



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

Dissertação de
Mestrado

**“SOLDAGEM DISSIMILAR ENTRE O AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX 2205 E DO AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO
420B POR MEIO DO PROCESSO TIG AUTÓGENO”**

ALUNA: ANA CAROLINA MARTINS SILVA

**ORIENTADOR: PROF. PhD JOSÉ ADILSON DE
CASTRO**

VOLTA REDONDA, 2022



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

ANA CAROLINA MARTINS SILVA

**SOLDAGEM DISSIMILAR ENTRE O AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX 2205 E
DO AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO 420B POR MEIO DO PROCESSO TIG
AUTÓGENO**

Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica da Escola Industrial Metalúrgica de 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.

ORIENTADOR: PROF. PhD JOSÉ ADILSON DE CASTRO

Volta Redonda, 2022

ANA CAROLINA MARTINS SILVA

**SOLDAGEM DISSIMILAR ENTRE O AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX 2205 E DO AÇO
INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO 420B POR MEIO DO PROCESSO TIG AUTÓGENO**

Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica da Escola Industrial Metalúrgica de 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.

BANCA EXAMINADORA (17/03/2022)

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

Prof. D. Sc. Tatiana Chagas Almeida
Universidade Federal Fluminense – UFF

Prof. D. Sc. Juan Manuel Pardal
Universidade Federal Fluminense – UFF

Prof. D. Sc. Rudineli Demarque
Universidade Federal do Rio de Janeiro – UFRJ

Prof. D. Sc. Carlos Roberto Xavier
Petrobrás/ Fundação Oswaldo Aranha – UniFOA

AGRADECIMENTOS

Agradeço me primeiro lugar a Deus, que além de todo o sustento e coragem, foi essencial nos momentos de incertezas vividos nessa pandemia.

Aos meus pais, Rosemere e Uilson e, ao meu irmão Udson por todo amor, carinho, incentivo e dedicação a mim.

Aos meus avós Maria Aparecida e João, e em especial a minha avó Terezinha (*in memoriam*) que são fontes inesgotáveis de sabedoria e alicerce em meu coração.

Aos meus familiares, em especial minha tia Cleide que sempre me dão apoio e incentivo na carreira acadêmica, tão desvalorizada e essencial na sociedade, para a formação de recursos humanos e avanços tecnológicos.

Agradeço aos meus amigos e parceiros tanto no meio acadêmico quanto da vida, que com a amizade e apoio dedicados me impulsionaram sempre além.

Ao meu orientador Ph.D. José Adilson de Castro, pela orientação e disposição durante esse período.

Aos meus colegas e companheiros, alunos do programa de pós graduação, que estiveram comigo, atravessando esse período conturbado que foi fazer pesquisa em meio a uma pandemia (não foi fácil!).

Por fim, à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior, a CAPES, pelo suporte financeiro, através do auxílio ao projeto de pesquisa.

“Você tem que agir como se fosse possível transformar radicalmente o mundo. E você tem que fazer isso o tempo todo.”

(Angela Davis)

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex têm sua aplicação estabelecida em indústrias de petróleo e gás (offshore e onshore), papel e celulose, oleodutos, tanques de armazenamentos dentre outros. Eles combinam excelente resistência mecânica aliado a alta resistência à corrosão, características essenciais para os projetos onde estão empregados. Os aços inoxidáveis martensíticos são comumente utilizados em aplicações onde são necessárias alto desempenho mecânico. Dentre as aplicações industriais destacam-se matrizes e ferramentas de trabalho a quente, hélices, bombas impulsoras e rolamentos. Em muitos destes casos, o projeto requer a utilização de processos de soldagem. A soldagem dissimilar tem se destacado em diversos campos por promover a combinação das diferentes propriedades dos materiais empregados e também muitas vezes por razões econômicas. Desta forma, o presente trabalho tem como objetivo estudar a soldagem dissimilar entre o aço inoxidável duplex SAF 2205 e o aço inoxidável martensítico 420b através do processo TIG autógeno. A soldagem foi realizada com baixo, médio e alto aporte térmico. o menor aporte térmico não foi suficiente para produzir cordões capazes de dar seguimento as análises. Para estas análises citadas foram utilizados microscópio óptico, EDS, microdurômetro. A avaliação do comportamento eletroquímico desta união foi realizada através de ensaios de polarização cíclica com a utilização de célula eletroquímica de três eletrodos e um potenciostato acoplado a um software para delineamento das curvas eletroquímicas. O aço inoxidável duplex apresentou o melhor comportamento, não apresentando potencial de corrosão por pite e histerese negativa. O aço inoxidável martensítico apresentou a pior performance e os metais de solda apresentaram desempenho intermediário, mantendo a existência de potencial de corrosão por pite e histerese positiva.

Palavras-chave: aço inoxidável duplex; aço inoxidável martensítico; soldagem dissimilar; corrosão.

ABSTRACT

Duplex stainless steels have an established application in oil and gas (offshore and onshore), pulp and paper, pipelines, storage tanks, among others. They combine excellent mechanical strength combined with high corrosion resistance, essential characteristics for the projects where they are used. Martensitic stainless steels are commonly used in applications where high mechanical performance is required. Among the industrial applications stand out dies and hot work tools, propellers, impeller pumps and bearings. In many of these cases, the design requires the use of welding processes. Dissimilar welding has been highlighted in several fields for promoting the combination of different properties of the materials used and also often for economic reasons. Thus, the present work aims to study the dissimilar welding between duplex stainless steel SAF 2205 and martensitic stainless steel 420b through the autogenous TIG process. Welding was performed with low, medium and high heat input. the smallest heat input was not enough to produce cords capable of continuing the analyses. For these analyzes mentioned, optical microscope, EDS, microhardness were used. The evaluation of the electrochemical behavior of this union was carried out through cyclic polarization tests with the use of an electrochemical cell with three electrodes and a potentiostat coupled to a software for delineating the electrochemical curves. Duplex stainless steel showed the best behavior, showing no pitting corrosion potential and negative hysteresis. The martensitic stainless steel presented the worst performance and the weld metals presented intermediate performance, maintaining the existence of pitting corrosion potential and positive hysteresis.

Keywords : duplex stainless steel; martensitic stainless steel; dissimilar welding; corrosion.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	x
LISTA DE TABELAS	xv
LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS	xvi
1. INTRODUÇÃO	18
1.1. CONTEXTUALIZAÇÃO	18
1.2. JUSTIFICATIVA	20
1.3. OBJETIVOS	20
1.3.1. Objetivo Geral	20
1.3.2. Objetivos Específicos	21
1.4. ESTRUTURA DA DISSERTAÇÃO	21
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
2.1. AÇOS INOXIDÁVEIS	23
2.1.1. Aços Inoxidáveis Duplex	24
2.1.2. Aços Inoxidáveis Martensíticos	28
2.2. SOLDAGEM	33
2.2.1. Soldagem de juntas dissimilares	35
2.3. PROCESSO DE SOLDAGEM A ARCO COM ELETRODO DE TUNGSTÊNIO (GTAW/TIG)	40
2.3.1. Vantagens e Desvantagens	41
2.3.2. Parâmetros variáveis de soldagem GTAW/TIG	42
2.3.3. Metal de Adição	43
2.3.4. Gás de Proteção	43

2.3.5. Energia de Soldagem	46
2.4. CORROSÃO	47
2.4.1. Formas de corrosão metálica	51
2.4.2. Caracterização Eletroquímica e Polarização Potenciodinâmica..	58
2.4.3. Ensaio de potencial de circuito aberto	59
2.4.4. Ensaio de polarização cíclica potenciodinâmica	60
2.5. RESISTENCIA À CORROSÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E MARTENSÍTICOS.....	63
2.5.1. Resistencia à Corrosão do Aço Inoxidável Duplex	63
2.5.2. Resistencia à Corrosão do Aço Inoxidável Martensítico.....	63
2.6. SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E MARTENSÍTICOS	64
3. MATERIAIS E MÉTODOS	72
3.1. MATERIAIS.....	72
3.2. MÉTODOS	72
3.2.1. Thermo-Calc.....	73
3.2.2. Corpos de prova.....	73
3.2.3. Tratamento Térmico	74
3.2.4. Soldagem	75
3.2.5. Aquisição de dados	77
3.2.6. Caracterização Microestrutural.....	78
3.2.7. Metalografia Quantitativa.....	80
3.2.8. Ensaio de Dureza Vickers	81
3.2.9. Caracterização Eletroquímica	82
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	84
4.1. SOLDAGEM.....	84

4.2.	ANÁLISES TERMODINÂMICAS.....	86
4.3.	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	90
4.3.1.	Soldagem de Baixo Aporte Térmico	92
4.3.2.	Soldagem de Médio Aporte Térmico	94
4.3.3.	Soldagem de Alto Aporte Térmico.....	96
4.4.	METALOGRAFIA QUANTATIVA	98
4.5.	MICRODUREZA VICKERS.....	100
4.6.	ENSAIOS DE CORROSÃO	102
4.6.1.	Polarização potenciodinâmica cíclica.....	102
4.6.2.	Ensaio de Potencial de Circuito aberto nas interfaces	110
5.	CONCLUSÕES.....	113
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	115
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	116

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Utilização dos AID em: (a) indústria de celulose, (b) tubulações, (c) tanques de navios petroleiros e (d) construção, arquitetura.	24
Figura 2 – Esquema das transformações de fase que ocorrem durante solidificação e resfriamento, apresentados em corte vertical de um diagrama de fase Fe-Cr-Ni. A linha tracejada corresponde à composição aproximada de uma liga SAF 2205.....	25
Figura 3 – Diagrama TTT esquemático com precipitação de fases secundárias.	26
Figura 4 – Efeito da temperatura na taxa de corrosão, corrosão localizada e CST do aço convencional inoxidável martensítico. Condições experimentais – 0,01 bar (1 kPa) de H ₂ S, 30 bar (3 MPa) de CO ₂ , 5% NaCl, 100% Limite de escoamento, imerso por 360 h.	29
Figura 5 – (a) Ferrita delta poligonal em uma matriz martensítica revenida; (b) Ferrita delta em uma matriz martensítica revenida e (c) Ferrita globular em uma matriz martensítica revenida.	31
Figura 6 – (a) Micrografia de campo claro de uma região de martensita mais austenita retida; (b) campo escuro da mesma região; (c) padrão de difração de área selecionada de austenita correspondente para a micrografia de campo escuro.....	32
Figura 7 – Evolução dos processos de soldagem ao longo do tempo.	33
Figura 8 – Classificação dos processos de soldagem a partir da natureza da união.	34
Figura 9 – Problemas comuns encontrados em processos de soldagem por fusão e estado sólido.	36
Figura 10 – Diagrama de Schaeffler.....	37
Figura 11 – Diagrama de DeLong.	38
Figura 12 – Diagrama WRC – 92.	39
Figura 13 – Soldagem a arco gás-tungstênio: (a) processo geral; (b) área de soldagem ampliada.....	40

Figura 14 – Repartição térmica em uma junta soldada.	42
Figura 15 – (a) Variação da quantidade de metal fundido, (b) a tensão do arco e (c) a média da eficiência de fusão para diferentes misturas gasosas.	45
Figura 16 – Ilustração esquemática de dois metais A e B imersos em uma solução	48
Figura 17 – Ilustração esquemática com o acoplamento do voltímetro para a medição de voltagem entre os eletrodos.	49
Figura 18 – Polarização dos eletrodos de Cu e Zn quando a corrente passa por eles.	50
Figura 19 – Ilustração do pite.	53
Figura 20 – Micrografia de microscopia eletrônica de varredura para a amostra de a) aço inoxidável duplex e b) aço inoxidável martensítico, após o teste de corrosão....	55
Figura 21 – (a) Trincamento intergranular por CST em um tubo de trocador de calor de liga Inconel® – 500x. (b)Desenho esquemático da fratura intergranular.....	57
Figura 22 – (a) Trincamento transgranular por CST em uma tubulação de aço inoxidável AISI 304 – 300x. (b) Desenho esquemático da fratura transgranular.....	57
Figura 23 – Esquema convencional de um potenciostato acoplado a um microcomputador e com a célula eletroquímica já conectada.	58
Figura 24 – Gráfico de polarização de Tafel de testes eletroquímicos.	59
Figura 25 – Esquema ilustrado de uma curva de polarização com parâmetros de corrosão.	61
Figura 26 – 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.	62
Figura 27 – Microestrutura do metal de solda no passe de acabamento.	65
Figura 28 – Microestrutura da interface soldada com as correntes de (a) 2 kA (b) 2.5 kA (c) 3 kA, (d) 3.5 kA e (e) 4 kA por Microscopia Eletronica de Varredura de Emissao de Campo (FESEM).	67

Figura 29 – Interface soldada para as correntes de (a) 2kA e (b) 3,5kA.	68
Figura 30 – Microestrutura do metal de solda.	68
Figura 31 – Evolução microestrutural do metal de solda.....	69
Figura 32 – Perfil de dureza na interface da solda.	71
Figura 33 – Perfil de microdureza da junta soldada.	71
Figura 34 – Esquema dos fluxos para a utilização da termodinâmica computacional.	73
Figura 35 – Desenho esquemático dos corpos de prova soldados	74
Figura 36 – Tratamento Térmico de Têmpera e Revenido para obtenção de martensita no MSS.	75
Figura 37 – Aparelho de soldagem MigPulse 4001 DP.....	76
Figura 38 – Desenho esquemático da captação de dados na soldagem.	78
Figura 39 – Representação do corpo de prova como recebido, embutido à quente em baquelite.....	79
Figura 40– Microscópios (a) Olympus BX51M e (b) EVO MA 10.	80
Figura 41 – Esquema de captação dos valores de microdureza Vickers.	81
Figura 42 – Configuração da célula eletroquímica e potenciostato.	82
Figura 43 – Macrografia das amostras de baixo, médio e alto aporte térmico.	85
Figura 44 – Temperaturas aferidas na soldagem.....	85
Figura 45 – Diagrama de fases x Temperatura do DSS SAF 2205.....	87
Figura 46 – Diagrama de fase x Temperatura do MSS SAF 420b.	88
Figura 47 – Linhas de composição química para o metal de solda de maior aporte térmico, MEV.....	88
Figura 48 – Diagrama de fase x Temperatura do metal de solda de alto aporte térmico.	90
Figura 49 – Micrografia do MSS 420 como recebido 500x MO, ataque Villela.	91

Figura 50 – (a) Microestrutura DSS após normalização, 500x e (b) Microestrutura MSS após têmpera e revenido. MO, 500x.	92
Figura 51 – Microscopia da soldagem de Baixo Aporte Térmico (a) DSS metal base, (b) zona fundida do DSS, (c) MSS metal base, (d) zona fundida do MSS e (e) encontro das zonas fundidas de DSS e MSS. MO, Ataques Behara para o DSS e Villela para o MSS.	93
Figura 52 – Micrografias da soldagem de Médio Aporte Térmico (a) DSS metal base, (b) transição para zona fundida do DSS, (c) MSS metal base, (d) transição para zona fundida do MSS, (e) zona fundida do DSS e (f) zona fundida do MSS. MO e ataques Behara e Villela.	95
Figura 53 – Micrografias da soldagem de Alto Aporte Térmico (a) DSS metal base, (b) transição para zona fundida do DSS, (c) MSS metal base, (d) transição para zona fundida do MSS, (e) zona fundida junção do DSS e do MSS. MO e ataques Beraha e Villela.....	97
Figura 54 – Dureza Vickers para a amostra de médio aporte térmico.	100
Figura 55 – Dureza Vickers para a amostra de alto aporte térmico.	100
Figura 56 – Mapa de Dureza da soldagem de médio e alto aporte térmico, respectivamente.	101
Figura 57 – Curva de polarização cíclica para o aço inoxidável duplex. Velocidade de varredura 1mV/s.....	102
Figura 58 – Curva de polarização cíclica para o aço inoxidável martensítico. Velocidade de varredura 1mV/s.	103
Figura 59 – Curvas de polarização cíclica para os metais de base DSS e MSS.....	104
Figura 60 – Curva de polarização cíclica para o metal de solda de médio aporte térmico. Velocidade de varredura 1mV/s.	105
Figura 61 – Curva de polarização cíclica para o metal de solda de alto aporte térmico. Velocidade de varredura 1mV/s.	106
Figura 62 – Curvas de polarização cíclica para os metais de solda de médio e alto aporte térmico.	107

Figura 63 – Microscopia Óptica do aço inoxidável martensítico (a) 5x e (b) 10x; metal de solda de médio aporte térmico (c) 5x e (d) 10x; e metal de solda de alto aporte térmico (e) 5x e (f) 10x. MO sem ataque químico.	108
Figura 64 – Evidência da corrosão para os metais de solda de médio e alto aporte térmico.	109
Figura 65 – Potencial em circuito aberto para os metais base DSS e MSS.....	111
Figura 66 – Potencial de circuito aberto para os metais de solda de médio e alto aporte térmico.	112

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Possíveis fases formadas nos AID, durante o resfriamento.	26
Tabela 2 – Propriedades dos gases de proteção.	44
Tabela 3 – Valores típicos para η	47
Tabela 4 – Efeito dos elementos de liga e impurezas na corrosão por pite nos aços inoxidáveis.....	54
Tabela 5 – Composição química dos aços inoxidáveis.	72
Tabela 6 – Valores médios de tensão, corrente obtidos pelo sistema de aquisição e aporte térmico calculado a partir deles.....	84
Tabela 7 – Temperatura máxima e taxa de resfriamento.	86
Tabela 8 – Composição química do metal de solda de alto aporte térmico.	89
Tabela 9 – Fração volumétrica de médio e alto aporte térmico.....	99
Tabela 10 – Parâmetros de corrosão calculados e experimentais.	109

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

%	Porcentagem
γ	Austenita
α	Ferrita
χ	Fase Chi
σ	Fase Sigma
δ	Delta
μm	Micrometro, unidade métrica
mm	Milímetro, unidade métrica
°C	Grau Celsius
°F	Grau Fahrenheit
AA	Austenita Alotriomórfica
Abraco	Associação Brasileira de Corrosão
AI	Austenita Intragranular
ASM	American Society for Metals
AW	Austenita de Widmanstätten
Creq	Cromo equivalente
D_{int}	Diâmetro interno
DSS	Aço inoxidável Duplex
E	Potencial
E_{CORR}	Potencial de corrosão
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
E_{P}	Potencial de pite
Ft	Pés

GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas-Shielded Tungsten Arc Welding
h	Hora
HV	Dureza Vickers
I	Corrente
IBGE	Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística
in	Polegada
in ³	Polegada cúbica
M23C6	Carbeto
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MO	Microscópio ótico / microscopia ótica
Mpa	Megapascal
MSS	Aço Inoxidável Martensítico
N _{ieq}	Níquel equivalente
pH	Potencial hidrogeniônico
PRE/PREN	<i>Pitting Resistance Equivalent</i>
SAC	<i>Strain age cracking</i>
SAW	<i>Submerged arc welding</i>
SCC	<i>Stress corrosion cracking</i>
SMAW	<i>Shielded Metal Arc Welding</i>
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
V	Voltagem
ZTA	Zona termicamente afetada

1. INTRODUÇÃO

1.1. CONTEXTUALIZAÇÃO

A soldagem é o processo de união entre duas partes metálicas, usando uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão. Este processo teve seu grande impulso durante a II Guerra Mundial, devido à fabricação de navios e aviões soldados. Utilizada na fabricação de estruturas metálicas, aviões, navios, veículos rodoviários, ferroviários e espaciais, pontes, prédios, oleodutos, gasodutos, plataformas marítimas, trocadores de calor, entre outros, se faz cada vez mais presente no dia-a-dia, contribuindo para o desenvolvimento (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

Cada processo de soldagem deve preencher os seguintes requisitos (HOULDCROFT, 1977):

- Gerar uma quantidade de energia capaz de unir dois materiais, similares ou não.
- Remover as contaminações das superfícies a serem unidas.
- Evitar que o ar atmosférico contamine a região durante a soldagem.
- Propiciar o controle da transformação de fase, para que a solda alcance as propriedades desejadas, sejam elas físicas, químicas ou mecânicas.

O processo de soldagem a arco de tungstênio a gás (GTAW - *Gas-Shielded Tungsten Arc Welding*) ou gás inerte a tungstênio (TIG – *Tungsten Inert Gas*) se destaca dentre as técnicas de soldagem por fusão pois possui alta qualidade técnica e controle do processo (NORRISH, 2006).

É um dos processos de fabricação mais comuns empregados na soldagem de aços inoxidáveis, ligas de titânio, ligas de alumínio e outros metais não ferrosos devido à boa qualidade das soldas e equipamentos de baixo custo (VIDYARTHY; DWIVEDI, 2016).

A soldagem dissimilar é amplamente utilizada em aplicações de engenharia como indústrias de óleo e gás, petroquímica, geração de energia e nuclear. Este tipo de soldagem é mais sensível às diferenças de composição química existente entre os metais envolvidos. A combinação destas diferentes composições leva a variações na

microestrutura, impactando em diferentes propriedades mecânicas na junta soldada (LIU et al., 2019; SILVA et al., 2019).

Os aços inoxidáveis martensíticos (MSSs), constituem a classe de menor custo se comparado aos demais aços inoxidáveis. Possui propriedades como alta resistência e dureza, aliado à boa resistência atmosférica, o que viabiliza sua utilização em indústrias de pás, turbinas, tubulação (LEI et al., 2019) e ainda aplicações automobilísticas. Os MSSs têm alta temperabilidade e, para evitar problemas relacionados à sua baixa formabilidade, são fabricados com microestrutura ferrítica para posterior endurecimento por meio de tratamento térmico de têmpera. Apesar de sua resistência à corrosão, conferida pelos altos níveis de cromo, em ambientes contendo sulfetos esta propriedade não é efetiva, levando a deterioração desses materiais (LEI et al., 2019). A soldagem por fusão desses aços enfrentam muitos desafios pois podem produzir a formação de uma fase martensita muito dura e também a fragilização por hidrogênio (MOHAMMED et al., 2017).

Em contrapartida, os aços inoxidáveis duplex (DSSs), estão dentre os aços mais caros não somente pela alta adição dos elementos de liga, mas também pelo processo termomecânico que confere suas propriedades particulares como a microestrutura bifásica (ferrita e austenita). Sua propriedade anticorrosiva permite a aplicação em indústrias petrolíferas *onshore* e *offshore*, papel e celulose, em maquinários, tubulações, tanques de armazenamento, entre outros. A soldagem por fusão dos DSSs desempenha um papel importante na construção de estruturas e máquinas. A soldabilidade do DSS 2205, apesar de superior aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, é bastante complexa devido à presença do maior número de elementos de liga e também a presença de fases intermetálicas como σ (σ), χ (χ) e nitretos de cromo em altas temperaturas (VINOTH JEBARAJ et al., 2017).

Juntas dissimilares de aços inoxidáveis martensíticos e duplex tem aplicações principalmente em juntas críticas, em indústrias de tubulações onde são necessárias propriedades de resistência à corrosão aliado a alta resistência ao escoamento (OZLATI; MOVAHEDI, 2018).

A soldagem autógena, ou seja, sem adição de metal, trás uma inovação e vantagem se comparado aos demais processos pois promove uma continuidade nas propriedades encontradas no metal base, pois é feita uma mistura dos metais base. Para isso é necessário que a temperatura dos metais exceda seus respectivos pontos

de fusão. Por essa razão, pode-se ter dificuldade em fundir juntas dissimilares de pontos de fusão muito diferentes. Como não há metal adicionado, a redistribuição do metal para promover a continuidade leva frequentemente a defeitos

Neste trabalho, será realizada a soldagem TIG Autógeno em juntas dissimilares dos aços inoxidáveis duplex 2205, martensítico 420 baixo carbono. A soldagem pelo processo autógeno, pela pesquisa da literatura referente ao tema (BETTAHAR et al., 2015; OZLATI; MOVAHEDI, 2018; PAGANI; ROBINSON, 1988), não foi encontrado para estes aços.

1.2. JUSTIFICATIVA

A soldagem de juntas dissimilares vem sendo extensivamente estudada devido a requerimentos de projetos e dificuldades de obtenção de novos materiais e ligas. No caso específico entre aços inoxidáveis duplex e martensítico, foram encontrados na literatura trabalhos utilizando o processo TIG com metal de adição (BETTAHAR et al., 2015; PAGANI; ROBINSON, 1988) e também soldagem a resistência (OZLATI; MOVAHEDI, 2018).

A soldagem por TIG autógeno, além do ineditismo, é em sua essência uma boa opção para estes materiais. A não utilização de metal de adição torna o processo com menor valor monetário agregado, além de, na prática, pode ser usado em ambientes onde a soldagem ocorre em condições adversas.

1.3. OBJETIVOS

1.3.1. Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho é caracterizar a união de juntas dissimilares compostas pelos aços SAF 2205 E SAF 420b, soldados em diferentes aportes

térmicos. A união realizou-se através do processo de soldagem a arco de tungstênio a gás (GTA) ou gás inerte a tungstênio (TIG) autógeno, ou seja, sem metal de adição.

1.3.2. Objetivos Específicos

- Produzir soldas com boas propriedades mecânicas, conservando resistência mecânica e à corrosão;
- Analisar as melhores combinações de tensão e corrente, gás de proteção, distância eletrodo/ peça, energia de soldagem, visando a definição dos melhores parâmetros para a soldagem;
- Analisar a microestrutura da ZTA para caracterização, verificação de possíveis defeitos e mecanismos de recristalização e crescimento de grão;
- Realizar ensaios de corrosão e dureza para a caracterizar o metal de solda e suas propriedades;

1.4. ESTRUTURA DA DISSERTAÇÃO

Este trabalho encontra-se estruturado em cinco capítulos, incluindo este primeiro, onde foram elencados o tema da pesquisa, a justificativa para sua realização, e, os seus objetivos.

O segundo capítulo apresenta uma revisão bibliográfica abordando os temas relacionados à pesquisa: aços inoxidáveis duplex e martensíticos, processo de soldagem TIG e corrosão dos aços inoxidáveis, sob forma de descrição de fundamentos sobre o assunto.

No terceiro capítulo, será abordado o procedimento metodológico empregado no presente trabalho, desde a preparação das amostras, parâmetros de soldagem, caracterização microestrutural e eletroquímica.

O capítulo 4 será composto dos resultados obtidos, bem como suas discussões.

Finalizando a dissertação, no Capítulo 5, são descritas as considerações finais do trabalho, sendo apontadas as conclusões obtidas, e as sugestões de trabalhos futuros à serem desenvolvidos para o avanço do tema estudado.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis constituem uma classe importante de ligas, o que está relacionado com suas diversas aplicações. Desde usos mais simples, de baixo custo como utensílios de cozinha e móveis, até aplicações muito sofisticadas, como veículos espaciais.

O uso do adjetivo “inoxidável” confere a estes aços altos valores de resistência a corrosão. Essa característica é adquirida quando o valor de adição de cromo no material é de no mínimo 11% em peso. Nesse nível, o cromo forma um óxido aderente na superfície do aço que tem a finalidade de protegê-lo em ambientes agressivos.

Embora o sistema Fe-Cr seja a base dos aços inoxidáveis, estudos levaram a aços mais modernos que além do Cr, possuem a adição de outros elementos de liga para aprimorar propriedades específicas e estabilizar microestruturas preteridas (LO; SHEK; LAI, 2009).

Existem três tipos principais de microestruturas em aços inoxidáveis: ferrítico, austenítico e martensítico. Destas três microestruturas, os aços inoxidáveis podem ser classificados em várias classes (BEDDOES; PARR, 1999).

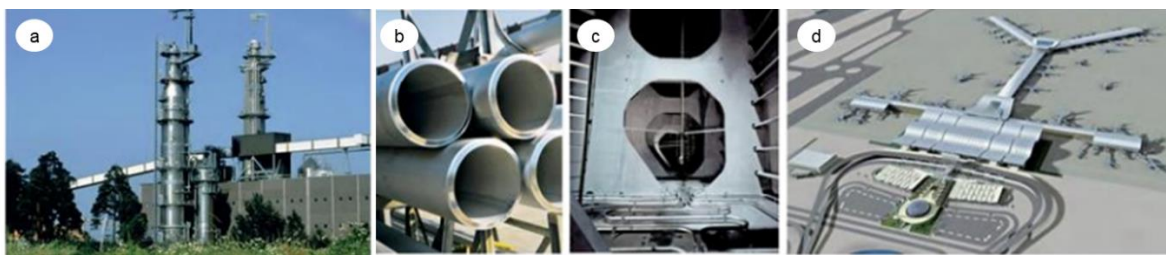
1. Aços inoxidáveis ferríticos
2. Aços inoxidáveis austeníticos
3. Aços inoxidáveis martensíticos
4. Aços inoxidáveis duplex
5. Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

As diferentes classes de aços inoxidáveis possuem propriedades diferentes. Um exemplo é o aço inoxidável austenítico que é não magnético, em contrapartida, os aços inoxidáveis ferrítico e martensítico possuem propriedades ferromagnéticas (LULA; PARR, 1986).

2.1.1. Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex se destacam dentre os demais pois combinam propriedades como excelente resistência à corrosão e boa tenacidade, que permite sua utilização em indústrias químicas, de petróleo e gás, papel e celulose, oleodutos, tanques de armazenamento dentre outros (BADJI; BACROIX; BOUABDALLAH, 2011; DA FONSECA; MENDES; SILVA, 2019; LLORCA-ISERN et al., 2016; POHL; STORZ; GLOGOWSKI, 2007). Algumas dessas aplicações podem ser observadas na Figura 1.

Figura 1 – Utilização dos AID em: (a) indústria de celulose, (b) tubulações, (c) tanques de navios petroleiros e (d) construção, arquitetura.



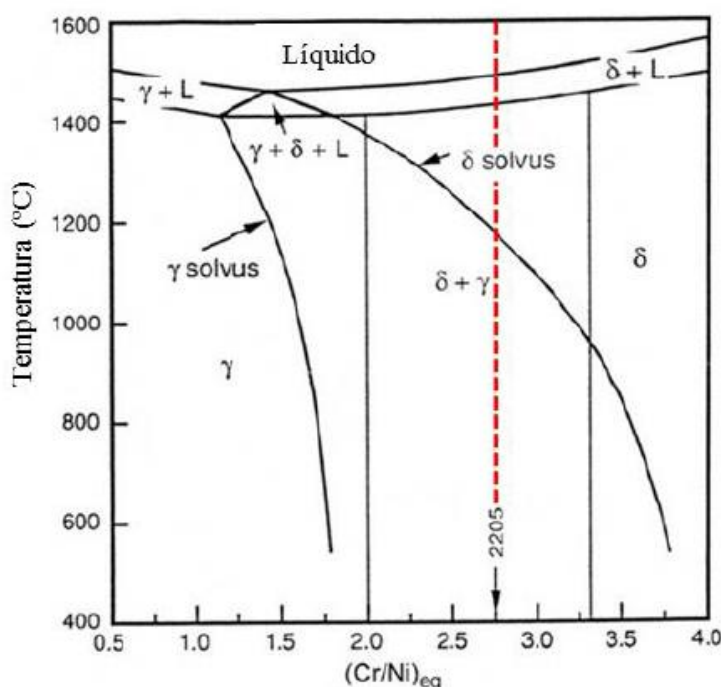
Fonte: Adaptado de IMO, 2009.

Sua microestrutura é bifásica, composta pelas fases austenita (γ) e ferrita (α), ambas inoxidáveis e em quantidades balanceadas. A presença de estabilizadores de ferrita, como cromo e molibdênio, favorece a precipitação de fases intermetálicas deletérias, que uma vez formadas reduzem o conteúdo de cromo solubilizado na matriz, afetando de forma drástica a resistência à corrosão e a ductilidade desses aços. Dentre as fases deletérias que precipitam a altas temperaturas nos aços inoxidáveis duplex, as mais relevantes são as fases sigma, chi e nitretos de cromo (MARQUES et al., 2017).

A solidificação de aços inoxidáveis, como observado por Padilha e Guedes, 1994, pode iniciar pela formação de austenita, austenita/ferrita ou ferrita, o que depende dos elementos de liga, e da sua quantidade. Tratamentos térmicos, e taxas de resfriamento aos quais os aços inoxidáveis são submetidos, também afetam as suas microestruturas finais.

Nos AID, durante o processo de solidificação apenas a fase ferrita é formada, e a formação da austenita inicia já no estado sólido, como verificado por Allan, 1995. Isso é mostrado na Figura 2, onde é apresentado um esquema da seção vertical de um diagrama de fases Fe-Cr-Ni, onde a linha tracejada mostra a sequência de solidificação observada para os AID SAF 2205 (XAVIER; DELGADO JUNIOR; CASTRO, 2015).

Figura 2 – Esquema das transformações de fase que ocorrem durante solidificação e resfriamento, apresentados em corte vertical de um diagrama de fase Fe-Cr-Ni. A linha tracejada corresponde à composição aproximada de uma liga SAF 2205.

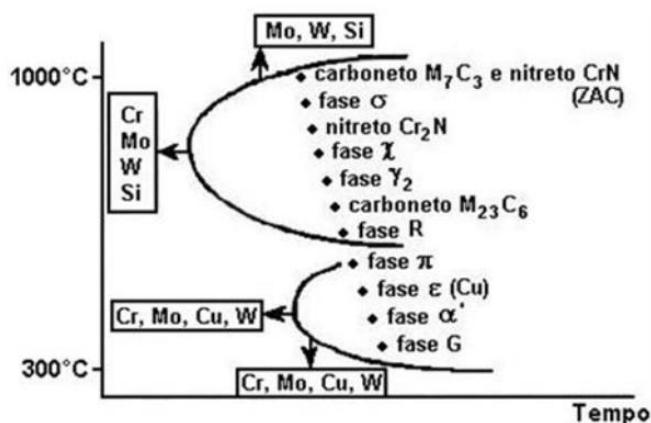


Fonte: Adaptado de Xavier et al., 2015.

Para a aplicação desses aços, é comum a utilização de processos de soldagem. Como os aços inoxidáveis duplex tem, dentre suas qualidades, excelente soldabilidade, diversas técnicas de soldagem podem ser aplicadas (VINOTH JEBARAJ et al., 2017). Nestes processos, uma variável muito importante e estudada é o aporte térmico, que influencia a microestrutura e consequentemente nas propriedades mecânicas e corrosão (DA FONSECA et al., 2017; MOHAMMED et al., 2017).

Na Figura 3, pode-se observar o diagrama com as fases que podem ser formadas nos aços inoxidáveis duplex após processo de soldagem ou tratamentos térmicos como envelhecimento, na Tabela 1, as faixas de temperatura para a formação das fases e intermetálicos são apresentadas (NASCIMENTO, 2007).

Figura 3 – Diagrama TTT esquemático com precipitação de fases secundárias.



Fonte: Ferreira, 2012.

Tabela 1 – Possíveis fases formadas nos AID, durante o resfriamento.

Fase (Fórmula química)	Estrutura cristalina	Faixa de Temperatura (°C)
Ferrita (α)	ccc	-
Austenita (γ)	cfc	-
Austenita secundária (γ_2)	cfc	600-1000
Nitreto (Cr_2N)	trigonal	550-1000
Nitreto (CrN)	cfc	550-1000
π ($\text{Mo}_{13}\text{Fe}_7\text{N}_4$)	cúbica simples	500-600
Carboneto (M_{23}C_6)	cfc	-
Carboneto (M_7C_3)	ortorrômbico	950-1100
Fase chi – χ ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$)	ccc	400-950
ϵ (rica em Cu)	cfc	400-650
Fase sigma – σ (FeCr)	tetragonal	650-1000
α' (α rica em Cr)	ccc	350-750
R ($\text{Fe}_{28}\text{Cr}_{13}\text{Mo}_{12}$)	Trigonal, romboédrica, hexagonal	550-800

Fonte: Adaptado de Nascimento, 2007.

A formação de fase sigma (σ) reduz a resistência à corrosão, pois é uma fase rica em cromo, subtraindo o elemento em solução sólida (MENDOZA BRAVO et al., 2010). A presença de precipitados também reduz a resistência ao impacto (VASCONCELLOS; ROSENTHAL; PARANHOS, 2010a).

Os AID são pertencentes à família das ligas resistentes à corrosão. Um método de estimativa da resistência à corrosão localizada, por pites, nos AID é definido pelo parâmetro PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*) (SOUZA et al., 2011). Quanto maior for esse valor, maior será a resistência à corrosão por pites do material (NUNES et al., 2012).

Os aços bifásicos α/γ com valores PREN menores que 40 são classificados como AID (os AID SAF 2205 possuem PREN em torno de 35), e quando o PREN for superior à 40, são chamados de aços inoxidáveis superduplex (AISD). A quantidade de alguns componentes de liga tem, portanto, grande importância na resistência a esse tipo de corrosão nos aços inoxidáveis.

O Quadro 1, de famílias de ligas resistentes à corrosão, torna possível comparar a resistência mecânica e a resistência à corrosão por pites (PREN) dos aços inoxidáveis duplex, em relação a outras ligas.

Quadro 1 – Limite de escoamento (LE) e PREN de algumas famílias de ligas resistentes à corrosão.

FAMÍLIAS DE LRCs E SUAS PRINCIPAIS LIGAS										
Família	Nome Comum	UNS	Cr	Ni	Mo	Cu	N	C	LE (MPa)	PREN
Inox Martensítico	13 Cr	S41000	13	–	–	–	–	0,2	550	13
	SuperCr	S41426	13	5,5	2,0	–	–	0,02	660	20
Inox Duplex e Superduplex	2205	S32205	22	5,5	3,3	–	0,15	0,03	450	35
	2507	S32750	25	7,0	4,0	0,5	0,28	0,03	550	41
Inox Superaustenítico	254	S31254	25	20	5,8	–	0,20	–	310	55
Inox Alto Ni (Incoloy)	904 L	N08904	20	25	4,5	1,5	–	–	220	34
	825	N08825	22	42	3,0	2,5	–	–	240	32
Ligas de Níquel	625	N06625	21	70	9,0	–	–	–	380	51
	C276	N10276	16	68	16	–	–	–	280	68

Fonte: Corrosão e Proteção, 2008.

2.1.1.1. Ferrita Delta

A ferrita delta pode ser formada no DSS a partir do processo de soldagem. A tenacidade ao impacto do aço inox duplex soldado é deteriorada pelo aumento da fração volumétrica de ferrita delta na zona termicamente afetada (ZTA), devido à acentuada ferritização da estrutura duplex por causa da alta temperatura de pico e da alta taxa de resfriamento do ciclo térmico de soldagem. A soldabilidade do aço inox duplex melhora com a adição de nitrogênio, cujo objetivo é estabilizar a austenita em altas temperaturas. A reprecipitação de austenita a partir da ferrita (delta) aumenta quando o teor de N é elevado.

2.1.2. Aços Inoxidáveis Martensíticos

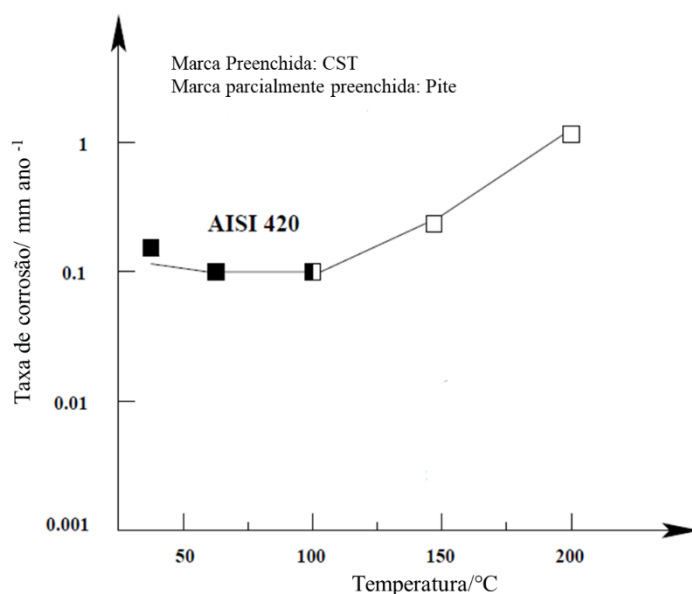
Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas ternárias de ferro, cromo e carbono que após tratamento térmico de endurecimento adquirem estrutura cristalina martensítica. Sua composição química varia entre 0,01 a 0,1% C, 11 a 13% Cr e 2 a 6% Ni. São ferromagnéticos e menos resistentes à corrosão que outras classes dos aços inoxidáveis. Quando há presença de excesso de carbonetos, a resistência ao desgaste aumenta e elementos químicos como nióbio, silício, tungstênio e vanádio podem ser adicionados para mudar a resposta da Têmpera após o endurecimento. Pequenas quantidades de níquel podem ser adicionadas para melhorar a resistência à corrosão e tenacidade. Alguns graus de enxofre ou selênio podem melhorar a usinabilidade (GARRISON; AMUDA, 2017).

Os aços inoxidáveis martensíticos são usados em aplicações que requerem alto desempenho mecânico. São utilizados em aplicações industriais como matrizes e ferramentas de trabalho a quente, hélice, bombas impulsoras, rolamentos, facas industriais, dentre outros (DALMAU; RICHARD; IGUAL – MUÑOZ, 2018).

Estes aços atendem particularmente as necessidades da indústria petrolífera, apresentando boa resistência à corrosão em ambientes de alta agressividade, Figura 4, associada à boa resistência mecânica. São os aços inoxidáveis supermartensíticos caracterizados com base no sistema Fe-Cr-Ni-Mo, possuindo baixos teores de C, N, P e S. Classifica-se em três classes: baixo teor de Cr, Ni e Mo (11%Cr, 2,5%Ni,

0,1%Mo); médio teor de Ni e Mo (12%Cr, 4,5%Ni e 1,5%Mo) e alto teor de Ni e Mo (12%Cr, 6,5%Ni e 2,5%Mo) (RODRIGUES et al., 2016). Contudo, o uso dessas ligas tem sido restrito, principalmente em aplicações onde a soldagem é necessária. É um desenvolvimento recente e muitas de suas propriedades ainda são motivos de investigações.

Figura 4 – Efeito da temperatura na taxa de corrosão, corrosão localizada e CST do aço convencional inoxidável martensítico. Condições experimentais – 0,01 bar (1 kPa) de H₂S, 30 bar (3 MPa) de CO₂, 5% NaCl, 100% Limite de escoamento, imerso por 360 h.



Fonte: Adaptado de Carrouge, 2002.

Essa classe dos aços inoxidáveis possui um teor de carbono mais elevado, o que dificulta a soldagem. A região de solda tende a ser sensível à fissura na zona termicamente afetada, principalmente como resultado da tensão localizada associada à mudança de volume que a transformação martensítica infere (GARRISON; AMUDA, 2017).

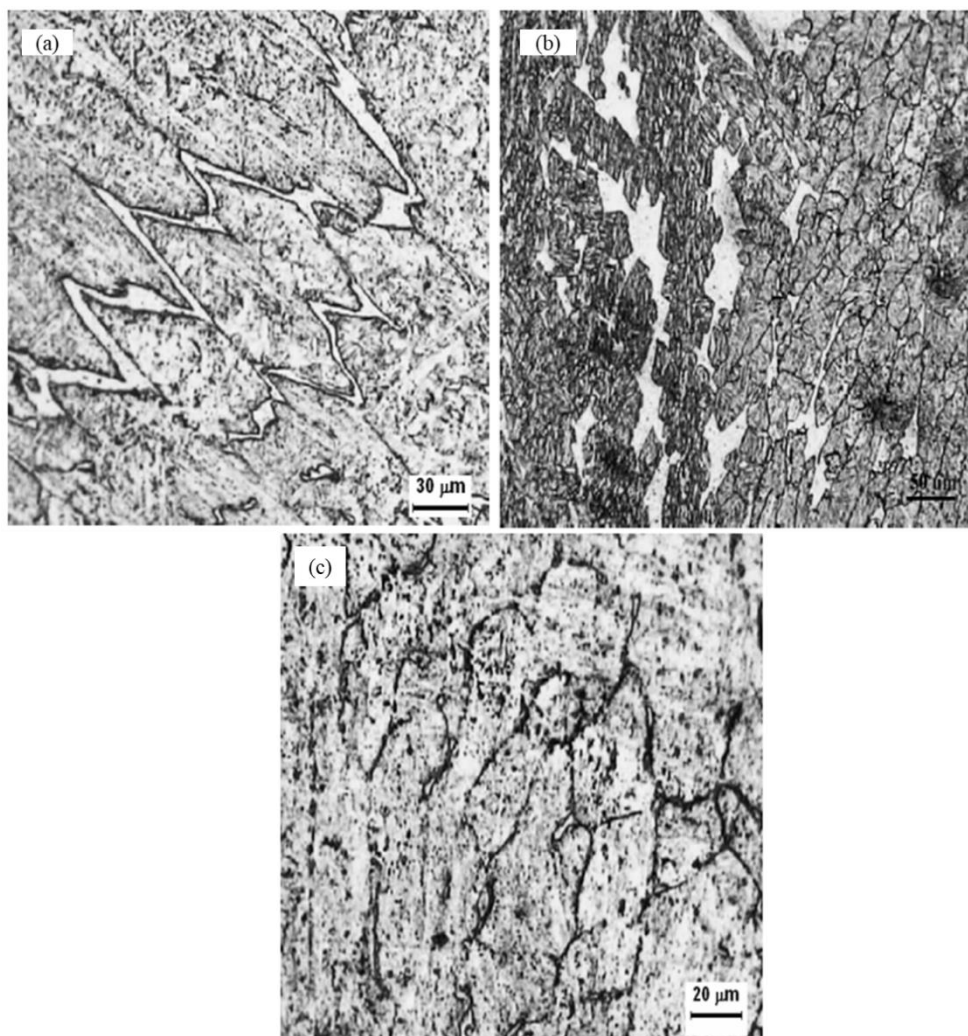
2.1.2.1. Ferrita Delta

A presença de ferrita delta nos aços inoxidáveis martensíticos está relacionado aos menores valores de tenacidade associados a esse material. Apesar desta fase

ser dúctil e tenaz, ela quase não dissolve carbono em sua matriz e durante um resfriamento mais lento, podem formar precipitados em seu contorno, sendo esta a principal razão que leva à diminuição da tenacidade do material (KONDO et al., 2003). A ferrita delta normalmente apresenta maior facilidade para sofrer transformações de fase do que a austenita em virtude do maior coeficiente de difusão associado à sua estrutura cristalina CCC e à maior concentração de alguns elementos, como o Cr e Mo, nela dissolvidos. Como consequência da tendência das reações ocorrerem mais rapidamente na ferrita, dependendo da composição química do aço, as regiões de ferrita ou a interface entre esta e a austenita podem ser o local para a formação de compostos intermetálicos durante os tratamentos térmicos (KOLUKISA, 2007).

Os aços inoxidáveis podem formar a ferrita delta durante o processo de soldagem na ZTA e ZF. Esta presença se dá devido aos efeitos negativos sobre as propriedades mecânicas. Esta fase pode provocar o aparecimento de trincas no material durante a solidificação e causar fragilização do mesmo nas temperaturas de serviço (XU et al., 2007). A Figura 5 mostra alguns formatos que a ferrita delta pode apresentar em aços inoxidáveis martensíticos quando soldados (LAGE, 2008).

Figura 5 – (a) Ferrita delta poligonal em uma matriz martensítica revenida; (b) Ferrita delta em uma matriz martensítica revenida e (c) Ferrita globular em uma matriz martensítica revenida.



Fonte: Lage, 2008.

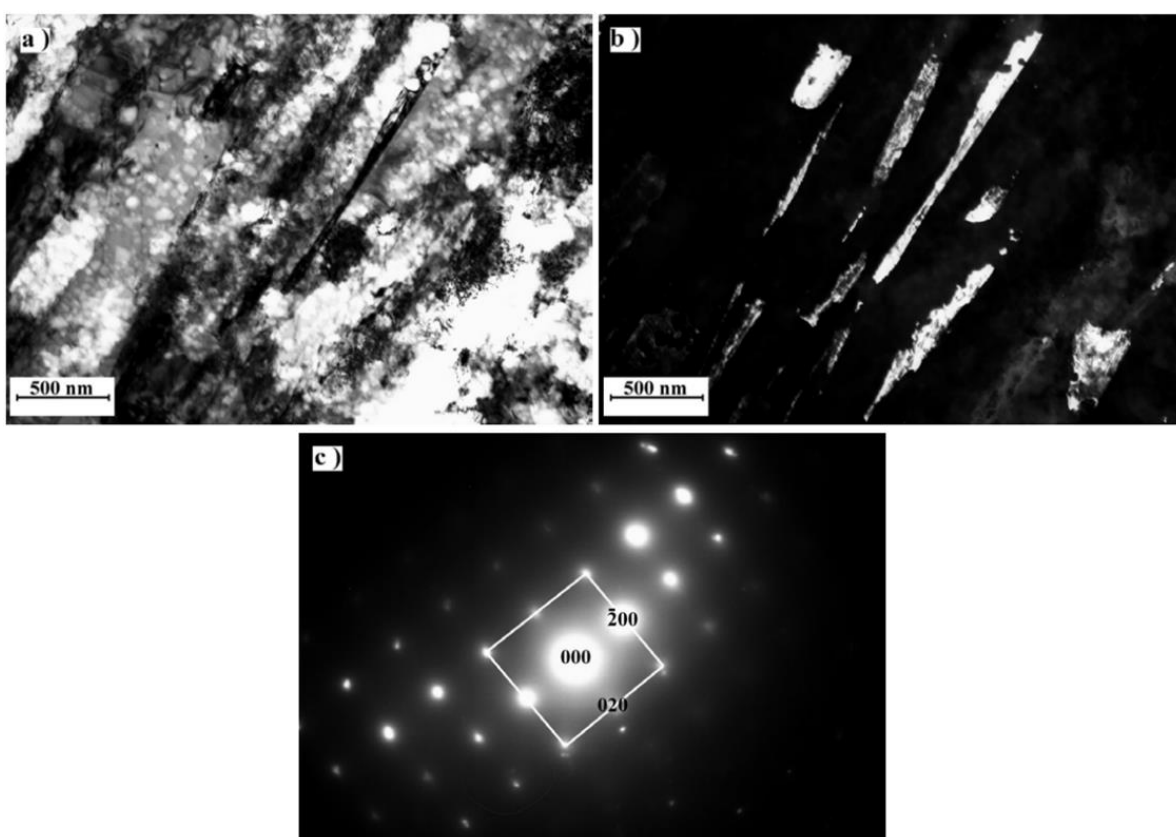
2.1.2.2. Austenita Retida

Alguns processos podem levar à presença de austenita retida nos aços inoxidáveis martensíticos (CARROUGE, 2002). Elementos de liga substitucionais adicionados ao material diminuem a temperatura inicial de formação da martensita (temperatura m_i) e, por consequência, a transformação austenita para martensita pode se dar de forma incompleta. Assim, pode haver austenita na microestrutura como resultado de um tratamento térmico onde a temperatura no aquecimento ultrapassa o

início da formação da austenita (Ac1). Essa austenita formada com o aquecimento acima de Ac1 é chamada também como austenita revertida (KONDO et al., 2003).

A Figura 6 mostra a presença de austenita retida na forma de grãos alongados entre as ripas de martensita. Material analisado por microscopia eletrônica de transmissão (CARROUGE, 2002).

Figura 6 – (a) Micrografia de campo claro de uma região de martensita mais austenita retida; (b) campo escuro da mesma região; (c) padrão de difração de área selecionada de austenita correspondente para a micrografia de campo escuro.



Fonte Carrouge, 2002.

Em aços inoxidáveis martensíticos, a tenacidade e a ductilidade aumentam com a presença de grãos de austenita dispersos na matriz martensítica. Esta austenita pode se transformar em martensita em resposta a solicitações mecânicas. Esta transformação mecanicamente induzida pode absorver energia e assim, contribuir para elevar a tenacidade. Além disto, a expansão volumétrica associada à transformação martensítica tende a fechar a trinca e aliviar a tensão na região. Este

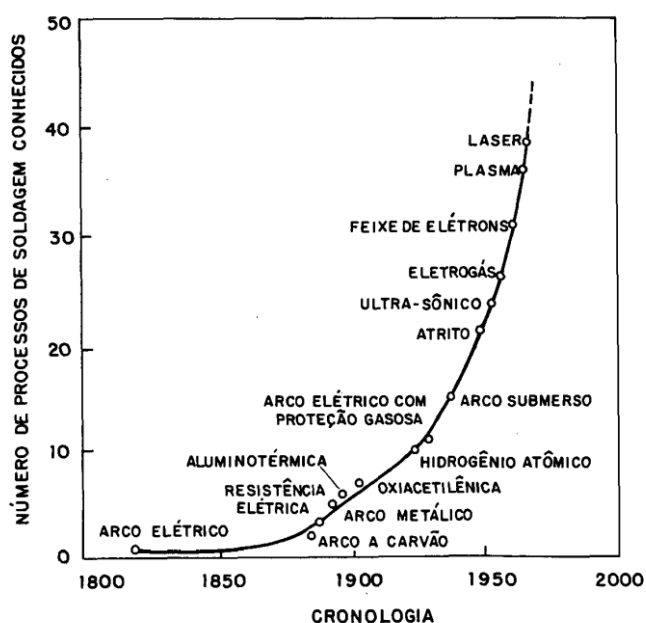
mecanismo absorve a energia de deformação durante a fratura e assim, limita a extensão da trinca (KOLUKISA, 2007).

2.2. SOLDAGEM

Soldagem é um processo que promove a união entre duas partes metálicas, usando uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão. A principal finalidade é que essa união tenha um comportamento adequado, sem que haja comprometimento das propriedades físicas e químicas dos materiais base.

O processo de soldagem começou nos tempos antigos, na Idade do Bronze, principalmente por pressão e martelamento. Somente na II Guerra Mundial, com a fabricação de navios e aviões soldados, que os processos de soldagem tiveram seu grande impulso, apesar do arco elétrico ter sido desenvolvido no século XIX (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992). A Figura 7 mostra a evolução dos processos de soldagem ao longo do tempo, que começou com a soldagem à arco elétrico no ano de 1800 até os processos mais atuais como soldagem à plasma e à laser.

Figura 7 – Evolução dos processos de soldagem ao longo do tempo.



Fonte: Wainer et al., 1992.

Cada processo de soldagem deve preencher alguns requisitos (HOULDCROFT, 1977):

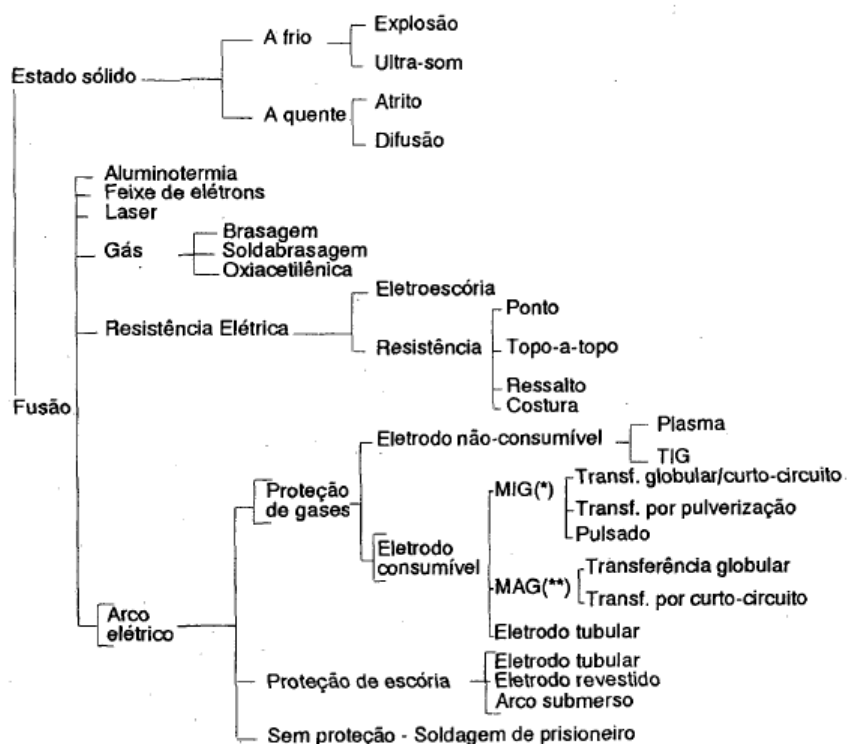
- Gerar uma quantidade de energia capaz de unir dois materiais similares ou não.
- Remover as contaminações das superfícies a serem unidas.
- Evitar que o ar atmosférico contamine a região durante a soldagem.
- Propiciar o controle da transformação de fase, para que a solda alcance as propriedades desejadas, sejam elas físicas, químicas ou mecânicas.

Existem dois grupos de processos de soldagem de acordo com o estado do material de base (RAO; MIDHANI, 2016):

- Estado Líquido (Fusão)
- Estado Sólido

A Figura 8 mostra como os processos estão classificados (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

Figura 8 – Classificação dos processos de soldagem a partir da natureza da união.



Fonte: Wainer et al., 1992.

No presente trabalho, será utilizado o processo de soldagem TIG autógeno, ou seja, soldagem por fusão, utilizando um arco elétrico, gás de proteção e eletrodo não consumível, sem metal de adição.

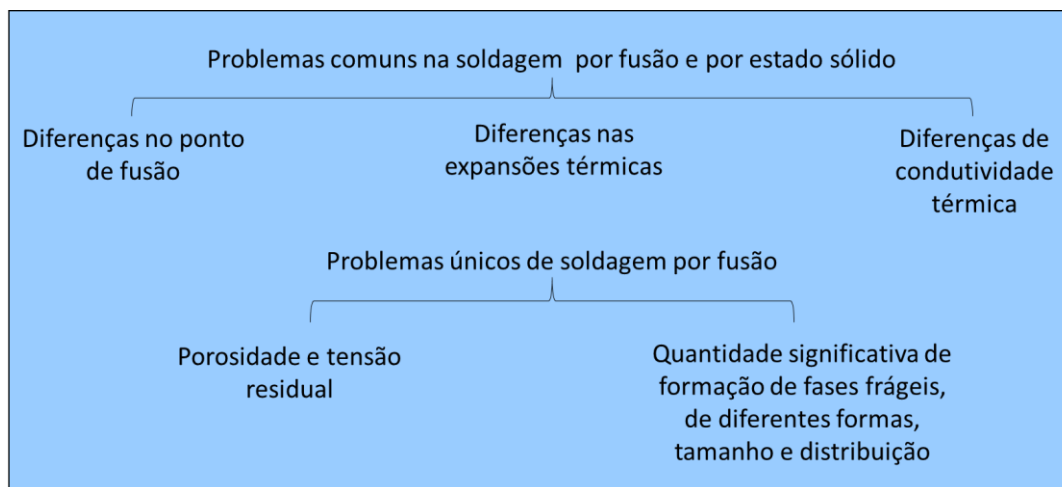
2.2.1. Soldagem de juntas dissimilares

A revolução industrial impulsionou o desenvolvimento de novos materiais, o que proporcionou aplicações em diversos ambientes e condições. Apesar disso, ainda existem aplicações que se faz necessário integrar diferentes tipos de materiais em uma única estrutura. Como materiais diferentes se distinguem em propriedades químicas, térmicas, físicas e mecânicas, este tipo de soldagem ainda gera muitos desafios.

A necessidade da soldagem dissimilar surge principalmente em aplicações industriais devido à demanda por uma ampla variedade de materiais de formas complexas ou sujeitos a diferentes condições de carga ou desempenho nas diferentes partes do conjunto (DEV et al., 2018; KAÇAR; BAYLAN, 2004; KUMAR; YUAN; MISHRA, 2015; OZLATI; MOVAHEDI, 2018; SHARMA; DWIVEDI, 2019; VINOTH JEBARAJ et al., 2017).

Para a soldagem dissimilar podem ser utilizados processos de soldagem por fusão ou em estado sólido. A soldagem por fusão apresenta algumas vantagens sobre as soldas em estado sólido como por exemplo a ausência de porosidade e menor distorção. Além disso, o uso de materiais de adição pode resultar em soldas com propriedades diferentes dos materiais utilizados como metal base (KUMAR; YUAN; MISHRA, 2015). Alguns problemas enfrentados durante a soldagem podem ser observados na Figura 9.

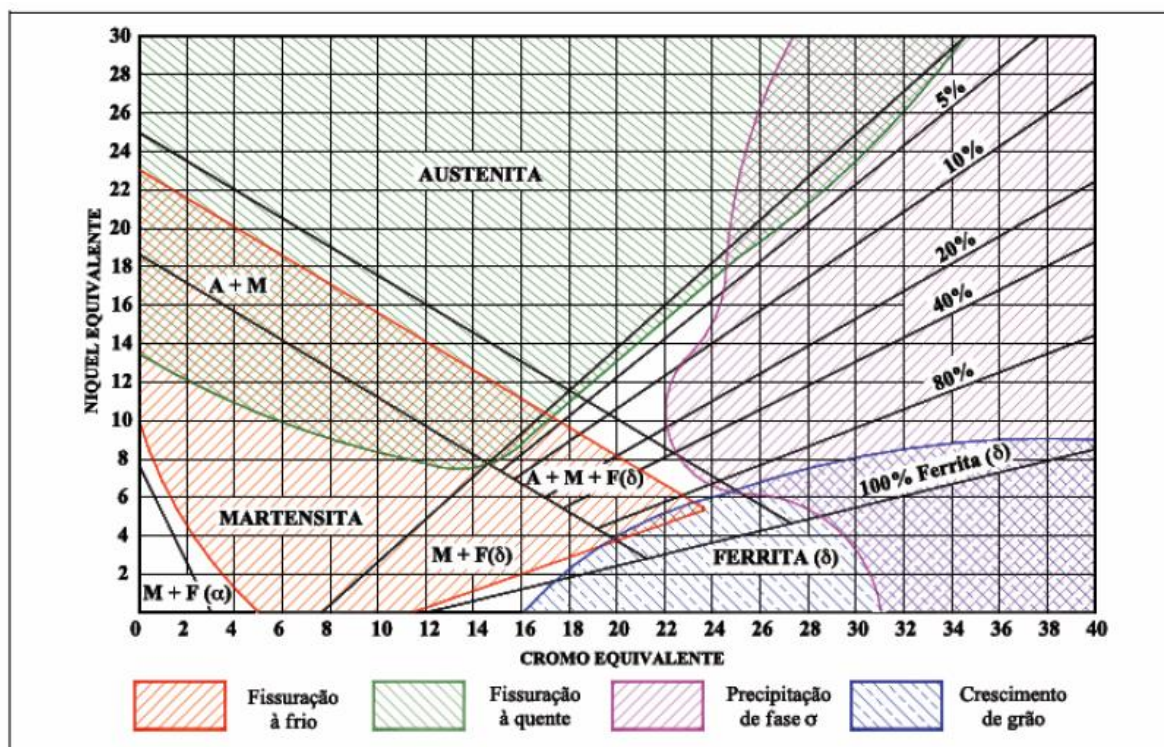
Figura 9 – Problemas comuns encontrados em processos de soldagem por fusão e estado sólido.



Fonte: Adaptado de Kumar et al., 2015

A união entre materiais diferentes acaba desenvolvendo várias alterações metalúrgicas, e essas alterações são alvo de estudo, pois nem sempre são desejáveis ou aceitáveis. Tais alterações dependem das condições e das reações que ocorrem durante a solidificação e resfriamento do cordão de solda e da microestrutura resultante. Para uma melhor compreensão e aplicação da soldagem de juntas dissimilares de aços inoxidáveis, alguns diagramas podem ser utilizados, como por exemplo, o Diagrama de Schaeffler, representado na Figura 10 (FOLKHARD, 1988).

Figura 10 – Diagrama de Schaeffler.



Fonte: Luz, 2002 adaptado Schaeffler, 1949.

O diagrama de Schaeffler permite prever a microestrutura resultante na zona fundida tomando como base a quantidade ou teor de elementos ferritizantes e austenitizantes presentes nos aços inoxidáveis (SCHAEFFLER, 1949). Para utilizá-lo, é necessário considerar os efeitos dos principais elementos presentes na composição química da liga, que pode ser calculada através da obtenção do cromo e do níquel equivalentes (KOTECKI; SIEWERT, 1992). As equações responsáveis por esses cálculos, desenvolvidas por Schaeffler, são indicadas pelas Equações 1 e 2, respectivamente.

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

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times (\%C) + 0,5 \times (\%Mn) \quad (2)$$

O diagrama relaciona ainda os possíveis problemas inerentes a cada microestrutura, na qual no campo em que está presente a fase martensítica, o principal problema refere-se à fissuração a frio, mais especificamente, trincas induzidas pelo hidrogênio. No campo ferrítico há o crescimento de grão. No campo bifásico ($\gamma + \alpha$) há fragilização devido à precipitação de fases intermetálicas (fase σ) e para o campo

austenítico, as trincas de solidificação ou por perda de ductilidade acima de 1250°C. O campo central, por sua vez, é aquele em que não haverá nenhum tipo de problema (KOTECKI; SIEWERT, 1992).

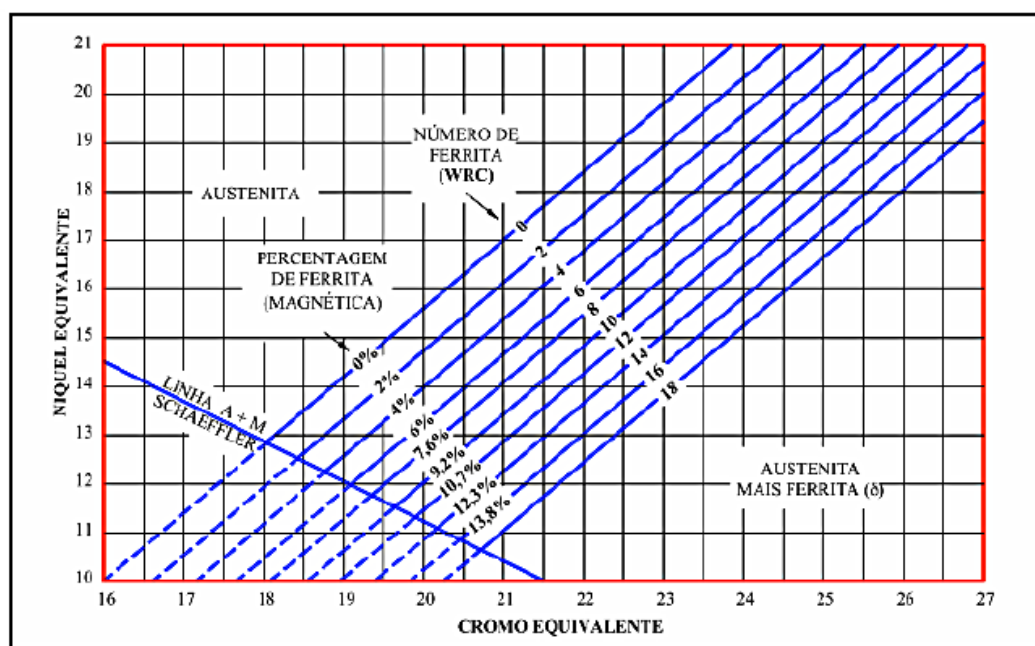
O diagrama de Schaffler pode também fornecer informações que estão ligadas ao percentual de ferrita δ na zona fundida. O teor de ferrita δ na zona fundida pode ser calculada através da Equação 3 (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

$$\% \delta = 3 \times (Cr_{eq} - 0,93 \times Ni_{eq} - 6,7) \quad (3)$$

DeLong (1973) modificou o diagrama de Schaeffler para levar em consideração o efeito do nitrogênio na composição da liga, um elemento formador de austenita. Sendo assim, o diagrama de Schaeffler acrescido desse elemento à equação do níquel equivalente é observado na Equação 4 e na Figura 11 (DELONG, 1975).

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

Figura 11 – Diagrama de DeLong.



Fonte: Luz, 2002, adaptado de DeLong, 1973

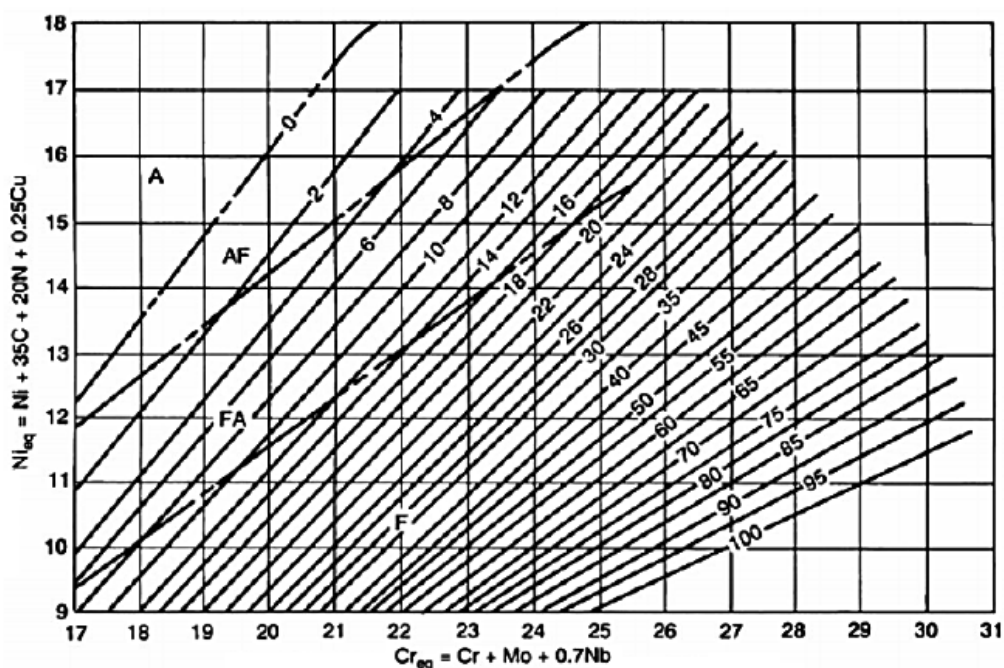
Alguns anos mais tarde, Kotecki e Siwert (1992) apresentaram um novo diagrama que traz uma maior precisão para determinar o teor de ferrita δ na estrutura. Neste diagrama são desconsiderados os teores de Si e Mn pois não apresentam

significativa influencia na determinação do tipo de estrutura (KOTECKI; SIEWERT, 1992; LIPPOLD, 2015). Este diagrama é conhecido como WRC-92, apresentado na Figura 12. Este diagrama faz parte da norma AISI/AWS A5. 22-95 e é utilizado na soldagem de aços inoxidáveis, com resultados expressos em número de ferrita (FN). Tem como vantagem a facilidade de medição e é considerado como o método oficial do código ASME para prever o percentual de ferrita. As Equações (5 e 6) para o cálculo do cromo equivalente e do níquel equivalente podem ser dadas por:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \times (\%Nb) \quad (5)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35 \times (\%C) + 20 \times (\%N) + 0,25 \times (\%Cu) \quad (6)$$

Figura 12 – Diagrama WRC – 92.

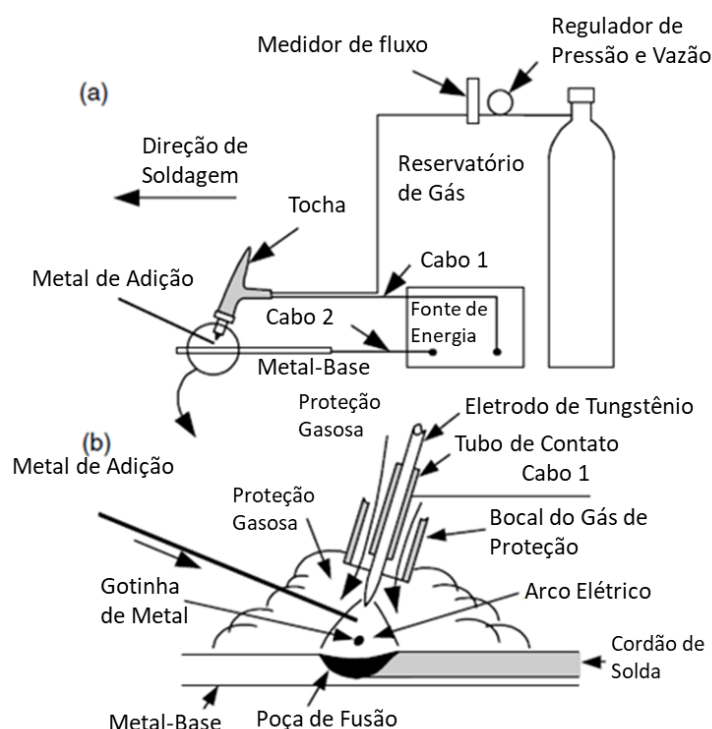


Fonte: Lippold, 1993.

2.3. PROCESSO DE SOLDAGEM A ARCO COM ELETRODO DE TUNGSTÊNIO (GTAW/TIG)

Soldagem a arco com eletrodo não consumível e proteção gasosa, *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW), ou Soldagem TIG, sigla em inglês de *Tungsten Inert Gas*, é um processo de soldagem que utiliza um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio não consumível e a peça, como fonte de calor para promover a soldagem (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992). Esse esquema é mostrado na Figura 13. A tocha segurando o eletrodo de tungstênio fica conectada a um cilindro de gás de proteção e a fonte de energia, conforme observado na Figura 13 (a). O eletrodo de tungstênio está geralmente em contato com um tubo de cobre resfriado à água, chamado de tubo de contato, conforme a Figura 13 (b), que está conectado ao cabo de soldagem do terminal. Essas ligações permitem a passagem da corrente de soldagem e também permite o resfriamento do eletrodo, evitando assim o superaquecimento. A peça de trabalho está conectada ao outro terminal da fonte de energia (RAMAKRISHNAN, 1972).

Figura 13 – Soldagem a arco gás-tungstênio: (a) processo geral; (b) área de soldagem ampliada.



Fonte: Ramakrishnan, 1972.

Como o processo TIG é um processo de soldagem muito limpo, ele pode ser usado para soldar metais reativos, como titânio e zircônio, alumínio e magnésio. No entanto, a taxa de deposição no TIG é baixa.

Este processo produz soldas de alta qualidade, geralmente livre de defeitos e com bom acabamento superficial. Como possui vasta utilização em diversos metais e suas ligas esse processo é bastante utilizado na indústria de petróleo, química, petroquímica, alimentação, geração de energia, nuclear e aeroespacial (CHOUDHURY; CHANDRASEKARAN, 2017; FERREIRA, 2012).

2.3.1. Vantagens e Desvantagens

A qualidade superior da solda produzida pelo processo TIG possui vantagem quando comparada aos processos de soldagem mais utilizados, podendo incluir ou não metal de adição à poça de fusão, independentemente da corrente do arco (KOU, 2003). Isso se dá pelo fato de o processo utilizar um eletrodo não consumível, produzindo soldas isentas de respingos, resíduos ou escórias e com excelente controle da poça de fusão. Outra vantagem é o controle da diluição e o fornecimento de energia para a soldagem sem que haja necessidade de alterar o tamanho do cordão de solda (KOU, 2003).

Como desvantagens, pode-se destacar as taxas de deposição, que são inferiores se comparado com processos de eletrodo consumível, a necessidade de maior preparo e habilidade por parte do operador, levando em consideração o fator humano, quando a solda é realizada de forma manual, em relação a processos de soldagem mais simples e é menos econômico que os processos de eletrodo consumível para espessuras de até 10 mm (KOU, 2003). Pode-se dizer ainda que uma grande desvantagem é a dificuldade de manter proteção em ambientes turbulentos, podendo haver inclusão de tungstênio quando existe o contato do eletrodo com a poça de fusão. Há também o risco de contaminação solda quando o metal não está protegido adequadamente.

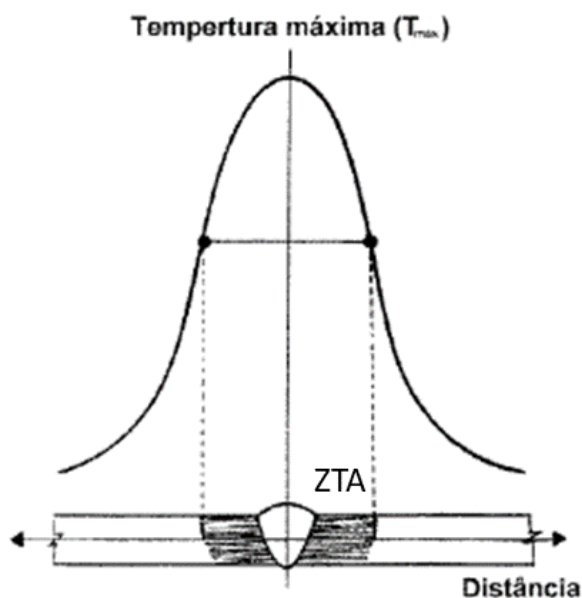
2.3.2. Parâmetros variáveis de soldagem GTAW/TIG

Parte da energia gerada pelo arco elétrico atinge o metal base e parte é dissipada para o meio circundante. Isto leva a definição da eficiência térmica do processo de soldagem como sendo a relação entre a energia efetivamente absorvida pelo metal de base e a energia gerada pelo arco elétrico.

A eficiência térmica do processo de soldagem diminui com o aumento da corrente de soldagem. Este efeito pode ser explicado por uma perda maior de energia pela superfície da peça soldada. Isto explica a influência dos parâmetros de soldagem na eficiência térmica (FERREIRA, 2012).

O ciclo térmico, que é a variação da temperatura com o tempo para um dado ponto da junta soldada, tem influência direta com a microestrutura nas regiões da solda (SHARMA; DWIVEDI, 2019). A temperatura máxima atingida no do ciclo térmico (repartição térmica) determina a extensão da zona termicamente afetada, ZTA. A Figura 14 apresenta um esquema da repartição térmica de uma junta.

Figura 14 – Repartição térmica em uma junta soldada.



Fonte: Ferreira, 2012.

É de suma importância a escolha das variáveis de soldagem para que se obtenha uma microestrutura que permita o material possuir as propriedades equivalentes as do metal base. Dentre as variáveis existentes as principais são: metal de adição, gás de proteção, energia de soldagem e corrente de soldagem.

2.3.3. Metal de Adição

É comum a utilização de dois tipos de metais de adição para a soldagem de aços inoxidáveis duplex (FERREIRA, 2012):

- Mesma (ou próxima a) composição do metal base: utilizado principalmente quando é necessário tratamento térmico pós soldagem. A microestrutura do metal de solda com a mesma composição do metal de base conterá um alto conteúdo de ferrita.
- Metais de adição com adição de liga, principalmente níquel: condição “como soldado”. Esta adição promove um balanço das fases, favorecendo a austenita.

2.3.4. Gás de Proteção

Tem como função proteger a poça de fusão e o eletrodo contra a oxidação e contaminação atmosférica, além de manter o arco elétrico. O gás de proteção é iniciado segundos antes do arco elétrico e mantido até alguns segundos após a extinção do arco, garantindo que a poça de fusão se solidifique e resfrie abaixo da faixa de temperatura de oxidação do aço. Para tal efeito, é necessário a utilização de um gás inerte, que pode ser, argônio (Ar), hélio (He), uma mistura de ambos ou ainda uma mistura de argônio e outros gases como N₂ ou CO₂ (KARLSSON, 2012).

A Tabela 2 lista as propriedades de alguns gases de proteção. Como pode-se notar, os potenciais de ionização do argônio e hélio são 15,7 e 24,5eV,

respectivamente. Como é mais fácil ionizar o argônio que o hélio, a iniciação do arco é mais fácil e a queda de tensão no arco é mais baixo com argônio (RAMAKRISHNAN, 1972).

Tabela 2 – Propriedades dos gases de proteção.

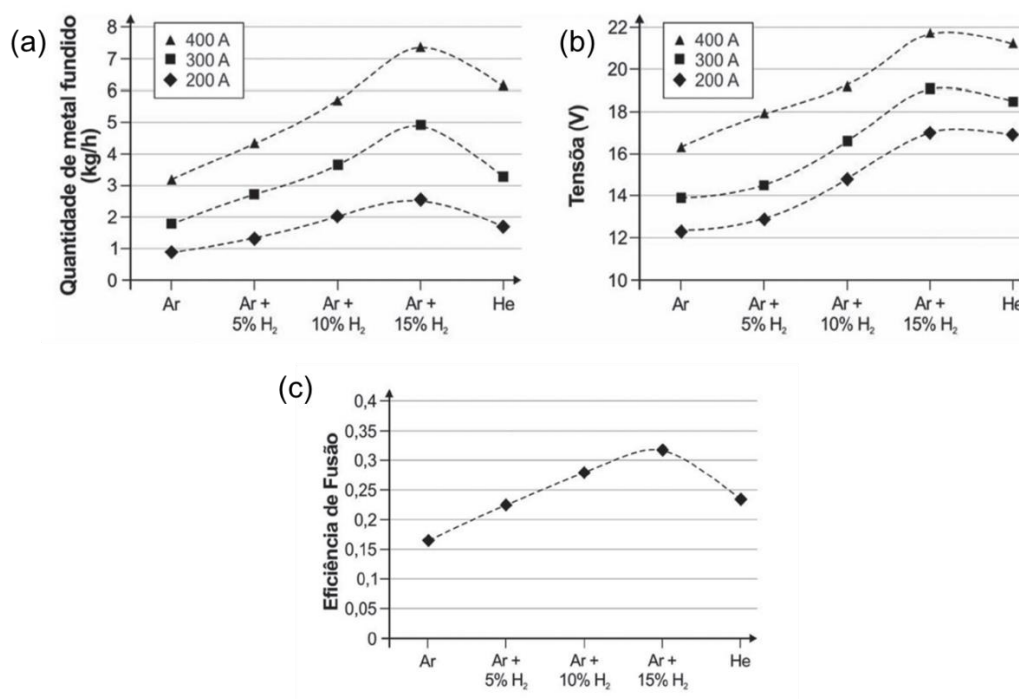
Gás	Símbolo Químico	Peso Molecular (g/mol)	Peso Específico a 1 atm e 0°C	Densidade (g/L)	Potencial de Ionização (eV)
Argônio	Ar	39,95	1,38	1,784	15,7
Dióxido de Carbono	CO ₂	44,01	1,53	1,978	14,4
Hélio	He	4,00	0,1368	0,178	24,5
Nitrogênio	H ₂	2,016	0,0695	0,090	13,5
Nitrogênio	N ₂	28,01	0,967	1,25	14,5
Oxigênio	O ₂	32,00	1,105	1,43	13,2

Fonte: Ramakrishnan, 1972.

A utilização de 100% de nitrogênio (N₂) como gás de proteção vem sendo cada vez mais frequente devido ao menor custo. A utilização desse gás na raiz até o último passe de acabamento produziu soldas com teores de oxigênio inferior de 0,5% (CARVALHO et al., 2014).

Estudos mostram que a escolha dos gases de proteção pode influenciar até na velocidade limite para formação de defeitos. A aplicação do hidrogênio ou misturas gasosas que contenham hidrogênio nos processos de soldagem é restrita devido ao risco do aparecimento de trincas e poros. Porém, é possível encontrar na literatura que a adição de percentuais de hidrogênio ao argônio no gás de proteção do processo TIG causa um aumento da tensão do arco e aumento na quantidade de material fundido para a mesma corrente média (MUNDRA; BLACKBURN; DEBROY, 1997; SCHWEDERSKY et al., 2011). A Figura 15 ilustra: (a) a variação da quantidade de metal fundido, (b) a tensão do arco e (c) a média da eficiência de fusão para diferentes misturas gasosas.

Figura 15 – (a) Variação da quantidade de metal fundido, (b) a tensão do arco e (c) a média da eficiência de fusão para diferentes misturas gasosas.



Fonte: Schwedersky et al., 2011.

A Figura 15(a) mostra a quantidade de metal fundido em kg/h a partir da média da área da seção transversal de cada cordão. Para uma mesma corrente média, nota-se que o hélio funde uma quantidade maior de material se comparado ao argônio puro. Nas misturas Ar-H₂, quanto maior o teor de hidrogênio, maior a quantidade de metal fundido para uma mesma corrente média. Importante destacar que para a mistura com maior teor de H₂, a quantidade de metal fundido foi consideravelmente maior que utilizando He puro e cerca de 2,5 vezes maior que utilizando Ar puro.

A Figura 15(b) mostra a tensão média para os diferentes gases com correntes de 200A, 300A e 400A. O arco com He apresentou tensão maior que o arco com Ar para mesma distância eletrodo-peça e mesma corrente média, com uma diferença superior a 4V em todas as correntes testadas. Esse resultado era esperado devido à diferença na energia de ionização dos dois gases. As misturas de Ar-H₂ apresentaram um aumento na tensão do arco proporcional ao aumento do teor de H₂ presente no gás de proteção. A tensão do arco da mistura Ar+15%H₂ apresentou valores próximos

a tensão do arco com He puro considerando as mesmas distância eletrodo-peça e corrente média.

Esses resultados afirmam que para uma mesma corrente média, a tensão do arco e a quantidade de metal fundido pelo arco com He são muito maiores que com Ar. Essa maior quantidade de metal fundido modifica o tamanho e a dinâmica de solidificação na poça de fusão.

A Figura 15(c) mostra a média da eficiência de fusão para as correntes testadas. Com a adição de H₂ ao Ar do gás de proteção, houve um aumento da eficiência se comparado ao Ar puro. Vale ressaltar que as misturas Ar-H₂ com teores de 10% e 15% resultam em maior eficiência comparado ao He puro.

Já os resultados em relação à elevada eficiência de fusão indicam que as misturas de Ar-H₂ na soldagem TIG é uma alternativa tecnológica para obter maior velocidade de soldagem. A aplicação dessas misturas deve ser levada em consideração pois a aplicação de H₂ pode trazer problemas a alguns materiais que sejam susceptíveis a trincas induzidas por hidrogênio por exemplo, ou então em matérias que seja comum o aparecimento de porosidade.

2.3.5. Energia de Soldagem

A energia introduzida no metal de base por unidade de comprimento do cordão de solda é chamada energia de soldagem, que pode ser definida pela equação (1) (GONÇALVES et al., 2019).

$$E = \left(\frac{1}{vT} \right) \int_0^T VI dt \approx \frac{VI}{v} \quad (7)$$

Onde V, I e v são os valores de tensão, corrente e velocidade, respectivamente.

Parte da energia gerada pelo arco elétrico é dissipada para o meio circundante, tornando necessário redefinir a energia de soldagem conforme equação (2) (NIROSTA, 2014).

$$E = \frac{V \times I \times \eta}{v \times 1000} \left(\frac{kJ}{mm} \right) \quad (8)$$

Onde aparece o valor η que se refere à eficiência térmica no processo de soldagem.

A eficiência térmica é um fator adimensional de rendimento, que depende do processo, dos parâmetros de soldagem e de diversos outros aspectos, incluindo as propriedades físicas dos materiais e a geometria das peças (MARQUES; MODENESI, 2014). A Tabela 3 mostra alguns valores para o rendimento térmico.

Tabela 3 – Valores típicos para η .

Processo	η
Eletrodo Revestido	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

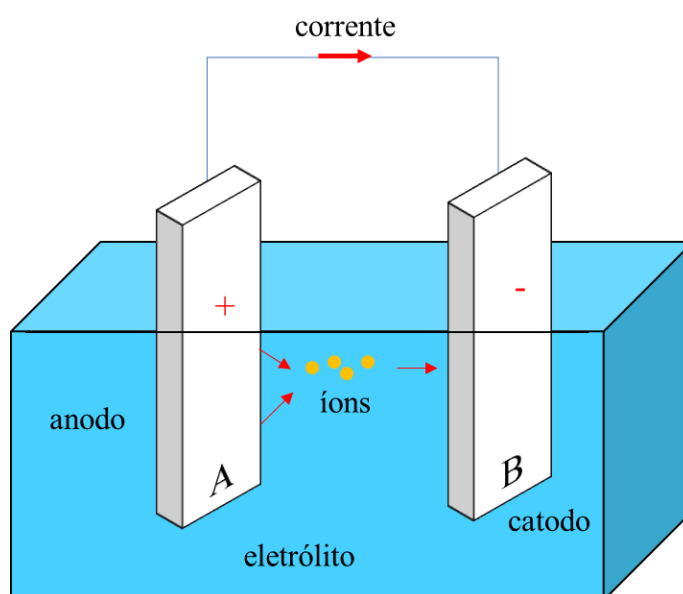
Fonte: Marques e Modenesi, 2014

2.4. CORROSÃO

A corrosão é um processo de degradação de materiais metálicos decorrente de reações que ocorrem entre o ambiente (meio) e o material. Podem existir dois tipos de corrosão em metais e ligas. O primeiro, utilizado neste estudo, é a corrosão aquosa, que acontece por meio de processos eletroquímicos na interface de superfície do material e eletrólito e, o segundo tipo, corrosão a seco, que também é chamada de oxidação.

Para a corrosão aquosa, o metal sofre ionização devido à presença de um eletrólito ou pela galvanização por diferentes metais em contato. A Figura 16 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 16 – Ilustração esquemática de dois metais A e B imersos em uma solução



Fonte: O autor.

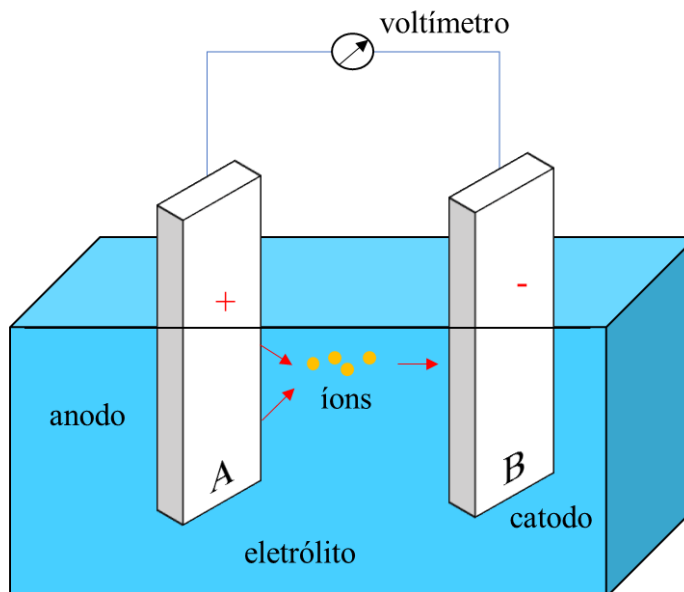
Os catodos e anodos são os eletrodos e podem ser constituídos de metais diferentes ou duas áreas de um mesmo metal. As reações de corrosão que ocorrem nesse esquema são anódicas, de dissolução, onde o elétron deixa o anodo para a solução eletrolítica sob a forma de íons e se deslocam para o outro metal que será consumido através de uma reação superficial (RAMANATHAN, 1997).

As reações de oxidação podem representar a dissolução de um metal, a formação de óxidos e hidróxidos.

Quando ocorre a corrosão, existe uma liberação de energia que relaciona o potencial de corrosão de um metal quando em solução, que pode sofrer variações de acordo com a composição da solução, temperatura e agitação do meio. Imersos em

solução aquosa, os eletrodos podem ser ligados externamente e uma corrente flui entre eles. Acoplando um voltímetro pode-se medir a voltagem, ou diferença de potencial, entre os eletrodos conforme esquematizado na Figura 17.

Figura 17 – Ilustração esquemática com o acoplamento do voltímetro para a medição de voltagem entre os eletrodos.

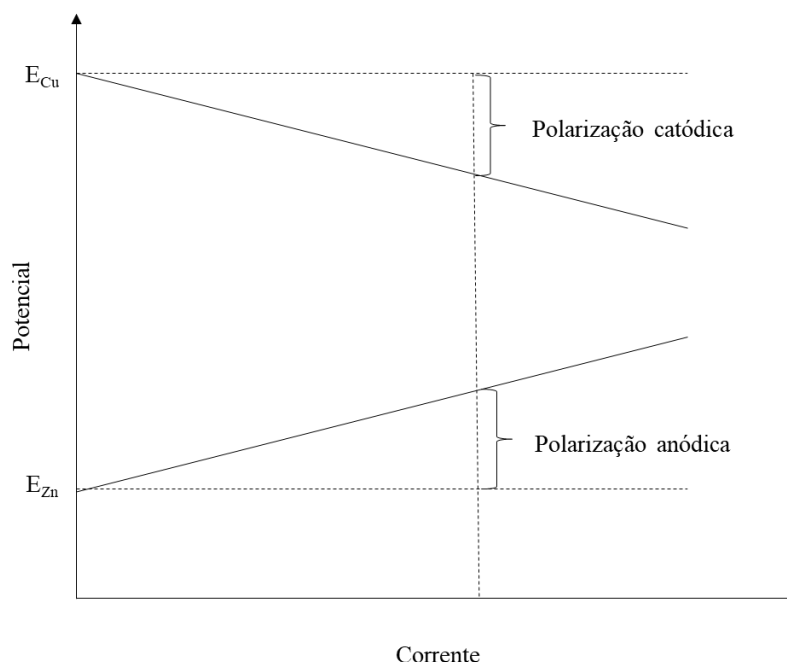


Fonte: O autor.

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).

Na prática, há um interesse na velocidade de corrosão dos metais e ligas maior se comparado a tendência 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, conforme a Figura 18. Essa diferença entre o potencial e a passagem de corrente entre os eletrodos denomina-se “polarização”.

Figura 18 – Polarização dos eletrodos de Cu e Zn quando a corrente passa por eles.



Fonte: o autor, adaptado de Ramanathan, 1997.

Os aços inoxidáveis possuem um máximo de 1,2% de carbono e um mínimo de 10,5% de cromo. Essas quantidades impedem a oxidação em atmosferas úmidas. A resistência à corrosão dos aço inoxidáveis se dá pela formação de uma camada de óxido fina e protetora que quando danificado, é auto reparável em uma variedade de ambientes (SEDRIKS; ZAROOG, 2017).

Quando soldado, o metal de solda possui maior suscetibilidade à corrosão que o metal base. A razão para tal efeito é a combinação das mudanças microestruturais, combinado com a tensão residual. As regiões ao redor da solda sofrem com uma maior tensão, que pode acelerar o processo de corrosão. Um exemplo de tal efeito são as soldas a ponto em aços automotivos, onde pode-se observar o início da corrosão nas carrocerias (LIPPOLD, 2015).

Com isso, embora a resistência à corrosão seja uma das principais características para a aplicação dos aços inoxidáveis, eles podem sofrer corrosão em alguns ambientes devido aos processos a que são expostos em trabalho. A corrosão pode acarretar em uma série de problemas como(KADRY, 2008):

- Perfuração em tanques e tubulações que permitem vazamento de fluidos ou gases;
- Perda de resistência, quando a seção transversal de estruturas metálicas é reduzida pela corrosão, o que pode levar a falhas;
- Degradação da aparência, que prejudicam o acabamento superficial;
- Incrustações ou oxidação que podem contaminar o material que está sendo manuseado.

A corrosão em aços inoxidáveis pode ser classificada em: corrosão geral, corrosão por pite, corrosão por fratura sob tensão, corrosão intergranular, corrosão galvânica, entre outros. Contudo, a bibliografia dá indicações que para as classes martensíticas e duplex, o principal mecanismo é corrosão por pite (DALMAU; RICHARD; IGUAL – MUÑOZ, 2018; DE SOUZA et al., 2014; TASALLOTI; KAH; MARTIKAINEN, 2017; VINOTH JEBARAJ et al., 2017).

2.4.1. Formas de corrosão metálica

Pode-se destacar alguns tipos de corrosão que são comumente encontradas em materiais metálicos. Neste estudo em particular trataremos da corrosão galvânica, corrosão intersticial, corrosão por pites, corrosão sob tensão e corrosão provocada pela soldagem.

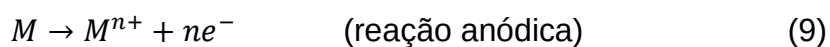
2.4.1.1. Corrosão Galvânica

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). Assim, a corrente flui através do circuito do potencial mais negativo (metal mais ativo) para o potencial mais positivo (metal mais nobre). Potenciais semelhantes são requisitos para a junção de dois materiais (PEREZ, 2004).

2.4.1.2. Corrosão intersticial

Também chamada de “corrosão em frestas”, é um tipo de degradação que ocorre no metal quando existe um espaço entre ele e outro material, de modo que aconteça a detenção de líquido. Pode ocorrer em qualquer metal, porém alumínio e aços inoxidáveis são mais favoráveis a este tipo de corrosão, principalmente em ambientes marítimos (SCHWEITZER, 2009).

Em uma solução de cloreto neutra, a dissolução anódica e a redução catódica ocorrem conforme as 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, 2009).

Na presença de íons cloreto, a degradação é ainda mais aguda pois os cátions acumulados dentro dos espaços atraem os íons cloreto, que possuem maior mobilidade que os ânions hidróxidos. Assim, essa reação é esboçada na Equação 11.



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, 2009).

2.4.1.3. Corrosão por pites

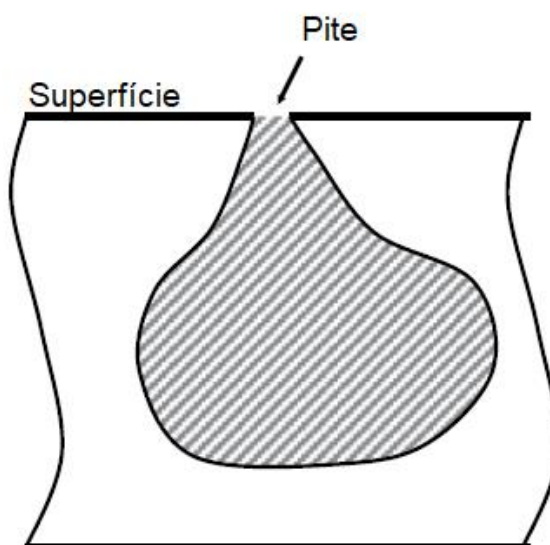
Vários metais sofrem corrosão por pites quando expostos a soluções com alta concentração de cloretos, entre eles, pode-se destacar os aços inoxidáveis, ferro, níquel, cobre, magnésio, zircônio, estanho, cádmio, alumínio e suas ligas. Alguns

metais são resistentes ao pite induzido por cloretos, tais como titânio, cromo e tântalo, porém, não são imunes a ele.

O pite é um processo de degradação extremamente localizado, que se manifesta na forma de buracos ou poços na superfície do metal. Este mecanismo é difícil de ser detectado antes que a estrutura já tenha sido severamente atacada.

Os pites geralmente crescem na direção da gravidade, raramente se formando em superfícies verticais ou se expandindo para cima, a partir do fundo das superfícies horizontais. A Figura 19 mostra um esquema onde é possível perceber que a superfície do metal que sofre da corrosão por pite pode mascarar o verdadeiro dano causado ao material. O pite é um processo autocatalítico. A dissolução anódica pode ocorrer dentro do pite, formando uma célula local de corrosão (LIPPOLD, 2015).

Figura 19 – Ilustração do pite.



Fonte: Adaptado de Lippold, 2005.

Materiais como aços inoxidáveis e ligas de alumínio possuem maior resistência à corrosão por pites. Os elementos de liga e as impurezas contidas no aço se relacionam de forma direta à resistência à corrosão, conforme Tabela 4.

Tabela 4 – Efeito dos elementos de liga e impurezas na corrosão por pite nos aços inoxidáveis.

Elemento	Efeito na resistência
Cromo	Aumenta
Níquel	Aumenta
Molibdênio	Aumenta
Tungstênio	Aumenta
Sílica	Diminui, exceto com o Mo
Titânio e nióbio	Diminui
Enxofre	Diminui
Carbono	Diminui, especialmente quando sensibilizado
Nitrogênio	Aumenta

Fonte adaptado: (LIPPOLD, 2015)

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

$$PRE = Cr + 3.3Mo \quad (12)$$

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).

$$PREN = Cr + 3,3Mo + 16N \quad (13)$$

à

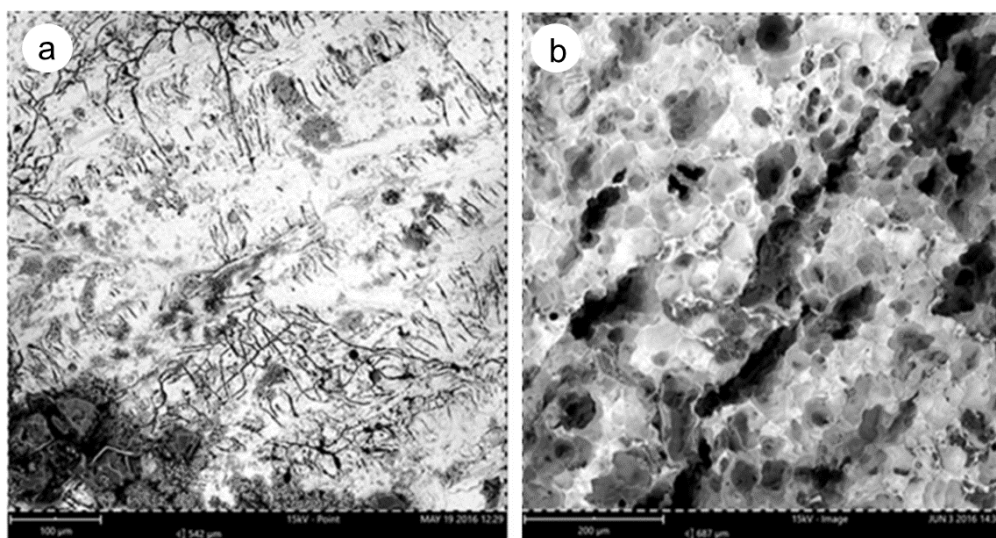
$$PREN = Cr + 3,3Mo + 30N \quad (13)$$

Existe ainda uma forma de calcular o PREN que leva em consideração os teores de Cr, Mo, W e N (NIROSTA, 2014; SEDRIKS; ZAROOG, 2017):

$$PREN = Cr + 3,3(Mo + 0,5W) + 16N \quad (14)$$

Estudos já compararam a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex e martensíticos para possíveis aplicações em sistemas de destilação de refinarias de petróleo (LOTO, 2017a). Como esperado, por conter maiores porcentagens de cromo, níquel e demais elementos de liga, os aços inoxidáveis duplex se mostraram mais resistentes à corrosão, conforme Figura 20.

Figura 20 – Micrografia de microscopia eletrônica de varredura para a amostra de a) aço inoxidável duplex e b) aço inoxidável martensítico, após o teste de corrosão.



Fonte: Loto, 2017.

A Figura 20 (a) mostra uma mudança superficial na morfologia do DSS em comparação com a amostra que não fez o teste de corrosão. A composição percentual dos principais elementos de liga responsáveis pela resistência à corrosão diminuiu ligeiramente devido ao efeito de degradação dos ânions corrosivos. Isso é responsável pela mudança na morfologia da amostra devido aos íons metálicos no ácido solução. Como resultado, há um leve aumento na composição localizada do substrato principal de ferro; no entanto, a DSS mantém a sua passividade.

A micrografia MSS mostrada na Figura 20 (b) mostra numerosos poços de corrosão e severa deterioração morfológica que são claramente visíveis.

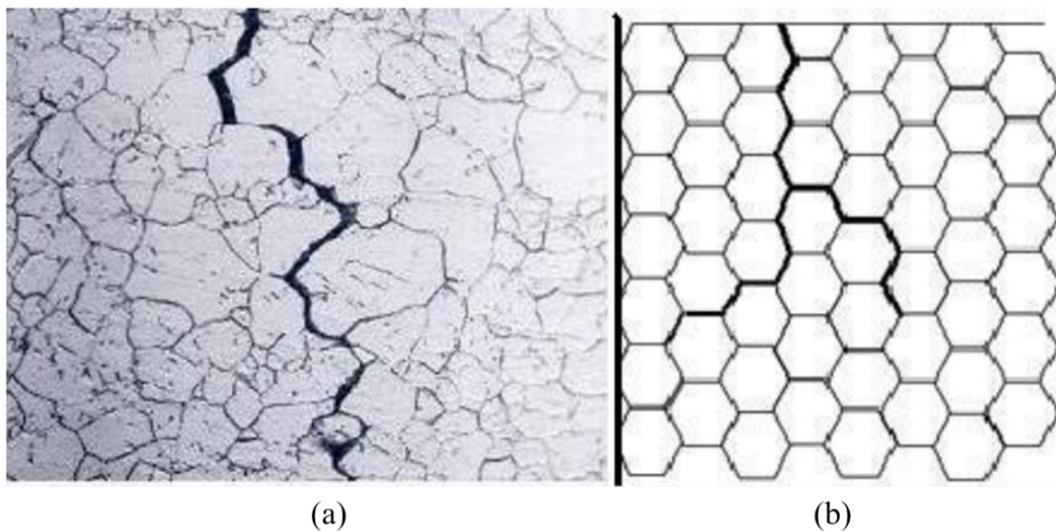
2.4.1.4. Corrosão sob tensão

A corrosão sob tensão (CST) é um termo usado para descrever o efeito simultâneo das tensões mecânicas residuais (tensões resultantes de operações de soldagem, deformações a frio, resfriamento desigual, precipitação e transformação de fases) e ou aplicadas (tensões resultantes de condições operacionais) e do meio corrosivo específico que promove a deterioração de materiais suscetíveis ao fenômeno. Há uma combinação e uma interação sinérgica da tensão mecânica e das reações do meio corrosivo ocasionando fratura em um tempo mais curto do que as ações isoladas da solicitação mecânica e do meio corrosivo (ASM, 2005, 2008).

O fenômeno de CST é mais comumente encontrado em materiais que apresentam boa resistência à corrosão uniforme tais como aços inoxidáveis austeníticos, ligas de alumínio, ligas de titânio, ligas de níquel, etc. A suscetibilidade à CST não é uma propriedade de um material da mesma forma como são as propriedades mecânicas, mas pode ser um indicativo importante na aplicabilidade de materiais metálicos (ASM, 2008; SEDRIKS; ZAROOG, 1978).

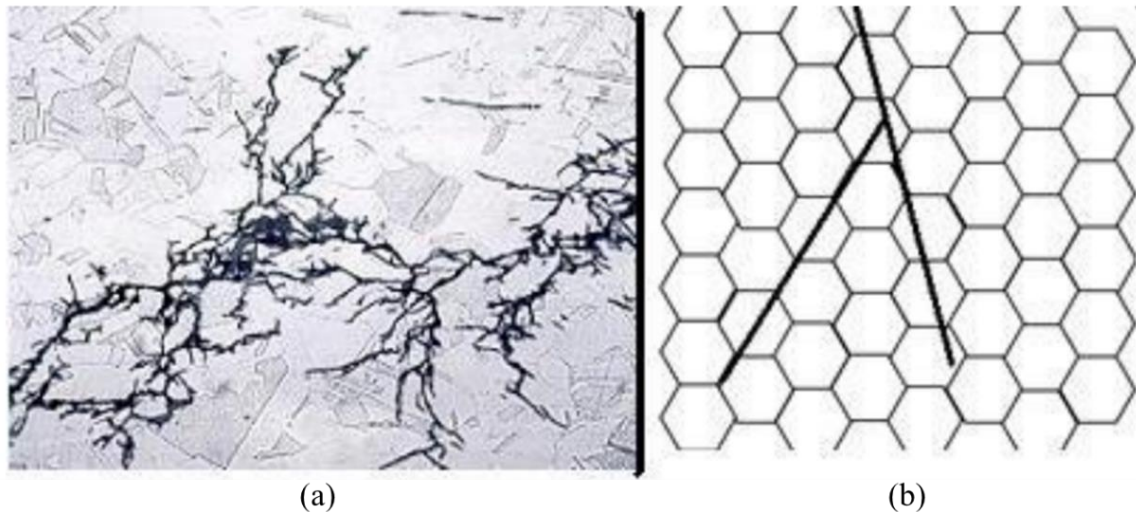
No processo de corrosão sob tensão, as trincas nucleadas na superfície propagam-se na direção perpendicular à direção do esforço, de modo intergranular (intercristalina) ou transgranular (transcristalina) em relação ao contorno de grão, Figuras 21 e 22. A CST ocorre frequentemente sem indicação macroscópica de uma fratura iminente, porque trincas intergranulares ou transgranulares desenvolvem-se com quase nenhuma evidência de produtos de corrosão. As trincas geralmente desenvolvem-se sem deformação plástica macroscópica dos materiais e têm características de fratura frágil, pois o mecanismo é de diluição anódica no vértice da trinca, causando o aparecimento de facetas de clivagem (ASM, 2005).

Figura 21 – (a) Trincamento intergranular por CST em um tubo de trocador de calor de liga Inconel® – 500x. (b) Desenho esquemático da fratura intergranular.



Fonte: ASM Handbook, 2005

Figura 22 – (a) Trincamento transgranular por CST em uma tubulação de aço inoxidável AISI 304 – 300x. (b) Desenho esquemático da fratura transgranular.

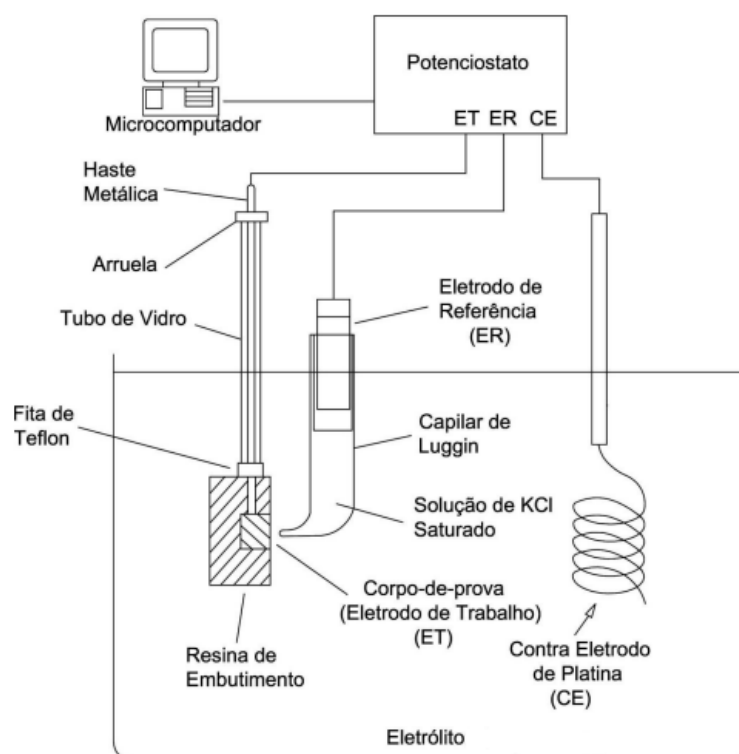


Fonte: ASM Handbook, 2005.

2.4.2. Caracterização Eletroquímica e Polarização Potenciodinâmica

Os testes eletroquímicos são amplamente utilizados para medir o comportamento dos metais quando submetidos à corrosão. Um procedimento básico encontrado na literatura é o teste de polarização potenciodinâmica (DA FONSECA et al., 2017; FENG et al., 2018; LOTO, 2017b; MOHAMMED et al., 2017; PAN; KWOK; LO, 2019). Este procedimento usa um potenciostato, que consiste em um eletrodo de referência e uma célula de polarização, observada na Figura 23.

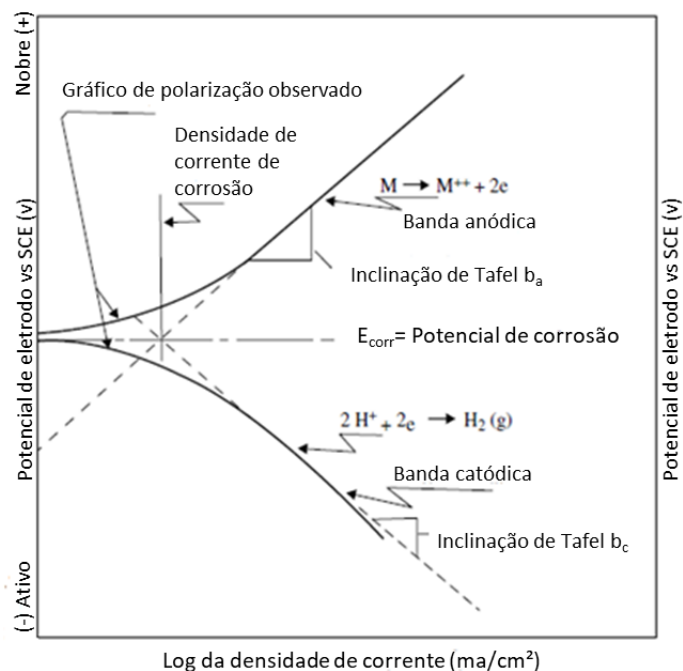
Figura 23 – Esquema convencional de um potenciostato acoplado a um microcomputador e com a célula eletroquímica já conectada.



Fonte: Magri, 1995.

O potencial é varrido da região ativa para a passiva e a densidade de corrente na amostra é medido. Um exemplo de gráfico de polarização usando este método é mostrado na Figura 24. Acima do potencial de circuito aberto do material, a amostra é anódica e abaixo desse potencial é catódica. Com as inclinações dessas curvas, pode-se encontrar a densidade de corrente de corrosão. Esse valor, retirado do gráfico de polarização de Tafel, pode ser usado para estimar o comportamento geral de corrosão de um material (FOR TESTING; MATERIALS (FILADELFIA, 2014)).

Figura 24 – Gráfico de polarização de Tafel de testes eletroquímicos.



Fonte: Materials Filadelfia, 2014.

Os modelos de curvas de polarização são obtidos com os pares de pontos (log da densidade de corrente, E) sendo que, para cada potencial de eletrodo aplicado (E), a corrente total (I) é obtida somando-se as correntes anódicas e catódicas de cada uma das reações de eletrodo que ocorrem na interface do sistema considerado (PANOSSIAN; CARDOSO, 2017).

2.4.3. Ensaio de potencial de circuito aberto

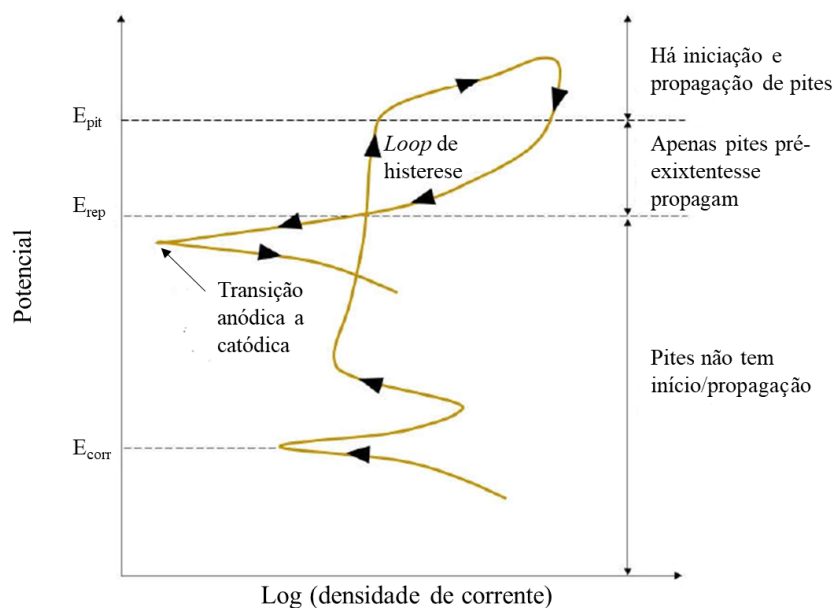
O potencial de corrosão é quando em um eletrólito de baixa resistividade elétrica o metal sofre corrosão e, é dado pela interseção da curva de polarização anódica com a de polarização catódica. Quando as medições destes potenciais são realizadas com relação a um eletrodo de referência são chamadas de 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).

2.4.4. Ensaio de polarização cíclica potenciodinâmica

Esta técnica é utilizada para se obter as curvas de polarização, a partir da varredura contínua do potencial, iniciando-se no potencial de corrosão (potencial de circuito aberto) ou em potenciais onde existem em sua maioria reações catódicas, elevando-se assim, o potencial a taxa de varredura constante. Variáveis como 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 25 mostra parâmetros que podem ser obtidos através dos ensaios de polarização cíclica, além de indicar as regiões de incidência e não incidência de pites.

Figura 25 – Esquema ilustrado de uma curva de polarização com parâmetros de corrosão.



Fonte: Adaptado de Esmailzadeh, *et al.*, 2018.

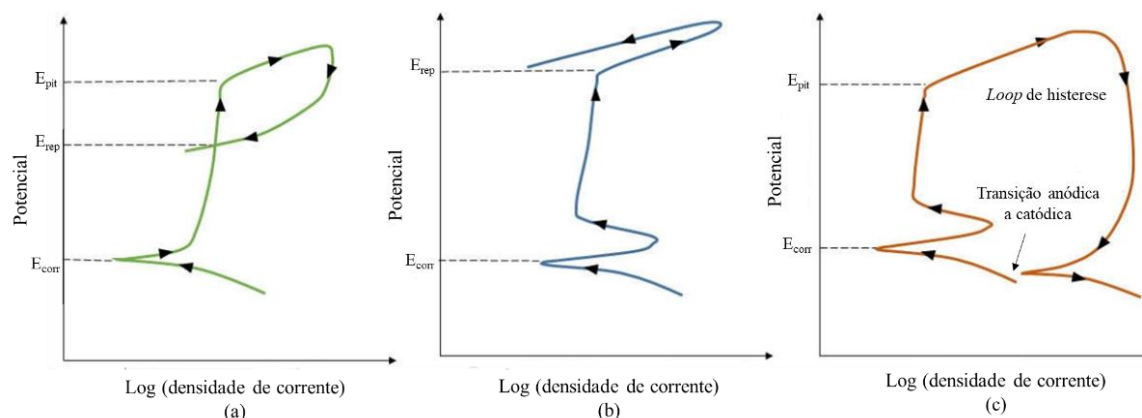
O potencial de corrosão, E_{corr} é o potencial registrado após estabilização de um metal imerso em um eletrólito, sem a imposição de corrente elétrica. O potencial de pites, E_{PIT} é o potencial limite mínimo para a corrosão por pites. Já o potencial de repassivação (ou potencial de proteção), E_{rep} 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 que os pites que se formaram continuarão a crescer após a ruptura da camada de passivação (ARAUJO, 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).

Depois que acontece a reversão do potencial, as curvas de polarização podem adquirir três formatos diferentes: a varredura continua até o potencial de passivação ser alcançado (Figura 26.a) ou até que um potencial de transição anódica para

catódica seja estabelecido (Figura 26.b) ou com o loop de histerese não se completando e alcançando o potencial de corrosão (Figura 26.c).

Figura 26 – 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: Esmailzadeh, *et al.*, 2018.

A Figura 26 também mostra os dois tipos de histereses que podem ser vistas nas curvas de polarização após a inversão do potencial: histerese positiva (Figura 26.a e 26.c) e histerese negativa (Figura 26.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; ALIOFKHAZRAEI; SARLAK, 2018).

2.5. RESISTENCIA À CORROSÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E MARTENSÍTICOS

2.5.1. Resistencia à Corrosão do Aço Inoxidável Duplex

Os aços DSS tem uma alta resistência a corrosão devido em diversos meios devido aos altos teores de elementos de liga, porém isso acaba acarretando em uma maior tendência à formação de fases deletérias, tais como χ (chi), nitreto de cromo (Cr_2N) e, principalmente, a sigma (σ). Esta formação de fases deletérias pode ocorrer em faixas de temperaturas típicas de alguns processos de fabricação mecânica, contribuindo desse modo para deterioração de tais propriedades em processos de envelhecimento térmico (PARDAL et al., 2013).

Os aços duplex são empregados em meios nos quais se exige principalmente resistência à corrosão intergranular e à corrosão por pites. A corrosão intergranular, associada à formação de carbeto nos contornos de grãos (“sensitização”), é particularmente mais freqüente nos aços inoxidáveis austeníticos, pois a baixa difusividade na estrutura CFC dificulta a eliminação dos gradientes de concentração causados pela precipitação. Nos aços duplex a precipitação de M_{23}C_6 ocorre principalmente nas interfaces austenita-ferrita. A alta difusividade da ferrita permite uma rápida eliminação dos gradientes de concentração que favoreceriam a corrosão intergranular, fazendo com que os aços duplex sejam menos suscetíveis à corrosão intergranular do que os aços austeníticos. A resistência à corrosão por pites é conferida por elementos como o cromo, o molibdênio e o nitrogênio.

2.5.2. Resistencia à Corrosão do Aço Inoxidável Martensítico

São a classe dos aços inoxidáveis que apresenta a menor resistência à corrosão. A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis se deve ao teor de cromo dissolvido ser superior a 11% (NEWBY, 1985). Porém, sua resistência à corrosão depende da fração volumétrica de carbonetos de cromo presentes na microestrutura,

os quais retiram cromo de solução e contribuem para diminuir as propriedades de corrosão.

A resistência à corrosão destes aços estaria relacionada à intensidade de precipitação de carbonetos de cromo no revenimento (TRUMAN, 1976). Truman mostra um aumento sensível na perda de massa em solução de 10% ácido nítrico quando a temperatura de revenimento excede a 450°C. Um aumento do tempo de revenimento, com uma homogeneização da concentração de cromo na matriz de martensita revenida podem contribuir para uma recuperação das propriedades de corrosão em revenimentos acima de 450°C.

2.6. SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E MARTENSÍTICOS

A soldagem dos aços inoxidáveis duplex SAF 2205 e martensíticos 420 vem sendo estudados de forma individual e dissimilar por diferentes autores.

Para o aço inoxidável duplex, a energia de soldagem está diretamente associada às transformações microestruturais e ao desempenho da junta soldada. Assim, de forma geral, uma energia de soldagem elevada provoca uma baixa velocidade de resfriamento, favorecendo a precipitação de austenita. Porém, fases secundárias podem precipitar. Por outro lado, uma baixa energia de soldagem, resulta numa elevada velocidade de resfriamento, retardando a precipitação de austenita (NUNES et al., 2011).

A austenita do metal de solda é formada a partir da ferrita e esse processo pode ocorrer de três modos: como alotriomórficas nos contornos de grão da ferrita primária, como Widmanstätten de placas laterais com crescimento dentro dos grãos dos alotriomórficos e como precipitados intragranulares. A morfologia da austenita depende do tamanho de grão ferrítico e taxa de resfriamento (VASCONCELLOS; ROSENTHAL; PARANHOS, 2010b). Grãos refinados aumentam o número de núcleos formados acima da temperatura de formação de Widmanstätten, facilitando a formação da morfologia alotriomórfica. Em grãos ferríticos maiores, por outro lado, relativamente poucos núcleos são formados a elevadas temperaturas, de modo que

em baixas temperaturas, estas regiões ficam supersaturadas, de modo que a austenita irá nuclear e crescer na forma de Widmanstätten.

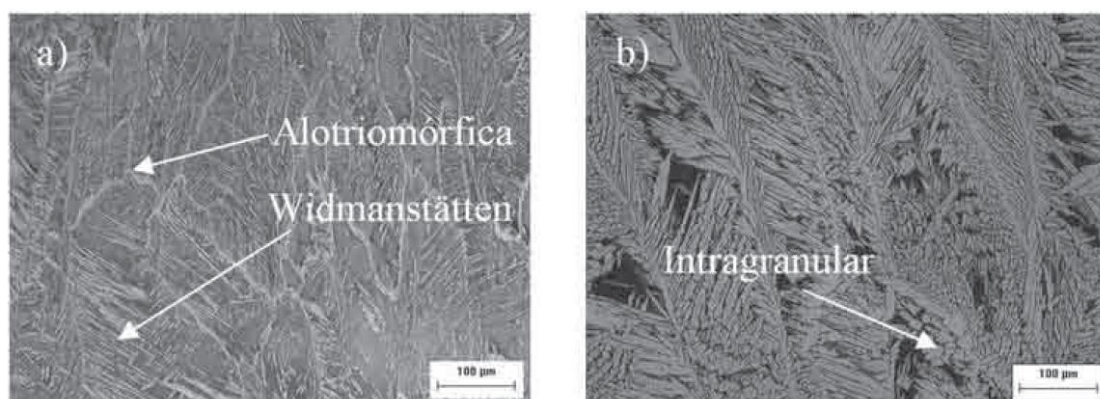
Para Ameyama e Weatherly, a austenita Widmanstätten nucleia separadamente nas superfícies dos contornos de grão da austenita alotriomórfica e cresce dentro do grão da ferrita delta com mecanismo difusional (AMEYAMA; WEATHERLY; AUST, 1992).

A austenita Widmanstätten também pode ser formada a partir de uma reação martensítica, sendo, nesse caso benéfica com microestrutura tenaz com baixo teor de carbono. Outro benefício é o fato de conceder alívio de tensões dependendo da temperatura de transformação.

De acordo com Southwick e Honeycombe, em temperaturas a cerca de 500°C e abaixo), a austenita pode se formar a partir da ferrita por um mecanismo martensítico de forma cisalhante. Reações a altas temperaturas ocorrem por uma nucleação difusional e crescimento do referido processo, sendo que a baixas temperaturas ocorre uma transformação martensítica adifusional (SOUTHWICK; HONEYCOMBE, 1980).

Na Figura 27, pode-se observar as formas da austenita em um aço inoxidável duplex UNS S31803 a partir da soldagem multipasse com o processo eletrodo revestido.

Figura 27 – Microestrutura do metal de solda no passe de acabamento.



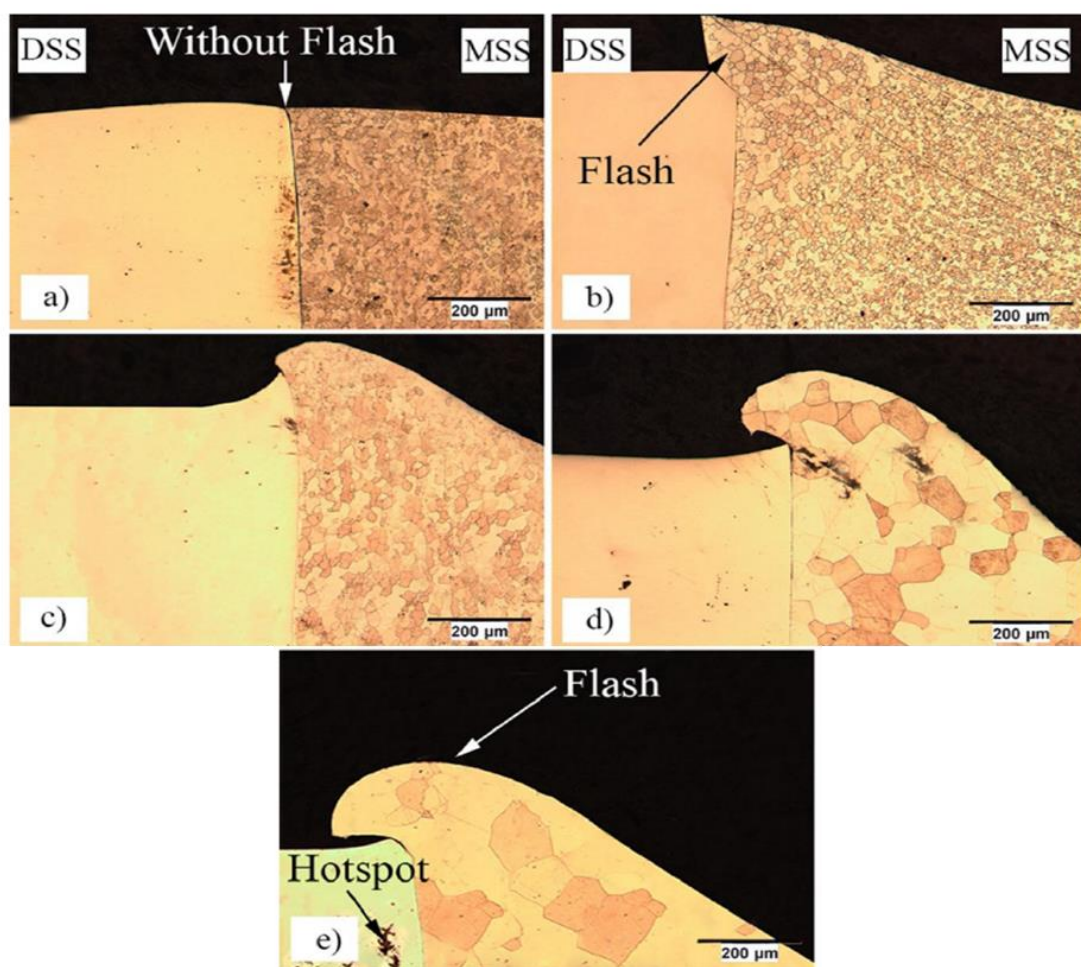
Fonte: Nunes et al., 2011.

A austenita de Widmanstätten nucleia nos contornos de grão da ferrita delta ou da austenita alotriomórfica pré-existente e cresce ao longo de planos específicos da matriz como placas paralelas (CHEN; YANG, 2002). Também existem estudos que apontam que maiores taxas de resfriamento proporcionam maior formação de Widmanstätten (MENEZES et al., 2009). Quando a presença de austenita é bem superior à de ferrita. A formação de fases é proveniente de um possível processo martensítico (Widmanstätten) (CAMPOS et al., 2003).

A soldagem dos aços inoxidáveis duplex e martensíticos possuem estudos recentes. Ozlati e Movahedi (2018) realizou a soldagem à resistência desses materiais e Bettahar et al. (2015) realizou a soldagem TIG com metal de adição.

Para a solda à resistência, foram observados defeitos na interface de solda, vazios e descontinuidade ocasionados pela intensidade da corrente, Figura 28 (OZLATI; MOVAHEDI, 2018).

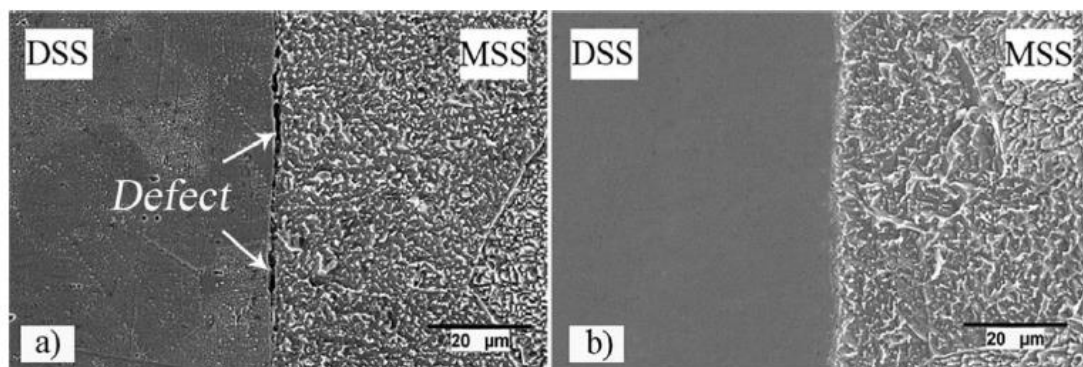
Figura 28 – Microestrutura da interface soldada com as correntes de (a) 2 kA (b) 2.5 kA (c) 3 kA, (d) 3.5 kA e (e) 4 kA por Microscopia Eletrônica de Varredura de Emissão de Campo (FESEM).



Fonte: Ozlati e Movahedi, 2018.

Na Figura 29, onde é apresentada uma micrografia por microscopia eletrônica, esses problemas são evidenciados de forma mais clara.

Figura 29 – Interface soldada para as correntes de (a) 2kA e (b) 3,5kA.

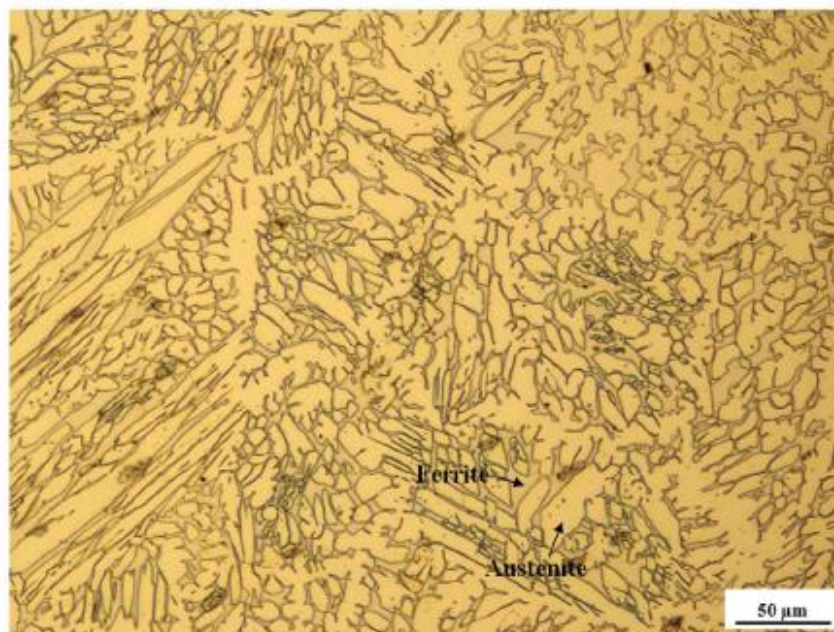


Fonte: Ozlati e Movahedi, 2018.

Nota-se a presença de vazios para a corrente menor, Figura 29(a), e um contato quase perfeito para a corrente maior, Figura 29(b). A presença destes defeitos em correntes mais baixas pode estar relacionada à baixa energia de soldagem que ocasiona em menor temperatura na poça de solda.

Para a soldagem TIG, a microestrutura do metal de solda é apresentada na Figura 30.

Figura 30 – Microestrutura do metal de solda.

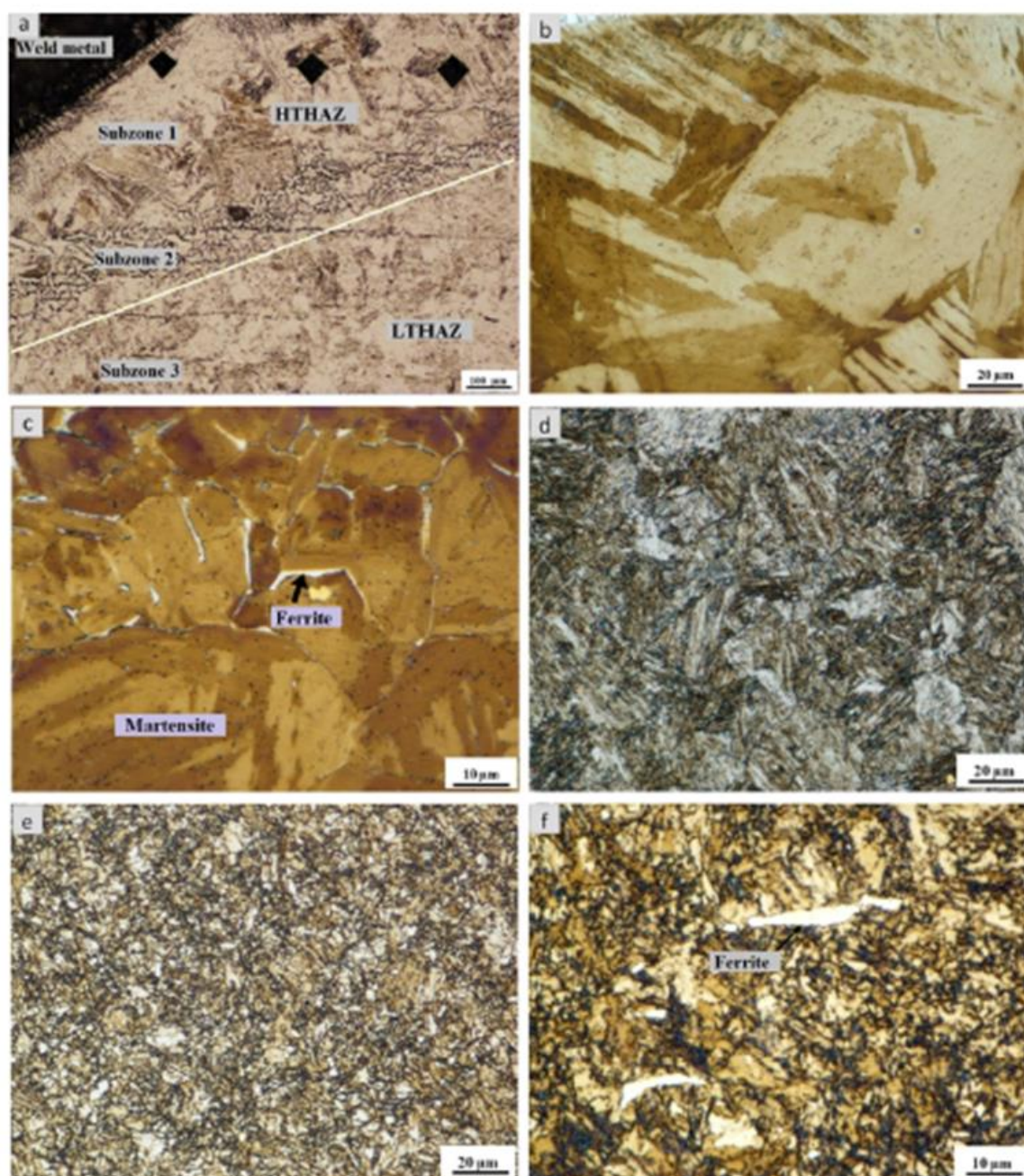


Fonte: Bettahar et al., 2015.

É possível verificar a presença de placas e grãos de austenita de Widmanstätten dispersos dentro de uma matriz ferrítica (BETTAHAR et al., 2015).

A evolução microestrutural desse trabalho pode ser observada na Figura 31.

Figura 31 – Evolução microestrutural do metal de solda



Fonte: Bettahar et al., 2015.

As diferentes microestruturas obtidas dependem da temperatura máxima de pico e podem ser classificadas em duas categorias:

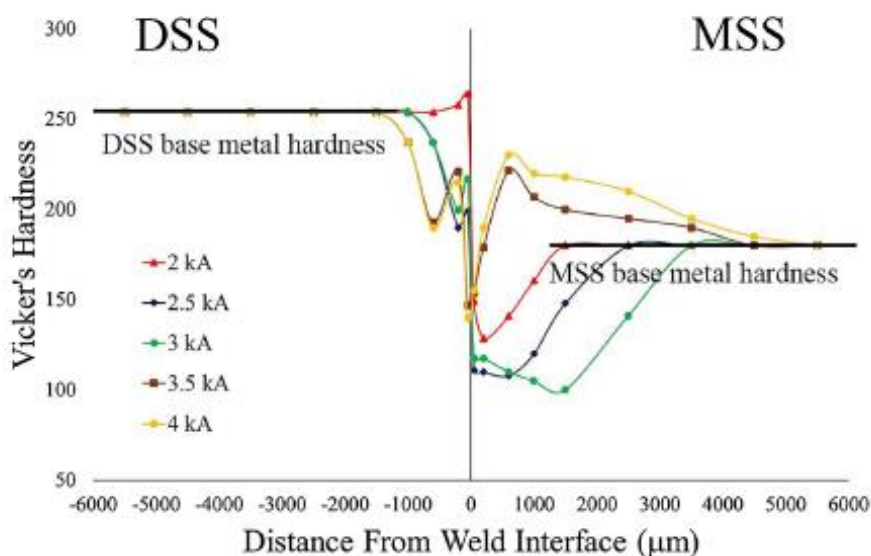
- Zona termicamente afetada por alta temperatura (HTHAZ)
- Zona termicamente afetada por baixa temperatura (LTHAZ)

A HTHAZ é composta por duas subzonas: a subzona 1 (que é próximo à linha de fusão) é caracterizada por um crescimento significativo de contornos martensíticos, Figura 31 (b), e é chamado de HAZ de granulação grossa. Nesta região, o crescimento de grãos martensíticos está relacionado ao crescimento de grãos de austenita anteriores durante o aquecimento do ciclo térmico. A subzona 2, também chamada de zona de fase dupla, é caracterizada pela presença de ferrita nos limites anteriores dos grãos de austenita, Figura 31(c).

A microestrutura da LTHAZ resulta da transformação que ocorre durante o resfriamento nas regiões completamente ou parcialmente austenitizadas. Conforme mostrado na Figura 31(d), que corresponde à subzona 3, um considerável refinamento de grãos e perda de austenita prévia nos contornos de grãos caracterizam essa região. Esta subzona contém uma martensita não temperada com uma possível existência de austenita retida à temperatura ambiente. A subzona 4, Figura 31(e) apresenta uma mistura de austenita retida e martensita temperada e não temperada submetida a um segundo revenido que aparece com coloração mais escura na Figura 31(f).

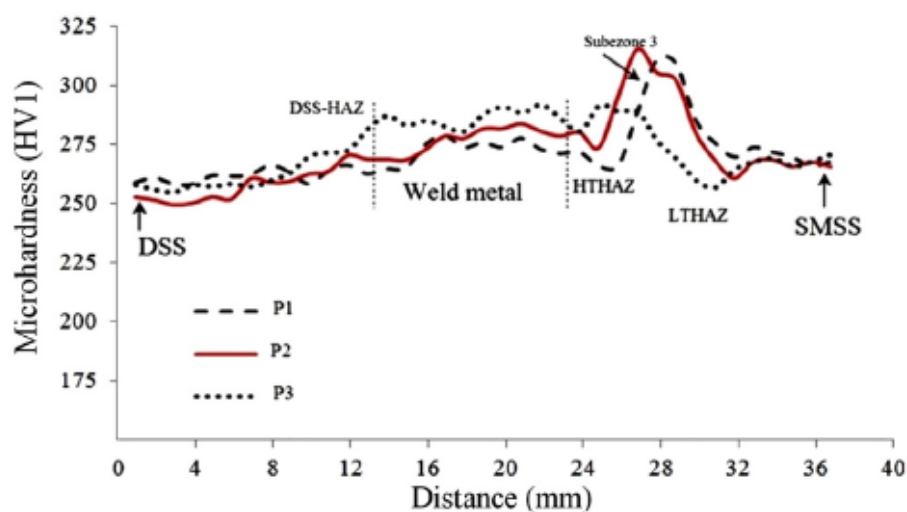
Em ambos os trabalhos foi verificado o perfil de dureza Vickers, Figuras 32 e 33.

Figura 32 – Perfil de dureza na interface da solda.



Fonte: Ozlati e Movahedi, 2018.

Figura 33 – Perfil de microdureza da junta soldada.



Fonte: Bettahar et al., 2015.

Em ambas as análises, há um aumento de dureza no lado martensítico após o metal de solda. Este aumento é atribuído à presença de martensita não temperada neste local.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. MATERIAIS

Para o presente estudo serão utilizadas chapa de aços inoxidáveis duplex e martensíticos com as dimensões 310 x 210 mm.

Os aços são:

- Aço inoxidável duplex UNS S32205/S31803, chamado de SAF 2205 e
- Aço inoxidável martensítico de baixo teor de carbono, chamado 420b.

As chapas foram obtidas pela parceria com a APERAM, no estado laminado. As composições químicas da Tabela 5 abaixo foram fornecidas pelo fabricante e dizem respeito à corrida na qual as amostras foram retiradas.

Tabela 5 – Composição química dos aços inoxidáveis.

UNS	SAF	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%Cu
S31803	2205	0,016	0,4178	1,7755	0,0247	0,0004	22,5612	5,4063	2,6353	0,2467
-	420b	0,1894	0,324	0,3022	0,0372	0,0007	12,016	0,1836	0,0264	0,0466

3.2. MÉTODOS

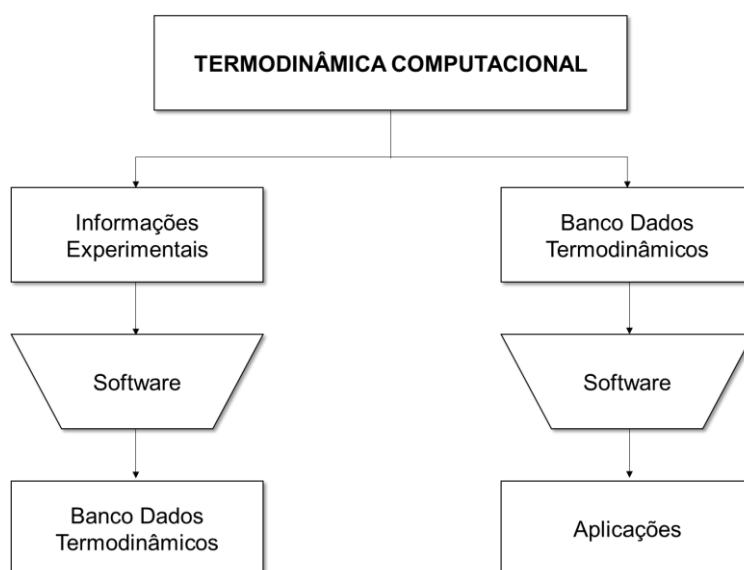
Para realizar a soldagem dissimilar proposta e avaliar os resultados, o presente estudo perpassou pelos seguintes procedimentos: análise pelo software Thermo-Calc, corte dos corpos de prova, tratamento térmico, soldagem dissimilar dos materiais pelo processo TIG autógeno, caracterização microestrutural, metalografia quantitativa, ensaio de Dureza Vickers e caracterização eletroquímica pelo método de polarização potenciodinâmica do metal de base e região de solda.

3.2.1. Thermo-Calc

O Thermo-Calc é um dos principais softwares de termodinâmica computacional. Originado na Suécia, utiliza o CALPHAD como método para modelar as propriedades termodinâmicas das soluções.

A Figura 34 ilustra um esquema de fluxos para a utilização da termodinâmica computacional.

Figura 34 – Esquema dos fluxos para a utilização da termodinâmica computacional.



O software foi utilizado para prever e auxiliar o entendimento dos aços inoxidáveis utilizados, a partir do diagrama de fases gerado por ele.

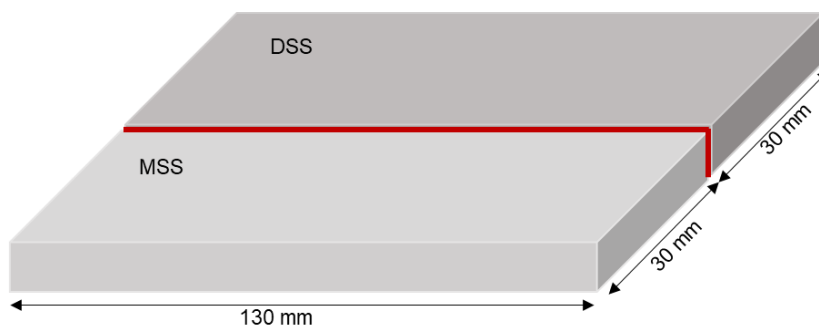
A versão do software disponível e por conseguinte utilizado foi o Thermo-Calc 2019b e o banco de dados TCFE9: Steels/Fe-alloys versão 9.1.

3.2.2. Corpos de prova

Utilizando uma máquina de corte do tipo serra-fita da marca Metal Band Saw modelo BS – 712N, os corpos de prova foram obtidos a partir das chapas fornecidas

com dimensões de 130 x 30 x 5 mm. A Figura 35 mostra um desenho esquemático dos corpos de prova após soldagem.

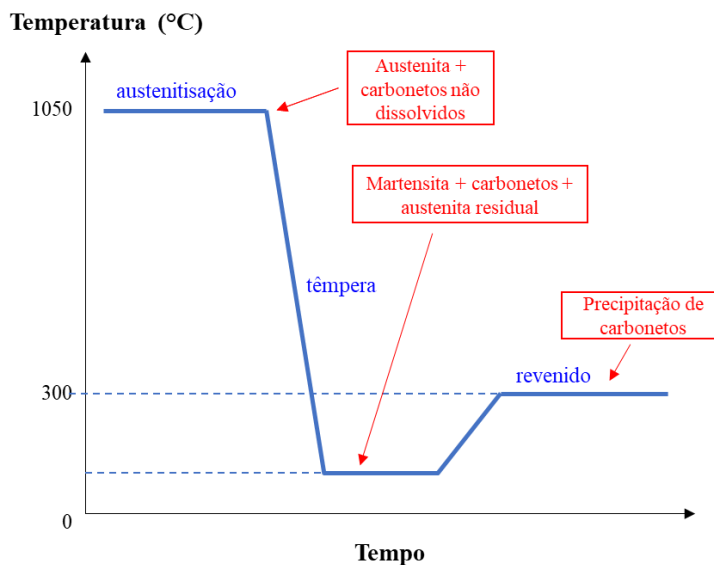
Figura 35 – Desenho esquemático dos corpos de prova soldados



3.2.3. Tratamento Térmico

As amostras do DSS foram recebidas da forma laminada e as amostras de MSS foram recebidas ferríticas. O aço inoxidável martensítico é fornecido na forma ferrítica pois nesse estado apresenta melhor conformabilidade, permitindo o trabalho. Assim, foi necessário que, antes da soldagem fosse realizado tratamento térmico tempera e revenido, conforme especificações do fabricante. Os tratamentos térmicos podem ser observados na Figura 36.

Figura 36 – Tratamento Térmico de Têmpera e Revenido para obtenção de martensita no MSS.



Fonte: Autor.

3.2.4. Soldagem

Inicialmente foram realizadas a união de 12 amostras dos aços inoxidáveis duplex 2205 e martensítico 420b, conforme esquematizado na seção acima. 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 do fabricante Eutectic Castoli, com eletrodo de tungstênio torinado de fabricação nacional, mostrado na Figura 37.

Figura 37 – Aparelho de soldagem MigPulse 4001 DP.



Fonte Eutetic, 2017.

A tocha de soldagem é acoplada a um carro móvel com sua velocidade controlada por um inversor de frequência. As amostras foram posicionadas de maneira plana, mantendo-se um ângulo de 90° perpendicular à interface que une os corpos de prova de DSS e MSS. Os cordões de solda são produzidos pelo arco elétrico gerado entre a interface que une os dois materiais e o eletrodo de tungstênio. Uma fonte de soldagem operando no modo corrente constante com a polaridade do eletrodo negativa foi utilizada. A vazão do gás (100% Ar) se manterá constante para todos os níveis de energia de soldagem em 15 L/min. A distância entre o eletrodo e a junta a ser soldada será da ordem de 8 mm para a soldagem autógena. A soldagem autógena foi escolhida para tentar minimizar interferências microestruturais oriundas da adição de novos materiais.

A velocidade de soldagem ficou fixada em 4mm/s para todos os testes. Esta velocidade foi definida após testes que indicaram uma velocidade intermediária que não causasse inclusões (velocidade baixa), tampouco um cordão convexo com bordas irregulares e diminui a penetração (velocidade alta). As correntes utilizadas nos ensaios são apresentadas no Quadro 2.

Quadro 2- Valores estabelecidos de Corrente

Correntes (A)	200	250	290
Quantidade de CPs	4	4	4

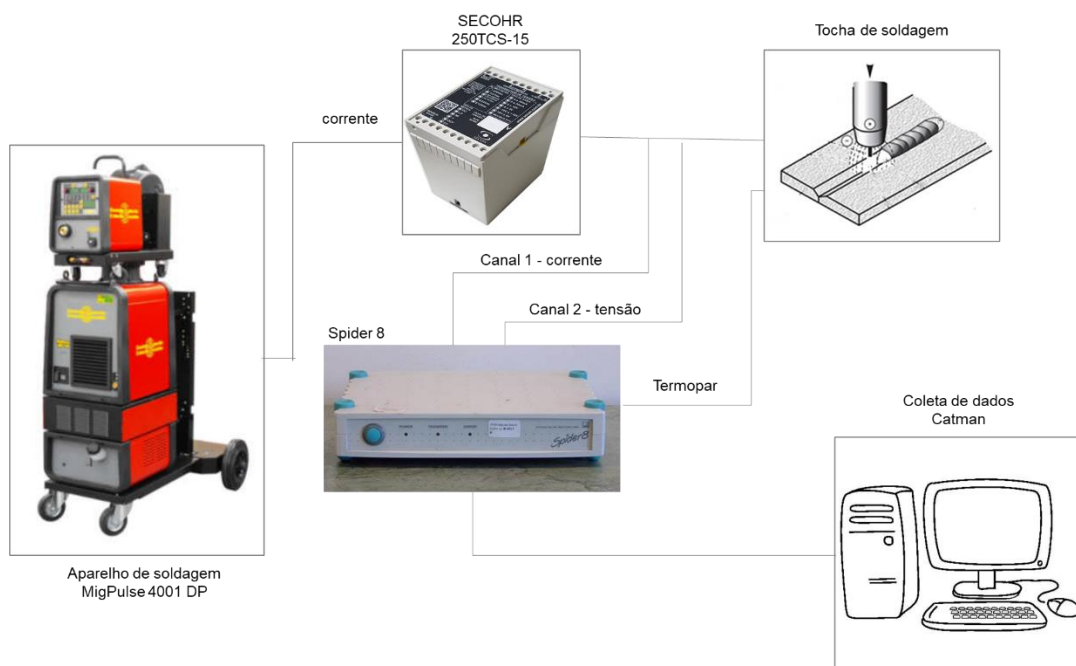
3.2.5. Aquisição de dados

Durante o processo de soldagem das chapas foram coletados dados de temperatura, corrente e tensão. Para os registros de temperatura, dois termopares tipo k foram soldados nos aços DSS e MSS a 5mm da borda inferior de onde ocorreu a soldagem. A aquisição de dados foi realizada pelo *Spider 8* com uma frequência de 10Hz.

Os dados de corrente e tensão foram captados por meio de um Sensor de Corrente Elétrica por efeito Hall Realimentado (SECOHR 250TCS-15), conectado diretamente ao cabo da máquina que leva corrente à tocha. Onde são lidos pelo equipamento *Spider 8* utilizando uma frequência de 4800Hz, e disponibilizados em forma de tabela por meio do software Catman.

A Figura 38 mostra uma ilustração de como é realizada a captação de dados durante o processo de soldagem.

Figura 38 – Desenho esquemático da captação de dados na soldagem.



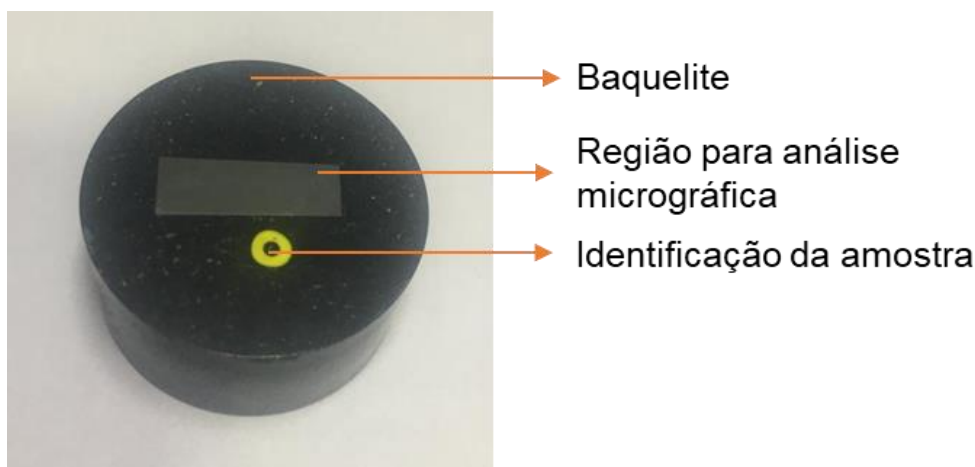
Fonte: Autor.

3.2.6. Caracterização Microestrutural

A metalografia estuda a constituição, a estrutura, a textura dos materiais e suas ligas, bem como seu relacionamento com as propriedades mecânicas, físicas e químicas e processos de fabricação.

Tanto o material como recebido e após a soldagem foram submetidos à caracterização microestrutural. A Figura 39 apresenta um corpo de prova utilizado na caracterização metalográfica das amostras no estado como recebido.

Figura 39 – Representação do corpo de prova como recebido, embutido à quente em baquelite.



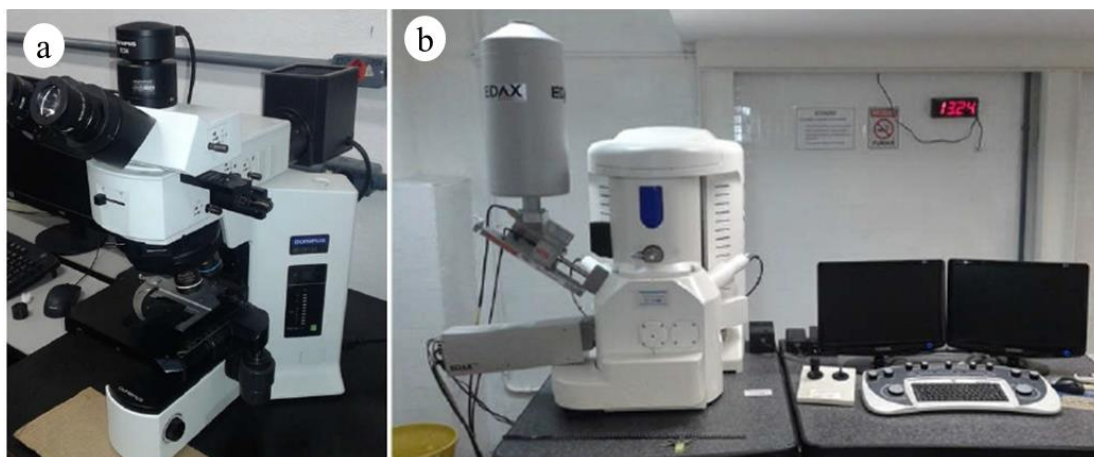
Após a realização do corte e embutimento das amostras, as mesmas foram lixadas em lixadeira politriz automática com lixas d'água de granulometrias 400, 600, 800, 1000, 1200 e 2500. Logo após o lixamento as amostras foram submetidas a polimento com pastas de diamante de 6, 3 e 1 μm , bem como alumina de 0,3 e 0,05 μm sucessivamente (COLPAERT; DA COSTA E SILVA, 2008). 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 através de submersão em solução Behara (para ataque do DSS) e Vilella (para ataque do MSS) (NEWBY, 1985).

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. 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.

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 40.

Figura 40– Microscópios (a) Olympus BX51M e (b) EVO MA 10.



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.

3.2.7. Metalografia Quantitativa

O Software de domínio público *ImageJ* permitiu calcular a fração volumétrica das diferentes morfologias de austenita pelo método de fração de pontos. A análise foi realizada com o auxílio de uma grade de pontos sobreposta a micrografia (RUSS, JC; DEHOFF, 2000).

Os pontos incidentes na borda do grão considerado foram contabilizados com $\frac{1}{2}$ e os pontos dentro da fase, 1. Após a obtenção desses valores, foi possível calcular a fração volumétrica, V_V , dividindo o número de pontos incidentes na fase pelo total de pontos, conforme a Equação 15.

$$V_V = \frac{P_P}{P_T} \quad (15)$$

Onde P_P é o número de pontos incidentes no grão/fase considerada e P_T é o número total de pontos da malha.

3.2.8. Ensaio de Dureza Vickers

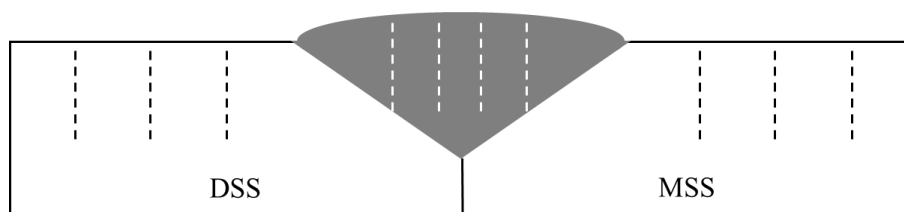
A Dureza Vickers é um método de classificação dos materiais os relacionando com sua dureza. Neste método, é realizado um ensaio em laboratório que utiliza uma pirâmide de diamante com ângulo de diedro de 136° que é comprimida com uma força “F” contra a superfície do material. Após a indentação, calcula-se a área “A” da superfície impressa pela medição das suas diagonais “d”.

A dureza Vickers, HV, é dada pela Equação 15 abaixo:

$$HV = \frac{F}{A} = \frac{2 \cdot F \cdot \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} \approx 1,8544 \frac{F}{d^2} \quad (15)$$

As medidas foram realizadas conforme a Figura 41 abaixo.

Figura 41 – Esquema de captação dos valores de microdureza Vickers.

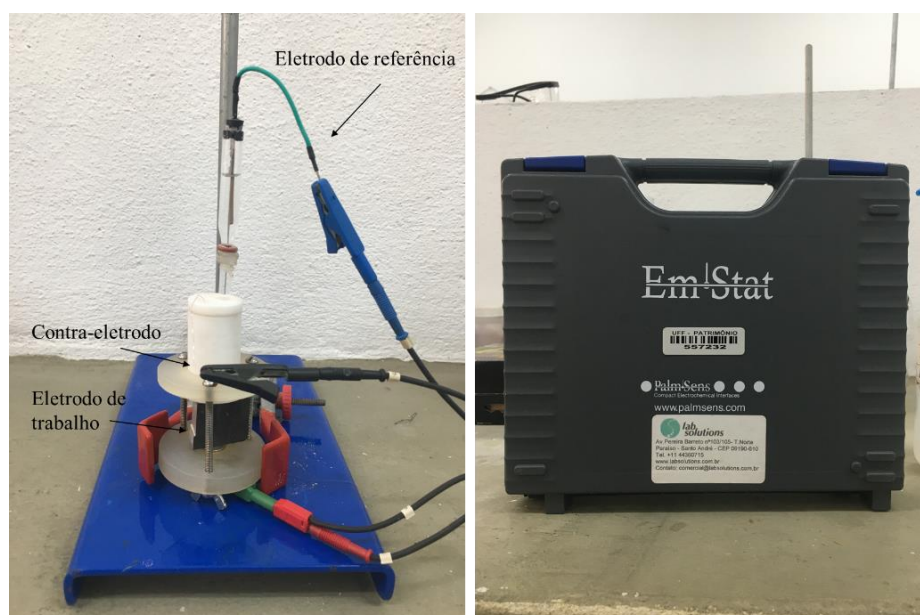


Foram realizadas 3 regiões de medição nos metais base (DSS e MSS) e 4 regiões de medição no metal de solda. Em cada região de medição foram realizadas 8 medidas na vertical.

3.2.9. Caracterização Eletroquímica

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 ($\text{Ag}|\text{AgCl}|\text{KCl sat.}$), 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 PSTrace com tempo de equilíbrio (tempo em que o software ajusta a faixa de corrente equivalente ao sistema) em 30s, potencial de início da varredura em $-0,150 \text{ V}$ com um primeiro vertex em $1,0 \text{ V}$ 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 42.

Figura 42 – Configuração da célula eletroquímica e potenciostato.



Para que fosse possível realizar a utilização da célula, as amostras precisaram passar por uma pré-seleção pois existiu a limitação de dimensão soldada de acordo com o diâmetro do *o-ring*, sendo necessária espessura mínima, o que dificulta a veracidade dos resultados na aquisição dos mesmos. Portanto, foram selecionadas amostras soldadas com as correntes de 250^a e 290 A. Para cada uma destas amostras foi calculado o aporte térmico recebido e foram nomeadas por ordem crescente dos valores de energia de soldagem.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. SOLDAGEM

Durante a soldagem, os parâmetros de corrente (A) e tensão (V) pré-definidos para os ensaios sofreram algumas mudanças. A Tabela 6 apresenta os valores médios dos parâmetros de soldagem, corrente e tensão, adquiridos durante a soldagem com a utilização do software de aquisição Catman 4.5, e também a velocidade de soldagem e aporte térmico, para cada condição estudada.

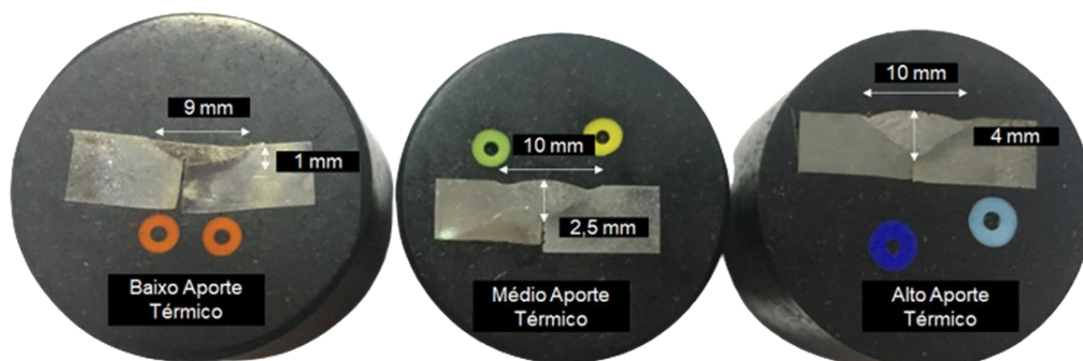
Tabela 6 – Valores médios de tensão, corrente obtidos pelo sistema de aquisição e aporte térmico calculado a partir deles.

Condição de Soldagem	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade (mm/s)	Aporte Térmico (kJ/mm)
A	15,5	193	4	0,59
B	16,2	237	4	0,77
C	17,9	278	4	0,93

A repetibilidade das condições de soldagem citadas acima foi de três (3) vezes. O valor das correntes de soldagem adquiridas foi inferior a corrente definida no sistema, que foi de 200, 250 e 290A.

Após a soldagem foi possível verificar que o menor aporte térmico foi insuficiente, formando um cordão de solda de aproximadamente 1mm de profundidade, impossibilitando ensaios como de dureza e corrosão. As soldagens de médio e alto aporte térmico tiveram profundidades aproximadas de 3 e 4 mm, respectivamente. A Figura 43 mostra as soldagens.

Figura 43 – Macrografia das amostras de baixo, médio e alto aporte térmico.



Dois termopares foram utilizados, um no metal de base DSS e outro no MSS. Eles foram posicionados na metade do comprimento dos CPs no encontro das placas a 5 mm de distância da borda. Com o auxílio desses termopares foi possível aferir as maiores temperaturas atingidas a aproximadamente 5mm das bordas inferiores quando comparadas a superfície de soldagem. O gráfico das temperaturas é mostrado na Figura 44 e as temperaturas máximas atingidas bem como a taxa de resfriamento estão na Tabela 7.

Figura 44 – Temperaturas aferidas na soldagem.

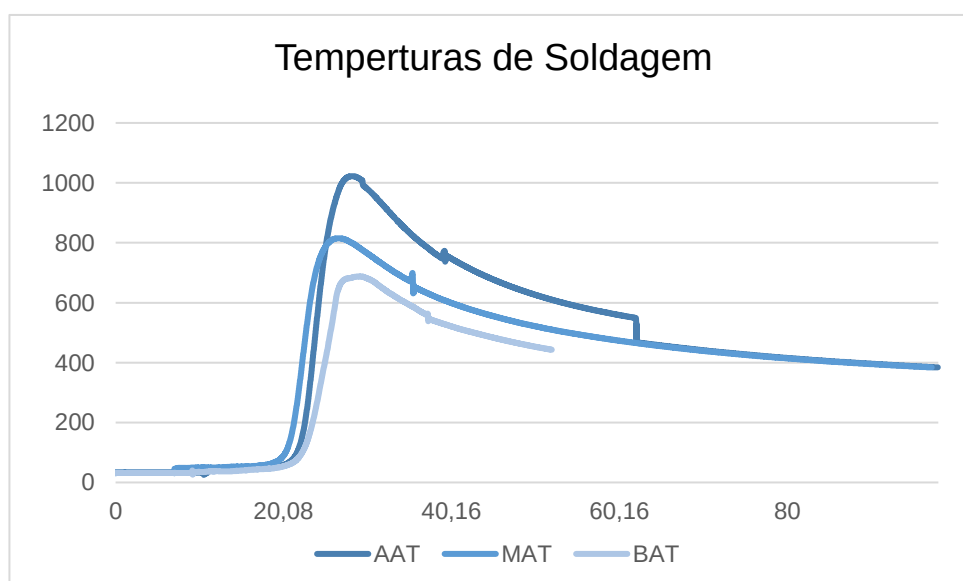


Tabela 7 – Temperatura máxima e taxa de resfriamento.

Soldagem	Temperatura máxima atingida (°C)	Taxa de Resfriamento (°C/s)
Baixo Aporte Térmico	688	10,61
Médio Aporte Térmico	815	9,96
Alto Aporte Térmico	1022	14,16

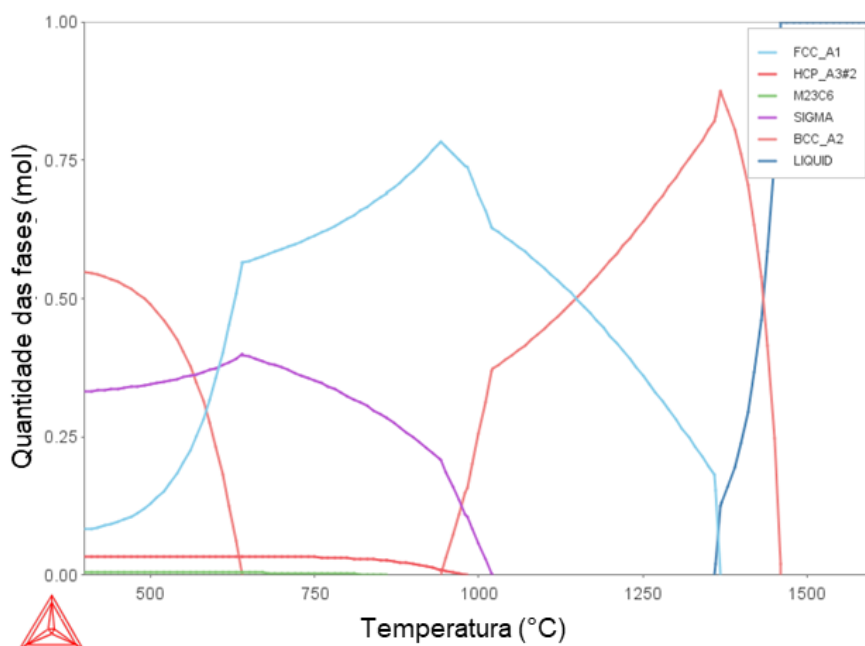
A soldagem de baixo aporte térmico atingiu a menor temperatura, de 688°C e, essa temperatura não foi suficiente pra austenitizar novamente o MSS. As taxas de resfriamento foram calculadas utilizando os gráficos da Figura 44. Foram traçadas retas tangente e calculado o coeficiente angular, que deu uma taxa de resfriamento em °C/s. A maior taxa foi obtida na soldagem de alto aporte térmico e as soldagens de baixo e médio aporte tiveram taxas parecidas.

4.2. ANÁLISES TERMODINÂMICAS

A partir das simulações realizadas no Termo-Calc foi possível obter o diagrama das fases obtidas de acordo com a temperatura. Os diagramas foram simulados a partir da composição química.

Para o DSS SAF 2205, a Figura 45 mostra o diagrama de fases.

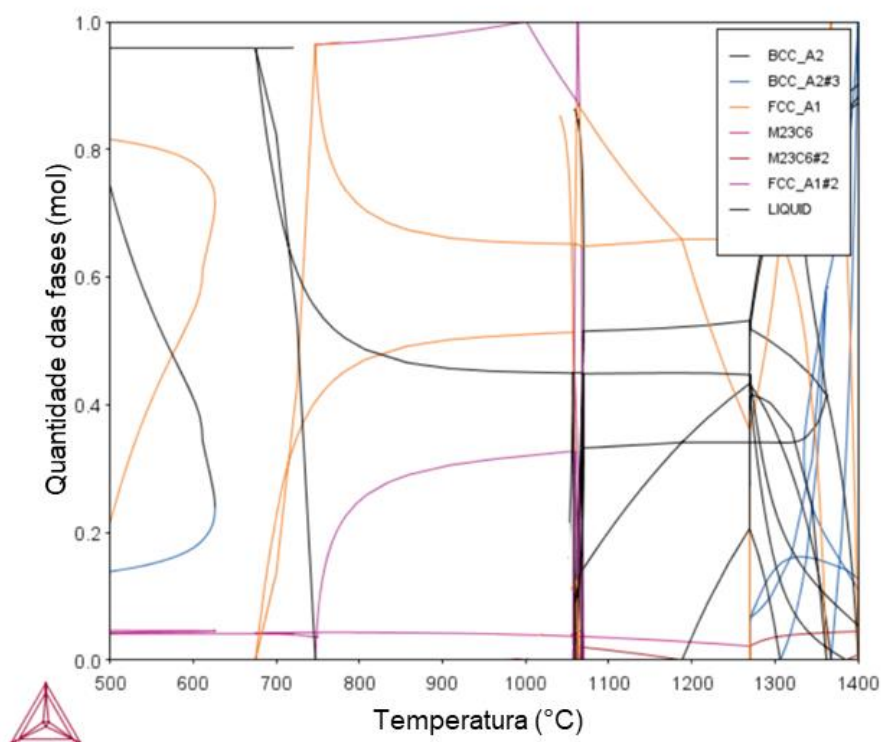
Figura 45 – Diagrama de fases x Temperatura do DSS SAF 2205.



É possível observar que a altas temperaturas (que podem ser alcançadas pelo processo de soldagem), podem aparecer fases deletérias, nocivas ao aço. Nesse caso temos a fase sigma (σ), nitreto de cromo (HCP_A3#2) e carboneto de cromo ($M_{23}C_6$).

No mesmo caminho, foi traçado o diagrama de fases para o MSS SAF 420, a partir da composição química, apresentada na Figura 46.

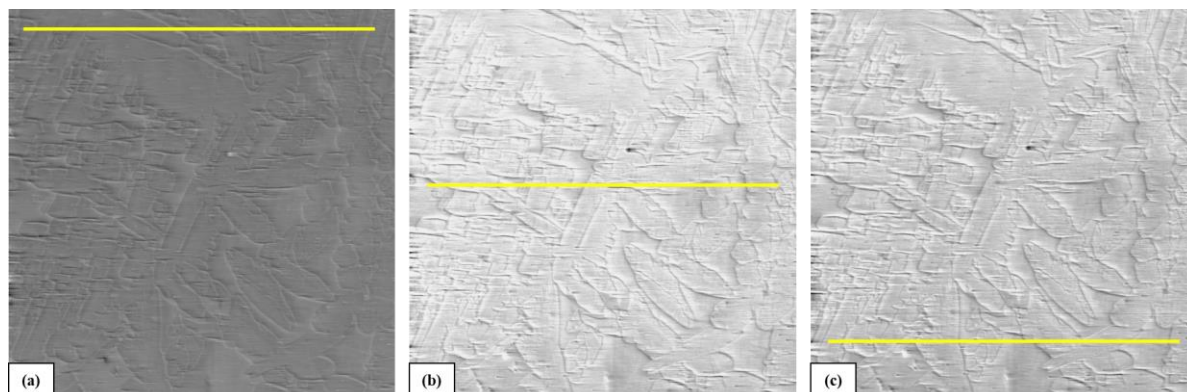
Figura 46 – Diagrama de fase x Temperatura do MSS SAF 420b.



Neste diagrama é possível observar que nas temperaturas atingidas pela soldagem, existe a formação de carboneto de cromo ($M_{23}C_6$), um a fase deletéria que aumenta a dureza do material. Além desse carboneto, é possível observar, nas mesmas temperaturas, a formação de austenita (FCC_A1), que pode aparecer como austenita retida na matriz martensítica, provocado pelo aquecimento.

Para o material formado a partir da soldagem dissimilar, foi realizado uma análise da composição química, com o auxílio do EDS, acoplado ao MEV. Foram traças três linhas no metal de solda que captaram os dados referentes à composição para a obtenção de uma média que se aproximasse ao máximo da composição real. A Figura 47 mostra essas linhas para a soldagem de maior aporte térmico.

Figura 47 – Linhas de composição química para o metal de solda de maior aporte térmico, MEV.



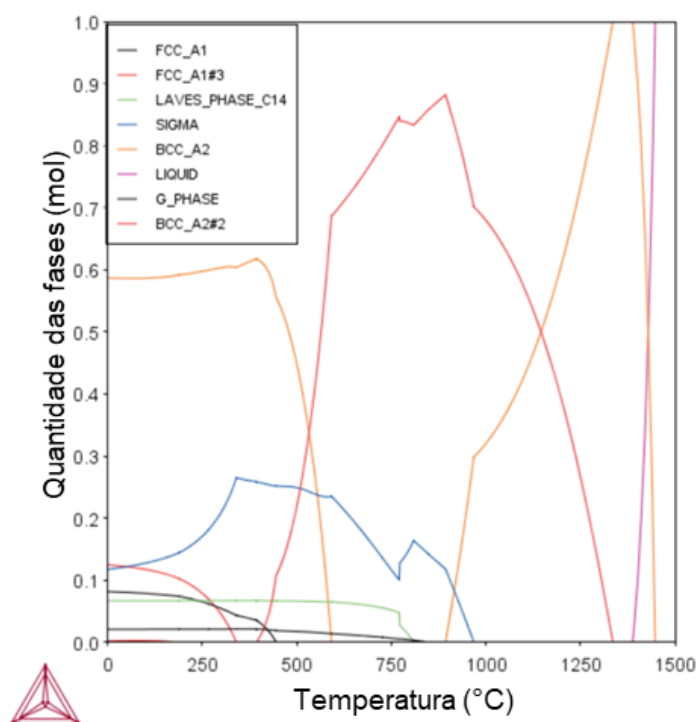
Com os dados obtidos a partir da linha, foi possível chegar a composição química do metal de solda, apresentados na Tabela 8.

Tabela 8 – Composição química do metal de solda de alto aporte térmico.

Si	Mo	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
1,047	3,760	18,065	4,580	65,291	4,954	2,304

Essa composição química se deu em razão da dissolução dos metais base na poça de fusão, gerando por exemplo valores intermediários de Cromo quando comparados as porcentagens existentes no DSS e MSS. A Figura 48 apresenta o diagrama de fase formado a partir da composição química acima.

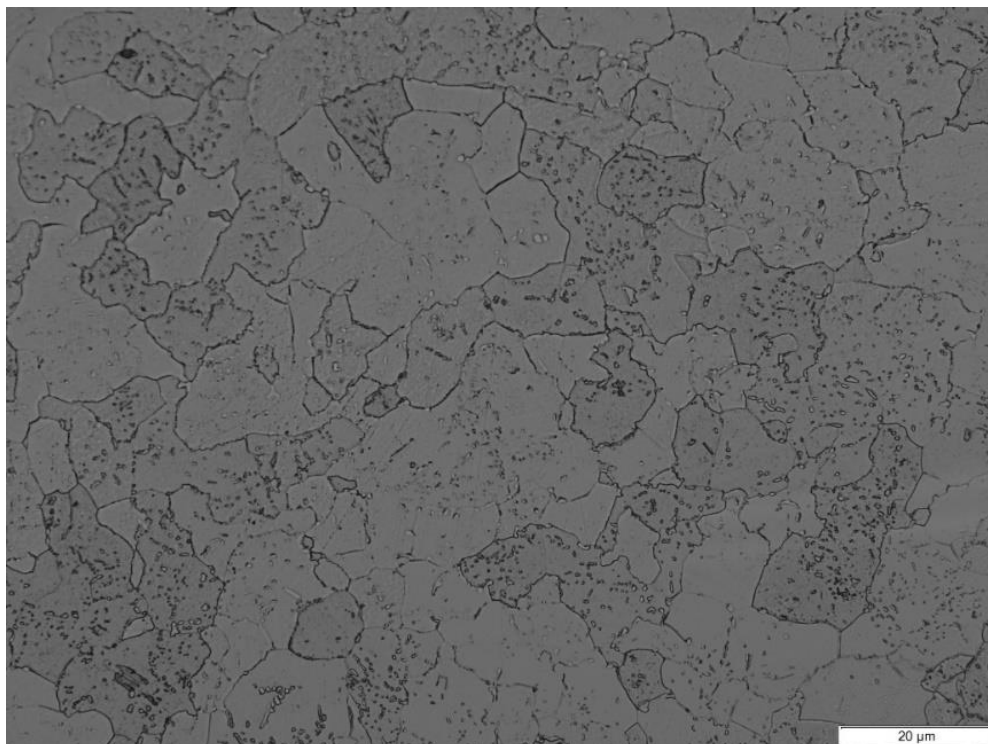
Figura 48 – Diagrama de fase x Temperatura do metal de solda de alto aporte térmico.



4.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A Figura 49 abaixo mostra a micrografias do MSS como recebido.

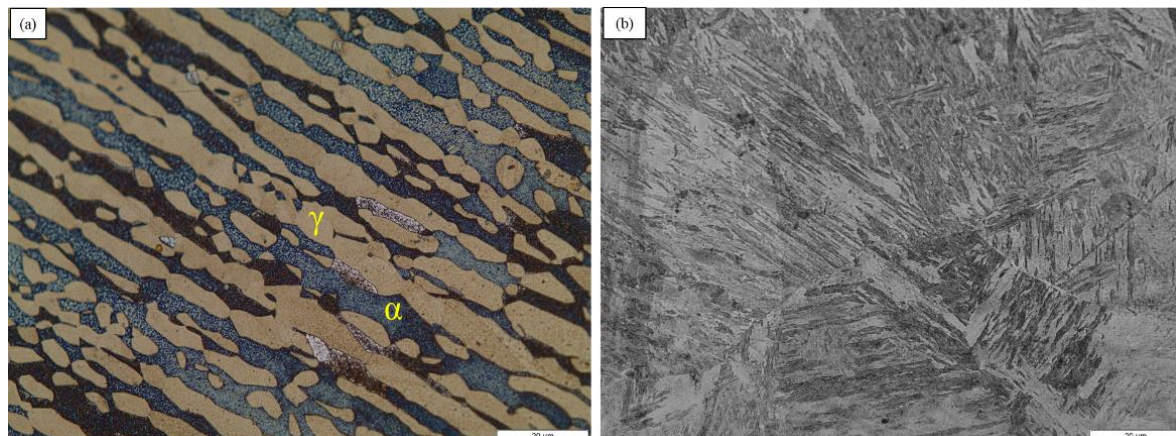
Figura 49 – Micrografia do MSS 420 como recebido 500x MO, ataque Villela.



Como pode ser observado na Figura 49 o MSS 420 quando recebido apresenta microestrutura ferrítica, sendo necessário o tratamento térmico para microestrutura final martensítica.

Após o tratamento térmico, foram obtidas as microestruturas antes da soldagem dos corpos de prova, conforme Figura 50.

Figura 50 – (a) Microestrutura DSS após normalização, 500x e (b) Microestrutura MSS após têmpera e revenido. MO, 500x.



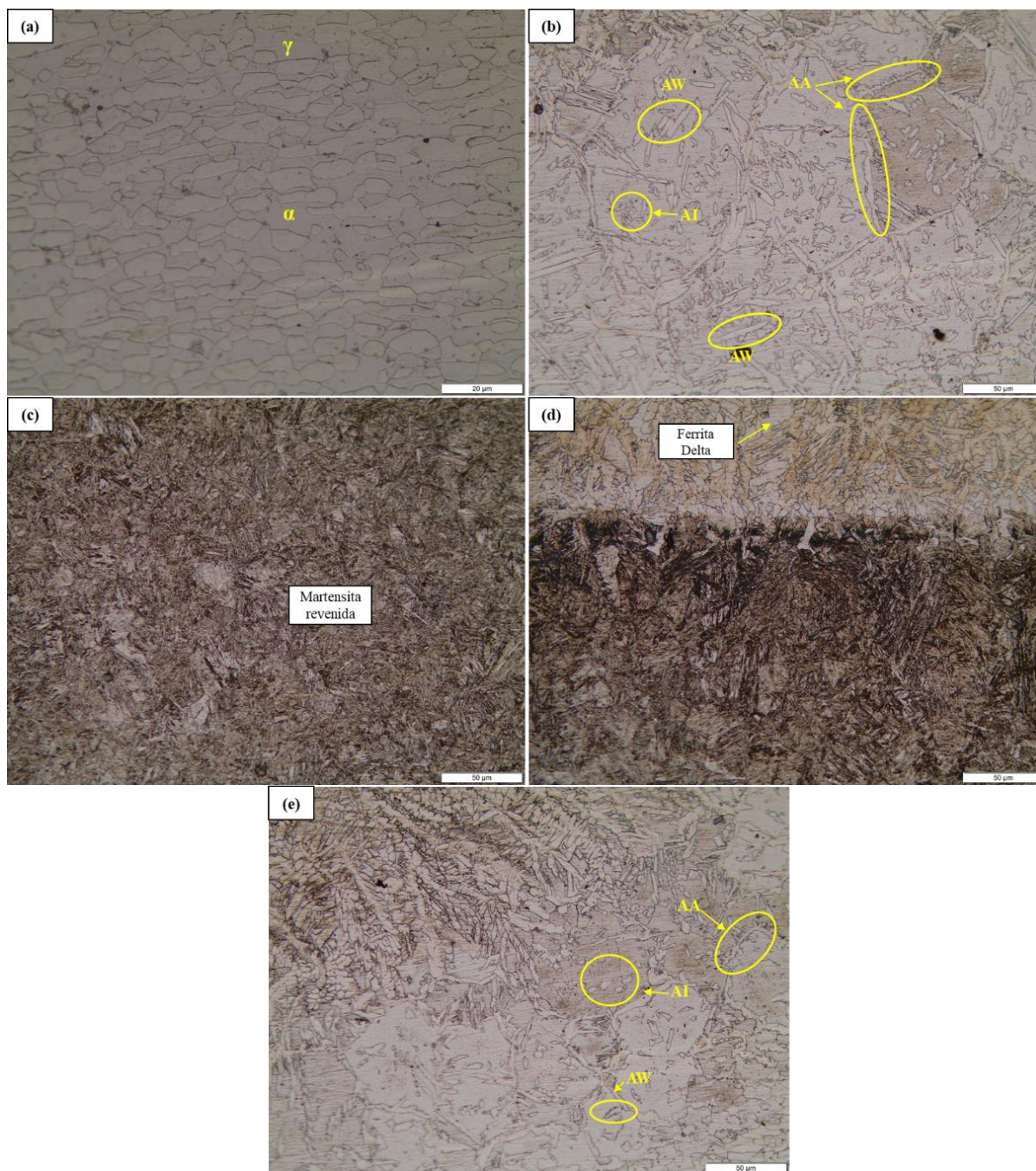
Acima pode ser observada que o DSS, Figura 50(a), apresenta microestrutura bifásica, com ilhas de austenita (γ) numa matriz ferrítica (α). Já o MSS 420, Figura 50(b), apresenta microestrutura martensítica revenida.

Com os corpos de prova prontos, foi possível seguir com as soldagens nos diferentes aportes térmicos, bem como suas microestruturas.

4.3.1. Soldagem de Baixo Aporte Térmico

A Figura 51 apresenta as micrografias obtidas a partir do menor aporte térmico.

Figura 51 – Microscopia da soldagem de Baixo Aporte Térmico (a) DSS metal base, (b) zona fundida do DSS, (c) MSS metal base, (d) zona fundida do MSS e (e) encontro das zonas fundidas de DSS e MSS. MO, Ataques Behara para o DSS e Villela para o MSS.



Nota-se pela Figura 51(a), a microestrutura do DSS SAF 2205 composta por um fundo ferrítico e ilhas de austenita. Essa região não sofreu nenhum tipo de

alteração relacionado a solda realizada. Visualmente pode-se constatar um equilíbrio entre as fases.

Caminhando em direção à zona fundida, na ZTA, na Figura 51(b), pode-se notar um aumento na quantidade de ferrita presente. Também já é perceptível que a austenita começa a localizar nos contornos de grãos ferríticos. Conforme descrito por Londoño, pode-se notar a presença de austenita alotriomórfica (AA), que está localizada no contorno de grão ferrítico. Constata-se também a austenita de Widmanstätten (AW) que nucleia-se nos contornos de grãos de ferrita ou da austenita alotriomórfica já existente e cresce ao longo de planos específicos da matriz como conjuntos de plaquetas paralelas (LONDOÑO, 2001). Também há a presença de austenita intergranular (AI) dentro dos grãos de ferrita.

Na Figura 51(c), observa-se a microestrutura do metal base MSS SAF 420, composta de martensita revenida, conforme tratamento térmico empregado. A microestrutura não sofreu mudanças, comparado ao corpo de prova antes da soldagem.

Indo em direção à solda, pode-se observar a faixa de transição do metal base para a zona fundida. Em razão do aumento de temperatura empregado pela soldagem, é possível observar ferrita delta poligonal na matriz de martensita revenida. Com as equações (1-3) é possível chegar ao percentual de ferrita delta que foi de 69,86%.

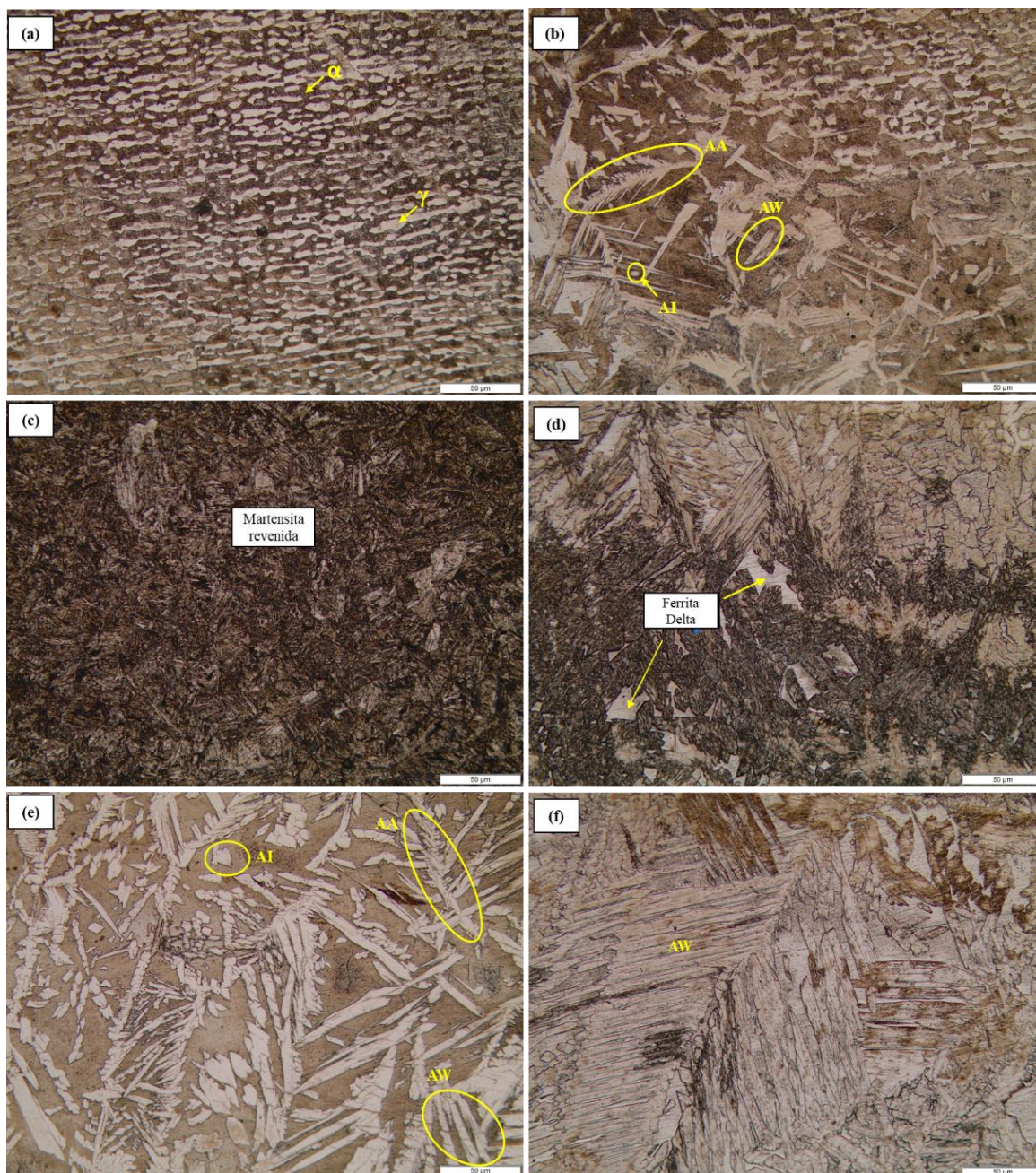
Na Figura 51(e) encontra-se a área da zona fundida entre os metais base. Além das austenitas AA e AI, é possível observar grande concentração de AW (BERRETTA et al., 2007).

Com um aporte térmico de 0,59kJ/mm, a faixa de soldagem ficou muito estreita, ocasionando uma profundidade de soldagem de aproximadamente 1mm.

4.3.2. Soldagem de Médio Aporte Térmico

Com a soldagem de médio aporte térmico, no valor de 0,77kJ/mm, foi possível observar as micrografias contidas na Figura 52.

Figura 52 – Micrografias da soldagem de Médio Aporte Térmico (a) DSS metal base, (b) transição para zona fundida do DSS, (c) MSS metal base, (d) transição para zona fundida do MSS, (e) zona fundida do DSS e (f) zona fundida do MSS. MO e ataques Behara e Villela.



É notável na Figura 52(a), a estrutura do metal base, composta pelas fases ferrita (mais escura) e a fase austenita (fase mais clara) do DSS FAF 2205. Essa região não sofreu alterações devido à solda realizada.

Indo em direção à solda, na Figura 52(b), há um aumento de ferrita presente e a presença de AA, AI e AW. Também é possível notar de maneira bem evidente a

faixa de transição, maior nesse caso devido ao aumento da energia de soldagem, aumentando a definição.

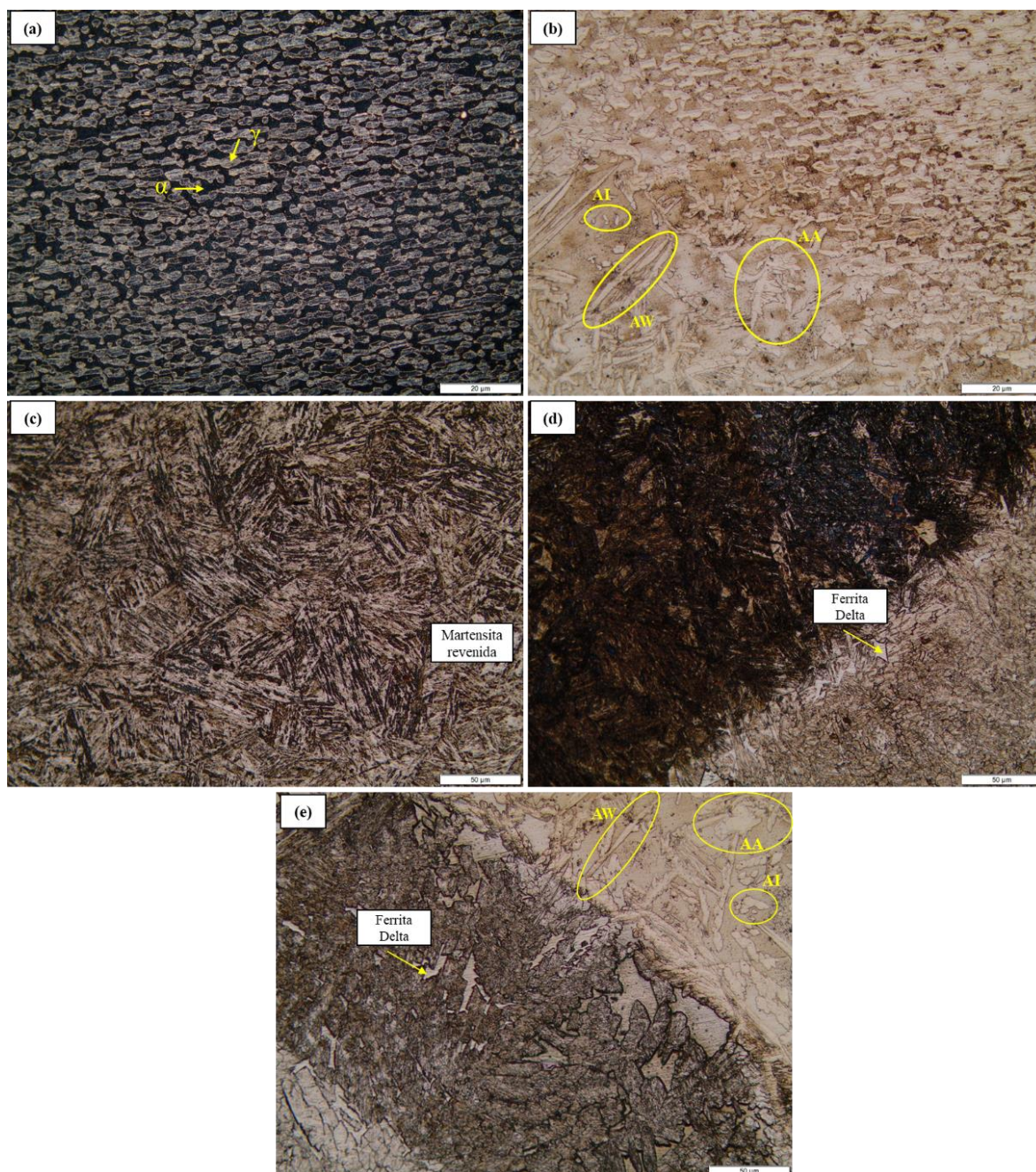
Na Figura 52(c), é apresentado o metal base MSS, que não sofreu alterações em razão da solda. Já na Figura 52(d) tem-se a transição do metal base para a solda do MSS. É possível observar austenita retida na matriz de ferrita delta poligonal.

As Figuras 52(e) e (f) mostram, respectivamente, a zona termicamente afetada e fundida. Na zona termicamente afetada, próximo ao metal de solda do lado duplex, Figura 52(e), é possível observar um crescimento da austenita alotriomórfica e também ripas mais significativas de austenita de Widmanstätten. No metal de solda, Figura 52(e), pode-se observar grandes quantidades de AW, fato que se assemelha ao comportamento da soldagem de baixo aporte térmico. Isso se deve a uma taxa de resfriamento menor e parecidas pra essas soldagens, conforme a Tabela 7, sendo ela $9,96^{\circ}\text{C/s}$ para médio aporte térmico e $10,61^{\circ}\text{C/s}$ para baixo aporte térmico. Essa taxa menor, ocasiona um resfriamento mais lento, favorecendo a difusão e formação de austenita. No lado no MSS, Figura 52(f), a microestrutura dendrítica é predominante. A AW predominante e pouca ferrita é um indicativo que a formação de fases é proveniente de um possível processo martensítico (CAMPOS et al., 2003).

4.3.3. Soldagem de Alto Aporte Térmico

A soldagem de maior aporte térmico desse estudo foi de $0,93\text{kJ/mm}$. As micrografias referentes a essa soldagem são apresentadas na Figura 53.

Figura 53 – Micrografias da soldagem de Alto Aporte Térmico (a) DSS metal base, (b) transição para zona fundida do DSS, (c) MSS metal base, (d) transição para zona fundida do MSS, (e) zona fundida junção do DSS e do MSS. MO e ataques Beraha e Villela.



As micrografias da Figura 53(a) e (c) mostram os metais base de DSS e MSS respectivamente. Ambos não apresentam mudanças significativas ocasionadas pela soldagem. A estrutura duplex se manteve estável, com equilíbrio visualmente estável entre as fases ferrita e austenita. A microestrutura do MSS é composta por martensita revenida.

A Figura 53(b) mostra o início da solda, onde a quantidade de ferrita está aumentando e a austenita já aparece nas formas alotríomórficas, intergranular e de Widmanstätten. A transição do lado martensítico, Figura 53(d), mostra a formação de austenita retida, devido ao aumento de temperatura provocado pela solda.

O encontro da zona fundida dos dois metais base é apresentado na Figura 53(e). É possível observar uma maior quantidade de ferrita delta, que pode ser explicada pela maior temperatura atingida por este aporte térmico. É observada a presença de austenita nucleada intragranularmente com uma morfologia quase equiaxial, indicada na figura. Conforme descreve o Infomet, algumas partículas intragranulares de austenita nucleiam-se a partir de uma inclusão e formam um aglomerado em forma de flor na nessa região (INFOMET, 2017). A falta do campo composto por uma grande quantidade AW que foi observado nos aportes térmicos anteriores pode ser explicado pela taxa de resfriamento maior, de $14,16^{\circ}\text{C/s}$, conforme Tabela 7.

4.4. METALOGRAFIA QUANTATIVA

A metalografia quantitativa foi realizada na zona termicamente afetada do MSS e do DSS, para averiguar as quantidades de ferrita delta e morfologias distintas de austenita respectivamente.

Os resultados para a soldagem de médio e alto aporte térmico são apresentados na Tabela 9.

Tabela 9 – Fração volumétrica de médio e alto aporte térmico.

Fase/ Morfologia	Médio Aporte Térmico Fração Volumétrica ± Erro (%)	Alto Aporte Térmico Fração Volumétrica ± Erro (%)
Ferrita δ	6,37 ± 0,91	5,65 ± 0,39
AA	11,25 ± 0,63	10,00 ± 0,01
AI	8,13 ± 0,31	6,25 ± 0,62
AW	15,63 ± 0,31	6,25 ± 0,62

Segundo Carrrouge, presença de ferrita delta é indesejável, de maneira geral (CARROUGE, 2002). O mesmo autor demonstrou que a presença de 14% de ferrita δ na matriz martensítica, elevou a temperatura dútil frágil de -96 °C para -43 °C. Os autores Sanches-Cabrera et al. também investigaram a presença dessa fase nos aços inoxidáveis, e afirmaram que a ferrita δ presente na zona termicamente afetada de um aço inoxidável, influenciou de forma negativa na propagação de trincas por fadiga, atribuindo esse comportamento a uma susceptibilidade de fragilização por hidrogênio experimentado por essa fase (SÁNCHEZ-CABRERA et al., 2007).

Assim, com o objetivo de minimizar a ferrita δ , ambos os aportes térmicos tiveram comportamentos similares, porém a soldagem de alto aporte térmico conseguiu uma performance um pouco melhor, com 5,65% de ferrita δ .

As porcentagens de AA e AI seguem o mesmo comportamento, com porcentagens ligeiramente maiores para a soldagem de médio aporte térmico, que possui também uma menor taxa de resfriamento. A porcentagem de AW em médio aporte térmico é maior que o dobro do apresentado no alto aporte térmico, com a taxa de resfriamento menor bem como a formação de AW por transformação martensítica como indicativos desse comportamento.

4.5. MICRODUREZA VICKERS

Os perfis de microdureza das amostras soldadas com médio e alto aporte térmico são apresentadas nas Figuras 54 e 55 abaixo.

Figura 54 – Dureza Vickers para a amostra de médio aporte térmico.

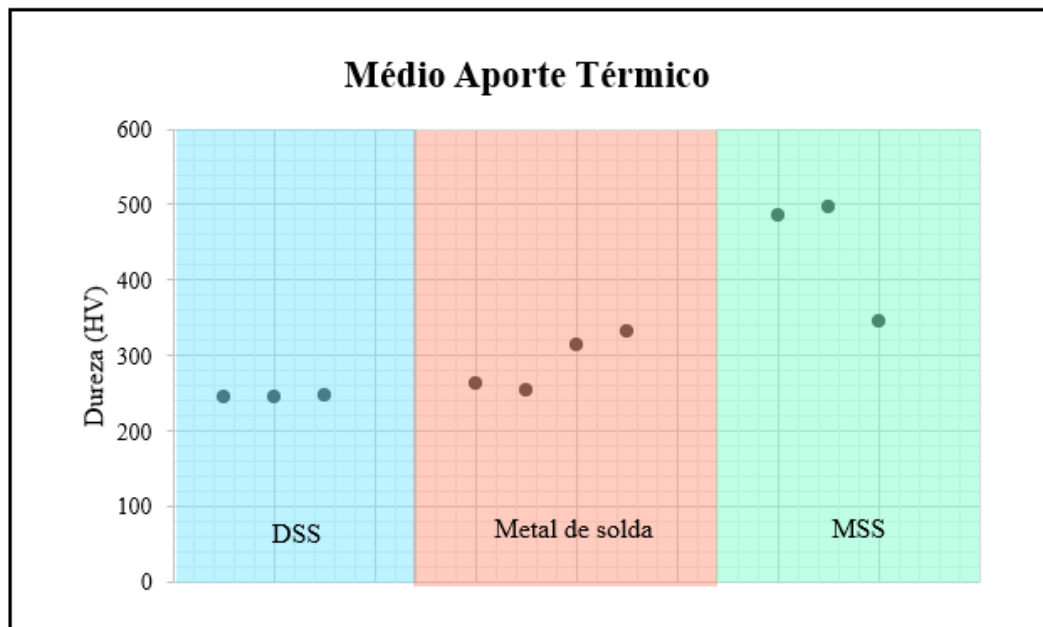
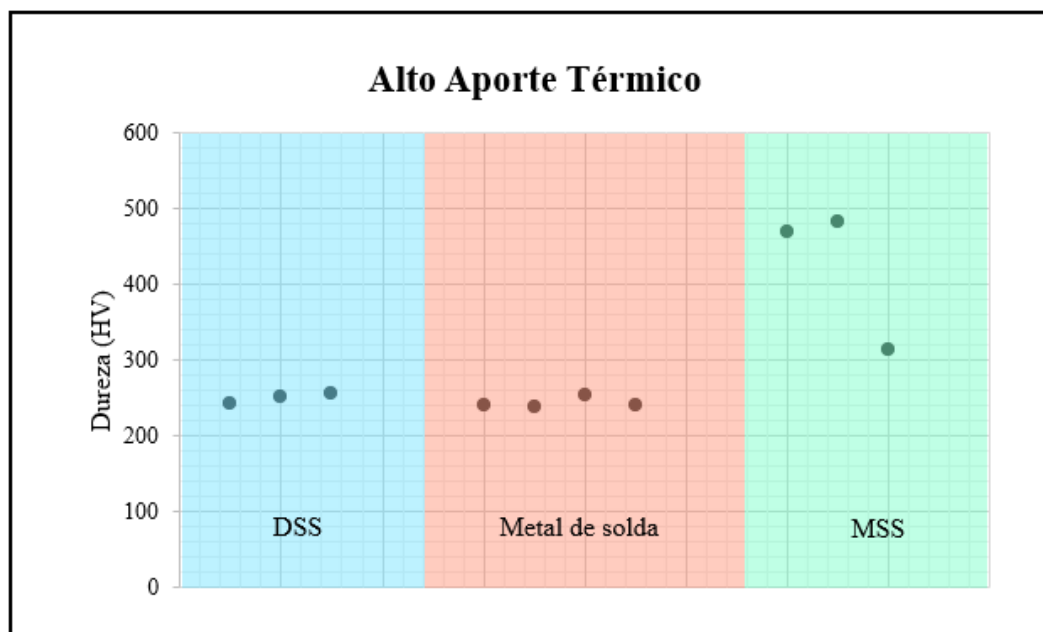


Figura 55 – Dureza Vickers para a amostra de alto aporte térmico.

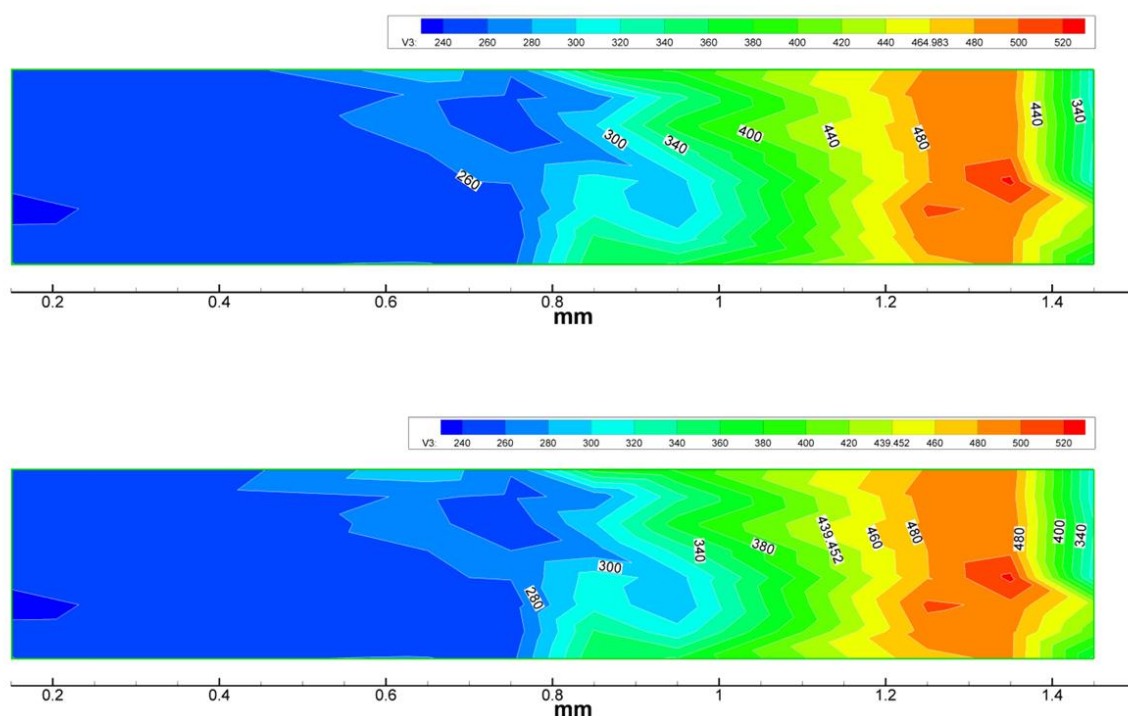


Os valores de microdureza Vickers obtidos para as amostras de médio e alto aporte térmico estão situados na faixa de 241 a 485 HV. Não foi possível realizar o perfil de dureza nas amostras de baixo aporte térmico pois a soldagem não atingiu profundidade suficiente.

Próximo o cordão de solda, a dureza do aço inoxidável está maior. Os valores que oscilam de 450 a 485 HV são condizentes com a dureza do aço inoxidável martensítico sem o revenimento. Isso indica que o aquecimento provocado pela soldagem foi tal que a microestrutura sofreu têmpera localizada, comportamento que reflete outros já encontrados na literatura (BETTAHAR et al., 2015; OZLATI; MOVAHEDI, 2018).

Com os dados da dureza foi possível traçar um mapa, apresentado na Figura 56.

Figura 56 – Mapa de Dureza da soldagem de médio e alto aporte térmico, respectivamente.



As maiores durezas, em vermelho no mapa correspondem à ZTA do aço inoxidável martensítico, decorrente da tempera sofrida nessa região.

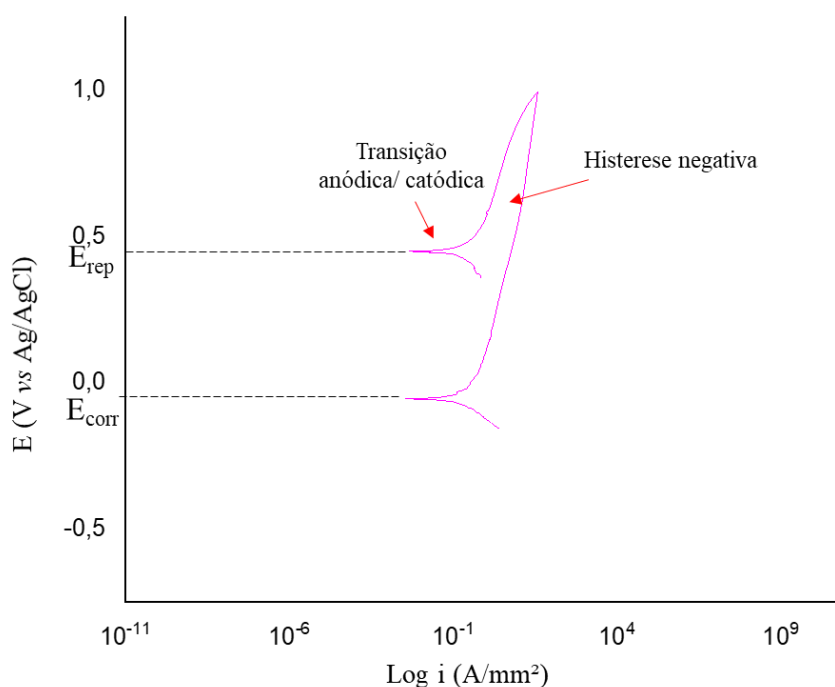
4.6. ENSAIOS DE CORROSÃO

4.6.1. Polarização potenciodinâmica cíclica

As curvas de polarização foram registradas após os ensaios de circuito aberto à temperatura ambiente e possuem, de forma geral, o potencial de corrosão conforme a área analisada. 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 57 mostra a curva de polarização cíclica para o metal base DSS.

Figura 57 – Curva de polarização cíclica para o aço inoxidável duplex. Velocidade de varredura 1mV/s.



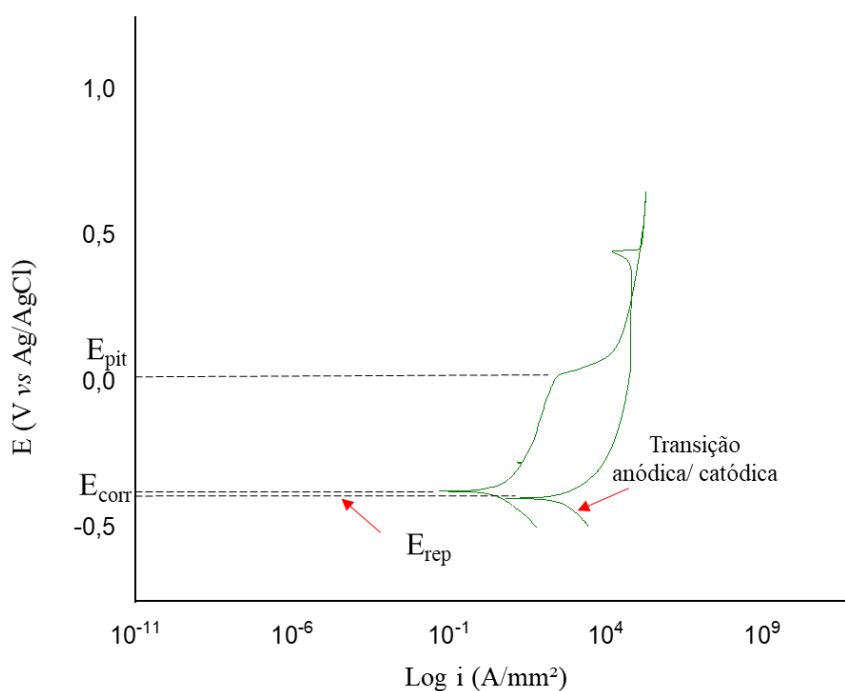
A curva para o aço inoxidável duplex se inicia no ramo catódico, é possível observar o E_{CORR} igual a 132 mV e não foi possível identificar potencial para corrosão por pites. Assim, pode-se concluir que o aço inoxidável duplex não possui potencial de pite. Pode-se observar também o potencial de transição anódica para catódico,

onde pode-se extrair o potencial de repassivação, ou proteção que foi de $E_{rep} = 115,4$ mV. Pode-se identificar também a histerese negativa, que ocorre quando a densidade de corrente na varredura reversa é menor que na direção do avanço.

Como o potencial de repassivação é maior que o potencial de corrosão, o aço inoxidável duplex terá a tendência de regeneração da camada de passivação do material quando ocasionada alguma ruptura da mesma. Quanto maior for a diferença entre esses potenciais, mais fácil ocorrerá a repassivação.

Para o metal base MSS, pode-se observar a curva de polarização cíclica na Figura 58.

Figura 58 – Curva de polarização cíclica para o aço inoxidável martensítico. Velocidade de varredura 1mV/s.



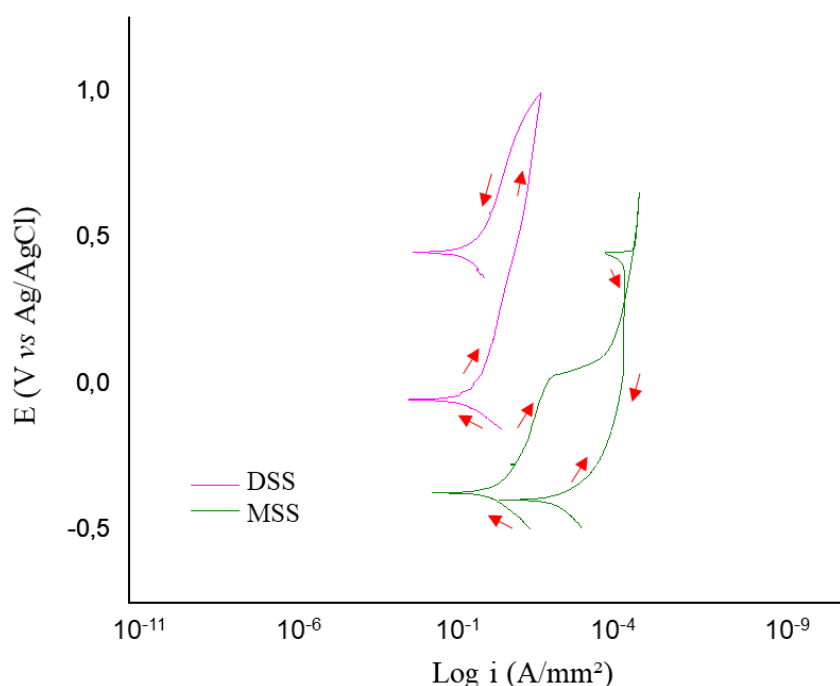
Pode-se observar pela Figura 84 foi possível identificar o potencial de corrosão, $E_{corr} = -373,1$ mV, o potencial para a corrosão por pites, determinado através da interseção da reta definida pela curva antes do brusco aumento na densidade de corrente com a reta definida pela curva após este aumento (WOLYNEC, 2013), que foi de $E_{pit} = 23,6$ mV e ainda o potencial de repassivação, que é aquele em que abaixo

dele, o metal permanece passivo, não ocorrendo pites, que neste aço foi de $E_{rep} = -396,3$ mV.

Como o potencial de repassivação é menor que o potencial de corrosão, o metal tende a permanecer no estado ativo e, uma vez destruída a camada de passivação, os pites formados continuarão a crescer, sem interrupções. A histerese neste caso é positiva, pois a densidade de corrente na varredura reversa é maior que na direção de avanço.

A Figura 59, mostra um comparativo entre as curvas de polarização dos metais base usados, DSS e MSS.

Figura 59 – Curvas de polarização cíclica para os metais de base DSS e MSS.

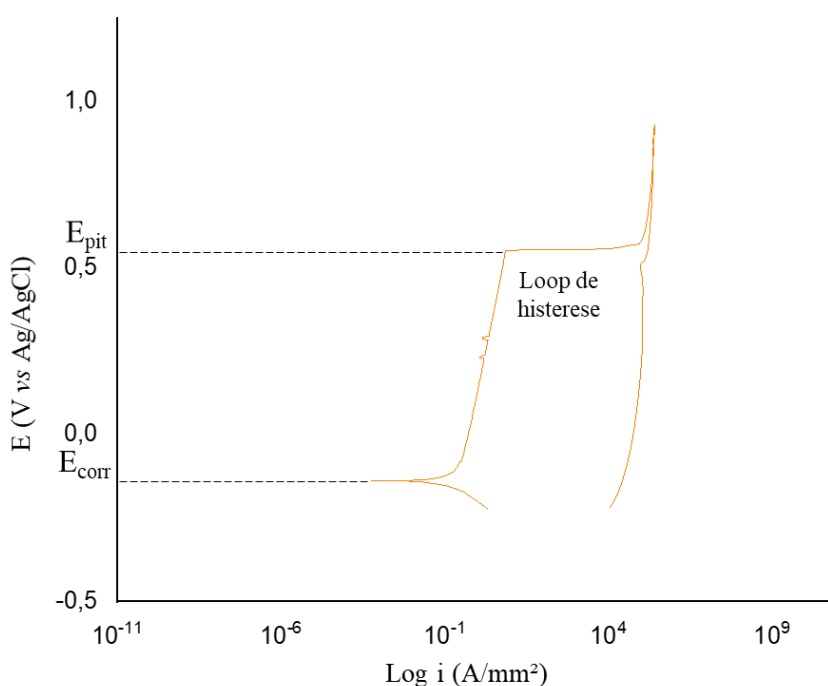


Na Figura 59 é possível observar as curvas para os aços inoxidáveis duplex e martensítico, utilizados nesse estudo como metais base para a soldagem. É nítido que o aço inoxidável duplex apresenta potencial de corrosão consideravelmente maior que o martensítico, conferindo a ele uma melhor resistência a corrosão. Em comparação as curvas, pode-se também afirmar que não há potencial de pite na curva do aço

inoxidável duplex, uma vez que esse potencial pode ser facilmente encontrado na curva do martensítico. Outra característica discrepante é a histerese, negativa para o DSS e positiva para o MSS. As setas são indicadoras do sentido da polarização.

Os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica também foi realizado para os metais de solda de médio e alto aporte térmico, não sendo possível a realização do ensaio para baixo aporte térmico devido à área a solda não ter superfície suficiente (pouca penetração). Para a soldagem de médio aporte térmico, a curva de polarização é apresentada na Figura 60.

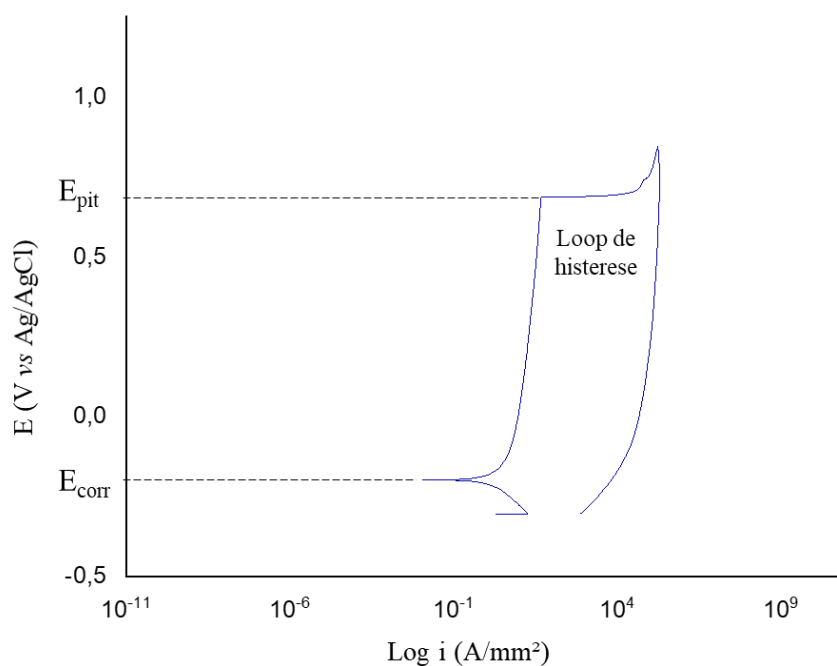
Figura 60 – Curva de polarização cíclica para o metal de solda de médio aporte térmico. Velocidade de varredura 1mV/s.



A curva de polarização cíclica para o metal de solda de médio aporte térmico apresenta um potencial de corrosão de $E_{corr} = -14,2$ mV e um potencial de corrosão por pite de $E_{pit} = 552,3$ mV. Há um loop de histerese positiva que representa a resistência a corrosão por pites do material, onde quanto maior a área, menor a resistência por pites (POTGIETER, 1992).

A Figura 61 apresenta a curva de polarização para a soldagem de alto aporte térmico.

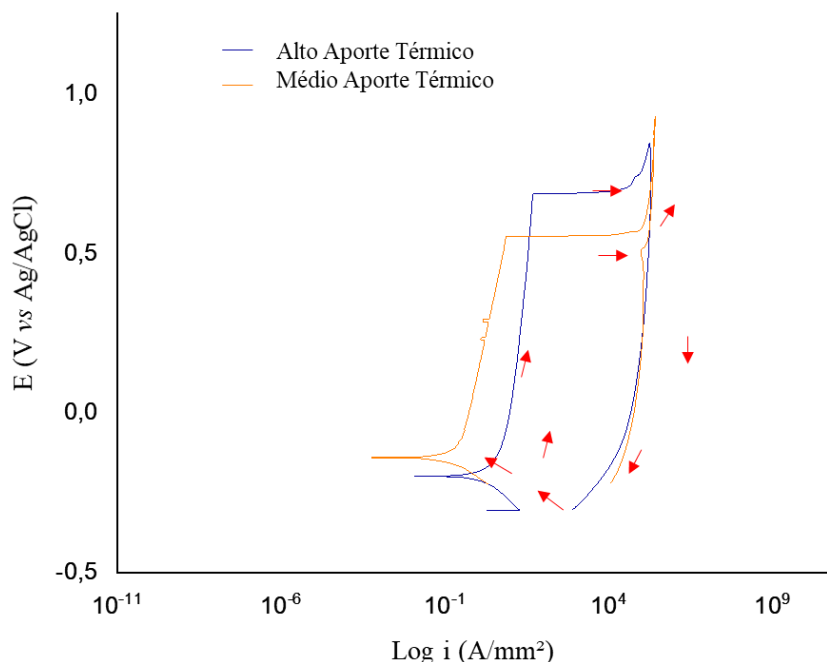
Figura 61 – Curva de polarização cíclica para o metal de solda de alto aporte térmico. Velocidade de varredura 1mV/s.



Os elementos que aparecem nessa curva são os mesmos para a soldagem de médio aporte térmico, sendo para a soldagem de alto aporte térmico o potencial de corrosão apresentado foi de $E_{\text{corr}} = -199,5$ mV e o potencial de corrosão por pites $E_{\text{pit}} = 687,2$ mV.

A comparação entre as curvas de médio e alto aporte térmico pode ser analisada na Figura 62.

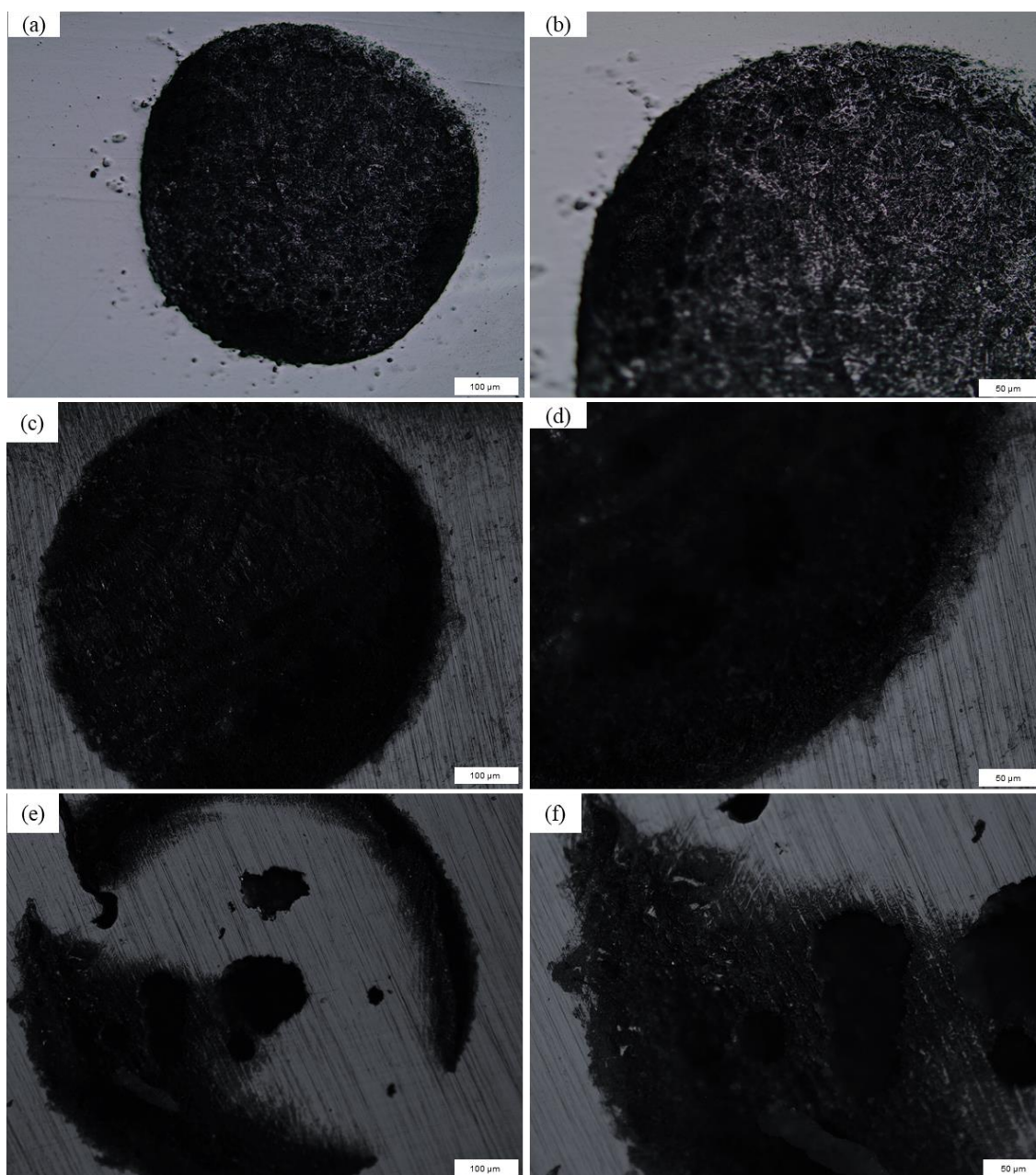
Figura 62 – Curvas de polarização cíclica para os metais de solda de médio e alto aporte térmico.



É possível observar que o potencial de corrosão do metal de solda de alto aporte térmico é menor que o do metal de médio aporte térmico. Em contrapartida, o potencial de pite segue o reverso, com o potencial de corrosão por pites do metal de solda de alto aporte térmico maior que o de médio aporte térmico. Essa maior distância dos potenciais do alto aporte térmico confere a ele uma maior resistência à formação do pite, tornando menos provável o seu surgimento.

Para os ensaios realizados, não houveram alterações superficiais, indicando evidências de corrosão localizada, nem mesmo após análises microscópicas para o aço inoxidável duplex. Já as regiões de metal de solda, tanto de médio e alto aporte térmico, e o aço inoxidável martensítico tiveram evidências superficiais da corrosão notáveis a olho nu. A Figura 63 mostra as imagens obtidas por microscopia óptica dessas amostras ensaiadas.

Figura 63 – Microscopia Óptica do aço inoxidável martensítico (a) 5x e (b) 10x; metal de solda de médio aporte térmico (c) 5x e (d) 10x; e metal de solda de alto aporte térmico (e) 5x e (f) 10x. MO sem ataque químico.

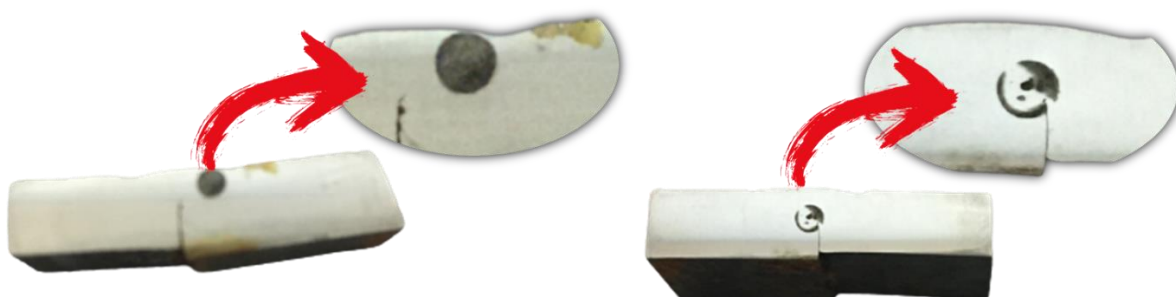


O aço inoxidável duplex que não apresentou degradação oriunda da corrosão, também apresenta o maior PREN, de 34,13. O metal da solda de alto aporte térmico apresentou a micrografia menos degradada pela corrosão, Figura 63(e) e (f), e apresentou o segundo maior PREN, de 30,33. O metal da solda de médio aporte térmico, Figura 63(c) e (d) possui PREN de 27,03. Os valores do PREN para os metais de solda foram possíveis pelas análises EDS que forneceram a composição química.

Para o aço inoxidável martensítico, Figura 63(a) e (b) apresentou o menor PREN do estudo, de 12,10.

As evidências de corrosão deixadas pelos ensaios podem ser vistas a olho nu, como observado na Figura 64. Pode-se observar primeiro o metal de solda de médio e alto aporte térmico, respectivamente.

Figura 64 – Evidência da corrosão para os metais de solda de médio e alto aporte térmico.



Um resumo das variáveis calculadas pelas curvas de polarização e PREN calculado a partir da Equação 13 é apresentado na Tabela 10.

Tabela 10 – Parâmetros de corrosão calculados e experimentais.

Região	PREN	E_{corr} (mV)	E_{pit} (mV)	E_{rep} (mV)	$E_{pit} - E_{corr}$	$E_{corr} \times E_{rep}$ (>/<)	Histerese
DSS	34,13	132,0	-	115,4	-	>	-
MSS	12,10	-373,1	23,6	-396,3	396,7	>	+
MAT	27,03	-14,2	552,3	-	556,5	-	+
AAT	30,33	-199,5	687,2	-	886,7	-	+

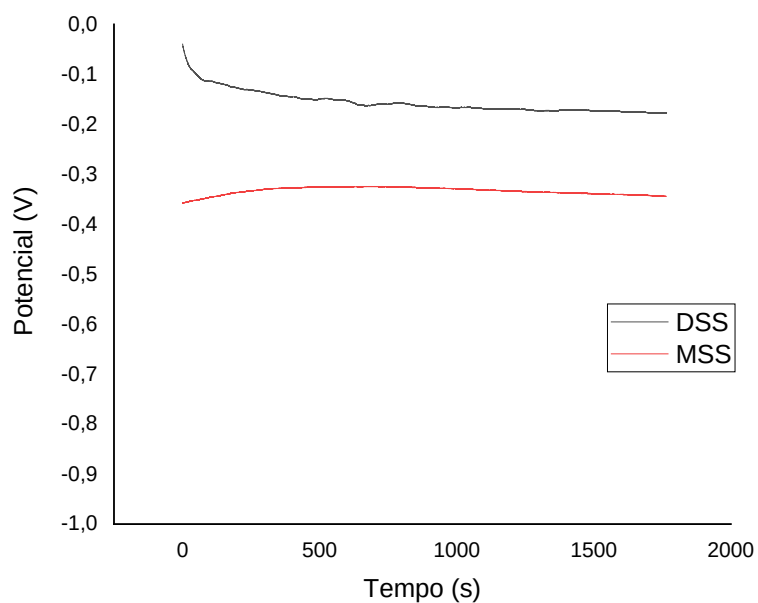
Os estudos relacionados às curvas de polarização fornecem um importante dado quando a pretensão é prever a corrosão galvânica dos materiais utilizados na

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 criou uma zona fundida que tem suas propriedades gravitando entre a dos metais base, e superiores, se comparado ao aço inoxidável martensítico.

4.6.2. Ensaios de Potencial de Circuito aberto nas interfaces

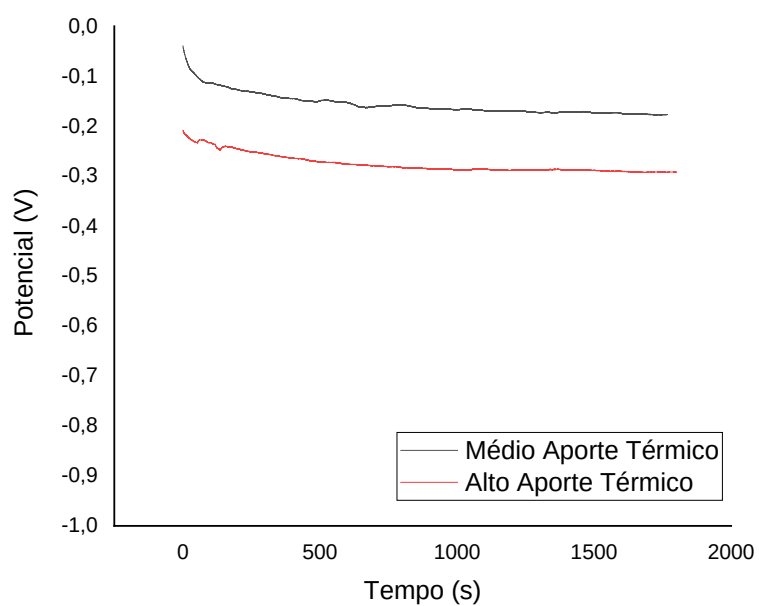
As curvas de potencial de circuito aberto podem fornecer dados importantes a partir da determinação do potencial de corrosão. Conforme pode ser visto na Figura 65, a curva do metal base composto pelo aço inoxidável duplex teve um comportamento inicial mais nobre comparando com seu comportamento ao longo do tempo, não apresentando grandes variações quanto aos potenciais de corrosão. Pode-se observar uma tendência à estabilização num potencial de cerca de -168 mV. Em contrapartida, o metal base composto pelo aço inoxidável martensítico tem seu delineamento em pontos abaixo da curva exibida pelo DSS, sem muitas alterações na curva e tendo seu potencial estabilizado em aproximadamente -338mV.

Figura 65 – Potencial em circuito aberto para os metais base DSS e MSS.



Para os metais de solda de médio e alto aporte térmico pode-se observar comportamentos parecidos, porém os potenciais de médio aporte térmico são maiores, Figura 66.

Figura 66 – Potencial de circuito aberto para os metais de solda de médio e alto aporte térmico.



Os potenciais se estabilizaram a -170 mV para a soldagem de médio aporte térmico e -287mV para a soldagem de alto aporte térmico.

5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados experimentais obtidos nesse trabalho foi possível concluir que:

- Foi possível realizar a soldagem dissimilar dos aços DSS e MSS, sendo a soldagem realizada com o menor aporte térmico com penetração insuficiente pra gerar outros resultados como perfil de dureza, metalografia quantitativa e ensaio de corrosão.
- A zona fundida apresenta um crescimento benéfico para a união soldada a partir dos metais de base, não sendo observados falhas, que em serviço podem virar concentradores de tensão, tampouco vazios.
- Os testes de dureza mostraram uma homogeneidade nas medidas relacionas ao DSS 2205, que foi $(247,29 \pm 4,53)$ HV. Para a soldagem de médio aporte térmico, observou-se um pequeno aumento no metal de solda, à medida que as medidas se aproximavam do aço inoxidável martensítico, variando num range de 253,75 HV à 332,25 HV. Já para a soldagem de alto aporte térmico, os valores de soldagem seguiram em média homogêneos $(242,78 \pm 6,91)$ HV.
- A dureza do metal base martensítico, para as soldagens de médio e alto aporte térmico, apresentaram comportamentos parecidos, onde, próximo à região da solda, os valores aquisitados foram maiores, dando uma média de 475, 63 HV para a soldagem de alto aporte térmico e 490,81 HV para a soldagem de médio aporte térmico. Isso pode ser explicado pelo fato de no ato de soldagem as amostras terem atingido temperaturas que proporcionaram nova têmpera, aumentando a dureza naquele ponto. Para o aço inoxidável martensítico não afetado termicamente, a dureza foi de $(316,50 \pm 12,61)$ HV, que é compatível com o revenido realizado antes da soldagem.
- Na caracterização microestrutural, o aço inoxidável duplex não apresentou fases deletérias em nenhum aporte térmico. As micrografias apresentaram a presença ferrita, que foi maior nas regiões termicamente afetadas pela solda e austenita (alotriomórfica, Widmanstätten e intragranular).

- Com o aquecimento provocado pela soldagem, o aço inoxidável martensítico apresentou ferrita delta na zona afetada termicamente. Essa ferrita delta apareceu em quantidade maior no médio aporte térmico, que apresentou uma menor taxa de resfriamento, se comparado ao alto aporte térmico. A ferrita delta, porém se manteve inferior a 7% em ambos os aportes.
- AA e AI seguiram o mesmo padrão, contendo porcentagens ligeiramente maiores no médio aporte térmico quando comparado ao alto. A AW porém teve essa diferença aumentada em pouco mais que seu dobro. A taxa de resfriamento e transformação martensítica podem explicar esse aumento.
- As soldagens de baixo e médio aporte térmico apresentaram taxa de resfriamento muito próximas e comportamento do metal de solda parecidos, compostos basicamente de AW.
- Os ensaios de corrosão para a caracterização eletroquímica evidenciaram o bom comportamento tanto do SAF 2205, SAF 420b e do metal de solda quando submetidos ao meio corrosivo de solução aquosa de 3,5% de NaCl.
- 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 inoxidável martensítico tem maior susceptibilidade à corrosão localizada que as outras regiões em estudo.
- O aço inoxidável duplex tem a maior resistência a corrosão, não apresentando potencial de corrosão por pite, apresentando ainda histerese negativa.
- Tanto o metal de solda oriundo do alto aporte térmico e médio aporte térmico apresentam potencial de corrosão por pite e histerese positiva.
- Os resultados para os testes eletroquímicos, evidenciam que a união entre o aço inoxidável duplex e aço inoxidável martensítico 420 obtiveram resultados favoráveis ante o meio utilizado (solução, 3,5% em massa, de NaCl). Essa solução simula a concentração da água do mar.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1) Variação da velocidade de soldagem;
- 2) Realizar simulações na Gleeble;
- 3) Realizar ensaios de corrosão variando os parâmetros como velocidade de varredura;
- 4) Realizar ensaios de corrosão em temperaturas elevadas;
- 5) Realizar ensaio de impacto para melhor avaliação da junta soldada.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMARO, L. O. **Estudo da resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S31803 ou SAF 2205 submetido a processo de soldagem.** [s.l.] Universidade Federal do Ceará, 2006.

AMEYAMA, K.; WEATHERLY, G. C.; AUST, K. T. A study of grain boundary nucleated widmanstätten precipitates in a two-phase stainless steel. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 40, n. 8, p. 1835–1846, 1992.

ARAUJO, C. R. DE. **Estudo do comportamento anódico do aço inoxidável ABNT 304 com filme de interferência, em NaCl 3,5% e FeCl₃.6H₂O 6% p/v.** [s.l.] Universidade Federal de Minas Gerais, 1999.

ASM, H. **Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection.** 13. ed. [s.l.] ASM International, 2005.

ASM, H. **Corrosion: Understanding the Basics.** [s.l.] ASM International, 2008.

BADJI, R.; BACROIX, B.; BOUABDALLAH, M. Texture, microstructure and anisotropic properties in annealed 2205 duplex stainless steel welds. **Materials Characterization**, v. 62, n. 9, p. 833–843, 2011.

BEDDOES, J.; PARR, J. G. **Introduction to Stainless Steels.** [s.l.] ASM International, 1999.

BERRETTA, J. R. et al. Pulsed Nd:YAG laser welding of AISI 304 to AISI 420 stainless steels. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 45, n. 9, p. 960–966, set. 2007.

BETTAHAR, K. et al. Microstructure and mechanical behavior in dissimilar 13Cr/2205 stainless steel welded pipes. **Materials and Design**, v. 85, p. 221–229, 2015.

CAMPOS, M. et al. Study of the interfaces between austenite and ferrite grains in P/M duplex stainless steels. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 23, n. 15, p. 2813–2819, 2003.

CARROUGE, D. **Study of the Microstructure Developing in the HAZ of a Range of Supermartensitic Stainless Steels.** [s.l.] University of Cambridge, Londres, 2002.

CARVALHO, T. et al. Análise da Influência do Gás de Purga na Raiz de Juntas Soldadas pelo Processo GTAW em Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750 (Analysis of the Influence of Backing Gas on the Root Joint Weld Using the GTAW Process on Superduplex Stainless Steel UNS S32750). v. 19, n. 02, p. 125–133, 2014.

CHEN, T. H.; YANG, J. R. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 338, n. 1, p. 166–181, 2002.

CHOUDHURY, B.; CHANDRASEKARAN, M. Investigation on welding characteristics of aerospace materials - A review. **Materials Today: Proceedings**, v. 4, n. 8, p. 7519–7526, 2017.

COLPAERT, H.; DA COSTA E SILVA, A. L. V. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. [s.l.] Ed. Blucher, 2008.

DA FONSECA, G. et al. Microstructural, Mechanical, and Electrochemical Analysis of Duplex and Superduplex Stainless Steels Welded with the Autogenous TIG Process Using Different Heat Input. **Metals**, v. 7, n. 12, p. 538, 2017.

DA FONSECA, G. S.; MENDES, P. S. N.; SILVA, A. C. M. Sigma phase: Nucleation and growth. **Metals**, v. 9, n. 1, 2019.

DALMAU, A.; RICHARD, C.; IGUAL – MUÑOZ, A. Degradation mechanisms in martensitic stainless steels: Wear, corrosion and tribocorrosion appraisal. **Tribology International**, v. 121, p. 167–179, 2018.

DE SOUZA, G. C. et al. Avaliação das propriedades mecânicas e da resistência à corrosão em soldas de reparo pelo processo GTAW no aço inoxidável superduplex UNS S32760. **Soldagem e Inspecao**, v. 19, n. 4, p. 302–313, 2014.

DELONG, W. T. Ferrite in Austenitic Stainless Steel. Weld Metal - 2. **Indian Weld J**, v. 7, n. 3, p. 75–83, 1975.

DEV, S. et al. Investigations on the microstructure and mechanical properties of dissimilar welds of inconel 718 and sulphur rich martensitic stainless steel, AISI 416. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 32, n. January, p. 685–698, 2018.

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

976–989, 10 set. 2018.

FENG, H. et al. Influence of nitrogen on corrosion behaviour of high nitrogen martensitic stainless steels manufactured by pressurized metallurgy. **Corrosion Science**, v. 144, p. 288–300, 2018.

FERREIRA, J. A. Boas práticas na soldagem de tubulações de Aços Inoxidáveis Duplex e utilizando o processo GTAW. **Ensold**, p. 42, 2012.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Vienna: Springer Vienna, 1988.

FOR TESTING, A. S.; MATERIALS (FILADELFIA, P. **ASTM G3-14: Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in Corrosion Testing**. [s.l.] ASTM, 2014.

GARRISON, W. M.; AMUDA, M. O. H. Stainless Steels: Martensitic. **Reference Module in Materials Science and Materials Engineering**, n. November 2015, p. 1–9, 2017.

GONÇALVES, C. N. et al. Avaliação da Adição de Ti, Nb e (Ti+Nb) na Microestrutura e Susceptibilidade à Sensitização de Aços Inoxidáveis Ferríticos Submetidos à Soldagem TIG. **Soldagem & Inspeção**, v. 24, n. 0, p. 1–10, 2019.

HOULDCROFT, P. T. **Welding Process Technology**. [s.l.] Cambridge University Press, 1977.

INFOMET. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Duplex**. Disponível em: <<https://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=212>>. Acesso em: 10 fev. 2021.

KAÇAR, R.; BAYLAN, O. An investigation of microstructure/property relationships in dissimilar welds between martensitic and austenitic stainless steels. **Materials and Design**, v. 25, n. 4, p. 317–329, 2004.

KADRY, S. Corrosion analysis of stainless steel. **European Journal of Scientific Research**, v. 22, p. 508–516, 2008.

KARLSSON, L. Welding duplex stainless steels - A review of current recommendations. **Welding in the World**, v. 56, n. 5–6, p. 65–76, 2012.

KOLUKISA, S. The effect of the welding temperature on the weldability in

diffusion welding of martensitic (AISI 420) stainless steel with ductile (spheroidal graphite-nodular) cast iron. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 186, n. 1–3, p. 33–36, maio 2007.

KONDO, K. et al. **Effect of Cold Work on Retained Austenite and on Corrosion Performance in Low Carbon Martensitic Stainless Steels.** : NACE CORROSION.2003

KOTECKI, D.; SIEWERT, T. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals : a modification of the WRC-1988 diagram. **Weld J**, v. 71, n. 5, p. 171–178, 1992.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. [s.l.] Wiley, 2003.

KUMAR, N.; YUAN, W.; MISHRA, R. S. Introduction. In: **Friction Stir Welding of Dissimilar Alloys and Materials**. [s.l: s.n.]. p. 1–13.

LAGE, M. G. **MICROESTRUTURA E DEFORMAÇÃO A QUENTE DE UM AÇO DIN X20CR13 NA LAMINAÇÃO DE TUBOS SEM COSTURA**. [s.l.] Universidade Federal de Minas Gerais, 2008.

LEI, X. et al. Passivity of martensitic stainless steel in borate buffer solution: Influence of sulfide ion. **Applied Surface Science**, v. 478, n. January, p. 255–265, 2019.

LIPPOLD, J. C. **Welding Metallurgy and Weldability**. [s.l.] John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2015.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. [s.l.] Wiley, 2005.

LIU, G. et al. Formation and evolution of layered structure in dissimilar welded joints between ferritic-martensitic steel and 316L stainless steel with fillers. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 35, n. 11, p. 2665–2681, 2019.

LLORCA-ISERN, N. et al. Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels. **Materials Characterization**, v. 112, p. 20–29, 2016.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering R: Reports**, v. 65, n. 4–6, p. 39–104, 2009.

LONDOÑO, A. J. R. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita**

secundaria na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. [s.l.] Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil, 2001.

LOTO, R. T. Study of the corrosion behaviour of S32101 duplex and 410 martensitic stainless steel for application in oil refinery distillation systems. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 6, n. 3, p. 203–212, 2017a.

LOTO, R. T. Study of the corrosion behaviour of S32101 duplex and 410 martensitic stainless steel for application in oil refinery distillation systems. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 6, n. 3, p. 203–212, 2017b.

LULA, R. A.; PARR, J. G. **Stainless steel.** [s.l.] American Society for Metals, 1986.

MARQUES, I. J. et al. Double kinetics of intermetallic phase precipitation in UNS S32205 duplex stainless steels submitted to isothermal heat treatment. **Materials Research**, v. 20, p. 152–158, 2017.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. Algumas equações úteis em soldagem. **Soldagem e Inspecao**, v. 19, n. 1, p. 91–102, 2014.

MENDOZA BRAVO, I. et al. Evolución microestructural de un acero inoxidable superdúplex bajo ciclos térmicos de corta duración. **Soldagem & Inspeção**, v. 15, n. 3, p. 242–249, set. 2010.

MENEZES, A. J. W. et al. Crystallography of Widmanstätten austenite in duplex stainless steel weld metal. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 1, p. 4–10, 4 jan. 2009.

MOHAMMED, G. R. et al. Effects of heat input on microstructure, corrosion and mechanical characteristics of welded austenitic and duplex stainless steels: A review. **Metals**, v. 7, n. 2, 2017.

MUNDRA, K.; BLACKBURN, J.; DEBROY, T. Absorption and transport of hydrogen during gas metal arc welding of low alloy steel. **Science and Technology of Welding & Joining**, v. 2, p. 174–184, 1997.

NASCIMENTO, A. M. DO. **Obtenção por Tratamento a Laser e Caracterização de Compósito Superficial em Aços Inoxidáveis Duplex Fundidos.** [s.l.] Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2007.

NEWBY, J. **Metals Handbook: Metallography and Microstructures**. [s.l.] ASM International, The Materials Information Society, 1985.

NIROSTA, K. T. **Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels**. [s.l.: s.n.].

NORRISH, J. Advanced gas tungsten arc welding. **Advanced Welding Processes**, n. stage I, p. 74–99, 2006.

NUNES, E. B. et al. Estudo dos efeitos da restrição na microestrutura, microdureza e tenacidade em juntas soldadas em aço inoxidável duplex. **Soldagem & Inspeção**, v. 16, n. 2, p. 156–164, jun. 2011.

NUNES, E. B. et al. Influência da energia de soldagem na microestrutura e na microdureza de revestimentos de aço inoxidável duplex. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, n. 2, p. 114–122, jun. 2012.

OZLATI, A.; MOVAHEDI, M. Effect of welding heat-input on tensile strength and fracture location in upset resistance weld of martensitic stainless steel to duplex stainless steel rods. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 35, n. August, p. 517–525, 2018.

PAGANI, S. M.; ROBINSON, F. P. A. Microstructure and mechanical and electrochemical properties of martensitic weld deposits developed for welding of a 12%Cr duplex stainless steel. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 4, n. 6, p. 554–559, 1988.

PAN, L.; KWOK, C. T.; LO, K. H. Enhancement in hardness and corrosion resistance of AISI 420 martensitic stainless steel via friction stir processing. **Surface and Coatings Technology**, v. 357, p. 339–347, 2019.

PANOSSIAN, Z.; CARDOSO, J. L. Interpretação de curvas de polarização. n. November, 2017.

PARDAL, J. M. et al. A Review of Corrosion Resistance in Duplex and Superduplex Stainless Steels. **Revista Virtual de Química**, v. 5, n. 4, 2013.

PEREZ, N. Electrometallurgy. In: **Electrochemistry and Corrosion Science**. Boston: Kluwer Academic Publishers, 2004. p. 189–246.

POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitations on

the properties of duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 58, n. 1, p. 65–71, 2007.

POTGIETER, J. H. Influence of σ phase on general and pitting corrosion resistance of SAF 2205 duplex stainless steel. **British Corrosion Journal**, v. 27, n. 3, p. 219–223, 20 jan. 1992.

RAMAKRISHNAN, P. **Welding Metallurgy**. [s.l: s.n.]. v. 4

RAMANATHAN, L. V. **Corrosão e seu controle**. 1ª ed. [s.l.] Hemus, 1997.

RAO, N.; MIDHANI, D. G. M. Paper on Comparision of Conventional Welding Methods With Solid-State Welding Techniques. **International Research Journal of Engineering and Technology**, p. 315–318, 2016.

ROBERGE, P. R. **Corrosion Engineering: Principles and Practice**. [s.l.] McGraw-Hill Education, 2008.

RODRIGUES, C. A. D. et al. **Efeito do Nitreto de Titânio na Corrosão por Pite no Aço Inoxidável Supermartensítico**. 22º CBEiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. **Anais...**Natal, RN: 2016

RUSS, JC; DEHOFF, R. **Practical Stereology**. 2º ed. New York: Plenum Press, 2000.

SÁNCHEZ-CABRERA, V. M. et al. Effect of preheating temperature and filler metal type on the microstructure, fracture toughness and fatigue crack growth of stainless steel welded joints. **Materials Science and Engineering: A**, v. s 452–453, p. 235–243, 2007.

SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal Progress**, v. v, n. 56, p. 680- 680B, 1949.

SCHWEDERSKY, M. B. et al. Soldagem TIG de elevada produtividade: Influência dos gases de proteção na velocidade limite para formação de defeitos. **Soldagem e Inspecao**, v. 16, n. 4, p. 333–340, 2011.

SCHWEITZER, P. A. **Fundamentals of Corrosion: Mechanisms, Causes, and Preventative Methods**. [s.l.] CRC Press, 2009.

SEDRIKS, A. J.; ZAROOG, O. S. Corrosion of Stainless Steels. **Engineering (London)**, v. 218, n. 11, p. 1207–1209, 1978.

SEDRIKS, A. J.; ZAROOG, O. S. Corrosion of Stainless Steels. In: **Reference Module in Materials Science and Materials Engineering**. [s.l: s.n.].

SHARMA, P.; DWIVEDI, D. K. A-TIG welding of dissimilar P92 steel and 304H austenitic stainless steel: Mechanisms, microstructure and mechanical properties. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 44, n. May, p. 166–178, 2019.

SILVA, G. C. et al. Avaliação Microestrutural e Resistência à Corrosão de uma Junta Dissimilar entre um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga e Aço um Inoxidável Duplex. **Soldagem & Inspeção**, v. 24, n. 0, p. 1–13, 2019.

SOUTHWICK, P. D.; HONEYCOMBE, R. W. K. Decomposition of ferrite to austenite in 26\%Cr-5\%Ni stainless steel. **Metal Science**, v. 14, n. 7, p. 253–261, 1980.

SOUZA, J. P. B. DE et al. Análise da resistência à corrosão por pite em soldas de reparo pelo processo TIG em aço inoxidável superduplex UNS S32750. **Soldagem & Inspeção**, v. 16, n. 2, p. 104–113, jun. 2011.

TASALLOTI, H.; KAH, P.; MARTIKAINEN, J. Effect of heat input on dissimilar welds of ultra high strength steel and duplex stainless steel: Microstructural and compositional analysis. **Materials Characterization**, v. 123, p. 29–41, 2017.

TRUMAN, J. E. Corrosion Resistance of 13% Chromium Steels as Influenced by Tempering Treatments. **British Corrosion Journal**, v. 11, n. 2, p. 92–96, 20 jan. 1976.

VASCONCELLOS, P. I. G. DE; ROSENTHAL, R.; PARANHOS, R. P. DA R. Estudo da soldagem de tubos de aço inoxidável duplex e superduplex na posição 5G. **Soldagem & Inspeção**, v. 15, n. 3, p. 191–199, set. 2010a.

VASCONCELLOS, P.; ROSENTHAL, R.; PARANHOS, R. Study of the Welding of Duplex and Superduplex Stainless Steel Pipes in the 5G Position. **Soldagem & Inspeção**, v. 15, p. 191–199, 2010b.

VIDYARTHY, R. S.; DWIVEDI, D. K. Activating flux tungsten inert gas welding for enhanced weld penetration. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 22, p. 211–228, 2016.

VINOTH JEBARAJ, A. et al. Weldability, machinability and surfacing of commercial duplex stainless steel AISI2205 for marine applications – A recent review.

Journal of Advanced Research, v. 8, n. 3, p. 183–199, 2017.

WAINER, E.; BRANDI, S.; MELLO, F. DE. **Soldagem: processos e metalurgia**. 4^a ed. [s.l: s.n.].

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão Vol. 49**. [s.l.] EDUSP, 2013.

XAVIER, C. R.; DELGADO JUNIOR, H. G.; CASTRO, J. A. DE. An Experimental and Numerical Approach for the Welding Effects on the Duplex Stainless Steel Microstructure. **Materials Research**, v. 18, n. 3, p. 489–502, jun. 2015.

XU, W. et al. Modelling and characterization of chi-phase grain boundary precipitation during aging of Fe–Cr–Ni–Mo stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 467, n. 1–2, p. 24–32, out. 2007.