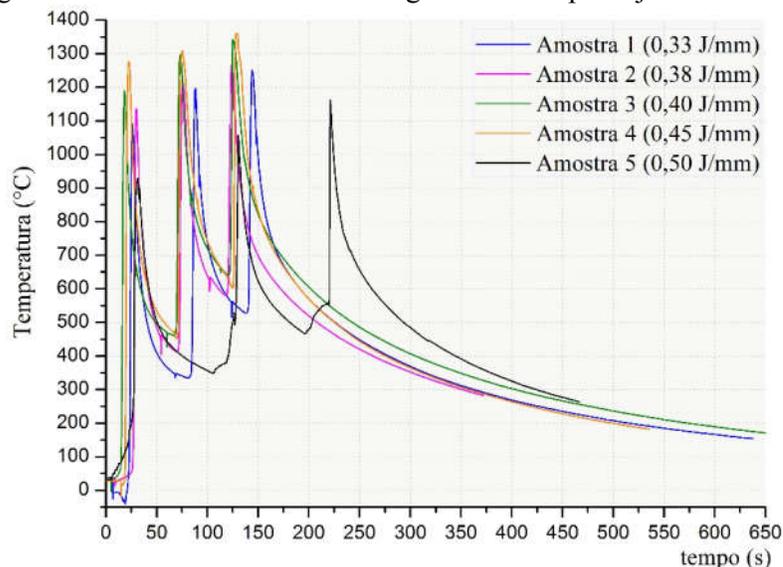


FORTE: O autor.

Não foi observada a presença da fase sigma nas análises micrográficas realizadas, embora ela possa existir mesmo que não seja possível sua visualização com a utilização do microscópio (ZINGALES, QUARTARONE e MORETTI, 1985).

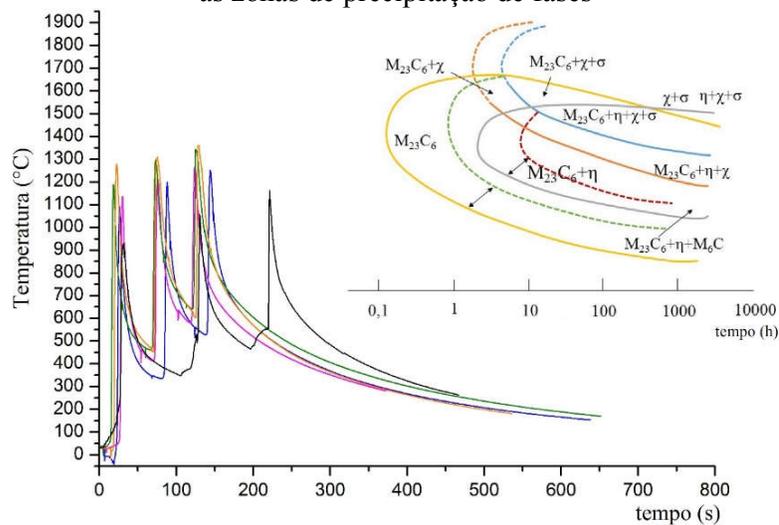
A fase sigma necessita para sua precipitação, que o material seja exposto a altas temperaturas por um longo período de tempo. A Figura 47 traz os ciclos térmicos aos quais as amostras neste estudo foram submetidas, mostrando que o resfriamento foi rapidamente atingindo (~400s/7 min), logo as regiões suscetíveis ao aporte térmico durante a soldagem não estiveram sob o tempo necessário para precipitação de tal fase deletéria. A Figura 48 traz uma comparação entre os ciclos térmicos e a as regiões de surgimento dos precipitados.

Figura 47 - Ciclos térmicos de soldagem sofridos pelas juntas de união



Fonte: O autor.

Figura 48 – Ilustração comparativa dos gráficos de ciclo térmico sofridos pelas amostras com as zonas de precipitação de fases



Fonte: O autor.

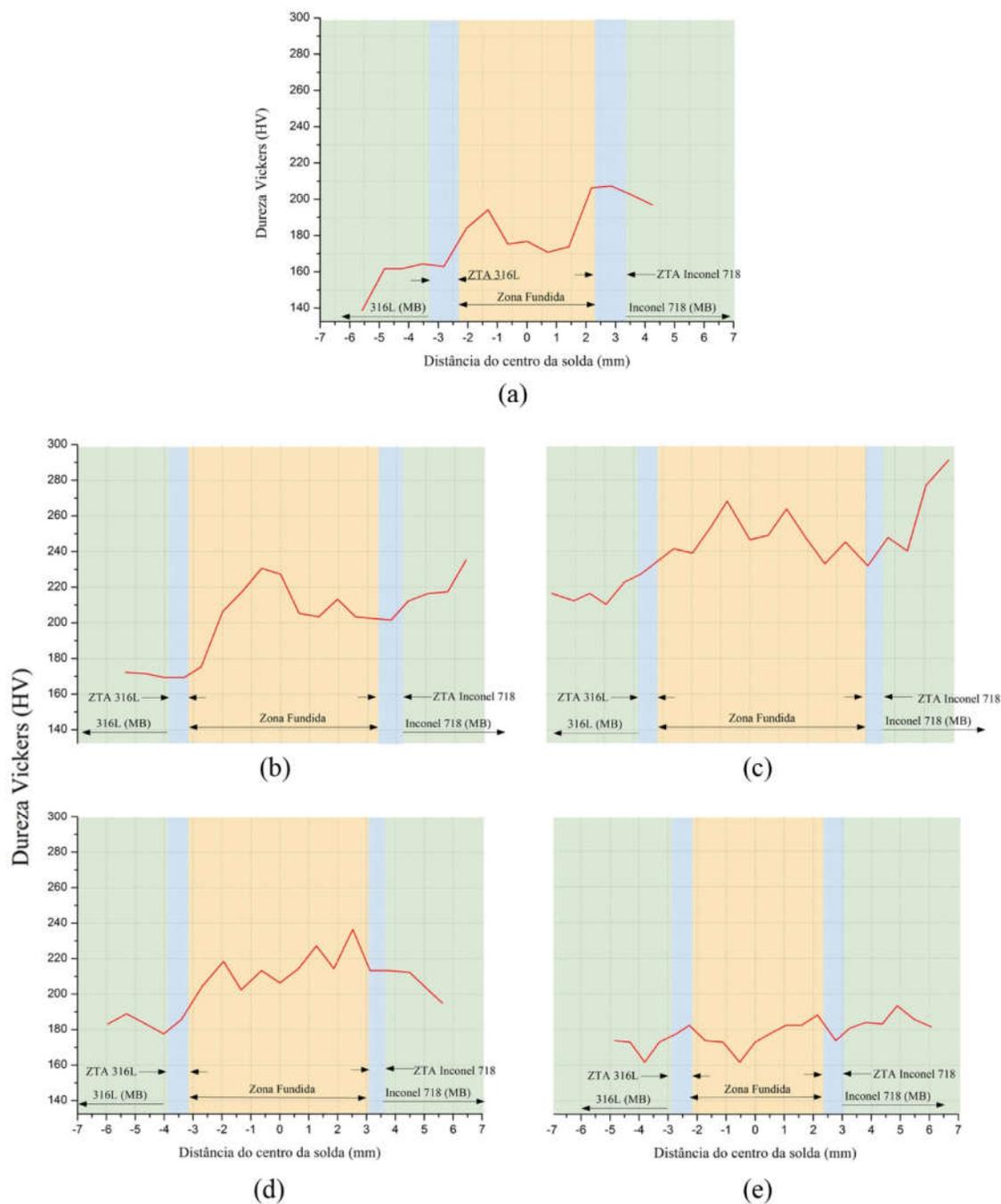
Zingales *et al* (1985), em seus estudos acerca da precipitação da fase sigma na soldagem de austeníticos, compararam as propriedades do aço sob diferentes tratamentos térmicos, incluindo a soldagem TIG. Concluíram a formação da fase sigma a partir da ferrita desde que o aço permanecesse a temperaturas e tempos de sensibilização suficientemente altos. Jang e

Lee (2012), verificaram que amostras envelhecidas tinham menores potencias de corrosão e por pites do que amostras cujo processo de fabricação foi a soldagem, concluindo que a fase sigma, responsável pela queda drástica na resistência à corrosão nos aços, tem a sua relação de existência de acordo com as altas temperaturas e os longos períodos de exposição às mesmas. Portanto, a ausência da fase neste estudo, neste caso, pode ser justificada.

5.4 Dureza *Vickers*

A Figura 49 apresenta os resultados de dureza *Vickers* medidos em diferentes pontos nas amostras a partir do centro da zona fundida, conforme esquema mostrado na Figura 30. Os resultados dos testes de dureza não determinam uma relação de influência do aporte térmico na dureza das regiões avaliadas. Não há uma relação de dependência entre o crescimento dos valores para o aporte térmico e o decaimento ou crescimento nos valores registrados para a dureza do material. Estes resultados podem ter relação com o fato do aporte térmico ter tido variações muito pequenas para exibir valores de maior correspondência. Portanto, pode-se concluir que pequenas variações na energia de soldagem, como parâmetro isolado, destas juntas não influenciam substancialmente na variação da dureza da mesma. As regiões mais internas, nas proximidades da linha de fusão com o aço 316L apresentam maiores teores de ferrita que as regiões mais próximas à superfície do Inconel 718. A ferrita pode também contribuir para uma queda na ductilidade do material, influenciar o registro de menores valores de dureza para o aço inox em relação aos valores obtidos para o Inconel 718. Além disso as imagens e análise de EDs revelaram a precipitação de carbeto de nióbio e/ou titânio e carbonitretos de titânio no Inconel e na zona fundida. Kan *et al* (2017), observaram em seu trabalho que os aços inoxidáveis que foram reforçados com NbC ou (Nb, Ti) C apresentaram maiores valores de dureza que os aços que não sofreram tal processamento.

Figura 49 – Perfil de dureza *Vickers* a partir do centro da solda das amostras, (a) #1 (0,33 J/mm), (b) #2 (0,38 J/mm), (c) #3 (0,40 J/mm), (d) #4 (0,45 J/mm) e (e) #5 (0,50 J/mm)



Fonte: O autor.

As variações na energia de soldagem não produziram grandes alterações microestruturais nas zonas termicamente afetadas das amostras. Embora o esperado seja que maiores aportes térmicos produzam também regiões termicamente afetadas com maiores

tamanhos de grão e menor dureza, essa relação não pode ser comprovada nas amostras em estudo.

Há variações na dureza entre as amostras e as diferentes regiões analisadas de cada uma delas. As amostras 3, 4 e 5 comprovam que um aumento na energia de soldagem faz com que a dureza na ZTA apresente decréscimo entre as amostras. O que não acontece com as amostras 1 e 2 que mesmo possuindo menor registro de aporte ainda sim tem dureza mais baixa.

As amostras 3 e 4 tiveram aportes térmicos de maiores valores que as antecessoras, porém com durezas mais elevadas dentre as amostras estudadas. Entretanto, a zona fundida se revela com maior fusão do Inconel que do inox, o que pode ter feito com que a região do inox tenha experimentado uma energia menor ou ainda que a vazão do gás tenha experimentado uma variação no instante da soldagem.

Por outro lado, pode ser observado nas curvas da Figura 46 que as regiões de zona fundida das amostras apresentam dureza mais elevada que o aço 316L, o que pode indicar um refino da zona fundida em relação à microestrutura do aço inoxidável. Já em relação ao Inconel a zona fundida se revela ligeiramente mais macia quando se avalia pontos mais próximos à linha de fusão. A transição entre estrutura celular e dendrítica da zona fundida pode ser responsável pelas flutuações nos valores obtidos para a dureza nesta região.

Os fabricantes informam em seus relatórios de qualidade os tamanhos de grão ASTM de 3 (\emptyset 127 μm) e 6 (\emptyset 44,9 μm) para o Inconel 718 e o aço 316L, respectivamente. Quando os grãos de uma região do material se apresentam na microestrutura de forma mais fina, isto é, menores, a dureza apresentada por esta região é maior em relação à dureza de uma região de granulação mais grosseira (grãos maiores) pois a região de granulação mais fina possui maior área total de contornos de grão que impedem com mais facilidade o deslocamento das discordâncias (CALLISTER, JR e RETHWISCH, 2016). Apesar do Inconel apresentar grãos maiores, se trata de uma liga endurecida por precipitação, que é também um mecanismo de aumento de resistência mecânica responsável pelo surgimento de precipitados que também dificultam o movimento das discordâncias através da rede cristalina. Fato que explica sua dureza mais elevada em comparação com o aço 316L que tem tamanhos de grãos menores.

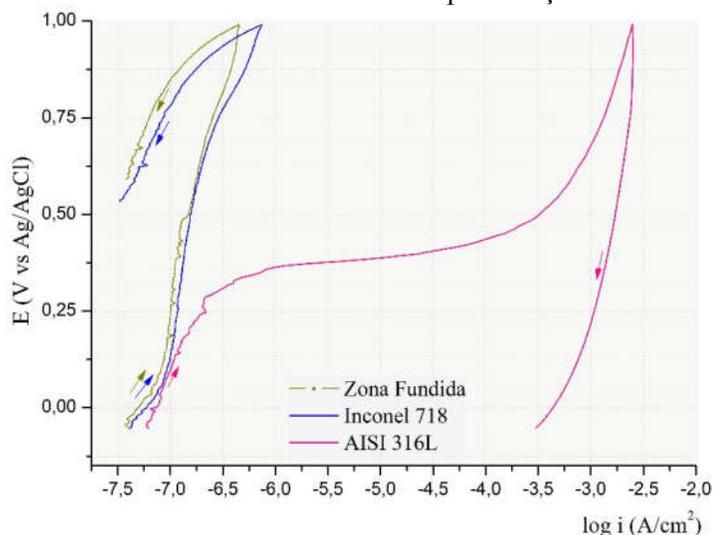
5.5 Testes de corrosão

5.5.1 – Ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica

As curvas de polarização foram registradas após os ensaios de circuito aberto e tem na a maioria delas início no potencial de corrosão da região. A amostra 1 apresenta, para o Inconel e para a zona fundida, curvas muito similares e de difícil determinação de potencial de pites. Quando não há visualização clara do aumento brusco na densidade de corrente, toma-se o potencial de pites como sendo o potencial limite entre o potencial de corrosão e o potencial onde ocorre reversão da corrente (WOLYNEC, 2013).

A Figura 50 mostra as curvas de polarização cíclica para as diferentes regiões analisadas da amostra 1.

Figura 50: Curvas de polarização cíclica para as três regiões da amostra 1: (a) zona fundida; (b) Inconel 718 e (c) aço AISI 316L. Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização



Fonte: O autor.

A curva para a zona fundida tem inicialmente ramo anódico onde podem ser observados picos de instabilidade eletroquímica que podem indicar a dissolução da película passiva ou a evolução do oxigênio. A curva vai assumindo um ramo catódico, com a densidade de corrente diminuindo com a reversão do potencial. O inox tem E_{CORR} igual a -164 mV e potencial de pites igual a 347 mV, este determinado através da interseção da reta definida pela curva antes do

brusco aumento na densidade de corrente com a reta definida pela curva após este aumento (WOLYNEC, 2013). Pode-se concluir que os pites, sob estas condições, não ocorrerão no Inconel 718, e tampouco na zona fundida. Já o inox 316L tem potencial de pite mais próximo a seu potencial de corrosão, o que caracteriza que a região pode sofrer corrosão localizada.

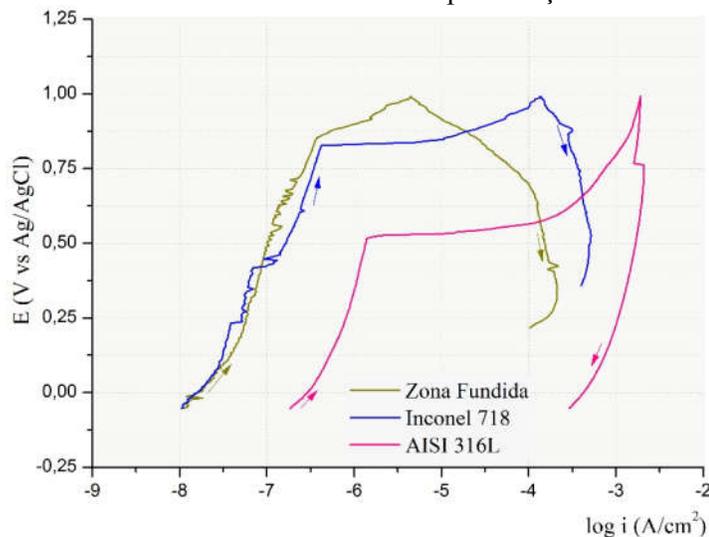
Dentre as curvas levantadas a zona fundida e o Inconel registraram potenciais de repassivação, ER (-991 mV), que é maior que o potencial de corrosão apresentado pelas referidas regiões, permitindo, portanto, concluir que os pites que se formam não crescem, sendo assim, pites metaestáveis (nucleiam e repassivam).

As histereses das curvas da zona fundida e do Inconel são histereses negativas, o que significa que os danos provocados no filme passivo podem ser revertidos e ocorre corrosão transpassiva. Já a histerese positiva registrada pela curva do aço inox indica que os danos provocados ao filme passivo não podem ser revertidos e a corrosão estabelecida é localizada.

A relação entre o potencial de pite e o potencial de corrosão das regiões indica que no Inconel e na zona fundida não haverá ocorrência de pites. A diferença entre estes potenciais apresenta valores superiores à diferença entre estes mesmos potenciais no aço 316L. Neste, há probabilidade da ocorrência de pites sob ambientes com concentração de cloreto igual ao do eletrólito utilizado.

A amostra 2 apresentou curvas com perfis bem distintos das outras amostras em estudo (Figura 51). A zona fundida e o Inconel apresentaram potenciais de pites substancialmente mais nobres que o aço inox, o que o deixa este mais próximo do seu potencial de corrosão, prevendo, portanto, a corrosão localizada nesta região e uma probabilidade de corrosão localizada na zona fundida e no Inconel. Não foi possível a determinação de potenciais de repassivação nestas curvas, uma vez que todas as histereses apresentadas por elas foram positivas, sugerindo que há nestes casos, corrosão localizada.

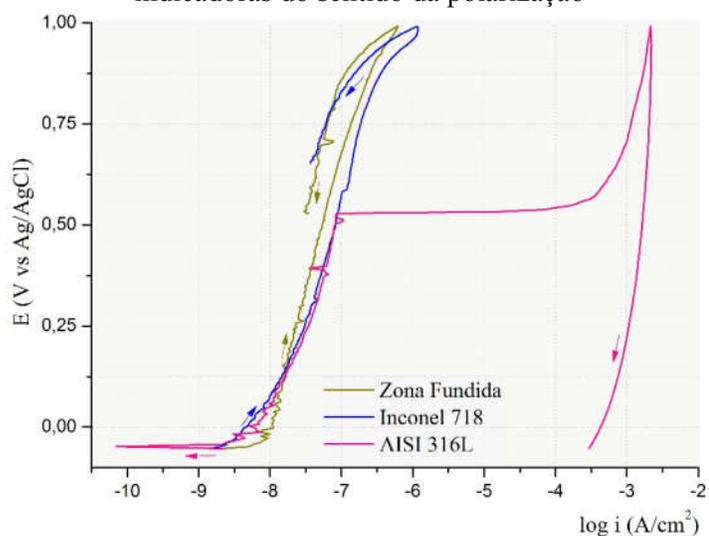
Figura 51: Curvas de polarização cíclica para as três regiões da amostra 2: (a) zona fundida; (b) Inconel 718 e (c) aço AISI 316L. Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização



Fonte: O autor.

As curvas de polarização cíclica para esta amostra 3 são mostradas na Figura 52

Figura 52: Curvas de polarização cíclica para as três regiões da amostra 3: (a) zona fundida; (b) Inconel 718 e (c) aço AISI 316L. Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização



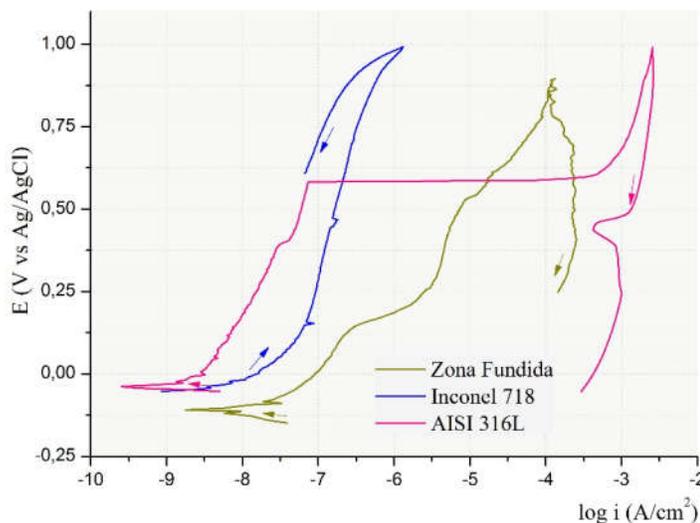
Fonte: O autor.

. O comportamento das curvas da amostra 3 em relação aos potenciais de corrosão, potenciais de pite e histerese das curvas são similares ao comportamento das curvas da amostra 1.

Dentre as curvas de polarização levantadas para a amostra 4, apresentadas na Figura 53, apenas o Inconel apresentou potencial de repassivação (E_R), porém a zona fundida registrou potenciais de pite assim como aço 316L, porém com valores superiores ao do aço inoxidável. Assim como nas outras amostras, o aço inox não apresentou potencial de repassivação. O aço 316L apresentou ramo inicial da curva de comportamento anódico, resultando em um potencial de corrosão ligeiramente maior que o potencial de corrosão do Inconel.

A histerese da zona fundida é positiva para esta amostra indicando corrosão localizada, sem reversão das avarias sofridas pela película passiva. O Inconel manteve seu comportamento negativo para a histerese.

Figura 53: Curvas de polarização cíclica para as três regiões da amostra 4: (a) zona fundida; (b) Inconel 718 e (c) aço AISI 316L. Velocidade de varredura: 1 mV/s



Fonte: O autor.

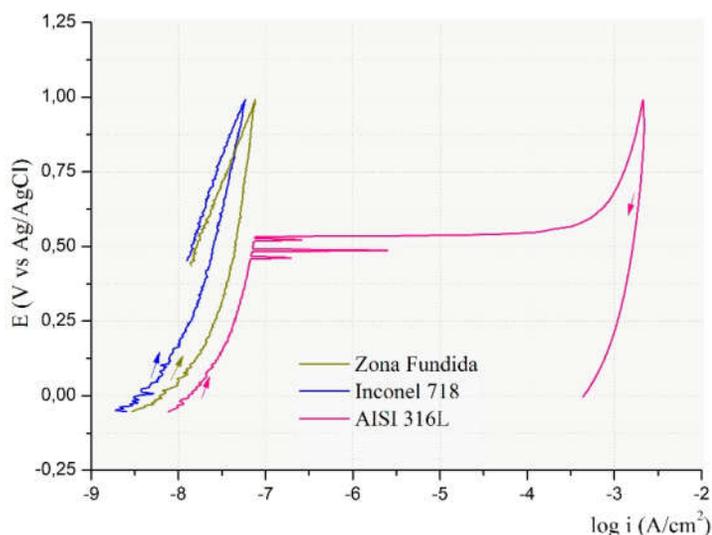
Em relação a ocorrência ou não de pites, eles não ocorrem no Inconel com resposta positiva à ocorrência na zona fundida e no aço inox.

Já na amostra 5, a curva do aço inox apresentou oscilações nas proximidades do potencial de pites por conta de pites metaestáveis, conforme pode ser observado na Figura 54. Estas oscilações indicam a formação de pites e o que ocorre nestes casos é que cada vez que um pite é formado a superfície forma um par galvânico com regiões passivadas e não passivadas

e o potencial de corrosão registrado é o potencial de corrosão deste par galvânico (STANSBURY e BUCHANAN, 2000). Esta região apresentou densidades de corrente maiores com potenciais menores do que as outras regiões analisadas da mesma amostra, o que demonstra ser uma região mais suscetível a corrosão por pites. Assim como nas outras amostras, esta região não apresentou potencial de repassivação.

Relacionando os potenciais de pite e de corrosão das regiões, há indicação de ocorrência de pites no aço inox e não ocorrência no Inconel e na zona fundida.

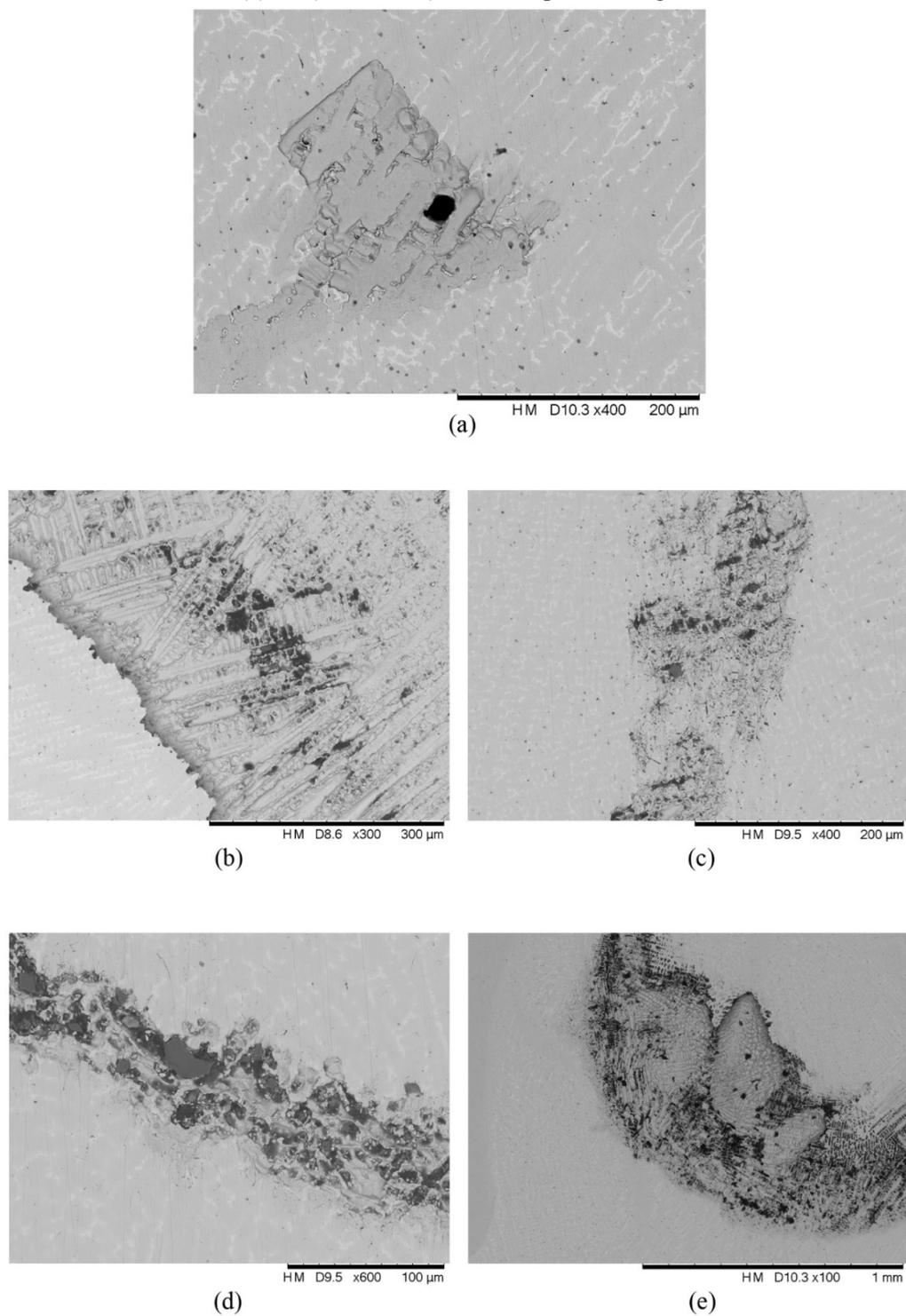
Figura 54: Curvas de polarização cíclica para as três regiões da amostra 5: (a) zona fundida; (b) Inconel 718 e (c) aço AISI 316L. Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização



Fonte: O autor.

De forma inesperada, as regiões do inox não apresentaram evidências de corrosão localizada. Estas regiões não apresentaram alterações superficiais nem mesmo após análise no microscópio ótico. Já a região da zona fundida, que teve comportamento mais nobre frente à polarização teve evidências superficiais da corrosão notáveis a olho nu. A Figura 55 mostra as imagens feitas por microscopia ótica da região da zona fundida das amostras ensaiadas.

Figura 55 – Microscopia eletrônica de varredura das zonas fundidas das amostras sob ensaios de corrosão, (a) #1 (0,33 J/mm), (b) #2 (0,38 J/mm), (c) #3 (0,40 J/mm), (d) #4 (0,45 J/mm) e (e) #5 (0,50 J/mm). Sem ataque metalográfico.



Fonte: O autor.

Dentre as regiões analisadas a que apresenta melhor resposta à corrosão por pites é a zona fundida. Talvez tal resultado se dê ao fato de ser dela também o maior PREN apresentado : 29,3 contra 27,7 para o Inconel 718 e 23,8 para o aço 316L.

Comparando os potenciais exibidos pelas curvas de polarização obtidas para os três materiais (Inconel, inox e zona fundida) em cada amostra chega-se à conclusão que a amostra cujas regiões apresentam menor discrepância entre os valores de potenciais de corrosão é a amostra 5, conforme dados podem ser vistos na tabela. Além disso a amostra é, dentre as analisadas a que apresenta potenciais de repassivação mais nobres nas regiões de Inconel e zona fundida e a segunda melhor quando se trata do potencial de pites na região do Inconel (534 mV contra 557 mV da amostra 4). A Tabela 15 apresenta os resultados extraídos das curvas de polarização de todas as amostras ensaiadas.

Tabela 15 – Parâmetros de corrosão das amostras sob polarização cíclica

Amostra	Região	E_{CORR} (mV)	E_{PIT} (mV)	E_{Rep}	$E_{PIT} - E_{CORR}$	$E_{CORR} \times E_R$ (>/<)	Histerese
#1	ZF	-43	-	781	-	$E_{CORR} < E_R$	-
	Inconel	-139	-	761	-	$E_{CORR} < E_R$	-
	316L	-164	347	-	511	-	+
#2	ZF	-78	852	-	930	-	+
	Inconel	-130	816	-	946	-	+
	316L	-189	492	-	681	-	+
#3	ZF	-15	-	912	-	$E_{CORR} < E_R$	-
	Inconel	-70	-	862	-	$E_{CORR} < E_R$	-
	316L	-22	513	-	535	-	+
#4	ZF	-109	505	-	614	-	+
	Inconel	-103	-	912	-	$E_{CORR} < E_R$	-
	316L	-16	557	-	573	-	+
#5	ZF	-82	-	976	-	$E_{CORR} < E_R$	-
	Inconel	-71	-	981	-	$E_{CORR} < E_R$	-
	316L	-73	534	-	607	-	+

Fonte: O autor.

Os estudos acerca das curvas de polarização fornecem um importante dado quando se pretende prever a corrosão galvânica dos materiais utilizados na união. Quando dois metais estão em contato num determinado meio, o potencial de corrosão de ambos prevê que o metal com potencial mais ativo contará com maiores taxa de corrosão enquanto o material mais passivo (de potencial de corrosão mais alto) registrará menores ou até mesmo a supressão de sua taxa de corrosão (WOLYNEC, 2013). A união desses dois metais dissimilares de forma autógena

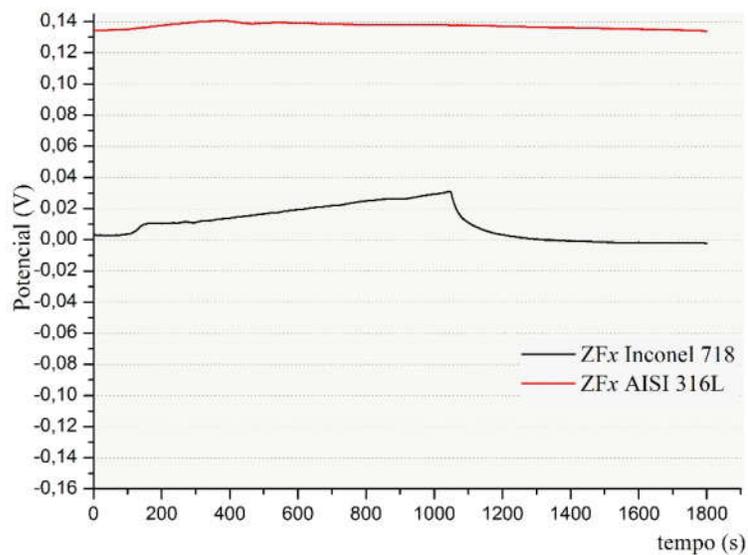
permitiu a criação de uma zona fundida que alterna suas propriedades entre as propriedades dos metais base, muitas vezes com propriedades superiores à dos metais base utilizados. Ainda sim é também uma região dissimilar dos metais base e pode formar com eles um par galvânico. Além disso, a seleção de materiais para este tipo de união indica que os materiais utilizados estejam próximos na série galvânica, pois quanto mais afastados eles estiverem maior será a tendência à este tipo de corrosão (CALLISTER, JR e RETHWISCH, 2016). Para que seja determinada a série galvânica é preciso conhecer o potencial de corrosão em relação a um eletrodo de referência (WOLYNEC, 2013).

Visando a obtenção do comportamento do par galvânico uma avaliação eletroquímica foi realizada com os levantamentos das curvas de potencial de circuito aberto e polarização cíclica de duas amostras extremas em relação às energias de soldagem impostas às memas (Amostra 1 e amostra 5).

5.5.2 - Ensaios de Potencial de Circuito aberto nas interfaces

As curvas de potencial de circuito aberto podem fornecer dados importantes a partir da determinação do potencial de corrosão. Conforme pode ser visto na Figura 56, a curva da interface ZF/316L da amostra 1 não apresenta grandes variações quanto aos potenciais de corrosão tendo a mesma um comportamento inicial ligeiramente menos nobre comparando com sua total evolução ao longo do tempo. Pode-se observar uma tendência à estabilização num potencial de cerca de 134 mV. Em contrapartida, a interface ZF/Inconel tem seu delineamento em pontos abaixo da curva exibida pela interface ZF/316L, além de ter um comportamento inicial catódico evoluindo para um ramo anódico que se estabiliza em um potencial de aproximadamente -2 mV.

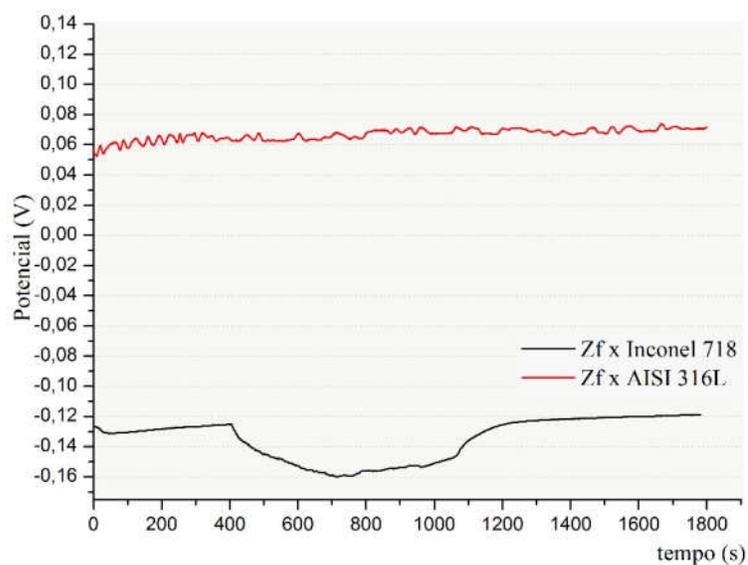
Figura 56: Potencial de circuito aberto para as duas regiões selecionadas da amostra 1



Fonte: O autor.

Na amostra 5 a interface ZF/316L apresenta uma curva de circuito aberto para a região ZF x Inox 316L com grandes, inúmeras e algumas rápidas oscilações no decorrer do teste e não houve mudança neste comportamento até o fim do ensaio (Figura 57).

Figura 57: Potencial de circuito aberto para as duas regiões selecionadas da amostra 5



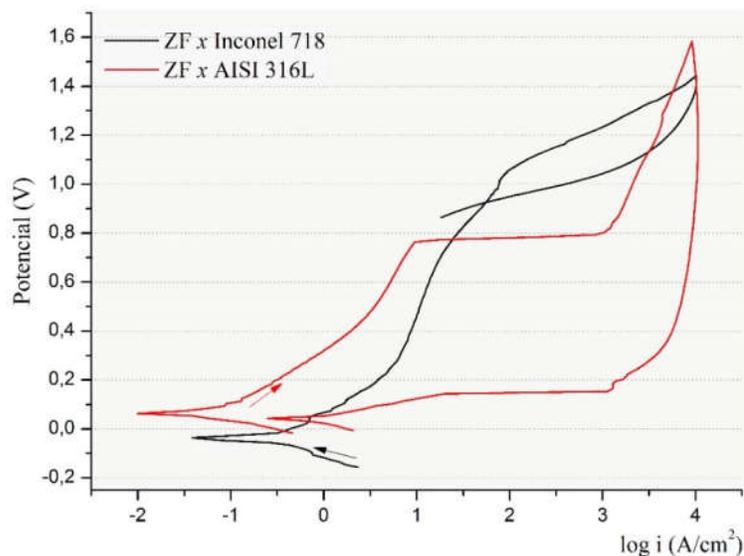
Fonte: O autor.

O potencial se estabiliza em cerca de 72 mV. A interface Zf/Inconel também teve sua curva de circuito aberto em pontos abaixo da curva da interface ZF/316L, assim como na amostra 1, porém tem término com ramo catódico com estabilização no potencial de aproximadamente -199 mV.

5.5.3 Ensaio de polarização nas interfaces

A curva de polarização na interface entre o aço inox 316L e a zona fundida na amostra 1 inicialmente apresenta ramo catódico encerrando o mesmo no potencial de corrosão da região (-64 mV), conforme mostra a Figura 58.

Figura 58: Curvas de polarização cíclica para as duas regiões selecionadas da amostra 1: ZF x Inconel e ZF x Aço 316L. Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização

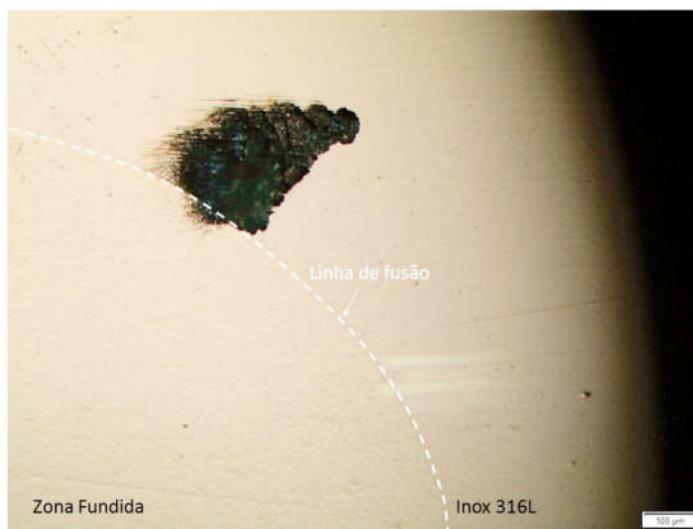


Fonte: O autor.

A curva então passa a se comportar de modo anódico até que seja atingido um potencial cuja corrente sofre brusco aumento, o E_{PIT} (743 mV). Após a inversão do potencial a histerese acontece de forma positiva, o que indica que houve, realmente, um ataque localizado e os pites estão presentes na superfície da região ensaiada. Após a histerese valores decrescentes de densidade de corrente vão sendo registrados ao longo da curva, o que indica que a taxa de

crescimento dos pites vai diminuindo. Porém, a curva reversa não cruza a curva inicial evidenciando que os pites não têm seu crescimento cessado. Quando a curva atinge o potencial de cerca de 3,5 mV a densidade de corrente volta a crescer, o que indica um aumento na taxa de crescimento dos pites (em largura e/ou profundidade). Não houve, para este caso, registro de repassivação. A Figura 59 mostra a região com corrosão preferencial no aço inox.

Figura 59: Micrografia da região de interface ZF x AISI 316L mostrando região de corrosão preferencial no aço inox. Microscopia ótica. Sem ataque metalográfico

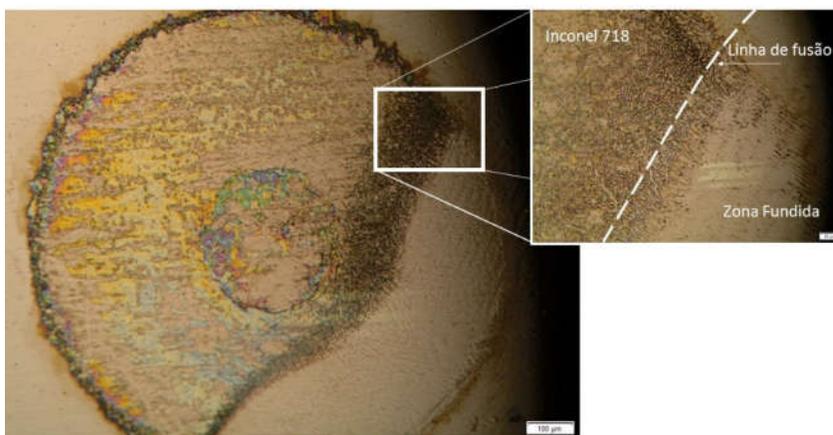


Fonte: O autor.

A curva para a polarização da interface entre a zona fundida e o Inconel também tem início com um ramo catódico, o que evidencia o início do ensaio tendo sido abaixo de seu potencial de corrosão. Quando o potencial de corrosão (-36 mV) é alcançado a curva caminha em comportamento passivo com acréscimo nos valores de seu potencial até atingir o potencial de pites (1034 mV). Após a reversão do potencial a histerese é positiva, indicando a corrosão localizada por pites. Após a histerese os valores para a densidade de corrente também são decrescentes, assim como para a curva de polarização da interface zona fundida/inconel. Entretanto, no caso da interface zona fundida/Inconel a histerese se completa com a curva descendente cruzando a curva inicial. Neste ponto, tem-se a determinação do potencial de repassivação (934 mV) que indica que após a corrosão localizada se instaurar e que a taxa de crescimento dos pites que seguiu assumindo valores decrescentes após a inversão do potencial, agora, neste ponto, tem seu comportamento extinguido. Além disso, abaixo do potencial de

passivação os pites não irão ocorrer. A curva de histerese para a interface ZF/718 também apresenta uma área sob a curva menor que a apresentada pela interface ZF/316L, evidenciando a maior resistência à corrosão sendo da interface da zona fundida com o Inconel. A Figura 60 mostra o ataque corrosivo na interface que, diferentemente da interface ZF x Inox tem seu perfil mais distribuído em toda a interface ensaiada e parece não ser tão severo quanto na primeira região discutida. Porém, há uma região que tem visualmente um ataque mais severo. Esta região é a ZTA do Inconel e conforme já discutido anteriormente, apresenta intensa precipitação de carbeto/carbonitretos de nióbio, um fenômeno deletério ao material. Vieira *et al*(2017), observaram que as amostras de aço 316L sem adição de carbeto de nióbio tinham comportamento mais nobre frente aos ensaios de corrosão do que as amostras com adição dos carbeto, tendo estas registrado potenciais de pites muito inferiores às amostras do aço em seu estado como recebido. Wang *et al* (2018) em seus estudos após preparo mecânico em amostras de Inconel 718, também observaram que os carbeto de nióbio eram responsáveis por decréscimo na resistência a corrosão por pites em suas amostras.

Figura 60: Micrografia da região de interface ZF x Inconel 718 mostrando região de corrosão mais severa na ZTA do Inconel. Microscopia ótica. Sem ataque metalográfico

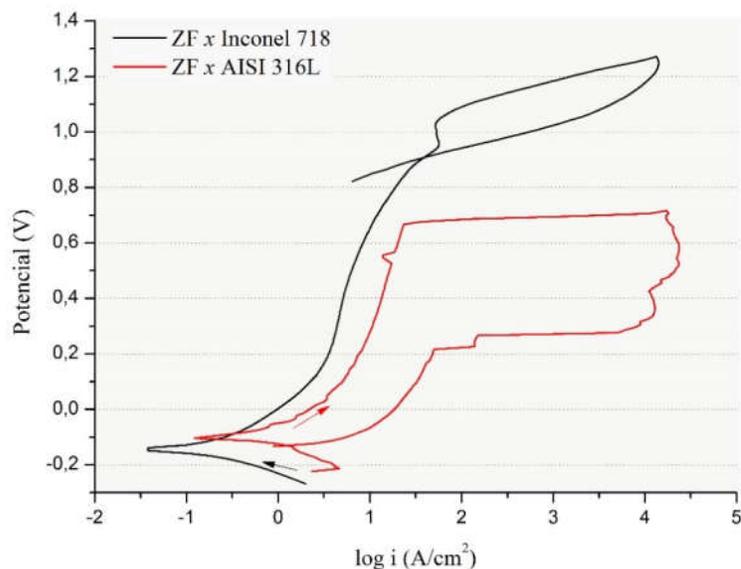


Fonte: O autor.

Para a amostra 5, a interface ZF/316L inicia-se com ramo catódico e atinge seu potencial de corrosão, E_{CORR} em $-5,13$ mV, quando a partir daí a região passa a ser passivada. Seu potencial de pites é registrado a um valor de $E_{PIT} = 637$ mV (Figura 61). A histerese para esta curva é positiva evidenciando então a corrosão localizada na superfície de ensaio. Ao se inverter

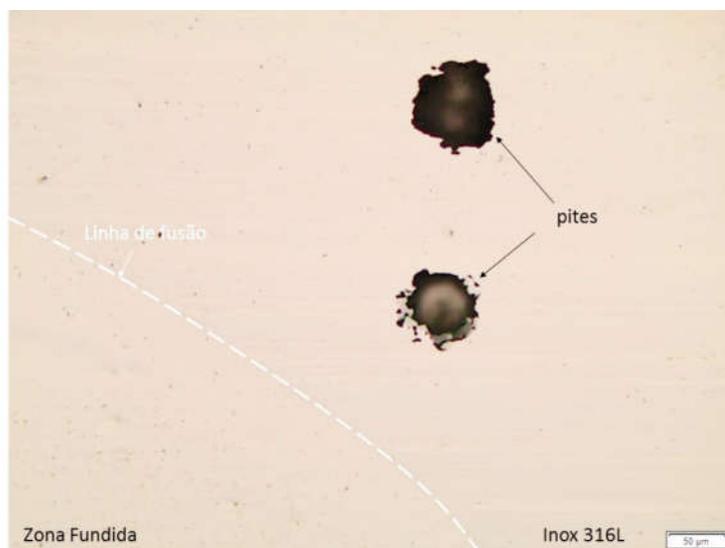
o potencial a curva vai registrando um comportamento indicativo de aumento na taxa de crescimento dos pites que logo é acompanhado de uma diminuição da mesma. Ao assumir menores valores na densidade de corrente, a curva apresenta dois *steps* que podem indicar uma tendência da região a resistência à corrosão. Além disso a curva também registra uma região de potencial praticamente estável enquanto há um decréscimo na densidade de corrente. A curva apresenta um potencial de repassivação ($E_{REP} = -144$ mV), porém este potencial está abaixo do potencial de corrosão o que leva à conclusão de que a repassivação dos pites não será completa e pites pré-existentes continuarão a crescer e se propagar. A Figura 62 mostra a região com a presença de pites de corrosão.

Figura 61: Curvas de polarização cíclica para as duas regiões selecionadas da amostra 5: ZF x Inconel e ZF x Aço 316L. Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização



Fonte: O autor.

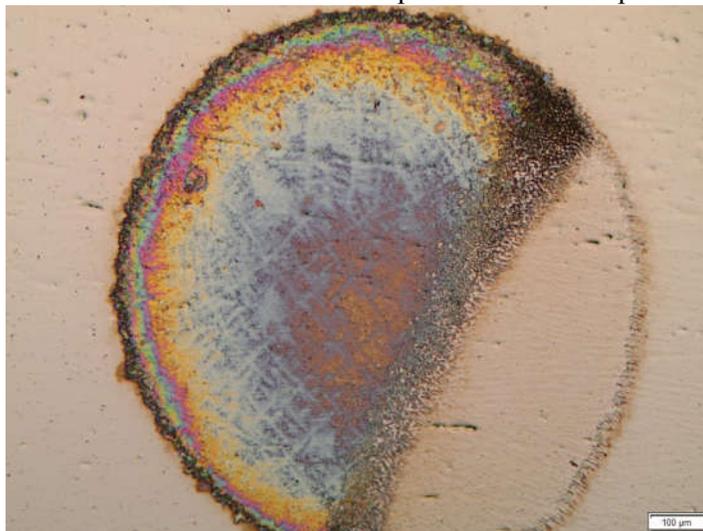
Figura 62: Micrografia da região de interface ZF x AISI 316L com a presença de pites.
Microscopia ótica. Sem ataque metalográfico



Fonte: O autor.

O ramo catódico da curva para a interface ZF/Inconel se encerra quando este atinge seu potencial de corrosão em -148 mV. Seu potencial de pites é atingido em 1015 mV. A corrosão por pites também é evidenciada pelo comportamento positivo da curva de histerese. Após a inversão da curva o decréscimo nos valores da densidade de corrente também indica que nesta região os pites têm sua taxa de crescimento reduzida. A histerese então se completa com a repassivação do potencial acontecendo em 902 mV indicando a não ocorrência de pites em valores inferiores de potencial. A Figura 63 mostra as mesmas evidências apresentadas pela imagem feita da amostra 1 para a mesma região: ataque mais severo na ZTA do Inconel, com precipitação de carbetos.

Figura 63: Micrografia da região de interface ZF x Inconel 718 mostrando região de corrosão mais severa na ZTA do Inconel. Microscopia ótica. Sem ataque metalográfico



Fonte: O autor.

Na Tabela 16 podem ser vistos os parâmetros provenientes das curvas de polarização das amostras #1 (0,33 J/mm) e da amostra #5 (0,50 J/mm).

Tabela 16 – Parâmetros de corrosão das amostras sob polarização cíclica

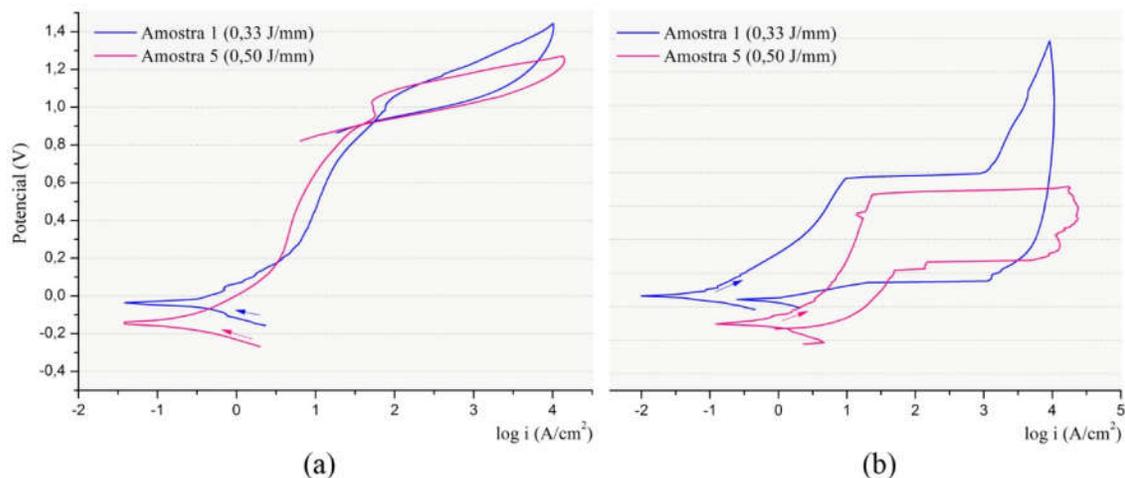
Amostra	Região	E_{CORR} (mV)	E_{PIT} (mV)	E_{Rep}	$E_{PIT} - E_{CORR}$	$E_{CORR} \times E_R$ (>/<)	Histerese
#1	ZF x Inconel	-36	1034	934	1070	$E_{CORR} < E_R$	+
	ZF x 316L	-64	743	-	807	$E_{CORR} < E_R$	+
#5	ZF x Inconel	-148	1015	902	1163	$E_{CORR} < E_R$	+
	ZF x 316L	-5,13	637	-147	642	$E_{CORR} > E_R$	+

Fonte: O autor.

Avaliando o comportamento das interfaces nas duas amostras as curvas mostram que apesar das interfaces entre a zona fundida e o Inconel terem maior potencial e corrosão na amostra 1, as curvas tem comportamentos muito semelhantes durante a polarização da superfície em questão conforme mostrado na Figura 64.a. A área das histereses são muito semelhantes e indicam um comportamento similar das amostras frente a corrosão nesta interface, aproximadamente a mesma resistência na restauração do filme passivo. Os potenciais

de pite também são próximos e podem ser vistos na tabela 16. Já para a interface zona fundida e aço inox as curvas tem alguns comportamentos que asseguram uma distinção entre as características de resistência à corrosão das mesmas. Nota-se, no gráfico da Figura 64.b que a área de histerese para a amostra 1 é expressivamente maior que a área apresentada pela polarização da amostra 5. Além disso, como já foi discutido anteriormente, a amostra 5, diferente da amostra 1, apresenta potencial de repassivação, apesar de ser inferior ao potencial de corrosão da região ensaiada, esta informação juntamente com o aparecimento de *steps* na curva parecem indicar uma tendência maior desta amostra a resistir aos danos do meio corrosivo.

Figura 64: Curvas de polarização cíclica para as duas regiões selecionadas das amostras #1 e #5, (a) ZF x Inconel e (b) ZF x Aço 316L. Velocidade de varredura: 1 mV/s. As setas são indicadoras do sentido da polarização



Fonte: O autor.

6 CONCLUSÕES

A zona fundida tem crescimento benéfico para a união soldada a partir dos metais de base uma vez que ele é epitaxial, evitando falhas de serviço devido à concentração de tensão. Longe da linha de fusão o crescimento é competitivo mostrando-se colunar e celular.

Os teores de ferrita dentro da zona fundida decrescem a medida em que se caminha da proximidade da ZTA do aço 316L para a ZTA do Inconel 718. Houve, na zona fundida, ataque seletivo à ferrita (região interdendrítica).

A fase sigma, deletéria, não foi observada possivelmente pelo fato de terem as amostras sido submetidas a períodos muito curtos na faixa de temperatura de sua precipitação.

A distinção entre os tamanhos das ZTAs do aço 316L e do Inconel 718 confirmam o esperado para uniões de metais com coeficientes de condutividade térmica diferentes: o Inconel, com coeficiente menor, teve sua ZTA mais extensa com o fornecimento de energia durante a soldagem.

Os testes de dureza não evidenciaram que a medida em que maiores valores de energia eram impostos à união, maiores seriam os valores de dureza e menores tamanhos de grãos. Os valores obtidos apresentam-se ora com acréscimo, ora com decréscimo em relação ao aporte mais baixo. Entretanto, a zona fundida apresenta dureza mais elevada que o aço 316, indicando refino de grão daquela região em relação a esta. Em relação ao Inconel a zona fundida tem menores valores para a dureza. Resultados para este teste nesta região sofreram oscilações possivelmente devido à transição na estrutura entre celular e dendrítica.

Aumentos de valores na energia de soldagem tem relação diretamente proporcional com o tamanho de grão e inversamente proporcional com a dureza e a taxa de resfriamento, que por sua vez também tem relação com o tamanho de grão. O que se conclui no estudo é que a dureza e o tamanho de grão são parâmetros que não se relacionaram de forma direta, talvez sendo necessário maior controle de outras variáveis no processo de soldagem para garantir que a medida em que o aporte térmico aumentar, a dureza e o tamanho de grão sofrerão decréscimo/acréscimo em seus valores de forma gradual.

As curvas de polarização potenciodinâmica do aço inox, em comparação às da zona fundida e do Inconel, revelam que o aço inox é mais reativo ao meio que as outras regiões da junta. Isto é relevante pois apesar da união das ligas ter produzido uma região fundida tão resistente à corrosão quanto o material mais nobre dentre elas, esta união pode levar à formação

de uma pilha galvânica, com o aço 316L sendo a região mais anódica, mais ativa por conta das diferenças nestes potenciais eletroquímicos.

Além disso, a presença de ferrita delta no aço 316L pode ser a maior influência nos potenciais eletroquímicos mais baixos nestas regiões, uma vez que os resultados de medição de ferrita nas regiões adjacentes e na zona fundida apresentaram altos teores de ferrita na região da zona fundida próxima a ZTA do aço 316L. Portanto, as juntas soldadas, considerando suas dimensões e propriedades mecânicas e físicas, devem ser soldadas com o cuidado de não fornecer aos metais energia suficiente para a formação de grandes níveis de ferrita- δ , evitando assim a precipitação da fase sigma.

As curvas para a o Inconel e a zona fundida apresentaram-se em sua maioria com perfis similares e todas com potencial de pites significativamente mais elevados do que as curvas do aço inox.

Dados obtidos através dos testes eletroquímicos como os potenciais de pites, histerese das curvas, relação entre o potencial de pites com o potencial de corrosão e deste com o potencial de repassivação, indicam que o aço 316L tem maior susceptibilidade à corrosão localizada que as outras regiões em estudo.

Em suma, os resultados para os testes eletroquímicos, evidenciam que a união entre o aço AISI 316L e o Inconel 718 produz uma zona fundida com comportamento nobre diante do meio utilizado (solução, 3,5% em massa, de NaCl). Essa solução simula a concentração da água do mar. Uma vez que, nos trocadores de calor dos reatores nucleares a água do mar é misturada com inibidores de corrosão, como cromato de potássio, os resultados são satisfatórios quando se deseja melhor desempenho desses materiais neste tipo de equipamento.

Por não ter a variação da energia de soldagem efeito substancial nos resultados, conclui-se que o trabalho entre as faixas 0,33 e 0,50 J/mm é aceitável quando não se deseja grandes alterações microestruturais e nas características de resistências mecânicas e de corrosão. As alterações de resistência mecânica e de corrosão assumem valores dentro de uma estreita faixa, podendo-se então trabalhar com ela obtendo os mesmos resultados em relação ao desempenho da junta soldada. Porém, ainda assim foi possível determinar uma condição ótima dentre as amostras analisadas. A configuração com corrente de soldagem de 180A e temperatura de interpasse de 500°C demonstrou melhor desempenho frente aos ensaios de corrosão.

Sugestões para trabalhos futuros

- 1) Perfil de concentração de carbeto de nióbio na zona fundida e sua relação com a dureza do material;
- 2) Avaliação da corrosão por pites da junta em diferentes padrões de rugosidade;
- 3) Determinação da temperatura crítica de pites.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABINOX. Produção Brasileira de Aço Inoxidável. ABInox, 2018. Disponível em: <<http://www.abinox.org.br/site/aco-inox-estatisticas-anuais.php>>. Acesso em: 15 jun 2018.

ABRAHÃO, A. B. R. M. *et al.* Avaliação dos parâmetros tempo, corrente e pressão na soldagem por resistência elétrica de compósitos PEI/fibras contínuas: influência na resistência mecânica. **Revista Matéria**, Rio de Janeiro, RJ, v. 20, p. 530-543, 2015. ISSN 2.

ALVES, J. R. O. **Estudo de uma rota de processamento para obtenção de aços inoxidáveis duplex.** São Bernardo do Campo: 2012.

AMARO, L. O. **Estudo Da Resistência à Corrosão Do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 Ou SAF 2205 Submetido a Processo De Soldagem.** Fortaleza: 2006.

ARAÚJO, C. R. D. **Estudo do comportamento anódico do aço inoxidável ABNT 304 com filme de interferência, em NaCl 3,5% e FeCl₃.6H₂O 6% p/v.** Belo Horizonte, MG: 1999.

ARAÚJO, V. H. L. D. **Efeito da soldagem por feixe de elétrons e tratamento térmico pós soldagem em características mecânicas e microestruturais de tiras de Inconel 718 aplicadas em componentes nucleares.** Lorena, SP: 2009.

ASM, I. **ASM Handbook, Corrosion: Materials.** Ohio: ASM International, v. 13B, 2005.

BAULY, J. C. **Caracterização microestrutural e propriedades de juntas dissimilares entre aços inoxidáveis fabricados por processo de fusão.** São Paulo: IPEN - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 2000.

CALIARI, R. *et al.* Efeito do tratamento de envelhecimento na superliga Inconel 718: aplicação em temperaturas elevadas. **VI Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico**, Atibaia, SP, p. 22-27, 2012.

CALLISTER, JR, W. ; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução.** 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CEMBELL. Heat Exchangers. Disponível em: <http://www.cembell.com/heat_exchangers.htm>. Acesso em: 15 set 2017.

CORTÉS, R., BARRAGÁN, E. R., LÓPEZ, V. H., AMBRIZ, R. R. ,JARAMILLO, D. (2017). Mechanical properties of Inconel 718 welds performed by gas tungsten arc welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 94(9-12), 3949–3961

DAVIS, J. R. **Corrosion of weldments.** Ohio: ASM International, 2006.

- DEMARQUE, R., SILVA, R., SANTOS, E. P., CASTRO, J. A. (2018). Avaliação de Parâmetros de Soldagem nas Características de Juntas Dissimilares Inconel 718 - Inox 316L Soldadas pelo Processo TIG Autógeno. *Soldagem & Inspeção*, 23(3), 380–392
- DOKME, KULEKCI, ESME,. Microstructural and Mechanical Characterization of Dissimilar Metal Welding of Inconel 625 and AISI 316L. *Metals*, Basel, Switzerland, 2018.
- DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys**. New Jersey: John Wiley and Sons, Inc, 2009.
- E407-99, A. **Standard Practice for Microetching Metals and Alloys**. Pennsylvania, USA: American Society for Testing Materials (ASTM), 1999.
- ESMAILZADEH, ; ALIOFKHAZRAEI, ; SARLAK,. Interpretation of Cyclic Potentiodynamic Polarization Test Results for Study of Corrosion Behavior of Metals A Review. **Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces**, v. 54, p. 976-989, 2018. ISSN 5.
- EUTETIC. Mig Pulse 4001 DP, 2017. Disponível em: <http://www.eutectic.com.br/manuais/equipamentos_descontinuados/manual-migpulse-4001-dp.pdf>. Acesso em: 30 ago 2017.
- FISCHER. FERITSCOPE® FMP30 Measurement of the Ferrite Content in Austenitic and Duplex Steel. **Helmut-Fischer**, 2015. Disponível em: <https://www.helmut-fischer.com.br/fileadmin/documents/broc/EN/BROC_FMP30_FERITSCOPE_902-039_en.pdf>. Acesso em: 05 nov 2018.
- FONTANA, M. G. **Corrosion Engineering**. 3. ed. New York: McGraw-Hill, 1987.
- FORTES, C. Apostila de Metalurgia da Soldagem. **ESAB**, 25 jan 2005. Disponível em: <<https://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/apostilametalurgiasoldagem.pdf>>. Acesso em: 18 2017 2017.
- GOMES, D.A., Análise das tensões residuais através do método do furo cego e dureza em juntas dissimilares de aço inoxidável austenítico AISI 316L e liga inconel 718 pelo processo GTAW autógeno. Rio de Janeiro, 2019.
- GONÇALVES, R. P. **Análise da Evolução de Fases da Superliga de Níquel 718 em Altas Temperaturas**. Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2016.
- GUILHERME, H. et al. Resistência à corrosão de junta dissimilar soldada pelo processo TIG composta pelos aços inoxidáveis AISI 316L e AISI 444. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 19, p. 42-50, Jan/Mar 2014.

- ICZ. ICZ. **Portal do Níquel**, 2017. Disponível em: <<http://www.icz.org.br/portaldoniquel/aplicacoes-gerais.php>>. Acesso em: 18 jun 2017.
- INFOSOLDA. Soldabilidade dos aços inoxidáveis. **INFOSOLDA**, 2013. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros-senai/metallurgia-livros-senai/135-soldabilidade-dos-acos-inoxidaveis>>. Acesso em: 15 nov 2017.
- JANG, A. Y.; LEE, W. Influence of sigma phase on pitting resistance depending on solidification mode in AISI 316L weld metal. **Metallurgical and Materials Transactions** , Saha-gu, Coréia do Sul, v. 43A, p. 1736-1741, jun 2012.
- KAN, H. et al. A study on novel AISI 304 stainless steel matrix composites reinforced with (Nb_{0.75},Ti_{0.25})C. **WEAR - An International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear**, dezembro 2017.
- KEJELIN, N. Z. **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares**. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 2006.
- KHAR'KOV, A. A. et al. Comparative analysis of corrosion-resistant alloys Inconel 718 and ÉP718. **Chemical and Petroleum Engineering**, Tehran, Iran, v. 54, p. 771-778, jan 2019. ISSN 9-10.
- KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2003.
- LAMB, S.; BRINGAS, E. **CASTI Handbook of Stainless Steels & Nickel Alloys**. 1. ed. Alberta, CA: CASTI, 1999.
- LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and weldability of stainless steels**. New Jersey: John Wiley& Sons, Inc, 2005.
- MARQUES, P. ; MODENESI,. Algumas Equações Úteis em Soldagem. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 19, p. 091-102, janeiro 2014.
- MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. São Paulo: SENAI-SP, 2001.
- MOON, J. et al. Different aspect of pitting corrosion and interphase corrosion in the weld heat-affected zone of high-nitrogen Fe₁₈Cr₁₀Mn₁N steel. **Materials Chemistry and Physics**, Taiwan, p. 556-563, 2013.
- MORTEZAIE, A.; SHAMANIAN, M. An assessment of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welds between Inconel 718 and 310S austenitic stainless steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, n. 116, p. 37-46, 2014.
- NACE. **Basic Corrosion - Study Manual**. [S.l.]: NACE International - The Corrosion Society, 2004.

- NAM, T.-H. et al. Effect of Post Weld Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of a Submerged-Arc-Welded 304 Stainless Steel. **Metals**, Basel, Switzerland, n. 26, p. 1-13, jan 2018.
- NEVES, M. D. M. D. et al. Microstructure development in Nd:YAG laser welding of AISI 304 and Inconel 600. **Welding International**, v. 24, p. 739–748, out 2010.
- NOBELINOX. HISTÓRIA DO AÇO INOX. **Nobel Inox - Artefatos em Inox**, 2018. Disponível em: <www.nobelinox.com.br/historia-do-aco-inox-em-guarulhos/>. Acesso em: 13 agosto 2018.
- NPTTEL. TIG Welding, 2009. Disponível em: <<https://nptel.ac.in/courses/112107144/34>>. Acesso em: 15 nov 2018.
- NPTTEL. Lecture 10. **NPTTEL**, 2018. Disponível em: <<https://nptel.ac.in/courses/112107144/welding/lecture10.htm>>. Acesso em: 12 dez. 2018.
- NUCLEOINOX. Guia FEINOX 2010. **issuu**, São Paulo, dez. 2010. Disponível em: <<https://issuu.com/prodweb/docs/revista-inox-35>>. Acesso em: 15 jun. 2017.
- PENNSTAINLESS. Penn Stainless Products. **316/316L Stainless Steel**, 2017. Disponível em: <www.pennstainless.com/stainless-grades/300-series-stainless-steel/316l-stainless-steel/>. Acesso em: 10 jul 2017.
- PEREZ, N. **Electrochemistry and Corrosion Science**. Boston: Kluwer Academic, 2004.
- POTGIETER, J. H. Influence of σ phase on general and pitting corrosion resistance. **British Corrosion Journal**, v. 27, p. 219-223, 1992. ISSN 3.
- RAHMAN, T.; EBERT, W. L.; INDACOCHEA, J. E. Effect of molybdenum additions on the microstructures and corrosion behaviours of 316L stainless steel-based alloys. **Corrosion Engineering, Science and Technology**, p. 1-8, fev 2018.
- RAMANATHAN, L. V. **Corrosão e seu controle**. Hemus, 1997.
- RANKUMAR, K. D. “Influence of filler metals and welding techniques on the structure–property relationships of Inconel 718 and AISI 316L dissimilar weldments”; *Materials and Design* 62 (2014), p. 175–188.
- RANKUMAR, K. D. “Studies on the structural property, mechanical relationships and corrosion behavior of Inconel 718 and SS 316L dissimilar joints by TIG welding without using activated flux”; *Journal of Manufacturing Processes* 30 (2017), p. 290–298
- ROBERGE, P. R. **Corrosion Engineering: Principles and Practice**. New York, USA: McGraw-Hill, 2008.

- ROVERE, C. A. D. et al. Microestrutura e resistência à corrosão de aços inoxidáveis supermartensíticos soldados por fricção radial. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, p. 255-263, 2014.
- SANDMEYER. Alloy 316/316L. **sandmeyersteel**, 2014. Disponível em: <<https://www.sandmeyersteel.com/images/316-316L-317L-Spec-Sheet.pdf>>. Acesso em: 10 jun 2017.
- SCHWEITZER, P. A. **Fundamentals of Metallic Corrosion: Atmospheric and Media Corrosion of Metals**. Corrosion Engineering Handbook. 2. ed. Boca Raton, FL: CRC Press/Taylor & Francis Group, 2007.
- SCHWEITZER, P. A. **Fundamentals of Corrosion: Mechanisms, Causes, and Preventative Methods**. Boca Raton: CRC Press, 2010.
- SEDRICKS, A. J. **Corrosion of stainless steels**. 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 1996.
- SILVA, A. L. D. C.; MEI, P. **Aços e Ligas Especiais**. 2. ed. Sumaré/SP: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.
- SILVA, E. D. F. E.; OLIVEIRA, L. F. C. D. Chemical and metallographic characterization of stainless steel in implants removed from patients. **Acta Ortopédica Brasileira**, São Paulo, p. 280-285, 2011.
- SPECIALMETALS. INCONEL® alloy 718. **SpecialMetals**, 2007. Disponível em: <http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/inconel_alloy_718.pdf>. Acesso em: 10 jun 2017.
- STANSBURY, E. E.; BUCHANAN, R. A. **Fundamentals of Electrochemical Corrosion**. Ohio: ASM International, 2000.
- TOPPO, A. et al. Pitting and stress corrosion cracking studies on AISI type 316N stainless steel weldments. **Defence Technology**, Tamil Nadu, India , v. 14, p. 226-237, mar 2018. ISSN 3.
- TOSHIE, O.; TANIGUCHI, C. **Engenharia de Soldagem e Aplicações**. São Paulo: LTC, 1982.
- USP. Mecanismo da condução pelos eletrólitos, 2017. Disponível em: <http://efisica.if.usp.br/eletricidade/basico/eletrolise/mecan_cond_eletroliticos>. Acesso em: 05 jul 2017.
- VALLE, L. D. C. M. **Efeitos da solubilização e do envelhecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da superliga Inconel 718**. Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro - UFRJ, 2010.

VDMMETALS. VDM® Alloy 718. **vdm-metals**, 2016. Disponível em: <https://www.vdm-metals.com/fileadmin/user_upload/Downloads/Data_Sheets/Data_Sheet_VDM_Alloy_718.pdf>. Acesso em: 10 jun 2017.

VIEIRA, J. V. et al. Desenvolvimento de compósitos de matriz metálica reforçados com carvão de nióbio. **RBES - Revista Brasileira de Engenharia e Sustentabilidade**, Pelotas, RS, v. 4, p. 38-44, jul 2017. ISSN 1.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. D. **Soldagem: metalurgia e processos**. São Paulo: Blucher, 1992.

WANG, et al. An Investigation of Surface Corrosion Behavior of Inconel 718 after Robotic Belt Grinding. **Materials**, Basel, Switzerland, dez 2018.

WANG, L. et al. Microsegregation and Rayleigh Number Variation During the Solidification of Superalloy Inconel 718. **Journal of University of Science and Technology Beijing**, Beijing, out 2008. 594-599.

WEISS, B.; STICKLER, R. Phase instabilities during high temperature exposure of 316 austenitic stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions B**, Pittsburgh, v. 03, p. 851-856, 1972.

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**. 1. ed. São Paulo: edusp, 2013.

ZINGALES, A.; QUARTARONE, G.; MORETTI, G. **Sigma phase intergranular corrosion effects in austenitic welds containing ferrite**. Veneza, Itália: National Association of Corrosion Engineers - NACE, v. 41, 1985.