



**FACULDADES INTEGRADAS DE ARACRUZ**  
**CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

LUDMILA ROSALEM BORGES  
RAFAEL SCARPATI SFALSIN  
RAI RECLA

**INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NAS  
PROPRIEDADES DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX SAF 2205 NO  
PROCESSO GTAW (TIG) AUTÓGENO**

ARACRUZ

2019



**FACULDADES INTEGRADAS DE ARACRUZ**  
**CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

LUDMILA ROSALEM BORGES  
RAFAEL SCARPATI SFALSIN  
RAI RECLA

**INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NAS  
PROPRIEDADES DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX SAF 2205 NO  
PROCESSO GTAW (TIG) AUTÓGENO**

Trabalho de conclusão de curso  
submetido ao departamento de  
Engenharia Mecânica da FAACZ –  
Faculdades Integradas de Aracruz como  
parte dos requisitos necessários para a  
obtenção do Bacherel em Engenharia  
Mecânica.

ARACRUZ

2019

**LUDMILA ROSALEM BORGES  
RAFAEL SCARPATI SFALSIN  
RAI RECLA**

**INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NAS  
PROPRIEDADES DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX SAF 2205 NO PROCESSO  
GTAW (TIG) AUTÓGENO**

Trabalho de conclusão de curso apresentado à  
coordenadoria do curso de Engenharia Mecânica  
das Faculdades Integradas de Aracruz, como re-  
quisito parcial para a obtenção do título de Ba-  
charel em Engenharia Mecânica.

Aprovado em 5 de dezembro de 2019

**COMISSÃO EXAMINADORA**



Prof. Me. João Paulo Calixto da Silva  
Faculdades Integradas de Aracruz  
Orientador



Prof. Dr. Harsten Oliveira Dourado  
Faculdades Integradas de Aracruz  
Examinador interno



Prof. Dr. Temístocles de Sousa Luz  
Universidade Federal do Espírito Santo  
Examinador externo

## AGRADECIMENTOS

À Deus pela vida e por ter nos guiado em todos os momentos desta trajetória.

Ao Professor Me. João Paulo Calixto da Silva pela orientação, apoio e atenção concedida que foi de suma importância para realização deste trabalho.

Aos professores, funcionários e alunos da FAACZ que colaboraram de forma direta e indiretamente para a realização deste trabalho.

Ao Instituto Federal do Espírito Santo (IFES) que forneceu todos os recursos técnicos que possibilitaram a realização deste trabalho.

Ao laboratório TRICORRMAT da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES) que nos ajudou com a preparação das amostras e ensaios.

Ao laboratório de Química LABPETRO da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES) com os ensaios eletroquímicos, especialmente a dedicação da Juliana Panceri.

Ao Inspetor de soldagem N1 Geraldo Conrado, por realizar o ensaio não destrutivo- Teste por pontos.

Às nossas famílias pelos apoios e incentivos ao longo desta trajetória.

Por fim, a todos que de certa forma nos ajudaram a realizar este trabalho.

O NOSSO MUITO OBRIGADO!

## RESUMO

Neste trabalho foi avaliada a influência da variação do aporte térmico nas propriedades mecânicas e resistência a corrosão do aço Inoxidável Duplex SAF 2205 (UNS S32205 / S31803) após a soldagem GTAW autógena. Cada corpo de prova, das três variações de energia de soldagem passou por três ensaios: Metalografia, microdureza e corrosão. Com a primeira análise, foi possível caracterizar as microestruturas resultantes das regiões do metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda (MS) e através do *software ImageJ* foi possível quantificar a relação austenita/ferrita do MS para os três aportes térmicos utilizados. O ensaio de microdureza Vickers (HV) possibilita traçar um perfil de microdureza avaliada ao longo da seção transversal da amostra para detectar possíveis gradientes e/ou variações locais de dureza ocasionados na soldagem. O ensaio de corrosão realizado foi o ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica, onde foi avaliada a resistência do material quanto à corrosão utilizando os métodos de extrapolação da reta de Tafel e polarização linear.

**Palavras-chave:** SAF 2205, GTAW, Aço inoxidável Duplex, corrosão, dureza

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Efeitos dos elementos de liga na precipitação das fases nos AIDs .....	17
Figura 2 - Diagrama pseudobinário de liga Fe-Cr-Ni, com teor de Fe fixado em 70% .....	19
Figura 3 - Diagrama de tempo-temperatura-precipitação do aço duplex SAF 2205 .....	21
Figura 4 – Curva de polarização Anódica esquemática de aço inoxidável em meio ácido, $E_{corr}$ : potencial de corrosão, $E_{pp}$ : potencial de início de passivação, $E_{trans}$ : potencial de início da região Anódica transpassiva.....	29
Figura 5 - Curva de polarização potenciodinâmica do AID SAF 2205 .....	30
Figura 6 - Determinação das inclinações em uma curva Tafel .....	31
Figura 7 - Determinação da densidade de corrente ( $i_{corr}$ ) .....	32
Figura 8 - Monitoramento do potencial de circuito aberto (OCP), para o metal base e quatro energias líquidas de soldagem .....	37
Figura 9 – Curvas de Polarização Potenciodinâmica .....	38
Figura 10 – Esquema ilustrativo das chapas de aço SAF 2205, (a) Dimensões das amostras preparadas e soldadas (b) Desenho das dimensões de cada amostra cortada.	40
Figura 11 – Característica técnicas da fonte de soldagem .....	41
Figura 12 – Fonte de soldagem utilizada (Origo™ TIG 150 LiftArc) .....	42
Figura 13 – Exemplo de modelos de Bocais .....	42
Figura 14 – Amostras soldadas e separadas em 3 corpos de prova para cada energia.....	43
Figura 15 - Microscópio Olympus - CX41.....	45
Figura 16 – Cortadeira Struers Labotom-3.....	45
Figura 17 – Prensa de Embutimento Marca Arotec Pre30Mi.....	46
Figura 18 – Esquema em tamanho real das dimensões das amostras embutidas e com as 60 indentações .....	46
Figura 19 - Esquema representativo das linhas de indentação .....	47
Figura 20 - Microdurômetro Digital MicroHardeness Tester.....	47
Figura 21 - Detalhe nas microestruturas formadas no SAF 2205 e distância entre indentações .....	48
Figura 22 – Corpo de prova com as 60 indentações, localizadas a 1mm do topo e com distância de 0,25mm entre elas, de acordo com a norma ASTM E384-16, 2016 .....	48
Figura 23 – Impressão de uma Indentação no CP após o ensaio de microdureza Vickers ..	49
Figura 24 – Esquema para o contato elétrico e isolamento com resina .....	50
Figura 25 - Potenciostato VersaSTAT128N.....	50
Figura 26 – Esquema da Célula Eletroquímica (a) esquemática e (b) real.....	51

Figura 27 - Micrografias ópticas das microestruturas do MS/ZTA/MB obtidas para as diferentes energias de soldagem ampliadas em 100x, utilizando (a) 0,98 kJ/mm (alto aporte), (b) 0,82 kJ/mm (médio aporte), (c) 0,61 kJ/mm (baixo aporte) .....	52
Figura 28 – Micrografia evidenciando as regiões de metal solda e metal de base representando a austenita ( $\gamma$ ) em formatos distintos. Amostra CP1 = 0,98 kJ/mm (alto aporte) atacada com Behara modificado.....	53
Figura 29 - Diferentes formas de austenita no Metal de Solda.....	54
Figura 30 – Micrografias apresentando as diferentes morfologias austeníticas encontradas na região específica do MS, atacadas com Behara modificado. (a) CP1 = 0,98 kJ/mm (alto aporte), (b) CP2 = 0,82 kJ/mm (médio aporte) e (c) CP3 = 0,61 kJ/mm (baixo aporte) .....	55
Figura 31 – Micrografias apresentando austenita descontínuas e contínuas encontradas na região específica do MS, atacadas com Behara modificado. (a) CP1 = 0,98 kJ/mm e (b) CP2 = 0,82 kJ/mm.....	56
Figura 32 – Fases Ferrita e Austenita nas amostras atacadas com NaOH, (a) CP1 = 0,98 kJ/mm (alto aporte), (b) CP2 = 0,82 kJ/mm (médio aporte) e (c) CP3 = 0,61 kJ/mm (baixo aporte) .....	56
Figura 33 - Regiões de um ciclo térmico de soldagem de uma Zona Termicamente Afetada de Temperatura Elevada (ZTA-TE) .....	57
Figura 34 – Região da Zona Termicamente Afetada nas Energias de Soldagem, (a) CP1 = 0,98 kJ/mm, (b) CP2 = 0,82 kJ/mm e (c) CP3 = 0,61 kJ/mm .....	58
Figura 35 – Zona Termicamente Afetada da amostra CP3 = 0,61 kJ/mm (baixo aporte) .....	59
Figura 36 – Micrografias da ZTA (a) 0,82 kJ/mm (médio aporte); (b) 0,98 kJ/mm (alto aporte) .....	59
Figura 37 – Médias das fases ferrita/austenita em cada energia de soldagem (em %) .....	60
Figura 38 – Perfil de Dureza para cada amostra: (a) CP1 = 0,98 kJ/mm (alto aporte), (b) CP2 = 0,82 kJ/mm (médio aporte) e (c) CP3 = 0,61 kJ/mm (baixo aporte) .....	62
Figura 39 – Perfil de Dureza para as 3 amostras: CP1 (alto aporte), CP2 (médio aporte) e CP3 (baixo aporte) .....	63
Figura 40 - (a) Curvas de Tafel do aço duplex SAF 2205 imersos a uma solução de NaCl 3,5% e (b) ampliação da região do potencial de corrosão.....	67
Figura 41 - Curva de polarização típica obtida por meio da técnica potenciodinâmica para determinação do potencial de pite $E_{\text{pite}}$ .....	69

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Valores típicos de propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis à temperatura ambiente .....	21
Tabela 2 - Rendimento térmico para alguns processos de soldagem .....	22
Tabela 3 - Parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização .....	38
Tabela 4 - Parâmetros de Soldagem.....	42
Tabela 5 - Ataques químicos utilizados para as análises metalográficas.....	43
Tabela 6 - Composição química do aço inoxidável duplex SAF 2205 (% em peso).....	51
Tabela 7 - Médias com desvio padrão de ferrita/austenita nas amostras .....	60
Tabela 8 - Valores médios de microdureza Vickers (HV) .....	63
Tabela 9 - Resultados obtidos de $i_{corr}$ , $E_{corr}$ e $R_p$ das amostras soldadas .....	68

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A	Ámpere
AID	Aço Inoxidável Duplex
ASTM	American Society for Testing and Materials
CC	Corrente Contínua
CP	Corpo de prova
CPT	Temperatura Crítica de Pites
ECS	Eletrodo de calomelano saturado
EDS	espectroscopia de energia dispersiva
EIS	Espectroscopia impedância eletroquímica
$E_{pit}$	Potencial de Pite
$E_{pass}$	Potencial de Passivação
$E_{corr}$	Potencial de Corrosão
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
HV	Dureza Vickers
$i_{corr}$	Densidade de Corrente
kJ	Kilo Joule
Kt	Kilotonelada
LBW	Laser Beam Welding
MB	Metal base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MET	Microscópio Eletrônica de Transmissão
MS	Metal de Solda
OCP	Potencial de circuito aberto
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number
$R_p$	Resistência à polarização
SAW	Shielded Arc Welding
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
TTP	Tempo, Temperatura, Precipitação
TTT	Tempo, Temperatura, Transformação
V	Volts
ZTA	Zona Termicamente Afetada

## LISTA DE SIMBOLOS

$\sigma$	Fase Sigma
$\chi$	Fase Chi
$\pi$	Fase Pi
$\mu m$	Micrometro
$Fe$	Ferro
$Ni$	Niquel
$Cr$	Cromo
$Mo$	Molibdênio
$N$	Nitrogênio
$W$	Tungstênio
$Cu$	Cobre
$Mpa$	MegaPascal
$Mm$	Milímetro
$mV$	Milivolt
$\eta$	Rendimento térmico
$Mn$	Manganês
$C$	Carbono
$P$	Fósforo
$S$	Enxofre
$cm$	Centímetro
$FeCl_3$	Cloreto Férrico
$NaOH$	Hidróxido de Sódio
$NaCl$	Cloreto de Sódio
$NH_4$	Amônio
$Si$	Silício
$Nh$	Nihonium
$Co$	Cobalto
$V$	Vanádio
$\mu A$	Microampere
$B$	Coeficiente de Stern-Geary

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	12
<b>2 OBJETIVO</b> .....	14
2.1 Objetivo Geral .....	14
2.2 Objetivo Específico .....	14
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	15
3.1 Aços Inoxidáveis Duplex .....	15
3.2 Caracterização dos Aços Duplex .....	16
3.3 Soldabilidade dos Aços AID .....	17
3.4 Microestrutura dos Aços Inoxidáveis Duplex .....	18
3.5 Precipitação de fases nos aços inoxidáveis Duplex soldados .....	19
3.6 Energia de Soldagem .....	22
3.6.1 Eficiência Térmica do processo de Soldagem .....	23
3.6.2 Soldagem de aços inoxidáveis Duplex .....	23
3.7 Resistência a corrosão dos Aços Duplex .....	24
3.7.1 Corrosão localizada - Corrosão por Pites .....	25
3.8 Técnicas eletroquímicas .....	28
3.8.1 Técnica Potenciodinâmica .....	28
3.8.2 Extrapolação da reta de Tafel .....	30
3.8.3 Método de Polarização linear .....	32
3.9 Influência da variação da energia de soldagem nas propriedades mecânicas e resistência a corrosão do duplex SAF 2205 .....	33
<b>4 METODOLOGIA</b> .....	<b>40</b>
4.1 Material .....	40
4.2 Procedimento de Soldagem .....	41
4.3 Preparação das chapas para análises .....	44
4.4 Caracterização microestrutural .....	44
4.5 Ensaios de microdureza Vickers .....	45
4.5.1 Preparação das amostras para o ensaio .....	45
4.5.2 Realização do ensaio de Microdureza Vickers .....	47
4.6 Ensaios eletroquímicos .....	49
4.6.1 Ensaio de Polarização Potenciodinâmica .....	49

<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	52
5.1 Análises Macrográficas e microestruturais .....	52
5.1.1 Metal de Base / Metal de Solda .....	52
5.1.2 Zona Termicamente Afetada .....	57
5.1.3 Quantificação de Fases .....	60
5.2 Microdureza Vickers .....	62
5.3 Técnicas Eletroquímicas .....	67
5.3.1 Polarização Potenciodinâmica .....	67
<b>6 CONCLUSÕES</b> .....	71
6.1 Sugestões para trabalhos futuros.....	73
<b>7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	74
<b>ANEXO A</b> .....	84
<b>ANEXO B</b> .....	85
<b>ANEXO C</b> .....	86
<b>ANEXO D</b> .....	88

## 1 INTRODUÇÃO

Aço inoxidável duplex (AID) é o nome dado à classe de materiais com microestrutura bifásica, composta por uma matriz ferrítica e ilhas de austenita, com frações volumétricas de, aproximadamente, 50% de cada fase (DAVIS JR, 1997). Esta microestrutura faz com que este aço apresente uma combinação favorável das propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, conferindo-lhes uma elevada resistência à corrosão sob tensão se comparados com os aços inoxidáveis austeníticos e uma maior ductilidade do que os aços inoxidáveis ferríticos (PINEDO et al, 2013; SILVA, 2008).

A partir da década de 90, o aço inoxidável duplex (AID) tem utilização importante no mercado brasileiro e cresceu rapidamente nos últimos 10 anos, particularmente na indústria de petróleo e gás, navios químicos, papel e celulose, bem como na indústria química (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2017). Os AIDs têm apresentado crescimento em seu uso no mercado, e a sua produção mundial representava em torno de 200 kT há aproximadamente 10 anos atrás. Em menos de 20 anos houve um aumento de 100 % da produção dos AIDs (CHARLES et al, 2010).

BARBOSA (2010), tem destacado os AIDs como bons candidatos para atenderem o critério de ligas resistentes à corrosão para uso na exploração de petróleo em águas profundas.

Os duplex têm em sua composição, teores maiores de cromo (18% e 28%) e menores de níquel (3,5% - 8%) do que os usualmente encontrados nos aços inoxidáveis austeníticos (PADILHA, 2000). Além da vantagem já apresentada em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, recentemente foi desenvolvida uma nova família de duplex, os chamados aços Lean Duplex. Estes aços são ainda mais econômicos do que os duplex convencionais devido à redução de níquel e molibdênio em sua formulação (SOUZA, 2012). O níquel, principal elemento austenitizante, tem custo elevado e é o grande responsável pela alta flutuação de preços dos aços inoxidáveis. Em comparação com aços austeníticos como o AISI 304L e 316L, os aços duplex apresentam a vantagem de ter limites de escoamento de quase o dobro dos limites dos austeníticos, e com isso possibilitam grandes reduções na espessura de paredes de tubos (RAMÍREZ-LONDOÑO, 2001).

O aço duplex de média liga UNS S32205 foi o primeiro a ser desenvolvido e ainda é o mais utilizado, representando cerca de 85% da produção total de aços duplex (FARIA et al, 2010; ALVAREZ-ARMAS, 2008).

No Brasil, tornou-se muito importante o estudo dos aços inoxidáveis duplex, devido principalmente ao desenvolvimento recente de atividades na área de petróleo e gás natural, principalmente o pré-sal, pois os aços duplex possuem as características requeridas para aplicação nestas indústrias: elevada resistência mecânica, boa soldabilidade e alta resistência à corrosão, uma vez que estas operam em meios críticos, em função da presença de água marinha e petróleo (MORAES, 2016). CRESPO (2014) afirma que os AIDs são usados em componentes de equipamentos expostos à água do mar, trocadores de calor, bombas e tubos nas indústrias química, petroquímica, de papel e celulose e de trocadores de calor.

A microestrutura duplex pode ser obtida através do balanceamento dos elementos de liga, que tem como objetivo, controlar os teores de elementos estabilizadores de austenita e ferrita, entretanto, devido aos altos teores de diferentes elementos de liga, a soldagem se torna crítica em função o surgimento de fases frágeis e alteração de propriedades originais do metal de base (VIDEIRA, 2016). Logo, de acordo com FORGAS JUNIOR (2010), as precipitações de fases, promovidas durante o processo de soldagem, afetam negativamente as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão dos aços duplex.

Diante do apresentado, o presente trabalho visa estudar as mudanças microestruturais e quanto as propriedades dos aços inoxidáveis duplex UNS S32205 soldados com GTAW (TIG), quando variado o aporte térmico durante a soldagem.

## **2 OBJETIVO**

### **2.1 Objetivo Geral**

Analisar a influência da variação do aporte térmico na microestrutura, dureza e resistência à corrosão do aço inoxidável duplex SAF 2205 soldado com o processo GTAW (TIG) autógeno.

### **2.2 Objetivo Específico**

- Analisar as microestruturas resultantes das regiões do metal de solda e zona termicamente afetada.
- Quantificar o desbalanceamento da relação 50% ferrita e 50% austenita no metal de solda em relação ao aporte térmico utilizado no processo de soldagem.
- Analisar a influência do aporte térmico de soldagem nos valores de dureza obtidos na zona termicamente afetada e metal de solda.
- Avaliar a resistência à corrosão a partir de ensaios eletroquímicos (curva de polarização), para cada energia de soldagem definida.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são caracterizados pelo sistema Fe-Ni-Cr, e apresentam baixo teor de carbono (0,03%), ligados principalmente ao cromo (18 a 27%), níquel (4 a 7%) e molibdênio (0 a 4%) e ainda podem conter adições de nitrogênio, cobre e tungstênio. Tendo a necessidade de possuir equilíbrio entre a composição química e a temperatura de tratamento térmico, para garantir a completa solubilização dos precipitados para não comprometer as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex. Essa composição química permite obter microestrutura mista com frações volumétricas praticamente iguais de ferrita e austenita (LIPPOLD et al, 2005; RAMÍREZ-LONDOÑO, 2001).

A microestrutura mista faz com que esse aço apresente uma combinação favorável das propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, conferindo-lhes uma elevada resistência à corrosão sob tensão, se comparados com os aços inoxidáveis austeníticos e uma maior ductilidade, quando comparados aos aços inoxidáveis ferríticos. A sua tenacidade situa-se entre a dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, além de apresentar uma elevada tensão de escoamento que permite a fabricação de componentes com paredes finas e alta resistência mecânica, possibilitando, assim, a redução da quantidade de material (PINEDO et al, 2013; SILVA, 2008).

De acordo com RAMÍREZ-LONDOÑO (2001), a classificação dos AIDs pode ser feita de acordo com a sua composição química:

- Fe-23%Cr-4%Ni-0,1N: são aços duplex de baixo custo, sem molibdênio. Podem ser usados como alternativa para os aços AISI 304 e 316.
- Fe-22%Cr-5,5%Ni-3%Mo-0,15%N: possui resistência a corrosão intermediária entre os aços AISI 316 e os superausteníticos do tipo 6%Mo+N.
- Fe-25%Cr-5%Ni-2,5%Mo-0,17%N-Cu: boa resistência a corrosão e pode conter adições de tungstênio.
- Fe-25%Cr-7%Ni-3,5%Mo-0,25%N-W-Cu: são os aços inoxidáveis superduplex e possui a mais elevada resistência a corrosão.

### 3. 2 Caracterização dos Aços Duplex

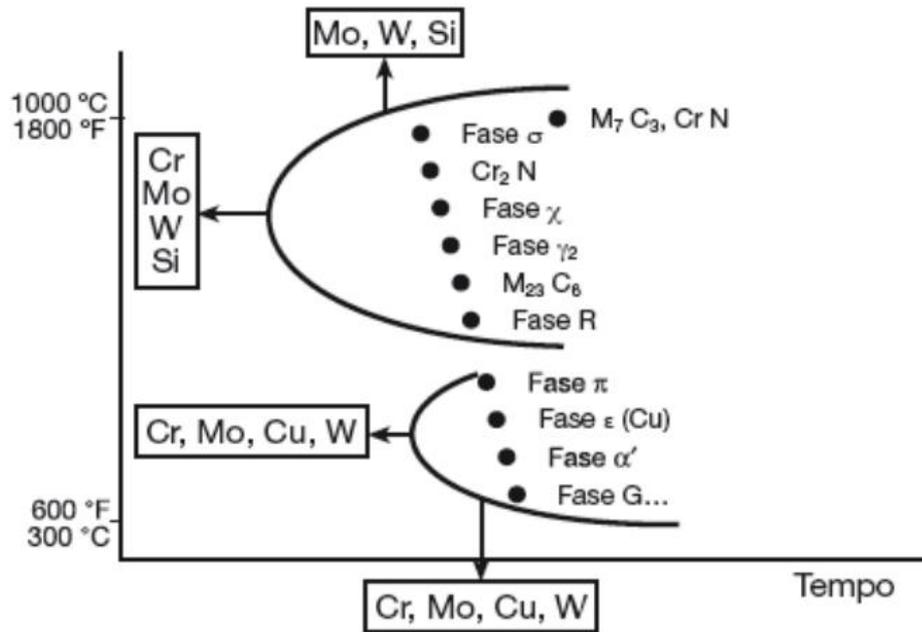
Os principais elementos que compõe os aços-liga são o níquel, cromo e molibdênio, os quais compõem também os aços duplex. Suas influências são descritas abaixo (CHIAVERINI, 2005):

- O cromo é um elemento estabilizador da ferrita, endurece ligeiramente a ferrita e aumenta a resistência à corrosão do aço. Também melhora a endurecibilidade da austenita. Pode formar carbonetos. Quando junto a altos teores de carbono, melhora a resistência ao desgaste.
- O molibdênio estabiliza a ferrita. Endurece a ferrita por precipitação. Aumenta significativamente a endurecibilidade da austenita e tem forte tendência a formação de carbonetos. Além disso, melhora a resistência à corrosão dos aços.
- O níquel é estabilizador da austenita. Também aumenta a resistência e a tenacidade da ferrita.

O aço duplex só era empregado em operações onde não era necessário o processo de soldagem, já que na região da zona termicamente afetada (ZTA), ele apresentava uma dureza maior, devido à formação excessiva de fase ferrita e uma redução de resistência à corrosão significativa em relação ao metal de base. Com a adição de nitrogênio à liga, houve uma melhora das propriedades mecânicas do aço. A zona termicamente afetada obtida após a soldagem do aço duplex fornecia dureza e resistência à corrosão bem próximas do metal de base.

Porém, essa composição química favorece a estabilidade da fase sigma  $\sigma$ , possibilitando o surgimento de outras fases, como a fase chi  $\chi$  ( $Fe_3 Cr_{18} Mo_4$ ). A Figura 1 apresenta as curvas TTT (tempo, temperatura, transformação) esquemáticas dos possíveis precipitados em aços inoxidáveis duplex e o efeito dos elementos de liga sobre a precipitação dessas fases (VIDEIRA, 2016).

Figura 1 - Efeitos dos elementos de liga na precipitação das fases nos AIDs.



Fonte: COLPAERT, 2008.

### 3.3 Soldabilidade dos Aços AID

No meio industrial, várias aplicações dos aços inoxidáveis duplex requerem a soldagem como modo de união (LIMA, 2006). Os AIDs apresentam boa soldabilidade, desde que parâmetros de soldagem e especificação de materiais de adição sejam obedecidos. A escolha do consumível de soldagem influencia na cinética do crescimento de grão e da transformação de austenita em ferrita, aumentando a quantidade de austenita na solda (CANDEL, 2016). Além do consumível de soldagem, os ajustes dos parâmetros e a determinação dos procedimentos de soldagem também afetam a microestrutura final da solda e da ZTA (MODENESI, 2001).

Na junta soldada, a manutenção das duas fases (austenita e ferrita) é dificultada pelo efeito dos ciclos térmicos de soldagem. Nos ciclos térmicos, a temperatura varia desde a zona de fusão, onde ocorrem fenômenos, durante a solidificação, até o metal adjacente à solda na zona termicamente afetada (ZTA), onde ocorrem transformações no estado sólido. As propriedades da solda dependem da composição química, do procedimento e do processo de soldagem e do balanço entre a austenita e a ferrita na microestrutura. Esse balanço pode ser ajustado pela alteração da composição química do metal de adição e pelo controle da temperatura, durante a soldagem. O principal objetivo, quando aços inoxidáveis são unidos por soldagem é manter sua

resistência à corrosão no Metal de Solda (MS) e Zona Termicamente Afetada (ZTA) (MODENESI, 2001; SINGH, 2012).

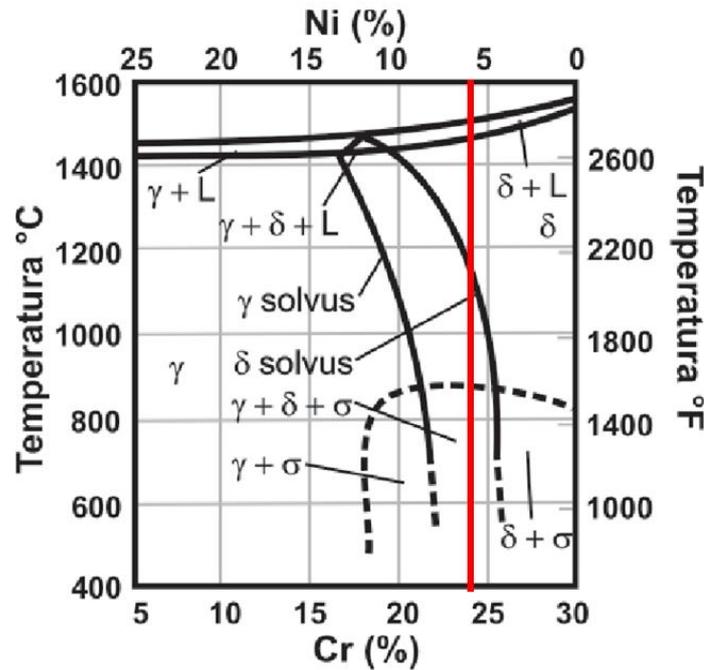
Um resfriamento rápido potencializa um teor muito elevado de ferrita e a precipitação de nitretos de cromo na ZTA e MS, o que prejudica a tenacidade e a resistência à corrosão da solda. Por outro lado, um resfriamento muito lento e a manutenção, por tempos longos, a temperaturas entre cerca de 1000 e 600°C pode levar à precipitação de compostos intermetálicos que também prejudicam as propriedades mecânicas e químicas da região soldada (MODENESI, 2001).

### **3.4 Microestrutura dos Aços Inoxidáveis Duplex**

A microestrutura para os aços inoxidáveis duplex deve ser aquela contendo proporções iguais ou próximas de ferrita. Na prática, é feito um balanceamento dos elementos químicos estabilizadores da ferrita (cromo, molibdênio, titânio, nióbio, silício e alumínio) e dos elementos estabilizadores de austenita (níquel, manganês, carbono e nitrogênio), bem como um tratamento térmico de solubilização, em temperatura adequada, para se obter combinações próximas da proporção igualitária entre as fases (NETO, 2011; PADILHA, 2000). A microestrutura de um aço inoxidável duplex é comumente, composta de lamelas alternadas de ferrita e austenita, com diversos grãos (RAMÍREZ- LONDOÑO, 2001).

Na Figura 2 é apresentado um diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni, com a composição de ferro fixada em 70%. Observa-se que um aço inoxidável duplex com composição aproximada de 6% de Ni e 24% de Cr, começa com uma solidificação completamente ferrítica, à medida que o resfriamento promove a transformação de parte da ferrita em austenita. Ao final do resfriamento, à temperatura ambiente, é obtida a microestrutura bifásica de austenita e ferrita.

Figura 2 - Diagrama pseudobinário de liga Fe-Cr-Ni, com teor de Fe fixado em 70%



Fonte: LIPPOLD et al, 2005.

### 3.5 Precipitação de fases nos aços inoxidáveis Duplex soldados

Os aços inoxidáveis duplex, quando expostos às temperaturas entre 550°C a 950°C por um período de tempo específico, podem alterar o seu equilíbrio termodinâmico levando o sistema a alcançar uma situação de menor energia, precipitando fases diferentes das originais do sistema duplex e indesejáveis por comprometer as propriedades do material. Dentre estas fases terciárias, podemos destacar a Ferrita secundária ( $\alpha'$ ), Sigma ( $\sigma$ ), Chi ( $\chi$ ), Pi ( $\pi$ ), além de carbonetos e nitretos (FORGAS JUNIOR, 2010).

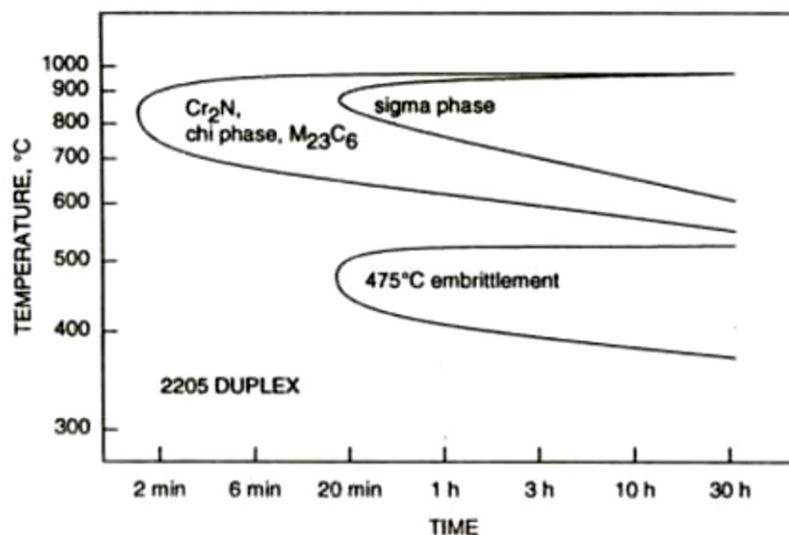
- Fase  $\alpha'$  surge nos aços inoxidáveis duplex na faixa de 350°C a 750°C, como resultado de uma reação de decomposição da ferrita ( $\alpha \rightarrow \alpha'$ ). Este processo de precipitação se caracteriza pelo surgimento de ondulações de composição química gerando regiões ricas em cromo ( $\alpha'$ ) em uma matriz ferrítica pobre em cromo. A precipitação de  $\alpha'$  produz efeitos de endurecimento, aumento no limite de escoamento, fragilização, aumento na temperatura de transição dúctil-frágil e perda de resistência à corrosão. Por ser mais rápida e intensa a 475°C, este tipo de precipitação é frequentemente referido como fragilização ou endurecimento a 475°C.

- A fase Sigma ( $\sigma$ ) é uma fase rica em cromo e molibdênio, que confere dureza e fragilidade aos aços inoxidáveis. Além disso, a fase Sigma provoca diminuição da tenacidade e do alongamento para aços duplex submetidos a tratamentos térmicos entre 650-1000°C. Porém, ocorre um aumento na resistência mecânica que, depende da aplicação, por ser considerado um efeito positivo (FORGAS JUNIOR, 2010).
- A fase Chi ( $\chi$ ) é uma fase frágil e rica em cromo e molibdênio. Assemelha-se à fase Sigma, tanto no aspecto cristalográfico, como nos efeitos que provoca nos aços duplex. A fase ( $\chi$ ) se distingue de ( $\sigma$ ) para longos tempos de exposição. Outro fator que difere essas duas fases é que o intervalo de formação de fase ( $\chi$ ) parece ser mais estreito, entre 700°C e 900°C. O aumento dos percentuais de Cr, Mo, W e Si tornam a precipitação de ( $\chi$ ) e ( $\sigma$ ) mais rápida, assim como o aumento de teor de Mo, Si e W também estende o intervalo de formação de fase ( $\sigma$ ) para temperaturas mais altas (GIRALDO, 2001).
- O nitreto de cromo pode surgir nos aços duplex, principalmente para aquecimentos acima de 1300°C e resfriamento rápido por processo de soldagem, o que em geral irá resultar em um elevado teor de ferrita no metal de solda ou ZTA (>60%), ou quando o aumento de teor de nitrogênio no elemento de liga causa a precipitação de  $Cr_2N$  entre 700°C e 900°C. A precipitação de  $Cr_2N$  fragilizam e são pontos preferenciais de nucleação de pites de corrosão. Com uma porcentagem de austenita próxima do ideal (entre 40% e 60%) o problema da formação do  $Cr_2N$  é minimizado (FAÇANHA, 2008).
- A formação de carbonetos de cromo ( $Cr_{23}C_6$ ) ocorre abaixo de 950°C apesar do baixo teor de carbono das ligas duplex. O  $Cr_{23}C_6$  se precipita a partir dos contornos  $\alpha/\gamma$ , devido a partição dos elementos cromo e níquel entre  $\alpha$  e em  $\gamma$  embora também possam se precipitar em  $\alpha/\alpha$  e  $\gamma/\gamma$  (FAÇANHA, 2008).

CRESPO (2014), ressalta que devido ao tempo de precipitação relativamente elevado, os três primeiros mecanismos de fragilização indicados não ocorrem, em geral, durante a soldagem. Porém, essas fases podem surgir em componentes que trabalham em temperaturas elevadas, ciclos térmicos de soldagem ou de tratamentos térmicos. Por isso, as aplicações de aços inoxidáveis duplex são limitadas a temperaturas de trabalho abaixo de 250°C. A Figura 3 apresenta, esquematicamente,

uma curva TTP (tempo-temperatura-precipitação) para o aço inoxidável duplex UNS S 32205.

Figura 3 - Diagrama de tempo-temperatura-precipitação do aço duplex SAF 2205.



Fonte: SEDRIKS, 1996.

De acordo com a Tabela 1, os AID possuem um limite de escoamento muito superior ao dos austeníticos, permitindo a redução na espessura e peso de uma estrutura ou equipamento.

Tabela 1 - Valores típicos de propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis à temperatura ambiente.

Aço	Tipo	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
304	Austenítico	290	580	55
316	Austenítico	290	580	50
409	Ferrítico	240	450	25
430	Ferrítico	350	520	25
S 32205	Duplex	480	680	25

Fonte: Associação Brasileira de Soldagem – ABS. 2001.

### 3.6 Energia de Soldagem

De acordo com MODENESI (2003), em condições práticas, a intensidade de uma fonte de calor em soldagem não pode ser facilmente medida. Um parâmetro alternativo, de uso mais comum, é a Energia de Soldagem, ou Aporte Térmico (H), que é a quantidade de energia gerada pela fonte de calor por unidade de comprimento da junta, onde H é expressa, em geral, pela Equação 1:

$$H = \eta \cdot \frac{P}{v} = \eta \cdot \frac{V \cdot I}{v} \quad (1)$$

Onde:

$H$  = Energia de soldagem (J/mm).

$\eta$  = rendimento térmico do processo

$P$  = Potência (J/s).

$V$  = Tensão no arco (V).

$I$  = corrente de soldagem (A).

$v$  = velocidade de soldagem (mm/s)

A Tabela 2 mostra as faixas usuais de  $\eta$  para diferentes processos de soldagem. A Norma Europeia DIN EN 1011-1:2009 apresenta valores de rendimento térmico constantes para alguns processos de soldagem e em geral, é medido através de métodos calorimétricos.

Tabela 2 - Valores de eficiência térmica conforme a DIN EN 1011-1:2009.

Processo de Soldagem	Rendimento Térmico ( $\eta$ )
Arco Submerso (SAW)	1,0
MIG/MAG (GMAW)	0,8
Eletrodo Revestido (SMAW)	0,8
TIG (CC-) (GTAW)	0,6

Fonte: PRÓPRIO AUTORES, 2018.

### **3.6.1 Eficiência Térmica do processo de Soldagem**

Nem toda a energia gerada pelo arco elétrico atinge o metal de base. Uma parte é dissipada para o meio circundante. Por este motivo define-se a 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 para o processo GTAW está entre 0,4 e 0,8. Esta dispersão de valores pode ser devido às diferenças nos arranjos experimentais. Alguns autores reportam que a eficiência térmica do processo de soldagem diminui com o aumento da corrente de soldagem e que este efeito pode ser explicado por uma perda maior de energia pela superfície da peça soldada. De qualquer maneira, a influência dos parâmetros de soldagem na eficiência térmica do processo de soldagem GTAW leva a variações sempre ao redor de 0,6 (FERREIRA, 2012). Este valor de eficiência térmica citado pelo autor, está de acordo com a norma DIN 1011-1: 2009.

### **3.6.2 Soldagem de aços inoxidáveis Duplex**

Os aços inoxidáveis duplex são altamente ligados e foram desenvolvidos no intuito de melhorar as já boas características das ligas duplex convencionais. Entretanto, esse maior número de elementos de liga facilita a formação de intermetálicos quando o material é submetido a aquecimentos localizados (GUNN, 1997). A faixa de energia de soldagem possível de ser aplicada em AID é relativamente ampla, varia de 0,5 kJ/mm até 2,5 kJ/mm (IMOA, 2014; AVESTA, 2009; OUTOKUMPU, 2013; WELDING HANDBOOK, 2011; KOTECKI, 2010).

A cinética de formação de precipitados intermetálicos que venham a comprometer as características mecânicas e de resistência à corrosão, chamadas de fases deletérias, está, no caso da soldagem, mais fortemente ligada à taxa de resfriamento. Neste sentido, GUNN (1997) relata que é mais importante para esses aços o controle do tempo de resfriamento entre as temperaturas de 1200°C e 800°C, devendo ser mantidos entre os valores de 4 a 15 segundos.

O uso de uma energia de soldagem baixa pode levar ao excesso de ferrita formada e conseqüentemente possibilidade de formação de nitretos de cromo no interior dos seus grãos, o que pode prejudicar propriedades mecânicas e resistência à corrosão. E um maior aporte de energia diminui a taxa de resfriamento, facilitando a formação da austenita, mas também aumentando as chances de formação da fase sigma (WELDING HANDBOOK, 2011; SOUZA et al, 2011) ou outras fases intermetálicas

(NUNES et al, 2012; MUTHUPANDI, 2003; YOUSEFIEH, 2011), a formação de grãos mais grosseiros na região da solda (SIEURIN, 2006) e uma Zona Termicamente Afetada (ZTA) com maior extensão (VASCONCELLOS et al, 2010).

Durante a solidificação após a soldagem, a nucleação da austenita ocorre principalmente nas fronteiras de grão da ferrita, mas com menores taxas de resfriamento sua nucleação também pode acontecer no interior dos grãos, como observado por SIEURIN (2006).

A quantidade de nitrogênio, com teor mínimo de 0,10% no aço SAF 2205, atua diretamente sobre a Zona Termicamente Afetada (ZTA), controlando o aumento excessivo da fase ferrita e melhora a estabilidade metalúrgica, fato constatado pela IMO A (2014). O nitrogênio também aumenta a formação de austenita no MS (KOTECKI, 2010). A extensão da ZTA em AID é muito pequena, não passando de alguns tamanhos de grão (SIEURIN, 2006). O nitrogênio assegura uma maior taxa de austenita na região da ZTA (VASCONCELLOS et al, 2010; NUNES et al, 2012). Porém de acordo com a taxa de resfriamento pode favorecer a formação de precipitados de nitretos de cromo ( $Cr_2N$ ), após a soldagem como já descrito por YURTISIK et al (2013).

Outro fator importante após a soldagem observado por CHAN et al (2014), é a variação da quantidade de elementos de liga nas diferentes regiões da solda e também diferentes fases, ferrita ( $\alpha$ ) e austenita ( $\gamma$ ) modificando a resistência a corrosão dos AID. Alguns desses elementos de liga como o cromo, molibdênio e nitrogênio afetam diretamente o valor do PREN na região da solda ou fase analisada, situação já estudada por ZHANG (2012), usualmente o valor calculado do PREN é uma forma de ranquear a resistência a corrosão por pites do material.

### **3.7 Resistência a corrosão dos Aços Duplex**

Segundo descrito por GENTIL (2011), o processo de corrosão é um fenômeno de deterioração nos metais, agravado com o tempo e exposição às reações químicas ou eletroquímicas, reações estas que podem ocorrer entre o metal e o meio ambiente (corrosão atmosférica), contato com elementos vizinhos (líquidos, gases) ou com outros metais.

Na maioria dos casos, a corrosão resulta de reações eletroquímicas. Para que estas iniciem, é necessário que ocorra a formação de uma diferença de potencial (DDP) entre dois pontos. Dentre as origens desta diferença de potencial, podem ser citadas:

- Diferença de umidade ou aeração entre dois pontos;
- Diferença de estado de tensões entre dois pontos;
- Irregularidades na microestrutura do metal;
- Diferença de temperatura entre dois pontos;
- Diferença de pH dos fluidos em contato, entre dois pontos.

Segundo TANIGUCHI (1982), dentre os vários tipos de corrosão existentes, podem-se citar os mais importantes: corrosão uniforme (processo em que há perda uniforme ou regular da espessura do material); corrosão alveolar e por pite (ocorrem em pequenas áreas - os alvéolos são cavidades na superfície metálica, de fundo arredondado e profundidade menor que seu diâmetro, enquanto os pites têm as mesmas características dos alvéolos, mas com profundidade maior que o diâmetro); corrosão intergranular (localizada entre os grãos da microestrutura); corrosão transgranular, (ocorre nos grãos da microestrutura); e corrosão filiforme (mais frequente sob as películas de tintas ou outros revestimentos, em meios úmidos, e caracterizada pelo aspecto de filamentos que toma o produto da corrosão).

Porém as principais formas de corrosão em AID são a localizada, normalmente por pites (PINTO, 2006) e por frestas (NUNES et al, 2012). De acordo com SOUZA et al (2013), a corrosão por pites causa a maior quantidade de prejuízos relacionados aos AID, afetando diretamente sua resistência à corrosão sobre tensão. Esse tipo de ataque pode se espalhar por diferentes regiões do material, dificultando ações de preparo quando em operação, sendo, portanto, um dos tipos de corrosão mais prejudicial aos aços inoxidáveis (SZKLARSKA-SMIALOWSKA, 2005).

### **3.7.1 Corrosão localizada - Corrosão por pites**

Segundo NUNES et al (2012), os aços inoxidáveis possuem a característica de passivação, resultando em uma camada passiva que assegura a resistência à corrosão, impedindo a entrada de oxigênio no material. O rompimento localizado da película de óxido protetora da superfície forma um pite, e devido à agressividade desse mecanismo de corrosão, a repassivação e formação de um novo filme podem ser dificultadas. Pois, a química no local da corrosão pode conter soluções com baixos conteúdos de oxigênio ou altas concentrações de íons cloreto, ambas os quais dificultam a repassivação (SOLOMON et al, 1982).

Os pites podem se originar a partir de heterogeneidade na composição química na superfície do material e/ou de descontinuidades na camada passiva, ocasionadas pela presença de inclusões não-metálicas, frestas, fases deletérias, trincas, riscos de usinagem ou degraus decorrentes da movimentação de discordâncias (SZKLARSKA-SMIALOWSKA, 2005). Deve-se ressaltar que a presença e a quantidade desses sítios de nucleação são por sua vez influenciadas pelos parâmetros utilizados no processamento do material, como deformação a quente, deformação a frio, tratamento térmico e soldagem (BAROUX, 2012).

Sendo assim, a corrosão por pites é um mecanismo de corrosão localizado, ocorrendo em algumas regiões, na forma de pequenos pontos, com pequena largura e profundidade considerável, enquanto o resto da superfície pode estar intacto (PINTO, 2006).

Ao comparar os aços inoxidáveis austeníticos ferríticos em sua estrutura os elementos de liga estão distribuídos em única fase, fazendo com que a resistência à corrosão desses aços seja idêntica. Os Duplex, por serem bifásicos, podem ter uma das fases com uma menor resistência a corrosão, mas a outra se mostrar mais resistente. Por mais que a concentração dos elementos de liga seja diferente nas duas fases, ferrita e austenita, os duplex possuem apurado balanceamento de elemento de liga nas duas fases, equilibrando-as na resistência a corrosão (ALVES, 2011).

A resistência à corrosão dos AIDs possui uma dependência direta do teor de cromo presente. Quanto maior o teor de cromo contido na liga, maior é a resistência à corrosão do aço, pois o cromo livre em solução sólida na matriz do material se combina com o oxigênio do ar possibilitando a formação da película passiva, protegendo o material contra os agentes corrosivos (SOLOMON et al, 1982). Porém, a maioria das fases que precipitam nos aços duplex é rica em cromo e/ou molibdênio.

Esta precipitação pode causar a diminuição dos teores destes elementos na matriz, e o que é mais sério ainda, a formação à sua volta de regiões estreitas e altamente empobrecidas nesses elementos. Assim, transformações de fase e a presença de precipitados considerados deletérios têm uma grande influência nos processos de corrosão e trincamento por corrosão sob-tensão dos aços inoxidáveis duplex (AZIZ, 1980). Quando houver na microestrutura do metal de solda e da zona termicamente afetada muita quantidade de Ferrita, a resistência à corrosão por pites é bastante afetada. A estrutura ferrítica é propensa à precipitação de nitretos de

cromo, o que leva a uma diminuição da concentração de cromo na estrutura, diminuindo a resistência à corrosão por pite.

Os aços inoxidáveis duplex são usualmente classificados de acordo com seus teores de Cr e de Ni e através da sua resistência à corrosão por pites, sendo para tanto adotado o conceito do número equivalente de resistência a pites (PREN), criado originalmente para o ranqueamento dos aços inoxidáveis austeníticos.

O PREN (também conhecido como PRE, PREN ou PI) é aceito como uma estimativa para a resistência à corrosão por pites, com base na composição química do aço inoxidável (GUNN, 1997; TSUGE et al, 1988). Quanto maior o PREN de uma liga, melhor é a sua resistência à corrosão por pites. Existem diferentes fórmulas empíricas para definição do PREN, sendo as mais comuns, as fórmulas definidas pelas Equações 2 e 3 (LIPPOLD et al, 2005; NASCIMENTO et al, 2008). A fórmula para aços inoxidáveis duplex inclusive é estabelecida nas especificações da ASTM e na NORSOK M-001, e expressa pela Equação 3:

$$\text{PREN} = \%Cr + 3,3\%Mo + 30\%N \text{ (para aços inoxidáveis austeníticos)} \quad (2)$$

$$\text{PREN} = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N \text{ (para aços inoxidáveis duplex)} \quad (3)$$

O teor de tungstênio é incluído no cálculo do PREN em algumas ligas de duplex com 25% de Cr, visto seu impacto na melhoria da resistência à corrosão por pites. Com isso temos a seguinte fórmula modificada, descrita pela Equação 4:

$$\text{PREN} = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N \quad (4)$$

O PREN é útil para comparação de diferentes classes de aços, mas não pode ser usado para prever se um aço em particular será adequado para uma determinada aplicação, onde pode vir a ocorrer corrosão localizada. Cabe relatar que, como os principais elementos de liga (Cr, Mo, Ni e N) não estão distribuídos igualmente na ferrita e na austenita, o PREN de cada fase pode variar o que torna uma das fases menos resistente à corrosão do que a outra (CHEN et al, 2012; KANG et al, 2013). Além disso, o PREN não distingue os materiais em relação à sua qualidade metalúrgica (tamanho de grão, distribuição de inclusões e possível precipitação de fases intermetálicas), à presença de soldas e de frestas, nem leva em consideração seu acabamento superficial, que tem uma forte influência na ruptura do filme passivo em ambientes salinos, como a água do mar.

O PREN é usado para uma comparação geral da resistência a pites entre materiais diferentes. Outro fator importante a ser considerado é a temperatura. Existe uma temperatura limite acima da qual o crescimento de pites estáveis são favorecidos; é o que se denomina temperatura crítica de pite (CPT). Altos valores de CPT e altos valores de potencial de pites (potencial eletroquímico onde se inicia a formação de pites) determinado por testes de polarização potenciodinâmica indicam uma maior resistência à corrosão por pites do material (NASCIMENTO et al, 2008).

### 3.8 Técnicas eletroquímicas

Quando um metal é mergulhado numa solução aquosa, imediatamente se inicia a reação com formação de íons dentro da solução e com a permanência dos elétrons dentro do metal. Estes elétrons carregam eletricamente o metal e criam um campo elétrico dentro da solução, que faz com que os íons, que são carregados positivamente, tendam a ficar retidos na vizinhança da interface metal- solução. Após um tempo relativamente curto estabelece-se uma situação de equilíbrio ou estado estacionário, caracterizada pela formação da chamada dupla camada. A reação eletroquímica responsável pela formação da dupla camada elétrica procede, tanto no sentido de oxidação como no de redução, com a mesma velocidade e que, através dessa camada, se estabelece um potencial de equilíbrio ( $E_e$ ). Com a imposição de um potencial externo resultará em uma alteração de processo, diz então que o eletrodo sofreu polarização. A extensão da polarização, medida com e relação ao potencial de equilíbrio, é chamada de *sobretensão* ou *sobrepotencial*, e é normalmente designado por  $\eta$ . Se  $\eta$  for positivo tem-se uma polarização anódica e, se  $\eta$  for negativo, uma polarização catódica. A Equação 5 representa como é encontrado o potencial resultante da polarização (WOLYNEC, 2003):

$$\eta = E - E_e \quad (5)$$

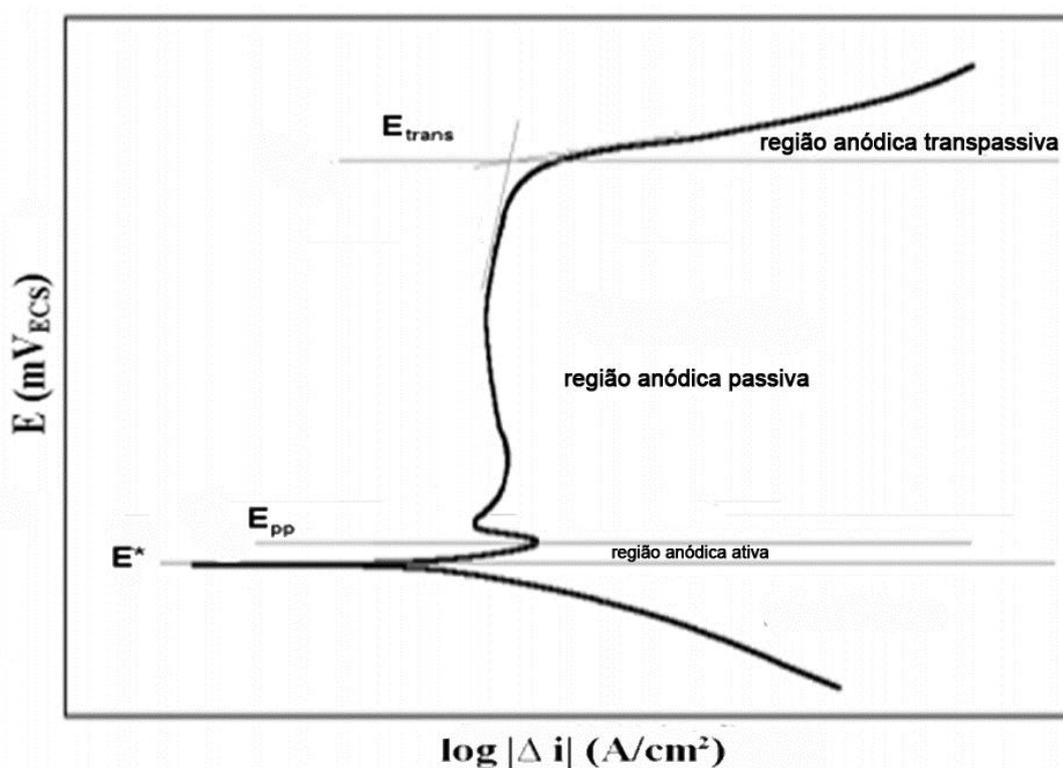
#### 3.8.1 Técnica Potenciodinâmica

A técnica potenciodinâmica efetua-se o levantamento da curva de polarização do metal dentro da solução aquosa na direção anódica, a partir de certo potencial (em geral a partir do potencial de corrosão  $E^*$  ou em potenciais onde predominam reações catódicas, aqueles menores que o potencial de corrosão) e elevando-se o potencial à taxa de varredura constante. Influenciam a forma das curvas de polarização, a velocidade de varredura, a composição da solução, o tempo de imersão anterior a

varredura de potencial e a temperatura de ensaio. A corrente, nas curvas de polarização, é mostrada em valores absolutos, e é dividida pela área do material exposta às reações, criando o conceito de densidade de corrente (WOLYNEC, 2003). O potencial de pite é considerado como sendo a intersecção da reta definida pela curva antes do aumento brusco da densidade de corrente com a reta definida pela curva após esse aumento. Este potencial determina os potenciais de ruptura dos filmes passivantes (os potenciais de pites).

Na curva de polarização anódica potenciodinâmica Figura 4, observa-se que, na porção catódica, abaixo do potencial de corrosão ( $E_{corr}$ ) ou potencial de circuito aberto, a baixa taxa de dissolução do metal ocorre devido à predominância de reações catódicas. Por se tratar de metais passivos, o valor da densidade de corrente é pequena, da ordem de 1 a 10  $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ , variando muito pouco com o aumento do potencial (WOLYNEC, 2003; LAPEC, 2012).

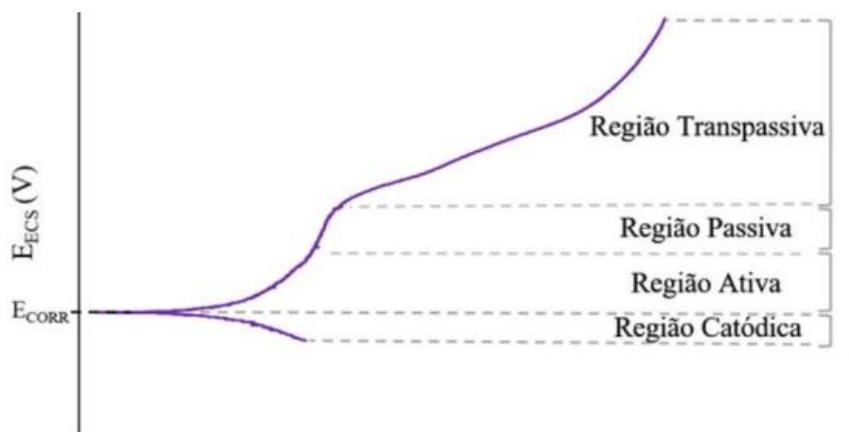
Figura 4 – Curva de polarização Anódica esquemática de aço inoxidável em meio ácido,  $E_{corr}$ : potencial de corrosão,  $E_{pp}$ : potencial de início de passivação,  $E_{trans}$ : potencial de início da região Anódica transpassiva.



Fonte: MAGNABOSCO, 2001.

A Figura 5 representa a curva de polarização potenciodinâmica anódica em meio ácido clorídrico do AID SAF 2205.

Figura 5 - Curva de polarização potenciodinâmica do AID SAF 2205



Fonte: POLISNKI, 2017.

Com o aumento do potencial há reversão de corrente no potencial de corrosão, e a partir daí tem início o trecho anódico da curva de polarização. Para aços inoxidáveis, a região anódica se divide em dois trechos distintos. No primeiro, denominado região anódica ativa, a densidade de corrente cresce com o aumento de potencial, caracterizando a dissolução anódica (corrosão) do metal. A partir de certo potencial, dá-se início ao segundo trecho, chamado região anódica passiva, caracterizado pela redução da densidade de corrente e por baixa taxa de corrosão. Tal fenômeno se dá em função da formação de película passiva aderente nos aços inoxidáveis, caracterizada por excelente aderência à superfície, baixa condutividade elétrica, pequena espessura e alta capacidade de autoregeneração (FONTES, 2009; MAGNABOSCO, 2001; WOLYNEC, 2003). Em potenciais mais elevados, em geral acontece um aumento da densidade de corrente, na região da transpassividade, que pode ser devido a vários fenômenos: estabelecimento de corrosão localizada com o potencial de pite, no qual o metal reage anodicamente a elevadas taxas de dissolução (LAPEC, 2012; SUMAN, 2010).

### 3.8.2 Extrapolação da reta de Tafel

A técnica de extrapolação de Tafel baseia-se na teoria de potencial mista, a qual afirma que a reação anódica (Oxidação) e catódica (Redução) são realizadas simultaneamente, de modo que a densidade de corrente total é igual à diferença das densidades de corrente das reações, podendo ser expresso com a Equação 6:

$$i = i_c - i_a \quad (6)$$

Onde:

$i$  = densidade total de corrente

$i_a$  = densidade de corrente anódica

$i_c$  = densidade de corrente catódica

Esta técnica é utilizada para medir a densidade de corrente ( $i_{corr}$ ) de maneira que a velocidade de corrosão é calculada. Uma curva de Tafel pode proporcionar diretamente a  $i_{corr}$  ou a inclinação de Tafel ( $ba$  e  $bc$ ). As inclinações de Tafel são usadas para calcular  $i_{corr}$ . As Fórmulas 7,8 e 9 mostram a relação entre o valor de  $R_p$ , as inclinações de Tafel, e a taxa de corrosão.

$$R_p = \left(\frac{\Delta E}{\Delta t}\right) e = e_{corr} \quad (7)$$

$$i_{corr} = \frac{B}{R_p} \quad (8)$$

$$B = \frac{b_{abc}}{2.303(ba+bc)} \quad (9)$$

Onde:

$R_p = \left(\frac{\Delta E}{\Delta t}\right)$  e inclinação da região linear

$\Delta E$  = diferença de potenciais em volts (V)

$\Delta i$  = se expressa em microampères ( $\mu A$ )

$ba$  = inclinação de Tafel anódica (mV)

$bc$  = inclinação de Tafel catódica (mV)

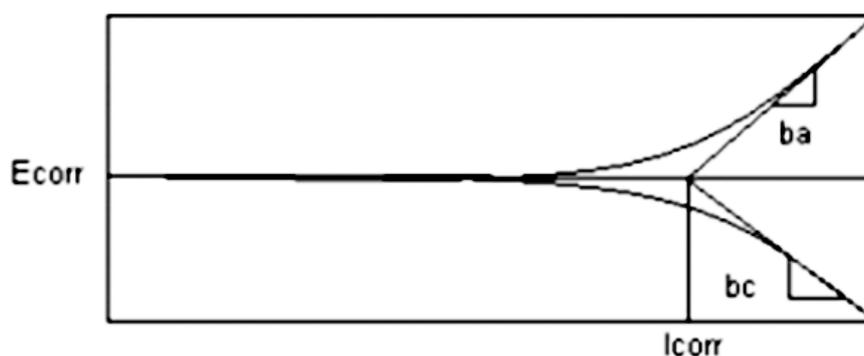
2.303 = logaritmo natural de dez

$i_{corr}$  = densidade de corrente ( $\mu A/cm^2$ )

$B$  = constante de Tafel

Pode-se gerar uma curva de polarização ao iniciar a varredura a partir do  $E_{corr}$  (potencial), com variação de  $\pm 300$  mV. A taxa de varredura é normalmente 0,16 mV/seg. Portanto, a curva resultante é um gráfico do potencial aplicado versus o logaritmo da corrente medida, como mostrado na Figura 6.

Figura 6 - Determinação das inclinações numa curva tafel

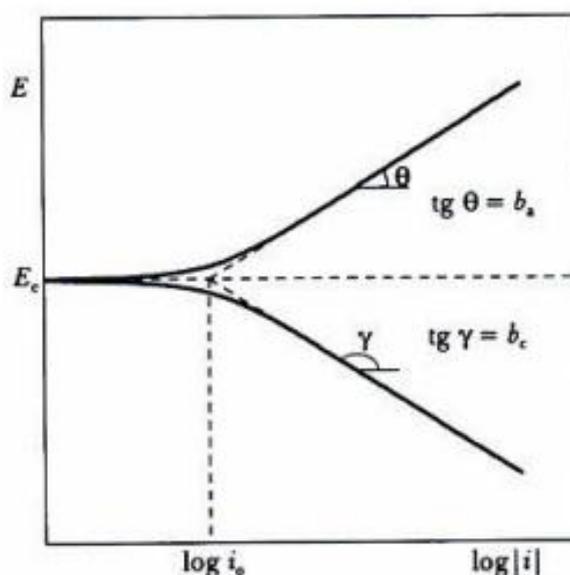


Fonte: WOLYNEC, 2003.

Uma maneira de determinar  $i_{corr}$  é traçando uma linha reta ao longo da porção linear da curva anódica ou catódica até interceptar o eixo Y ( $E_{corr}$ ). Sob condições ideais, a curva de Tafel deve ser linear em algum intervalo de potenciais aproximados. Para a curva catódica, isto ocorre entre -50mV e -250mV vs  $E_{corr}$  e para a curva anódica, isto ocorre entre +50 mV e +250 mV vs  $E_{corr}$ . Extrapolando o melhor ajuste de uma linha reta através do potencial de corrosão  $E_{corr}$ , o ponto de intersecção em  $E_{corr}$  dá o valor de  $i_{corr}$ , conforme a Figura 6.

A inclinação da linha reta que se ajusta aos dados de Tafel é chamada inclinação de Tafel (B). Pode-se determinar uma inclinação de Tafel anódica ( $b_a$ ) de um ajuste da região linear anódica e uma inclinação de Tafel catódica ( $b_c$ ) de um ajuste da região linear catódica como observado na Figura 7.

Figura 7 - Determinação da densidade de corrente ( $i_{corr}$ )



Fonte: WOLYNEC, 2003.

### 3.8.3 Método de Polarização linear

A resistência à polarização linear ( $R_p$ ) determina a resistência à oxidação apresentada pelo material quando este é submetido à aplicação de um potencial externo. Um valor alto de resistência à polarização indica que o material não é sujeito à corrosão já um baixo valor, indica um elevado potencial de corrosão. O valor da resistência à polarização é obtido a uma baixa velocidade de varredura, no ponto no qual a corrente é igual à zero ( $i=0$ ) (OLIVEIRA, 2008; SANTOS, 2008).

A base para o método de polarização linear é a equação de Stern-Geary (WOLYNEC, 2003). Esta equação é dada pela expressão 10:

$$i_{corr} = \frac{b_a |b_c|}{2,303 (b_a + |b_c|)} * \frac{1}{R_p} \quad (10)$$

Em que,

$$R_p = \left( \frac{d\Delta E}{d\Delta i} \right) \Delta i = 0 \quad (11)$$

A resistência à polarização ( $R_p$ ) é inversamente proporcional à corrente de corrosão (SANTOS, 2008). O valor da densidade de corrente de corrosão é dada pela Equação 12.

$$i_{corr} = 10^6 \frac{B}{R_p} \quad (12)$$

O coeficiente de Stern-Geary é representado por B e é calculado pelas constantes anódica ( $b_a$ ) e catódica ( $b_c$ ) pela Equação 13 (SANTOS, 2008).

$$B = \frac{b_a |b_c|}{2,303 (b_a + |b_c|)} \quad (13)$$

A equação de Stern-Geary (13) é a equação base para a resolução do método de polarização linear (WOLYNEC, 2003).

### **3.9 Influência da variação da energia de soldagem nas propriedades mecânicas e na resistência a corrosão do duplex SAF 2205**

Segundo VIDEIRA (2016), ao analisar a influência do aporte térmico da soldagem GTAW no balanço de fases ferrita/austenita do aço inoxidável duplex UNS S32205 via Microscópio Óptico e Microscópica Eletrônica de Varredura, verificou-se que o desbalanceamento da relação 50% ferrita e 50% austenita no metal de solda demonstrou que quanto maior o aporte térmico utilizado na soldagem do aço duplex UNS S32205, maior é o percentual volumétrico de austenita presente nessa região do material. Isso ocorre porque elevados valores de energia de soldagem mantém o material na temperatura necessária para formação da austenita por mais tempo. O uso da soldagem GTAW, elevou-se a fração volumétrica da fase ferrita encontrada no metal de solda das amostras, resultando na fragilização da região, o que pode ser

prejudicial à resistência à corrosão e mecânica. E ainda conclui que na ZTA mais próxima do metal de solda, observou-se a formação de uma faixa com maior percentual de ferrita. Isso se deve ao fato dessa região, durante a soldagem, atingir temperaturas de pico em que a austenita se torna instável, formando a ferrita. Nas medições de Dureza Vickers, VIDEIRA (2016), notou-se um aumento de dureza em relação ao metal base, devido à maior presença de ferrita em ambas as regiões.

De acordo com VIEIRA (2014), foi possível observar na caracterização microestrutural de um aço inoxidável duplex, após o processo de soldagem TIG, a estrutura bifásica tem seu equilíbrio alterado, em virtude das altas temperaturas envolvidas neste processo e sem o controle de resfriamento. Observou também a formação da ZTA e do MS, com microestruturas distintas do MB. Observa-se um aumento do tamanho de grão na região da ZTA, em decorrência da elevada temperatura utilizada e da posterior queda abrupta de temperatura durante o resfriamento. Além disto, esta região apresenta a austenita com uma porcentagem maior que a sua matriz ferrita. Quando a porcentagem de austenita é maior do que da ferrita há uma possível formação de fases. VIEIRA (2014) analisou na região da ZTA que devido às altas temperaturas utilizadas no processo de soldagem foram formadas ilhas austeníticas na matriz ferrítica e que na região ZTA, foi possível observar que após o processo de soldagem a quantidade de ferro é maior e a quantidade de cromo diminui, aparecendo também um aumento do teor de manganês e níquel e a presença do molibdênio. Contudo, sem o controle de resfriamento, a fase Sigma poderá surgir.

Segundo NETO (2011), o aporte térmico (*heat input*) gerado em uma junta de aço inoxidável superduplex durante o processo de soldagem TIG autógena não gerou regiões termicamente afetadas que pudessem ser identificadas e a diferença de parâmetros como corrente e o *heat input* com os quais foram soldadas (25 A e 40 A - 0,12KJ/mm e 0,19KJ/mm) parece não ter sido significativo para afetar a fração volumétrica da fase austenita. Porém uma análise qualitativa mostrou que os grãos da fase ferrita apresentaram-se maiores nas amostras soldadas com 40 A (*Heat input* 0,19KJ/mm) em relação às amostras soldadas com 25 A (*Heat input* 0,12KJ/mm), devido ao maior aporte de térmico do processo. Em relação à geometria dos grãos houve uma diferença significativa entre os grãos de austenita da zona de fusão em relação ao metal base, os primeiros apresentando formatos alongados e de contornos

mais suaves, já os da zona de fusão apresentaram geometria acicular (agulhados) nos contornos de grãos da fase ferrita.

PEREIRA (2009), ao analisar o efeito de energia de soldagem na microestrutura de um aço inoxidável duplex SAF 2205 observou que quanto maior o aporte de calor empregado na soldagem, menor será a velocidade de resfriamento, e vice-versa, sujeitando a formação de precipitados intermetálicos e um desbalanceamento nas fases primárias e secundárias. O ciclo térmico de soldagem a baixas, médias e altas energias de soldagem foi capaz de promover a formação de precipitados tanto na interface ferrita/austenita quanto na matriz ferrítica.

Com o aumento do aporte térmico nas soldas realizadas houve um desbalanceamento da sua microestrutura como pode ser observado através do ataque químico tipo Behara com o Microscópio Óptico. Pode ter ocorrido a precipitação de outras fases, mas assumiu-se que as únicas fases presentes são ferrita e austenita. No metal de base a quantidade relativa de ferrita/austenita permanece praticamente inalterada, evidenciando a baixa influência da soldagem nesta região. No metal de solda pode-se observar através de estudo quantitativo uma redução na fração volumétrica de ferrita com o aumento da energia de soldagem. A força eletromotriz é a alta temperatura com baixa velocidade de resfriamento, sendo justamente esse retardo no resfriamento o responsável pela nucleação e crescimento da austenita. Entretanto, a fração total de austenita, ferrita e precipitados também são controlados pela composição química e pelo tamanho de grão da ferrita já solidificada na solda.

As medidas de microdureza da ferrita e da austenita revelam que a austenita é mais dura que a ferrita devido os elementos de liga que compõem a austenita ser mais duro. Na análise microestrutural juntamente com a microdureza, a precipitação de fases intermetálicas, reforça a suposição do aumento da dureza relativa das fases deixando o material cada vez mais duro e frágil. Isso pode ser evidenciado pelos valores superiores obtidos na interface  $\alpha/\gamma$ , que são os locais preferenciais de precipitação de fases secundárias. Foram observados maiores valores de microdureza na ZTA e no MS para os casos em que foram empregados energias de soldagem baixas e altas, sendo justamente os casos em que se encontrou maior precipitação de fases intermetálicas.

LÓRA (2006), conclui que com o aumento da energia de soldagem nos níveis ensaiados, tem-se um aumento na porcentagem de austenita. Pela variação da energia de soldagem tem-se a diferenciação na distribuição dos tipos de austenita (Widmanstätten, Intergranular e Intragranular). As três morfologias austeníticas encontradas na região fundida apresentaram durezas distintas entre si, afetando a homogeneidade do perfil de dureza no metal de solda.

Conforme NUNES et al (2012), os valores de durezas abaixo de 310 HV são aceitáveis, valores superiores maximizam os problemas de propagação de trincas. Valores de microdureza elevados também podem ser um indício da formação de intermetálicos ou fases deletérias. Um exemplo é a fase sigma ( $\sigma$ ) com dureza entre 900-1000 HV, como observado por LONDOÑO (1997).

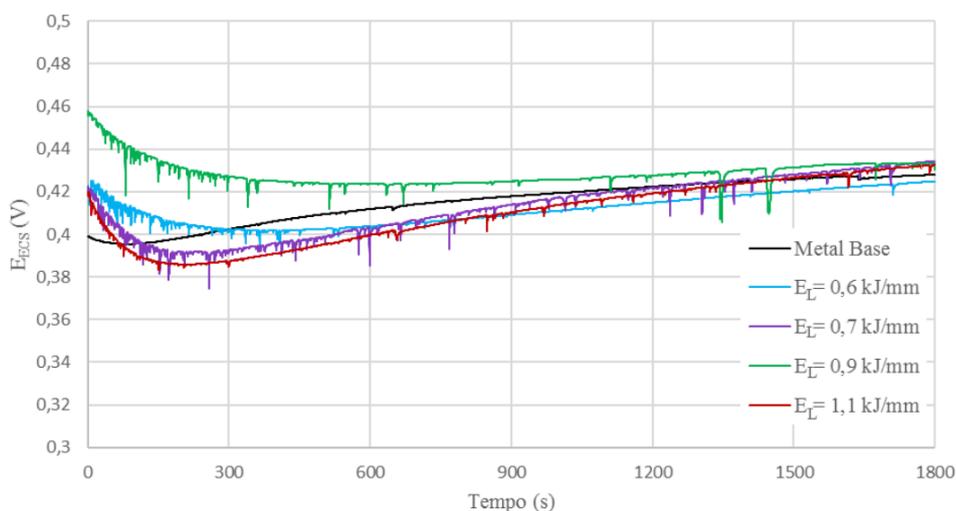
De acordo com SANTOS et al (2016), as propriedades de corrosão do aço Superduplex UNS S32760 submetido ao alto aporte térmico no processo de soldagem GTAW, apesar de ter proporcionado uma taxa de resfriamento capaz de causar a nucleação e crescimento da austenita, pode ter causado a precipitação de finas fases intermetálicas que provocaram aumento localizado de dureza, principalmente no centro do metal de solda e no fim da zona de transformação parcial. Estes precipitados apresentaram morfologia fina o que pode ser relacionado à considerável presença de Tungstênio nessa liga. Este elemento é utilizado para evitar maiores adições de Molibdênio, ambos com efeito positivo na resistência à corrosão por pites. Porém, o Molibdênio traz maior possibilidade de precipitação intermetálicas do que o Tungstênio. Afirma também que os resultados do ensaio de corrosão favorecem a suposição de regiões de precipitação de intermetálicos. Isto porque a precipitação destes nessas regiões causa o empobrecimento de Cromo nas adjacências dos precipitados, onde a corrosão se inicia.

MOZART (2017) analisou através dos ensaios de polarização potenciodinâmica e espectroscopia impedância eletroquímica (EIS) a influência dos Ciclos Térmicos na resistência a corrosão do aço SAF 2205. Os resultados da polarização mostraram que a corrente se mantém baixa, na ordem de  $10^{-6}A$  durante toda a varredura do

potencial, o que indica que o filme protetor formado sobre o material manteve-se íntegro, não ocorrendo corrosão localizada.

POLINSKI (2017) observou que as curvas obtidas no ensaio de polarização em solução de cloreto férrico ( $FeCl_3$ ), para as quatro amostras, apresentaram um comportamento similar, sem uma diferenciação acentuada. Os valores dos potenciais de circuito aberto (OCP), das quatro energias de soldagem e metal base, mantiveram-se entre 0,425-0,434 V, o sistema converge e estabiliza em um potencial muito próximo, como mostrado na Figura 8.

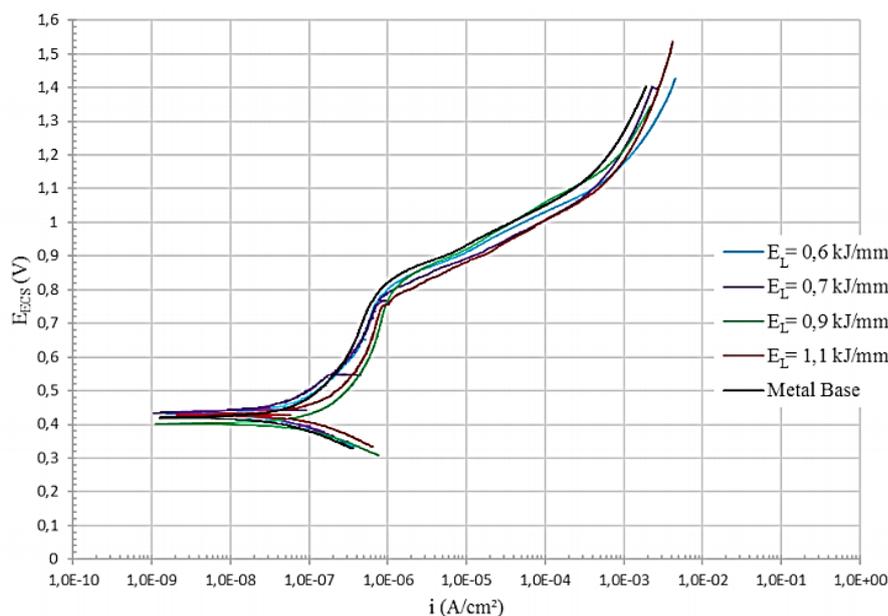
Figura 8 - Monitoramento do potencial de circuito aberto (OCP), para o metal base e quatro energias líquidas de soldagem.



Fonte: POLINSKI, 2017.

As curvas de polarização, apresentados na Figura 9, mostram que as cinco curvas são muito parecidas, o importante é salientar que mesmo ocorrendo uma mudança na microestrutura da área exposta para o ensaio, a mesma demonstra não ter relação direta com o comportamento das curvas de polarização.

Figura 9 – Curvas de Polarização Potenciodinâmica



Fonte: POLINSKI, 2017.

POLINSKI (2017), analisou que os parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização com o menor valor de potencial de corrosão ( $E_{corr}$ ), e maior valor de potencial de pite ( $E_{pit}$ ), indicam um melhor potencial de passivação ( $E_{pass}$ ) e uma maior zona de passivação no meio corrosivo, como é mostrado na Tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização

$E$ (kJ/mm)	$E_{corr}$ (V)	$E_{corr}$ (V)	$i_{corr}$ (A/cm <sup>2</sup> )	$E_{pit}$ (V)	$\Delta E_{corr}$ (V)
Metal Base	0,422	0,416 ± 0,003	4,73.10 <sup>-8</sup> ± 1,59.10 <sup>-8</sup>	0,816	0,4
$E_L = 0,60$	0,428	0,425 ± 0,004	2,26.10 <sup>-8</sup> ± 0,87.10 <sup>-8</sup>	0,804	0,379
$E_L = 0,70$	0,430	0,430 ± 0,001	4,01.10 <sup>-8</sup> ± 0,27.10 <sup>-8</sup>	0,796	0,366
$E_L = 0,98$	0,419	0,412 ± 0,010	3,80.10 <sup>-8</sup> ± 2,57.10 <sup>-8</sup>	0,794	0,382
$E_L = 1,10$	0,438	0,433 ± 0,002	3,13.10 <sup>-8</sup> ± 2,31.10 <sup>-8</sup>	0,779	0,346

Fonte: POLINSKI, 2017.

POLINSKI (2017), afirma que ao final da observação das amostras, não foram encontrados pites. A região exposta apresentou um comportamento de corrosão mais agressivo entre as fases  $\alpha/\gamma$  o interior dos grãos de  $\alpha$  também apresentou sinais de corrosão intragranular, provocados possivelmente pela presença de nitretos de cromo ( $Cr_2N$ ) ou de austenita secundária.

ARTURO (2015), complementa que quanto maior o  $E_{pit}$ , maior a resistência do material a esse mecanismo de corrosão localizada. Mesmo com valores próximos, a

amostra composta pelo MB, resultou em um maior  $E_{pit}$  e  $E_{pass}$  comparado as quatro energias líquidas de soldagem.

GIRÃO (2008), constatou-se que a corrosão por pite em aços inoxidáveis duplex SAF 2205 não é afetada, pois não houve grandes variações nos potenciais de circuito aberto, de proteção e de pite comparando o metal de base com amostras da junta soldada. No entanto, o valor da densidade de corrente para amostras do metal de base foi da ordem de  $10^{-5}$ - $10^{-6}$ A/cm<sup>2</sup>, valor típico para materiais com passividade, enquanto que as amostras da junta soldada sofreram o início de pites em densidades de aproximadamente  $10^{-4}$ - $10^{-5}$ A/cm<sup>2</sup>. Tal variação dos valores de densidade de corrente, de 1 ordem de grandeza a mais, combinado com as irrelevantes alterações dos potenciais  $E^*$ ,  $E_{prot}$  e  $E_{pit}$ , levam à conclusão de que há ocorrência de uma corrosão generalizada maior nas amostras soldadas, mas não por pite.

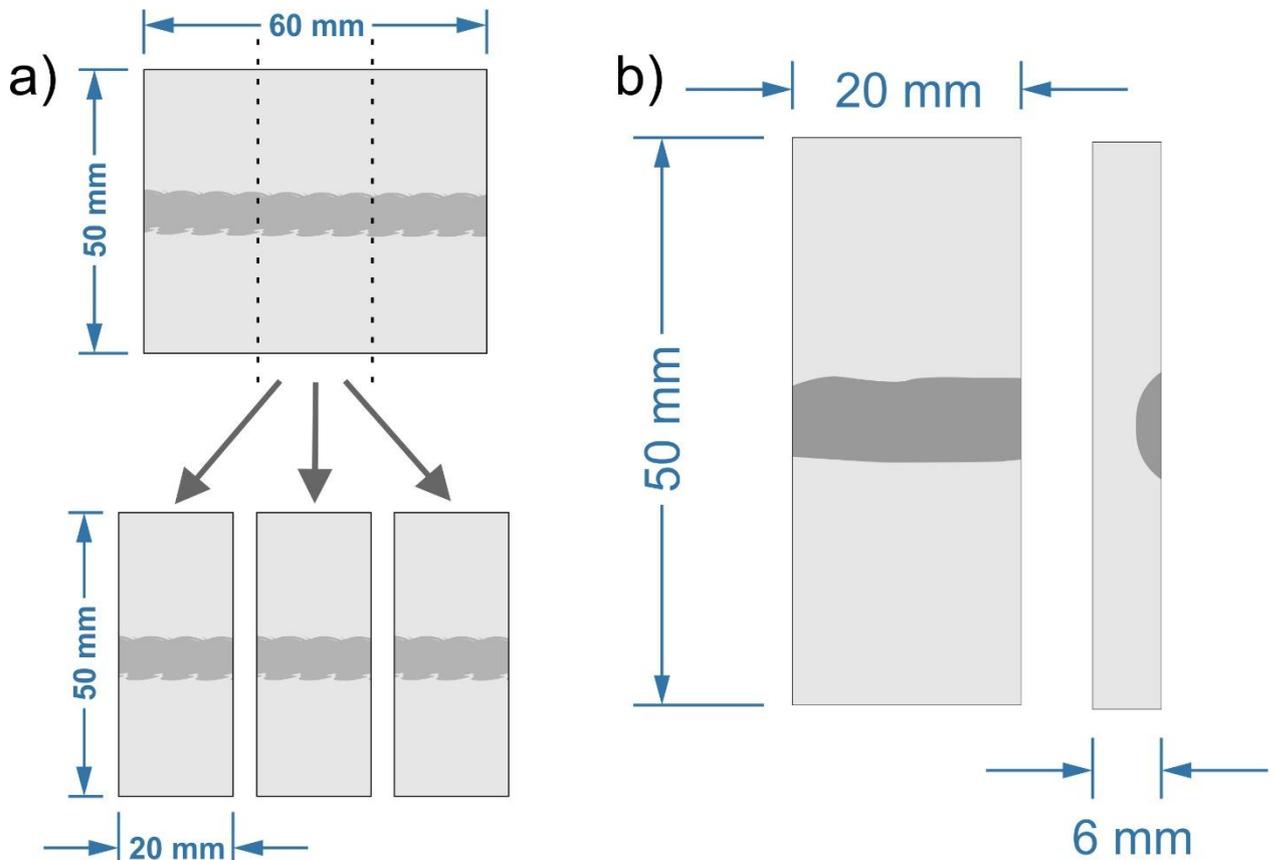
## 4 METODOLOGIA

### 4.1 Material

O aço duplex utilizado foi o SAF 2205 (UNS 32205 / 31803 DIN 1.4462), fornecido por uma empresa, em chapas com dimensões de 150 mm de largura, 250 mm de comprimento e com 6 mm de espessura. Para identificação e comprovação do material utilizado no trabalho foi realizado por um inspetor de soldagem N1 o ensaio não-destrutivo- Teste por pontos, de acordo com a norma ABNT NBR 15693:2016 e apresentado em ANEXO A.

O processo de soldagem GTAW foi utilizado para produzir cordões com simples deposição sobre a chapa (*bead-on-plate*), mesma metodologia utilizada por POLINSKI (2017). A Figura 10 traz um esquema com as dimensões das chapas recebidas e utilizadas e um esboço do cordão depositado após a soldagem, que foi depositado no meio das chapas em todas as condições de soldagem utilizadas.

Figura 10 – Esquema ilustrativo das chapas de aço SAF 2205, **(a)** Dimensões das amostras preparadas e soldadas **(b)** Desenho das dimensões de cada amostra cortada.



Fonte: AUTORES, 2019.

## 4.2 Procedimento de Soldagem

Os corpos de prova foram soldados no laboratório do departamento de mecânica da própria instituição, com o método manual GTAW (TIG) por um soldador qualificado. Este processo de soldagem utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre a peça a ser soldada e um eletrodo de tungstênio (AWS 5.12: EWTh-2), enquanto o arco é protegido pelo fluxo de um gás inerte argônio, sem a adição de material. Para promover uma melhor cobertura e um fluxo laminar do gás de proteção foram utilizados bocais do modelo 8, como é mostrado na Figura 13, logo a vazão do gás durante o processo de soldagem foram realizadas com taxas de 12 a 18 L/min. Foi adotado uma eficiência térmica de 60% para o processo GTAW. De acordo com CUNAT (2007); FELIZARDO (2008), o processo GTAW é comumente realizado em chapas com espessuras baixas como é caracterizado o presente trabalho.

A máquina de soldagem utilizada foi a Origo™ TIG 150 LiftArc da ESAB. As características técnicas da máquina podem ser visualizadas na Figura 11 e a máquina utilizada, na Figura 12.

Figura 11 – Característica técnicas da fonte de soldagem

Origo™ TIG 150 LiftArc						
		IEC/EN 60974-1 EN 50199				
	8 A / 20 V - 150 A / 26 V					
	$U_{\infty}$	X	25%	35%	60%	100%
	58-75V	$I_z$	150A	140A	110A	90A
		$U_z$	26V	25.5V	24.5V	23.5V
	3 A / 10 V - 150 A / 16 V					
	$U_{\infty}$	X		35%	60%	100%
	58-75V	$I_z$		150A	120A	95A
		$U_z$		16V	15V	14V
	1~	$U$ : 220/230V 50/60Hz	$I_{1,max}$ 36A	$I_{ref}$ 21A		
$U_{\mu=}$ 11.5kV		IP 23C				

Fonte: ESAB - Disponível em <[www.esab.com.br](http://www.esab.com.br)>

Figura 12 – Fonte de soldagem utilizada (Origo™ TIG 150 LiftArc)



Fonte: Disponível em <[www.manuttech.com.br](http://www.manuttech.com.br)>

Figura 13 – Exemplo de modelos de Bocais



Fonte: VIDEIRA, 2016.

Para avaliar a influência do aporte térmico no material, VIDEIRA (2016) adota um aporte térmico que varia entre 0,26 kJ/mm e 0,65 kJ/mm e sugere o uso de aportes térmicos mais elevados. Com base nessas afirmações, foram utilizados os seguintes valores de aporte térmico: variando entre 0,67kJ/mm e 0,90 kJ/mm aproximadamente. A Tabela 4 apresenta as condições de soldagem analisadas no presente trabalho.

Tabela 4 - Parâmetros de Soldagem

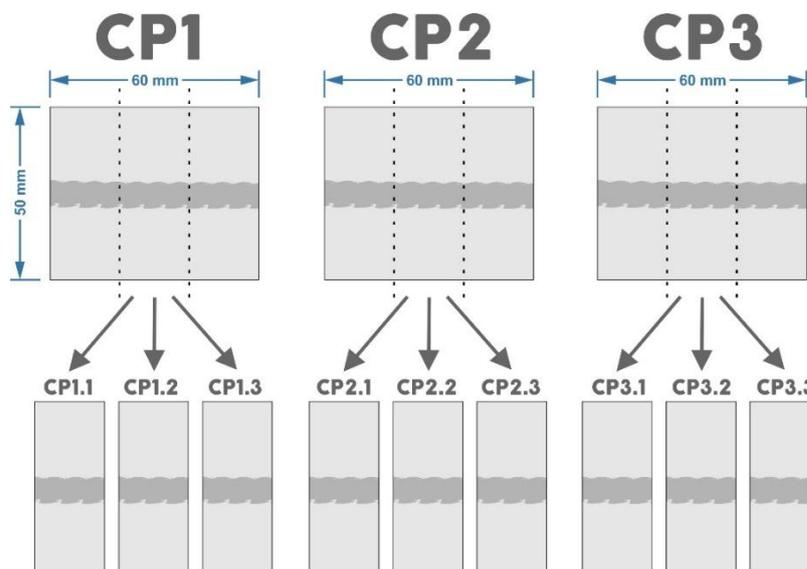
Amostras	Tensão de soldagem (V)	Corrente de soldagem (A)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Aporte térmico (kJ/mm)
CP1	15	120	1,1	0,98
CP2	15	100	1,1	0,82
CP3	14	80	1,1	0,61

Fonte: AUTORES, 2019.

Os valores de aportes térmicos foram calculados ao determinar os parâmetros de soldagem. Os valores da tensão de soldagem foram fixados em 14 e 15 V pela especificação da máquina, de acordo com o fabricante, à medida que aumenta a corrente a voltagem também deve ser aumentada. Com relação as velocidades de soldagem e por ser um processo de soldagem manual foi necessário calcular a velocidade média de soldagem transmitida pelo soldador durante todo o processo. O parâmetro que variou, foi à corrente de soldagem, tipo CCPD (Corrente Continua com Polarização direta): variando entre 80 A e 120 A e por fim considerou-se um rendimento térmico de 60%.

Os três corpos de prova soldados passaram por três ensaios: metalografia, dureza e corrosão. Logo, para garantir a confiabilidade dos resultados, cada corpo de prova passou por 3 repetições de análises de acordo com a energia de soldagem imposta sobre a junta, totalizando 9 amostras, como é apresentado na Figura 14.

Figura 14 – Amostras soldadas e separadas em 3 corpos de prova para cada energia.



Fonte: AUTORES, 2019.

### 4.3 Preparação das chapas para análises

Após o processo de soldagem, os corpos de prova (CP's) foram preparados metalograficamente, pois as análises realizadas abrangem três regiões distintas: Região do Metal de Base (MB), Região de transição compreendendo a Zona Termicamente Afetada (ZTA) e o Metal de Solda (MS).

A preparação metalográfica, consistindo em corte refrigerado dos CP's, lixamento e posterior polimento. Foram empregadas lixas de granulometrias 80, 120, 180, 320, 400, 600, 1200, 1500 e 2000. Em seguida, as amostras foram polidas com pasta de alumina com 0,3 microns ( $\mu\text{m}$ ).

Por fim dois reagentes químicos: Hidróxido de sódio (NaOH) e Behara modificado foram utilizados para revelar as fases. A composição da fórmula de cada ataque químico, selecionados de acordo com aqueles listados na Norma ASTM E407-2007, é apresentado na Tabela 5.

Tabela 5 - Ataques químicos utilizados para as análises metalográfica (Adaptado da ASTM E407).

Reagente	n° (ASTM E407)	Tipo de ataque	Composição	Parâmetros	Objetivo
20% NaOH	220	Eletrolítico	20g de NaOH 100 ml de H <sub>2</sub> O	3V por 15 segundos	Delineamento entre ferrita, austenita e revelar a presença de fase sigma e intermetálicos
Behara modificado	212	Imersão	NH <sub>4</sub> HF <sub>2</sub> 0,4 g de Na <sub>2</sub> S <sub>2</sub> O <sub>5</sub> 20 ml de HCl 100ml de H <sub>2</sub> O	imersão até a coloração da amostra	Contraste entre fases, ferrita fase escura, austenita fase clara

Fonte: AUTORES, 2019.

### 4.4 Caracterização microestrutural

O equipamento utilizado para microscopia óptica foi um microscópio da marca Olympus, mostrado na Figura 15.

A microscopia óptica foi empregada neste trabalho com o seguinte intuito:

- Visualização da microestrutura resultante do metal de solda e da zona termicamente afetada.

Figura 15 - Microscópio Olympus - CX41



Fonte: AUTORES, 2019.

## 4.5 Ensaios de microdureza Vickers

### 4.5.1 Preparação das amostras para o ensaio

Para um melhor resultado, todas as amostras sofreram uma redução nas dimensões através de corte refrigerado por uma Cortadeira Struers Labotom-3, conforme Figura 16, e reduzidas para tamanhos menores para que fosse possível embuti-las.

Figura 16 – Cortadeira Struers Labotom-3



Fonte: AUTORES, 2019.

Na sequência, foram embutidas a quente na Prensa, mostrado na Figura 17, utilizando o material baquelite, as amostras foram lixadas seguindo uma sequência de granulometrias sendo elas 80, 220, 320, 500, 800, 1200, 1500 e 2000, por fim as amostras foram polidas numa polimetriz metalográfica usando alumina de  $1\mu\text{m}$ , depois foram lavadas usando água e algodão e secadas com secador térmico, depois limpas com álcool e novamente secadas com o secador térmico.

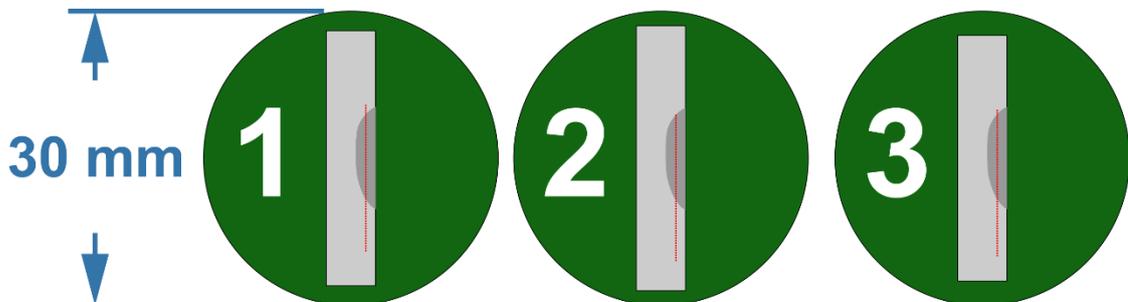
Figura 17 – Prensa de Embutimento Marca Arotec Pre30Mi



Fonte: AUTORES, 2019.

Ao final do processo, as amostras foram atacadas com behara modificado para novamente mostrar exatamente onde estava o MB, ZTA e MS, as regiões foram então devidamente marcadas e novamente as amostras foram polidas com alumina de  $1\mu\text{m}$ , depois foram lavadas usando água e algodão e secadas com secador térmico, e por fim limpas com álcool e secadas com o secador térmico, conforme Figura 18.

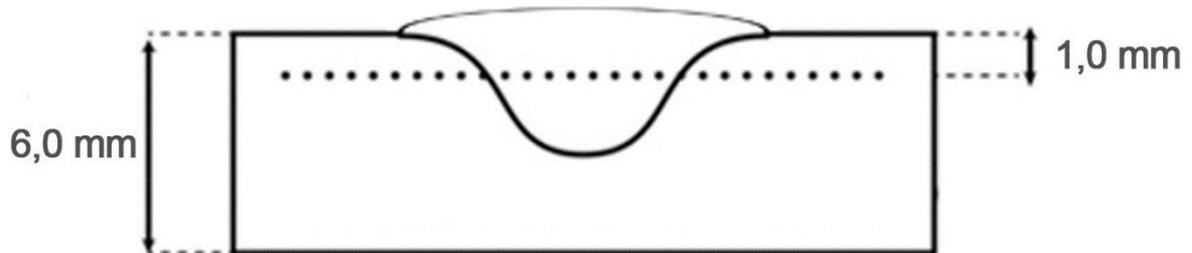
Figura 18 – Esquema em tamanho real das dimensões das amostras embutidas e com as 60 indentações.



Fonte: AUTORES, 2019.

O perfil de microdureza foi traçada em uma linha para cada corpo de prova e localizada a uma distância de 1 mm da superfície das chapas, como apresentado na Figura 19.

Figura 19 - Esquema representativo das linhas de indentação



Fonte: adaptado de POLINSKI, 2017.

#### 4.5.2 Realização do ensaio de Microdureza Vickers

O equipamento utilizado foi um microdurômetro Digital MicroHardeness Tester, da marca Pantec, conforme a Figura 20.

Figura 20 - Microdurômetro Digital MicroHardeness Tester.



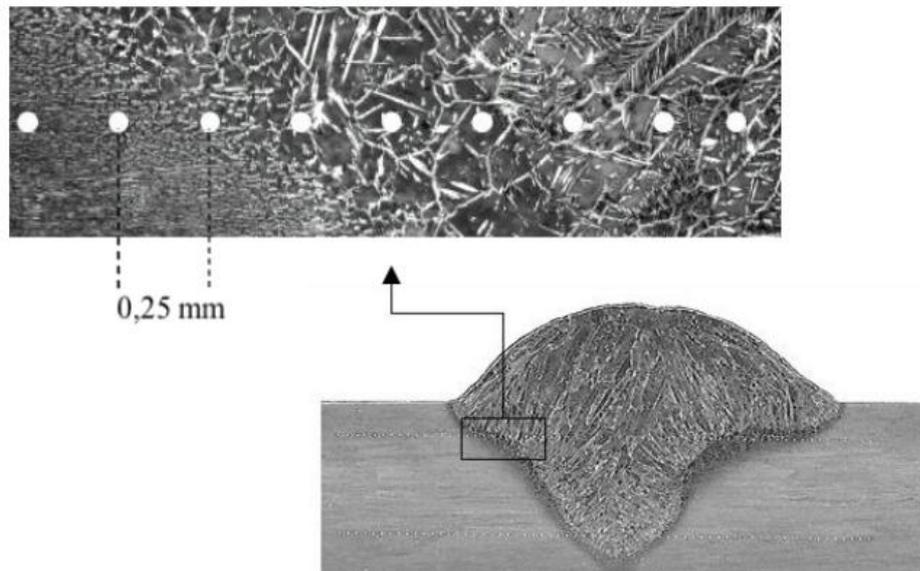
Fonte: AUTORES, 2019.

Para auxiliar na execução das indentações uma linha reta foi feita com um marcador sobre a amostra sem danificá-la. As amostras foram então submetidas a ensaios de Microdureza Vickers, conduzidas com um microdurômetro equipado com um penetrador Vickers, empregando carga de 500gf e tempo de aplicação de 10s, as medidas foram tomadas na horizontal sendo realizados um total de 60 indentações

com 0,25mm de distância entre cada indentação, em conformidade com a Norma ASTM E384-16, 2016. A metodologia é a mesma utilizada por POLINSKI (2017), nos ensaios de microdureza do AID SAF 2205, e as indentações tiveram início no MB, passando pela ZTA até o MS repetindo o procedimento para cada amostra.

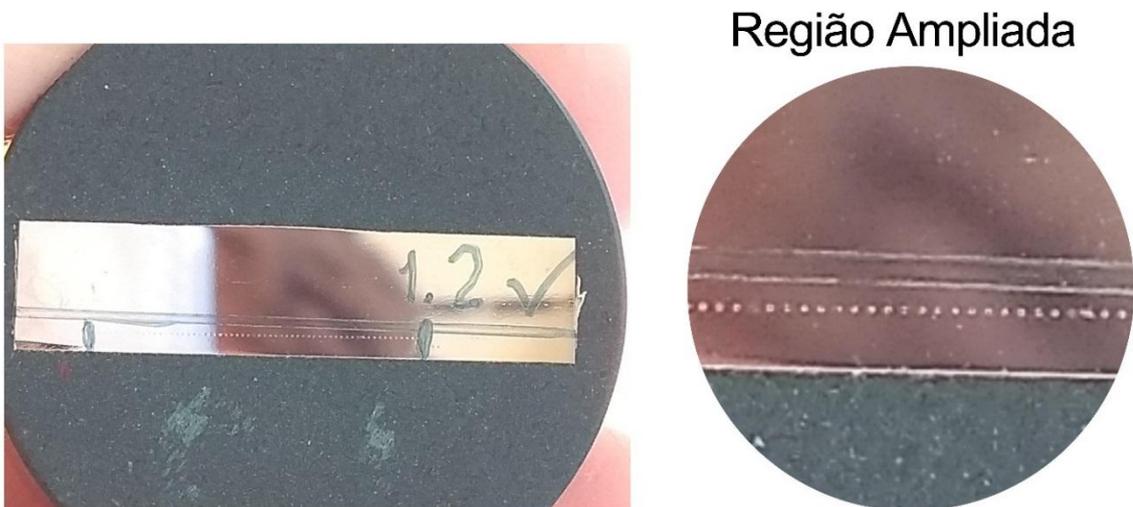
A Figura 21 representa um detalhe nas regiões e distâncias entre indentações, cada perfil foi composto por um número mínimo de 60 indentações.

Figura 21 - Detalhe nas microestruturas formadas no SAF 2205 e distância entre indentações.



Fonte: POLINSKI, 2017.

Figura 22 – Corpo de prova com as 60 indentações, localizadas a 1mm do topo e com distância de 0,25mm entre elas, de acordo com a norma ASTM E384-16, 2016.



Fonte: AUTORES, 2019.

O valor de dureza Vickers (HV) é o quociente da carga aplicada (F) pela área de impressão (A) deixada no corpo ensaiado. A máquina que faz o ensaio Vickers não fornece o valor da área de impressão da pirâmide, mas permite obter, por meio de um microscópio acoplado, as medidas das diagonais formadas pelos vértices opostos da base da pirâmide. A Figura 23 mostra a imagem da impressão como visualizada pela lente do equipamento.

Figura 23 – Impressão de uma Indentação na amostra após o ensaio de microdureza Vickers



Fonte: AUTORES, 2019.

## 4.6 Ensaio eletroquímicos

### 4.6.1 Ensaio de Polarização Potenciodinâmica

Os ensaios eletroquímicos utilizados na avaliação da resistência à corrosão do SAF 2205 é a técnica de polarização potenciodinâmica. Para o estudo foi utilizado à solução aquosa contendo 3,5% de NaCl que simula um ambiente marinho e efetuou-se o levantamento da curva de polarização do metal na direção anódica a partir do potencial de circuito aberto (OCP). A determinação do OCP ocorre pela diferença de potencial entre o eletrodo de trabalho (ET), o metal, e o eletrodo de referência (ER). FRANCO et al (2017) realizou técnicas de polarização potenciodinâmica analisando toda a superfície, abrangendo o cordão de solda, a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base.

As 9 amostras produzidas pelas três condições diferentes de energias de soldagem passaram por processo de lixamento até granulometrias de 1200 mesh com o objetivo

de retirar as marcas das indentações causadas pelo ensaio de microdureza Vickers e logo depois com uma furadeira de bancada receberam um furo de 2 mm para se obter contato elétrico, através de um fio rígido de cobre. Entre o metal na solução do ensaio de polarização e o circuito do Potenciostato, esta região foi isolada por resina epóxi como pode ser observado na Figura 24. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Eletroquímica, localizado no Núcleo de Competências em Química do Petróleo na Universidade Federal do Espírito Santo com o auxílio do Potenciostato PGSTAT128N, como mostra Figura 25.

Figura 24 – Esquema para o contato elétrico e isolamento com resina.



Fonte: AUTORES, 2019.

Figura 25 - Potenciostato VersaSTAT128N



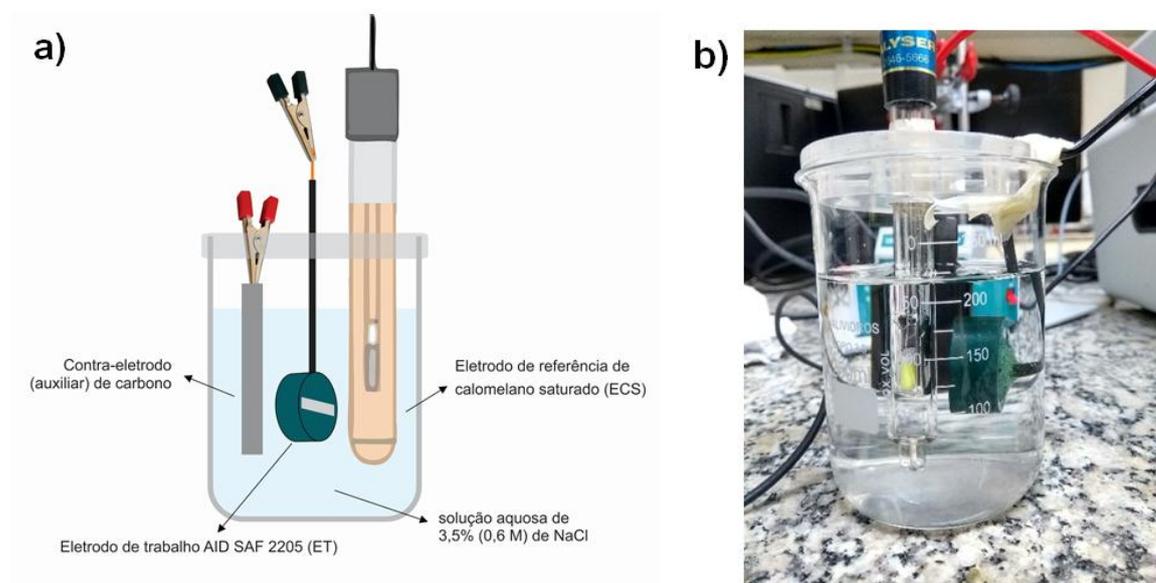
Fonte: AUTORES, 2019.

O ensaio eletroquímico inicia com monitoramento do potencial de circuito aberto (OCP), a fim de monitorar uma taxa para variação do OCP em relação ao tempo de contato com a solução. Foi feita a medida do potencial circuito aberto com taxa de varredura de potencial de 1mV/s durante 3600s. A curva de Tafel foi determinada com uma varredura inicial no potencial de  $\pm 242\text{mV}$  em torno do potencial de circuito. Este potencial de varredura é determinado conforme o tipo de eletrodo de referência utilizado nas medições eletroquímicas, logo para o eletrodo de calomelano saturado  $E = 242\text{mV}$ .

A célula eletroquímica é composta de três eletrodos, como é mostrado na Figura 26:

- Eletrodo de trabalho (ET): O aço inoxidável duplex UNS S32205 com dimensões de 26,5 mm x 6,0 mm;
- Eletrodo de referência de calomelano saturado (ECS);
- Contra-eletrodo (auxiliar) de carbono com dimensões de 6,76 mm x 22,55 mm x 59,61 mm;
- Os ensaios foram realizados em triplicata para cada aporte térmico.

Figura 26 – Esquema da Célula Eletroquímica (a) esquemática e (b) real



Fonte: AUTORES, 2019.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Através do certificado de qualidade, anexado no ANEXO A, foi possível obter a composição química do SAF 2205 apresentado na tabela 6.

Tabela 6 - Composição química do aço inoxidável duplex SAF 2205 (% em peso).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	Co	N
0,022	0,34	1,35	0,028	0,001	22,12	5,67	3,13	0,007	0,22	0,120	0,17

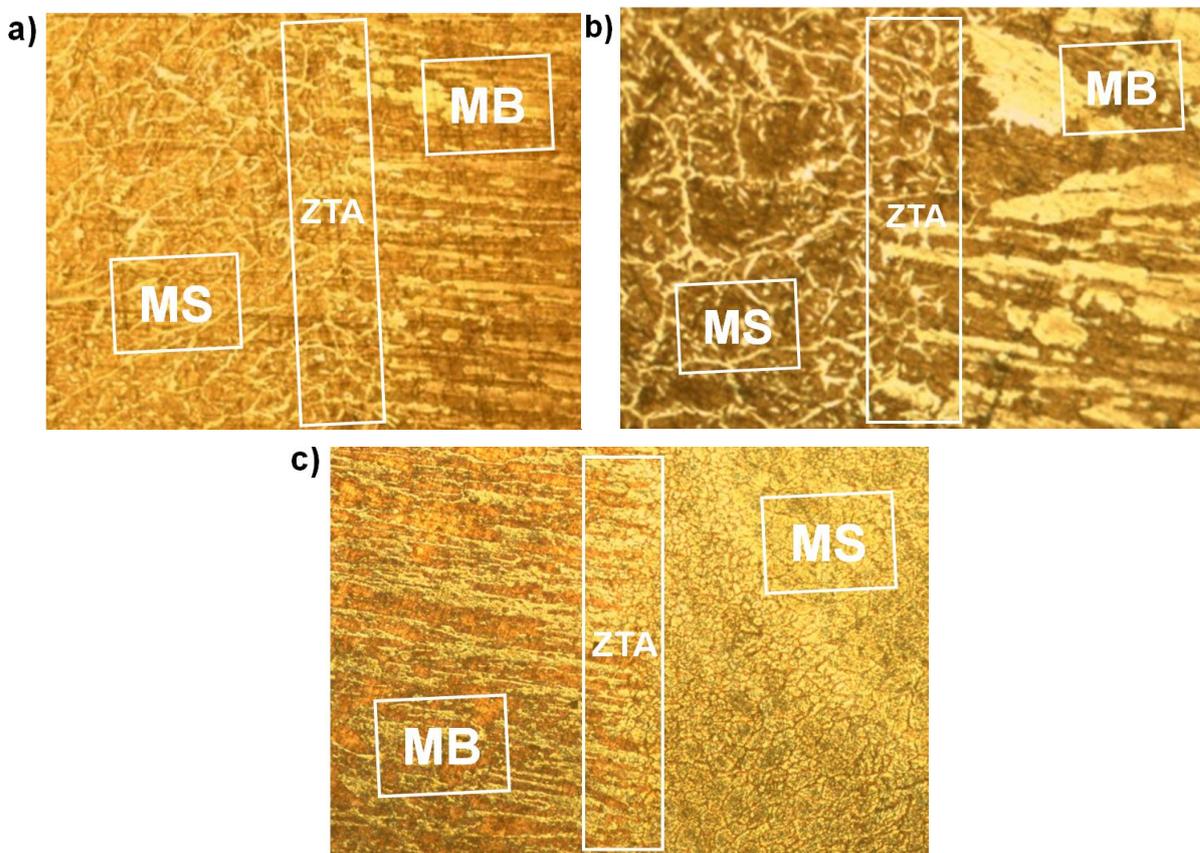
Fonte: IMETAME, 2019 (adaptado pelos autores).

### 5.1 Análises Micrográficas e Microestruturais

#### 5.1.1 Metal de Base / Metal de Solda

A seguir são apresentados os resultados obtidos na caracterização das regiões correspondentes do cordão de solda. Os aportes térmicos usados para as amostras de AID foram respectivamente: CP3 = 0,61 kJ/mm, considerado baixo aporte; CP2 = 0,82 kJ/mm, para médio aporte; e CP1 = 0,98 kJ/mm, para alto aporte de energia de soldagem como mostrado na Figura 27.

Figura 27 - Micrografias ópticas das microestruturas do MS/ZTA/MB obtidas para as diferentes energias de soldagem ampliadas em 100x, utilizando **(a)** 0,98 kJ/mm (alto aporte), **(b)** 0,82 kJ/mm (médio aporte), **(c)** 0,61 kJ/mm (baixo aporte).



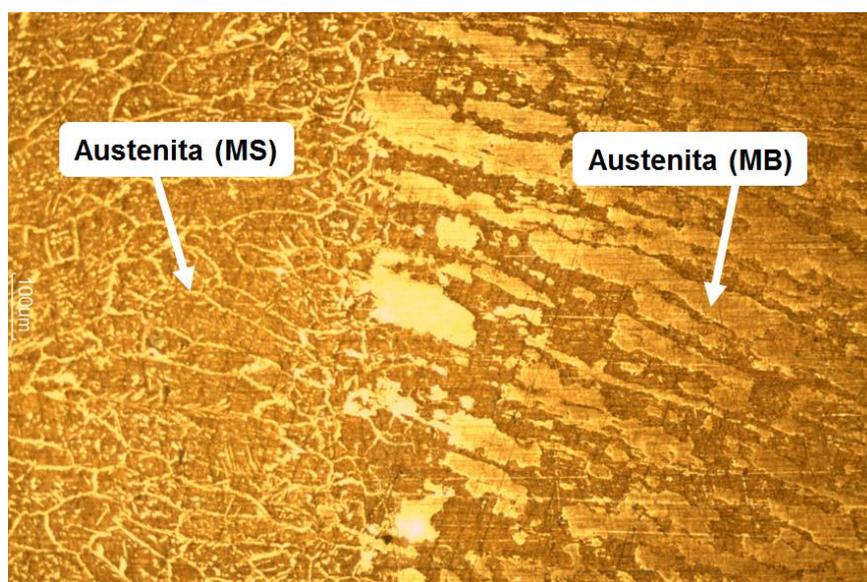
Fonte: AUTORES, 2019.

A Figura 27 exibe micrografias das juntas soldadas obtidas, evidenciando as regiões de transição MS/ZTA/MB das três condições de soldagem. O metal de base apresenta uma microestrutura bifásica composta de uma matriz ferrítica (região contínua) e lamelas de austenita (regiões mais claras). Após a solidificação, observa-se o crescimento dos grãos ferríticos formando uma estrutura grosseira na região da solda com relação ao MB.

A solidificação da poça de fusão nas soldas nos AIDs é influenciada pelo tamanho de grão do metal de base adjacente à zona de fusão e da orientação cristalina do mesmo. O crescimento epitaxial é explicado pelos gradientes térmicos elevados e o contato direto entre a região líquida (MS) e a região parcialmente fundida (MB) de composições e/ou estruturas semelhantes existentes na poça de fusão que facilitam o crescimento do sólido sem a nucleação de novos grãos (GUNN, 1997). O crescimento dos grãos ocorre a partir da linha de fusão, fenômeno também observado por VIDEIRA (2016).

Como analisado por NETO (2011), houve uma mudança entre os grãos de austenita do metal de base com relação ao metal de solda, a primeira apresentando formatos alongados e de contornos mais suaves, já os da zona de fusão apresentaram geometria acicular (agulhados) nos contornos de grãos da fase ferrita, conforme é mostrado na Figura 28.

Figura 28 – Micrografia evidenciando as regiões de metal solda e metal de base representando a austenita ( $\gamma$ ) em formatos distintos. Amostra CP1 = 0,98 kJ/mm (alto aporte) atacada com Behara modificado.

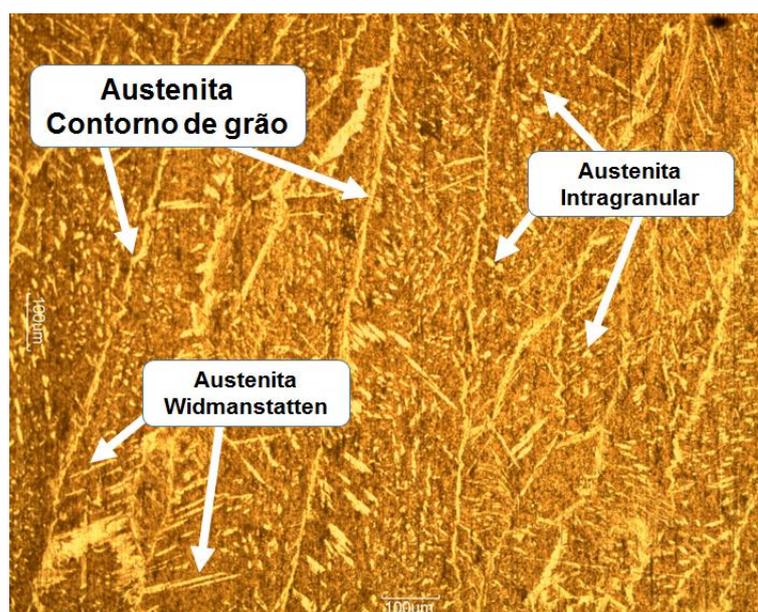


Fonte: AUTORES, 2019.

É possível analisar que a solidificação na poça de fusão se inicia com a ferrita primária e seguida pela nucleação da austenita que ocorre nas fronteiras de grão da ferrita e em alguns sítios intragranulares. Para MUTHUPANDI et al (2003), são três modos de crescimento da austenita a partir da ferrita, conforme é mostrado na Figura 29.

- A primeira austenita a se precipitar no resfriamento é a austenita alotriomórfica de contorno de grão, a qual pode ser descontínua para altas velocidades de resfriamento. Ela vai se tornando cada vez mais contínua à medida que a velocidade de resfriamento diminui;
- A austenita de Widmanstatten nucleia-se na austenita de contorno de grão e vai crescendo para o interior do grão de ferrita logo que os sítios de nucleação nos contornos de grão da ferrita tornam-se saturados;
- A austenita intragranular é a última a se formar, e quanto maior a velocidade de resfriamento, maior é a tendência de sua precipitação.

Figura 29 - Diferentes formas de austenita no Metal de Solda

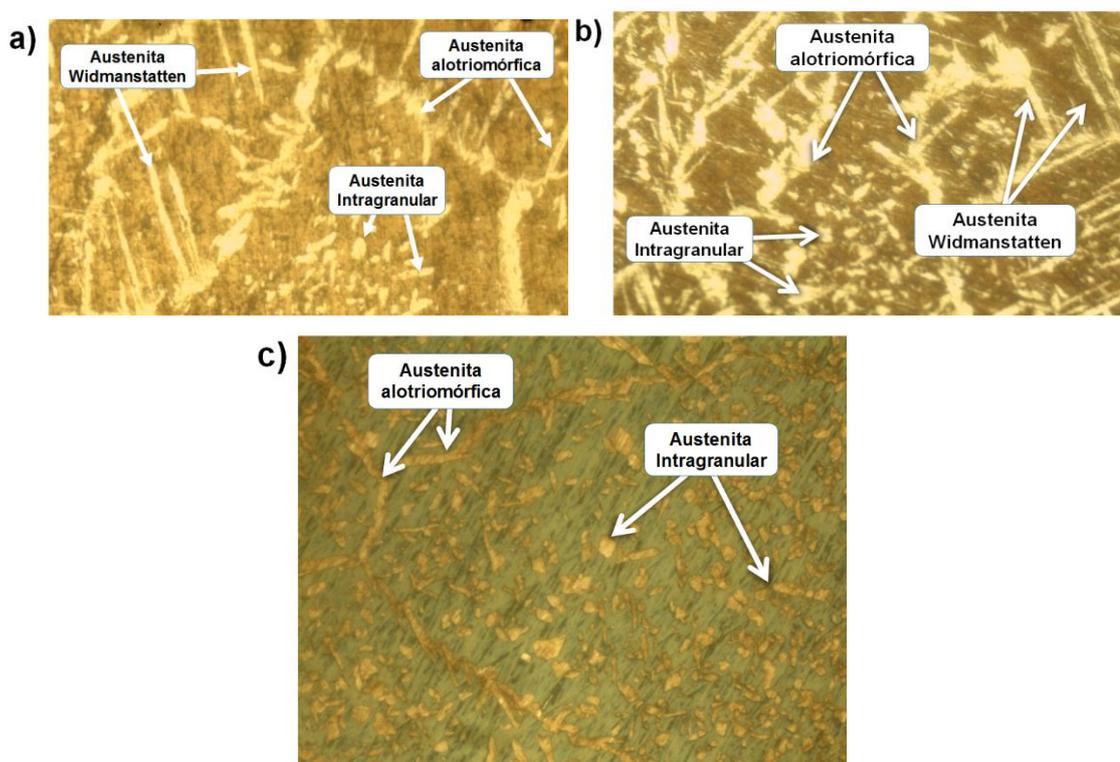


Fonte: AUTORES, 2019.

Ao analisar as estruturas típicas do MS soldado com o aporte térmico de 0,98 kJ/mm é possível observar a presença de austenita nas três morfologias: austenita alotriomórfica, Widmanstatten e intragranular. Em comparação ao MS soldada com o baixo e médio aporte há maior concentração de austenita Widmanstatten para o maior aporte térmico. Esse fato é justificado, uma vez que quanto maior o aporte térmico, maior a taxa de resfriamento que proporciona a formação de austenita do tipo de Widmanstatten. Os estudos desenvolvidos por WANG et al (2006) avaliaram o efeito

da velocidade de resfriamento em juntas soldadas de AID na formação de austenita com diferentes morfologias e os resultados obtidos apontavam para o crescimento da austenita alotriomórfica e de Widmanstätten em baixas velocidades de resfriamento. Foi analisado para o menor aporte térmico, que além do crescimento da austenita alotriomórfica e de Widmanstätten, houve uma maior nucleação e crescimento da austenita intragranular. De acordo com MUTHUPANDI et al (2003), na ausência de sítios para a nucleação e crescimento da austenita Widmanstätten, devido a menor taxa de resfriamento, ocorre a precipitação da austenita intragranular, nucleada no interior da matriz ferrítica. Observação realizada por PEREIRA (2009) ao observar maiores concentrações de austenita intragranular para menores aportes térmicos, apresentado na Figura 30.

Figura 30 – Micrografias apresentando as diferentes morfologias austeníticas encontradas na região específica do MS, atacadas com Behara modificado. **(a)** CP1 = 0,98 kJ/mm (alto aporte), **(b)** CP2 = 0,82 kJ/mm (médio aporte) e **(c)** CP3 = 0,61 kJ/mm (baixo aporte)

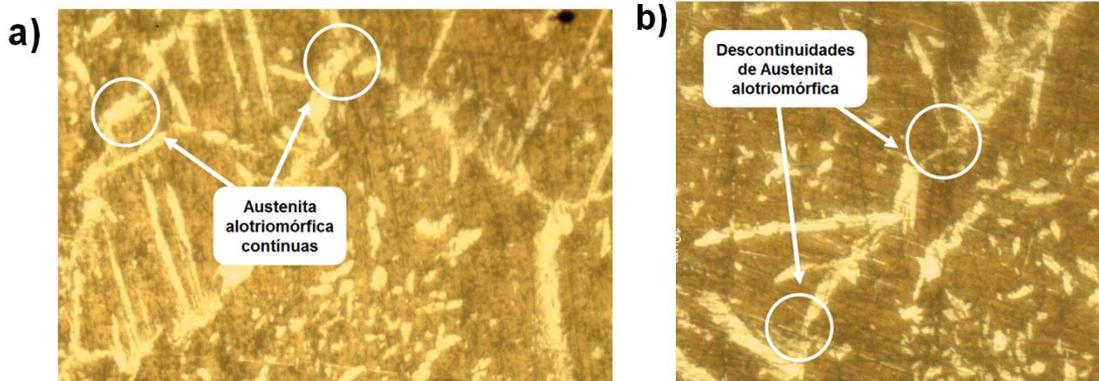


Fonte: AUTORES, 2019.

Com relação ao aporte térmico de 0,82 kJ/mm, foi observado a presença da austenita alotriomórfica de contorno de grão de forma descontínua, isso pode ter ocorrido devido elevadas velocidades de resfriamento, e à medida que a velocidade de resfriamento reduz como no caso do aporte térmico de 0,98 kJ/mm, este se torna cada vez mais contínua, conforme Figura 31.

Figura 31 – Micrografias apresentando austenita descontínuas e contínuas encontradas na região específica do MS, atacadas com Behara modificado.

(a) CP1 = 0,98 kJ/mm e (b) CP2 = 0,82 kJ/mm

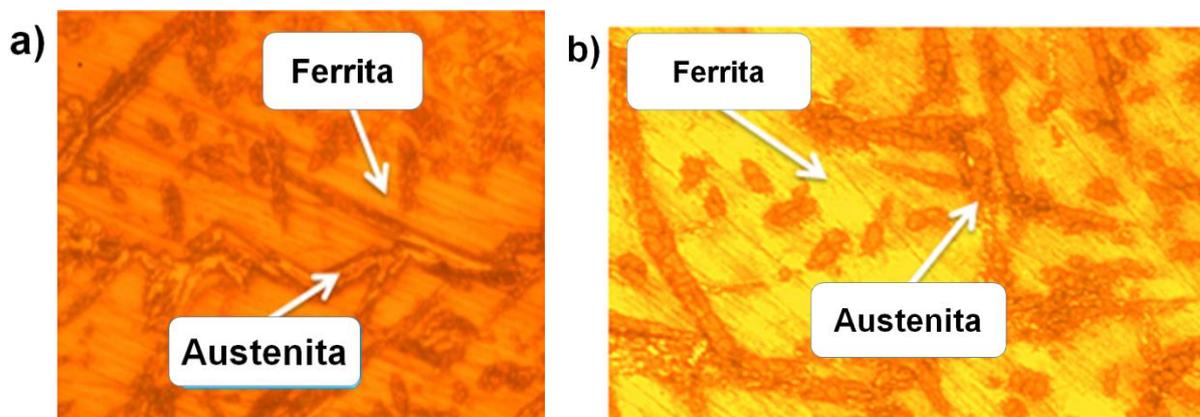


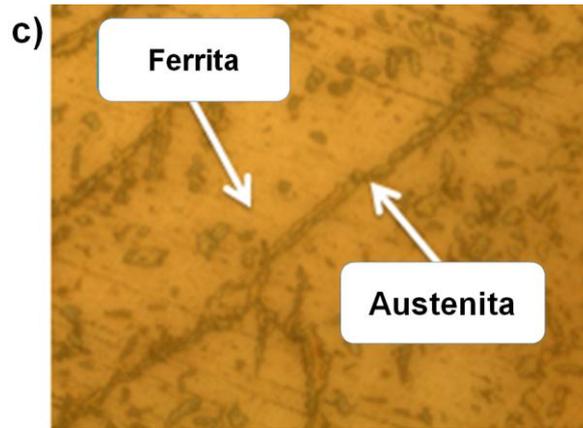
Fonte: AUTORES, 2019.

O ataque eletrolítico em solução com o hidróxido de sódio revelou os contornos de grão entre as fases ferrita e austenita, como pode ser observado nas micrografias da Figura 32. Também é importante ressaltar que a formação de intermetálicos não foi facilmente evidenciada por esse ataque químico, pois seu tamanho é muito pequeno. POLINSKI (2017) em sua metodologia utilizou o mesmo reagente para revelar as fases e também não identificou a presença de fases deletérias no MS e na ZTA. O mesmo resultado foi obtido por PEREIRA (2009), mas foi utilizado o reagente Behara modificado apresentando nenhum indício da precipitação. A evidência da precipitação de intermetálicos foi identificada com o uso de microscópio eletrônico de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS).

Figura 32 – Fases Ferrita e Austenita nas amostras atacadas com NaOH

(a) CP1 = 0,98 kJ/mm (alto aporte), (b) CP2 = 0,82 kJ/mm (médio aporte) e (c) CP3 = 0,61 kJ/mm (baixo aporte)



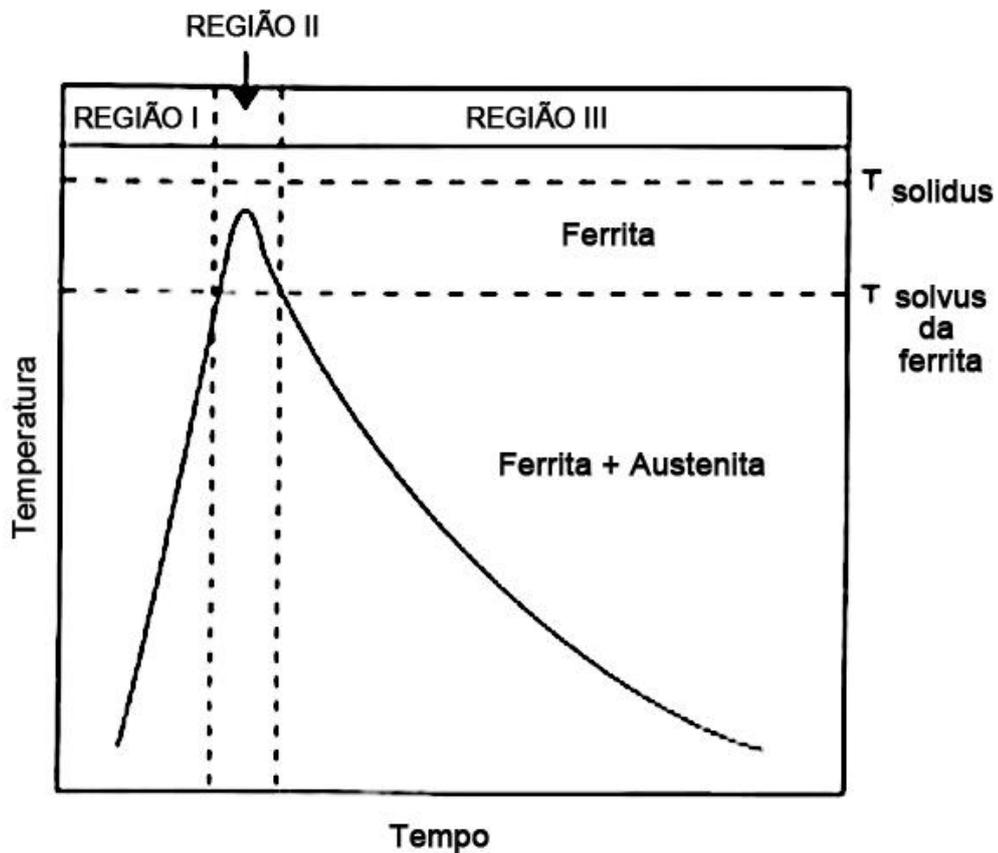


Fonte: AUTORES, 2019.

### 5.1.2 Zona Termicamente Afetada

Nos AID, o balanço microestrutural na ZTA é determinado pelas condições de resfriamento e aquecimento, pela temperatura máxima atingida e pelo tempo de permanência nessa temperatura, isto é, pela repartição térmica e ciclo térmico, conforme é mostrado na Figura 33.

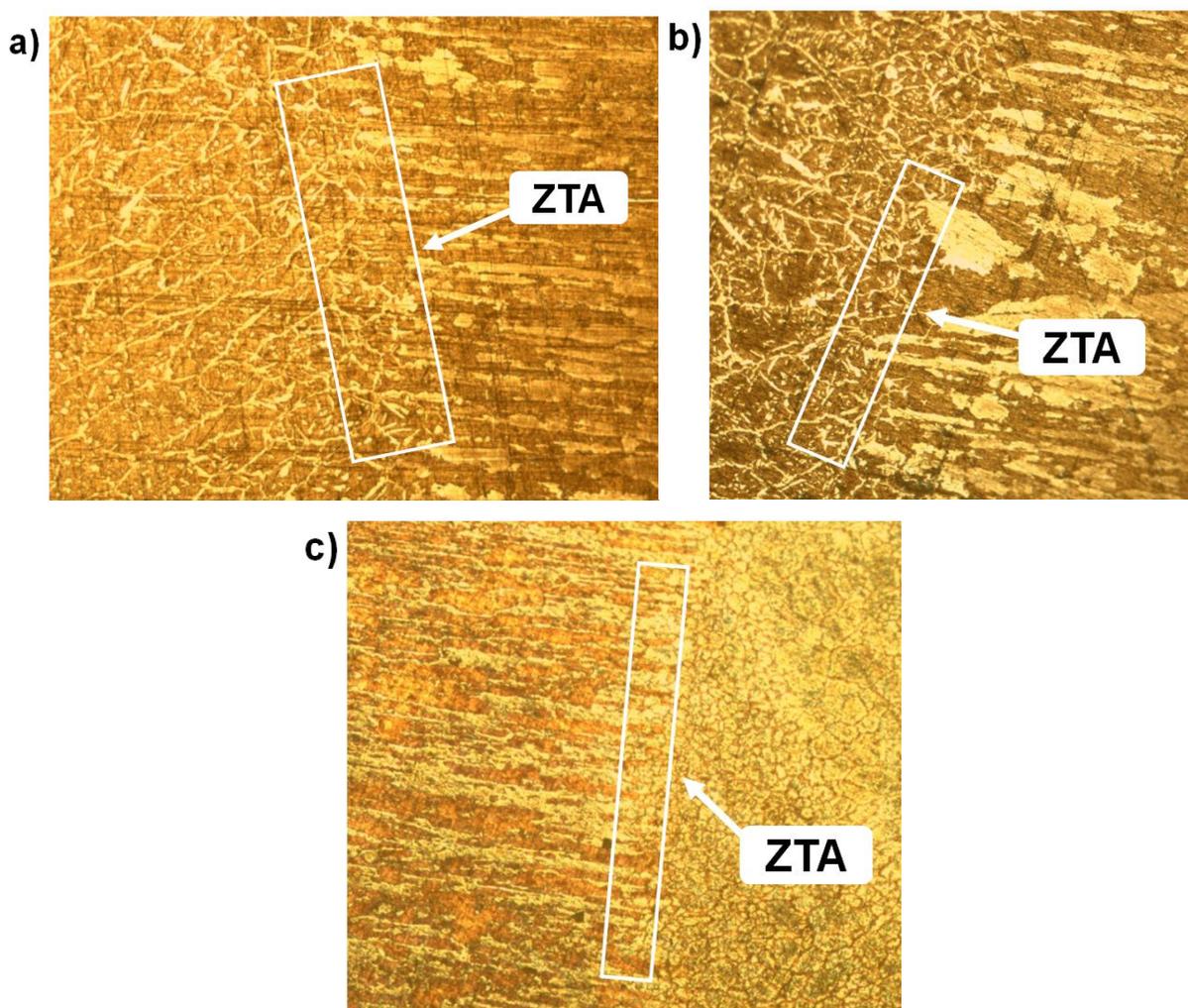
Figura 33 - Regiões de um ciclo térmico de soldagem de uma Zona Termicamente Afetada de Temperatura Elevada (ZTA-TE)



Fonte: PEREIRA, 2009.

Visualmente na Figura 34 é possível observar que quanto maior é o aumento da energia de soldagem, mais significativo é o crescimento dos grãos, que proporcionou uma maior extensão da zona termicamente afetada e uma menor área de contorno de grão para a nucleação da austenita, fenômeno também observado por POLINSKI, (2017).

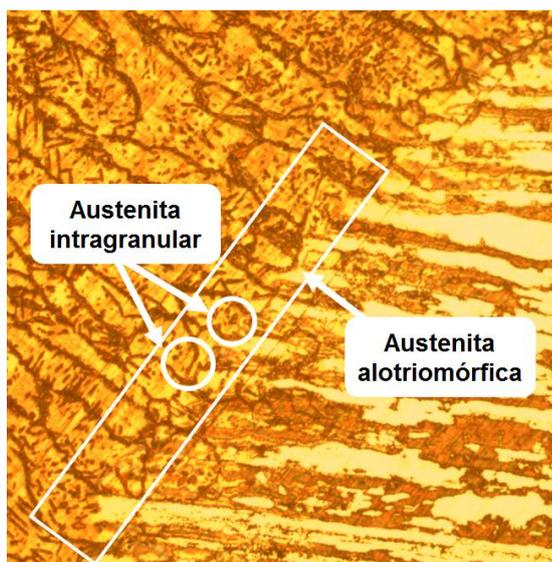
Figura 34 – Região da Zona Termicamente Afetada nas Energias de Soldagem,  
(a) CP1 = 0,98 kJ/mm, (b) CP2 = 0,82 kJ/mm e (c) CP3 = 0,61 kJ/mm



Fonte: AUTORES, 2019.

Observou-se que o ciclo térmico CP3=0,61 kJ/mm atingiu a temperatura solvus da ferrita e proporcionou um pequeno aumento do grão ferrítico na região da ZTA e abaixo da linha *solvus* houve precipitações da austenita de acordo com a sua velocidade de resfriamento atingida. Na Figura 35, foi observada a presença de austenita alotriomórfica e no interior da matriz ferrítica pequena formação de austenita intergranular.

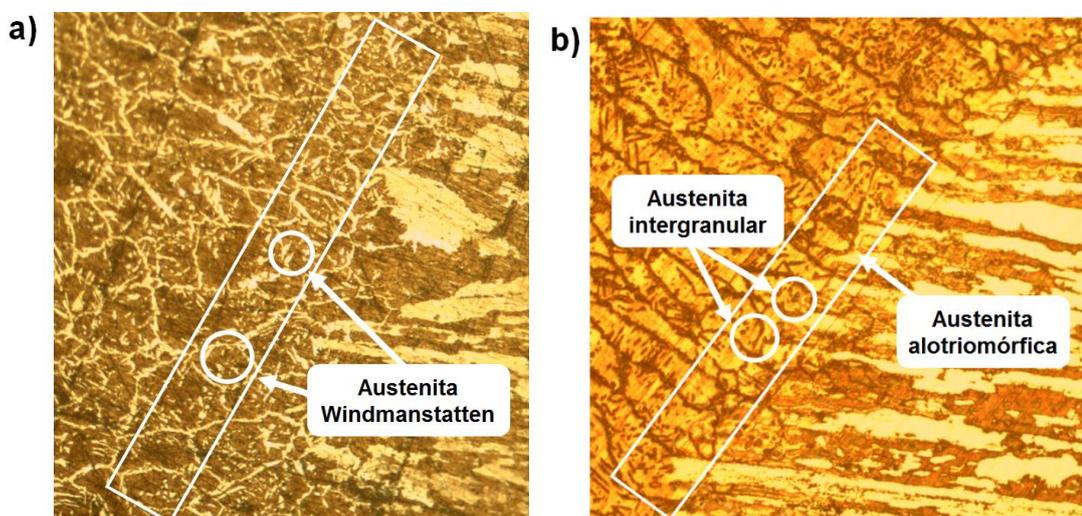
Figura 35 – Zona Termicamente Afetada da amostra CP3 = 0,61 kJ/mm (baixo aporte)



Fonte: AUTORES, 2019.

Na Figura 36 observa-se a ZTA das amostras soldadas com aporte térmico de 0,82 kJ/mm e 0,98 kJ/mm apresentando um maior tamanho dos grãos de austenita alotriomórfica. O ciclo térmico dessas amostras ao atingir o campo ferrítico, acima da linha *solvus* permaneceu tempo suficiente para a dissolução de placas de austenita mais espessas. PEREIRA (2009), também analisou em seu trabalho que a energia de soldagem elevada, causou um maior aumento dos grãos de austenita com relação à energia de soldagem mais baixa. Pode ser observada também a presença de austenita de Widmanstätten na ZTA do médio e alto aporte térmico, morfologia não identificada na ZTA do menor aporte térmico, a mesma observação foi verificada por FONSECA et al (2016).

Figura 36 – Micrografias da ZTA **(a)** 0,82 kJ/mm (médio aporte); **(b)** 0,98 kJ/mm (alto aporte),

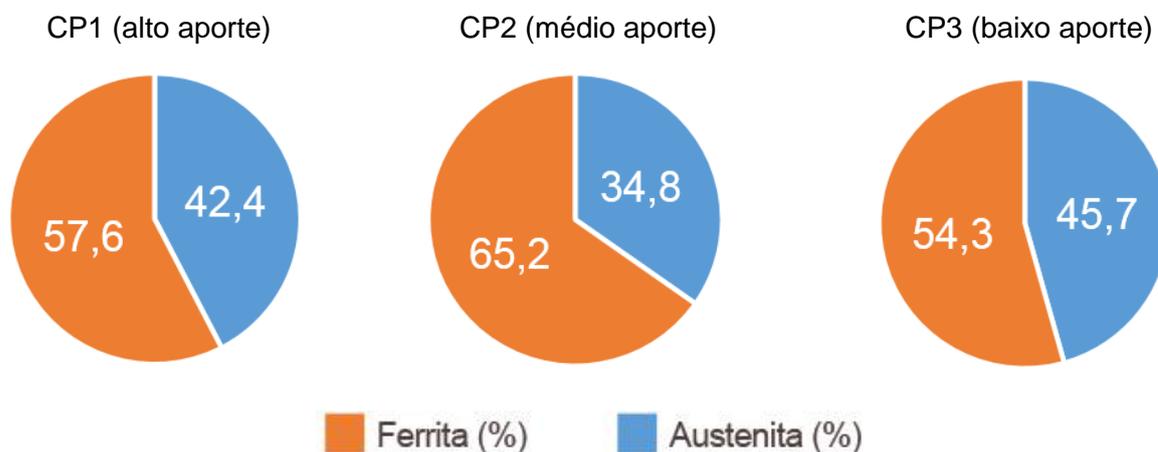


Fonte: AUTORES, 2019.

### 5.1.3 Quantificação de Fases

Para quantificar o teor das fases austenita e ferrita na região do MS foi utilizado o *software ImageJ*. Esse procedimento foi realizado em metodologias de outros trabalhos com o duplex SAF 2205 (FRANCO et al, 2017; SILVA, 2017).

Figura 37 – Médias das fases ferrita/austenita em cada energia de soldagem (em %)



Fonte: AUTORES, 2019.

Tabela 7 – Médias com desvio padrão de ferrita/austenita nas amostras.

Amostras	Aporte térmico (kJ/mm)	Ferrita (%)	Austenita (%)
CP1	0,98	57,6 ± 5,6	42,4 ± 5,6
CP2	0,82	65,2 ± 3,4	34,8 ± 3,4
CP3	0,61	54,3 ± 3,3	45,7 ± 3,3

Fonte: AUTORES, 2019.

Analisando a Figura 37, podemos observar que o uso da soldagem GTAW, elevou-se a fração volumétrica da fase ferrita encontrada no metal de solda das amostras. Está análise também foi observada por VIDEIRA (2016). Essa elevação da fase ferrita pode comprometer a fragilização da região, o que pode ser prejudicial à resistência à corrosão e mecânica.

A energia de 0,98 kJ/mm foi considerado no trabalho o maior aporte térmico, apresentando 42,4% de austenita e 57,6% de ferrita. Por se tratar de uma soldagem autógena, o controle da formação das fases se torna cada vez mais difícil, visto que ocorre somente a fusão da região, seguida de resfriamento e fusão das partes. A soldagem TIG com metal de adição possibilita um maior controle dos elementos de liga inseridos na poça de fusão, elementos esses que auxiliam no balanço das fases

austenita e ferrita (GUASTI et al, 2013). Para facilitar a formação de austenita no metal de solda utilizam-se metais de adição com teor de níquel entre 2,5 e 3,5% e que com essa adição e com o controle adequado da diluição, os teores de ferrita mantêm-se em 50%. Entretanto, de acordo com IMO, (2009) a faixa para níveis de ferrita no metal de solda está entre 25-75%.

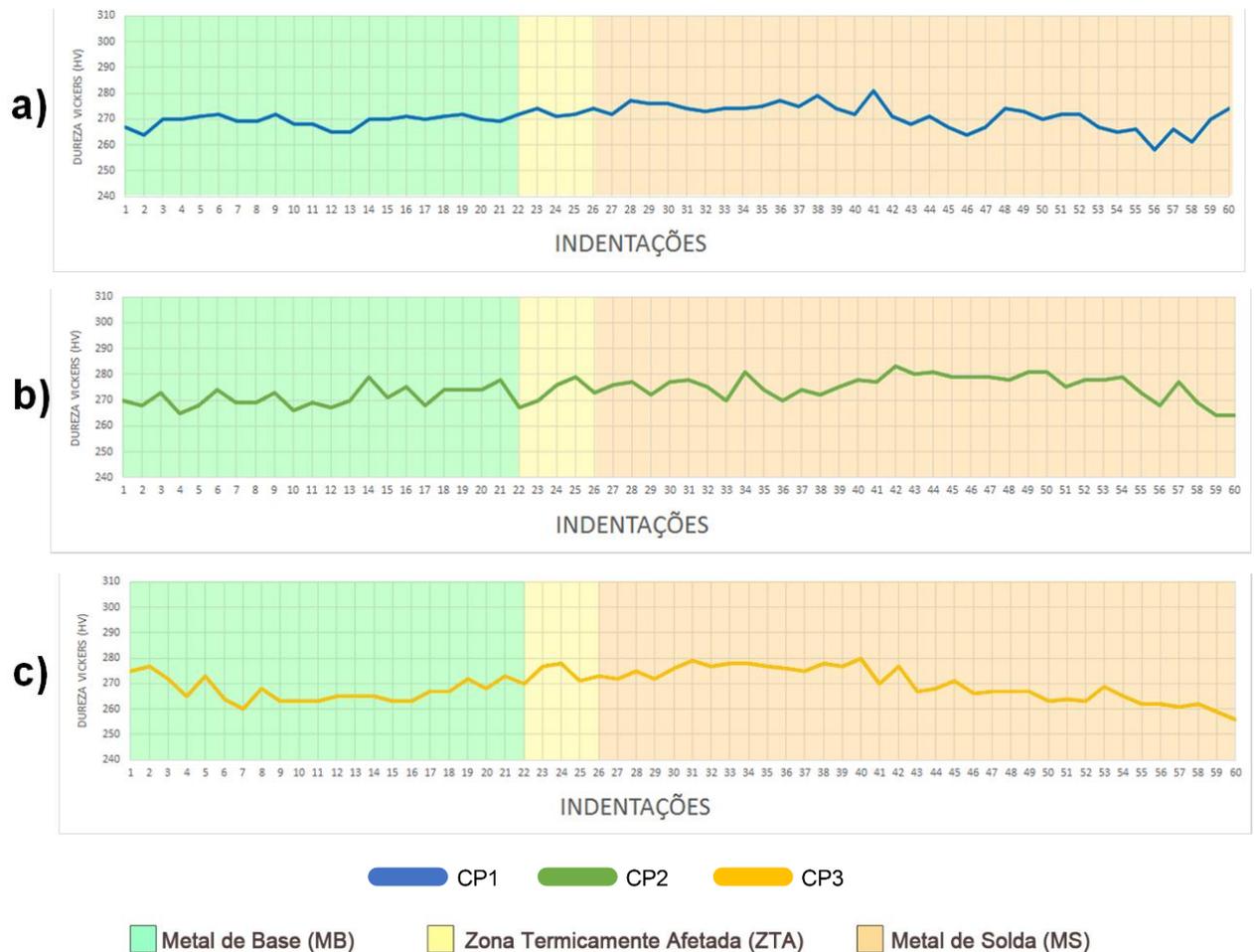
De acordo com as médias calculadas para as três condições de energia de soldagem, podemos verificar que a amostra que obteve a microestrutura mais balanceada, próxima da relação austenita/ferrita do metal de base foi à amostra soldada com o menor aporte térmico apresentando 45,6% de austenita e 54,3% de ferrita. Apesar de 0,61 kJ/mm ser considerado baixo para o nosso trabalho e poderia elevar o excesso de ferrita, de acordo com alguns autores a faixa de energia de soldagem possível de ser aplicada em AID é relativamente ampla, varia de 0,5 kJ/mm até 2,5 kJ/mm (IMO, 2014; AVESTA, 2009; OUTOKUMPU, 2013; WELDING HANDBOOK, 2011; KOTECKI, 2010).

O médio aporte térmico considerado para o nosso trabalho apresentou uma maior quantidade média de ferrita (65,2%). Neste caso, podemos observar que houve um retardo na formação da austenita, ou seja, a ferrita torna-se supersaturada em nitrogênio, precipitando nitreto de cromo. A presença do nitrogênio nos aços inoxidáveis duplex favorece e auxilia na formação e estabilização da austenita. Contudo, ao aquecer este aço, o nitrogênio pode se dissolver também na ferrita. Pois, durante o resfriamento a partir do campo ferrítico, ocorre uma competição entre a precipitação de austenita e de nitreto de cromo, se a quantidade de austenita formada for próxima do valor de equilíbrio, praticamente todo nitrogênio estará dissolvido nela. Por outro lado como em nossa análise, observa-se 34,7% de austenita, logo pode considerar a hipótese da precipitação de nitretos de cromo nos grãos de ferrita ou nos contornos de grão ferrita/ferrita para a energia de soldagem 0,82 kJ/mm.

## 5.2 Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza foram realizados em nove amostras (três ensaios para cada aporte térmico). Os perfis de dureza nas amostras soldadas com as três energias estão anexados no fim do trabalho no ANEXO C. As indentações 1 a 22 (verde) representa o Metal de Base (MB), o centro dos gráficos o valor 22 a 26 (amarelo) nas indentações identifica a linha central da Zona Termicamente Afetada (ZTA) pelo calor e as indentações 26 a 60 (laranja) mostra o Metal de Solda (MS). O resultado da média dos valores entre as três amostras de cada aporte térmico é apresentado a seguir na Figura 38.

Figura 38 – Perfil de Dureza para cada amostra: **(a)** CP1 = 0,98 kJ/mm (alto aporte), **(b)** CP2 = 0,82 kJ/mm (médio aporte) e **(c)** CP3 = 0,61 kJ/mm (baixo aporte)



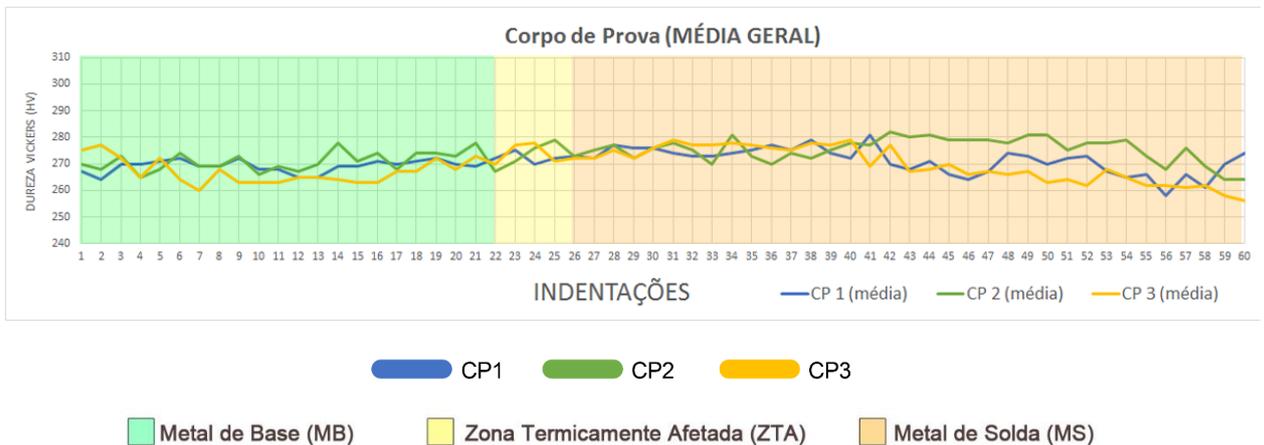
Fonte: AUTORES, 2019.

Tabela 8 – Valores médios de microdureza Vickers (HV).

Amostras	Aporte térmico (kJ/mm)	Metal de Base (MB)	Zona Termicamente Afetada (ZTA)	Metal de Solda (MS)
CP1	0,98	269 ± 2	272 ± 1	271 ± 5
CP2	0,82	271 ± 4	273 ± 5	276 ± 5
CP3	0,61	267 ± 5	274 ± 4	270 ± 7

Fonte: AUTORES, 2019.

Figura 39 – Perfil de Dureza para as 3 amostras: CP1 (alto aporte), CP2 (médio aporte) e CP3 (baixo aporte)



Fonte: AUTORES, 2019.

A Tabela 8, juntamente com a Figura 39, mostram que as médias das três energias de soldagem apresentam uma diferença média máxima de até 20 HV para os aportes térmicos apresentados, a quantidade igual de um passe para todas as energias mostrou, apesar de suas variações, um padrão de microdureza.

Os resultados de microdureza não mostram grande variação em decorrência da variação da razão austenita/ferrita, pois não há diferença significativa na composição destas fases. Isto se explica porque os elementos substitucionais não tem tempo para se separarem durante a soldagem. No entanto, em soldagens multipasse a avaliação é mais complexa devido ao efeito dos passes laterais, provocando aquecimento e rea aquecimento e proporcionando maior formação de austenita, principalmente nos primeiros cordões, podendo contribuir para redução da microdureza nesta região (NUNES et al, 2012).

Em contrapartida, é importante salientar que nesta região há maior susceptibilidade para formação de fases intermetálicas que são fragilizantes, principalmente em condições soldadas com energia mais elevada, podendo ocasionar formação de fase chi, sigma, entre outros (NUNES et al, 2012).

Nas condições soldadas neste trabalho foram verificados níveis de dureza similares entre as indentações sendo todas menores que 305 HV, ficando na faixa de 240-304 HV, valores esses que são próximos aos obtidos por POLINSKI, (2017) que utilizando as energias 0,6 kJ/mm; 0,7 kJ/mm; 0,9 kJ/mm e 1,1 kJ/mm obteve valores de microdurezas Vickers situados na faixa de 238-284 HV.

Conforme NUNES et al (2012), os valores de durezas abaixo de 310 HV são aceitáveis, não indicando a formação de quantidades consideráveis de fases duras (intermetálicos) na região da solda. Valores superiores maximizam os problemas de propagação de trincas. Valores de microdurezas elevados também podem ser um indício da formação de intermetálicos ou fases deletérias. Um exemplo é a fase sigma ( $\sigma$ ) com dureza entre 900-1000 HV, como observado por LONDOÑO (1997).

As tabelas com os valores exatos de cada uma das 540 indentações realizadas encontram-se no ANEXO D.

Cada uma das amostras recebeu 60 indentações, sendo que entre a indentações de número 1 até a de número 22 representam o MB, entre as indentações 22 a 26 está a ZTA, e as indentações entre 26 a 60 está o MS.

Todas as amostras apresentaram uma dureza media igual no início das indentações, sendo que as amostras CP1 (alto aporte) e CP2 (médio aporte) mantem valores muito próximos nas primeiras indentações (1 ao 5) no MB e o CP3 (baixo aporte) manteve uma dureza média inferior para essas mesmas indentações, sendo que ao se aproximarem da ZTA, os três aportes chegaram a uma dureza media próxima (indentações 10).

Com o avanço das indentações se aproximando da ZTA, as amostras CP1 e CP2 apresentaram um aumento na dureza, sendo esse aumento mais intenso no CP2 (médio aporte), na indentações de número 15 os três aportes novamente se aproximaram, ocorreu uma redução de dureza no CP2 e um aumento no CP3.

Entre as indentações 15 a 30 (ZTA) ocorreu um aumento na dureza gradativo nos três aportes, sendo que o CP2 apresentou uma variação de valores maior que o CP1 e CP3. Entre as indentações 30 a 40 (MS) manteve-se um padrão de dureza, ocorrendo

variações pontuais de até 10 HV, essa variação de valores foi mais intensa na amostra de médio aporte, (CP2= 0,82 kJ/mm).

A partir da indentação 40 (MS), o CP2 apresentou um leve aumento na dureza e manteve esse padrão até a indentação de número 50 (MS), apresentando posteriormente uma queda na dureza entre as indentações de 50 a 60 (MS).

A amostra de alto aporte (CP1= 0,98 kJ/mm), apresentou uma queda na dureza entre as indentações 40 a 45 (MS) e depois apresentou um aumento na dureza entre as indentações 45 a 50 (MS), apresentando posteriormente uma queda desse valor até a indentação de número 60 (MS).

A amostra de baixo aporte (CP3= 0,61 kJ/mm) manteve uma queda média contínua entre as indentações 40 a 60 (MS), o CP2 = 0,82 kJ/mm (médio aporte), apresenta a maior dureza média entre os três aportes térmicos ao longo do MS, ZTA e MB. A amostra CP3 = 0,61 kJ/mm (baixo aporte), apresenta a dureza média mais baixa dos três aportes no MS e MB e uma ZTA com dureza um pouco mais elevada, e o CP1 = 0,98 kJ/mm (alto aporte), apresenta uma dureza média mais homogênea sendo ela menor que CP2 e maior que o CP3.

Já se relatou 305 HV como valor médio para a dureza do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido por MOURAD et al, (2012). O valor médio encontrado nesse trabalho após a soldagem foi de 271 HV, sendo um valor próximo ao obtido por POLINSKI (2017).

O CP1 = 0,98 kJ/mm (alto aporte), foi a maior energia de soldagem utilizada nos ensaios e apresentou um valor de dureza mais homogêneo ao longo do MB, ZTA e MS, sendo esses valores de dureza mais altos do que os encontrados no CP3 (baixo aporte) e menor do que os valores encontrados no CP2 (médio aporte).

O CP2 = 0,82 kJ/mm (médio aporte), possui uma energia de soldagem menor, e uma energia de soldagem baixa acarreta em uma velocidade de resfriamento elevada. Assim a precipitação da austenita é dificultada, produzindo uma fração elevada de ferrita. Neste caso pode ocorrer a precipitação dos nitretos de cromo na ferrita (KARLSSON et al, 1991; GOOCH, 1983; LUNDQVIST et al, 1988).

O CP2 (médio aporte) possui uma energia de soldagem intermediária entre os três aportes e, conforme os ensaios mostraram, apresentou a maior dureza média ao longo do cordão no MB, ZTA e MS, para uma investigação mais detalhada e precisa seria necessário a realização de um ensaio de Microscopia Eletrônica de Transmissão

(MET) para detecção de precipitados como a fase sigma e nitretos de cromo, esses ensaios, no entanto não foram realizados, mas recomendados para trabalhos futuros.

Precipitados de nitreto só podem ser detectados com precisão por Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET). Sua ocorrência é principalmente nas discordâncias devido à baixa solubilidade do nitrogênio na matriz, com a consequente supersaturação deste elemento, sendo favorecido também pela microestrutura que é dominada pela ferrita. É mais fácil para a ferrita formar nitretos, pois com a redução de temperatura o nitrogênio se esgota rapidamente. Para o nitrogênio dissolver na austenita, tem que haver difusão direta a longas distâncias para a deposição de nitrogênio nas ilhas de austenita. Por isso é mais fácil o nitrogênio remanescente permanecer em solução sólida. Assim, com o crescimento dos nitretos se retira Cr, Mo e V (Vanádio) da ferrita e ao mesmo tempo se rejeita Ni, Cu (elementos estabilizadores da austenita) e Fe para a ferrita adjacente. Desta forma, esta ferrita ao redor dos nitretos fica empobrecida em elementos estabilizadores da ferrita e enriquecida em elementos estabilizadores da austenita. Por isso os nitretos antecedem o crescimento da austenita e esses nitretos poderão ser dissolvidos posteriormente. Pode se concluir que os nitretos servem como núcleos de crescimento da austenita (LONDOÑO, 2001).

O CP3 = 0,61 kJ/mm (baixo aporte), foi o menor aporte estudado nesse trabalho e consequentemente teve a maior velocidade de resfriamento, apresentando a menor dureza média entre as três energias usadas no MB e MS, tal resultado contradiz a literatura pois, uma maior velocidade de resfriamento proporciona a transformação micro estrutural da austenita em ferrita. O aumento da quantidade de ferrita eleva a dureza dos AID, afetando a relação  $\alpha/\gamma$ , sendo a ferrita a microestrutura mais dura (NUNES et al, 2012).

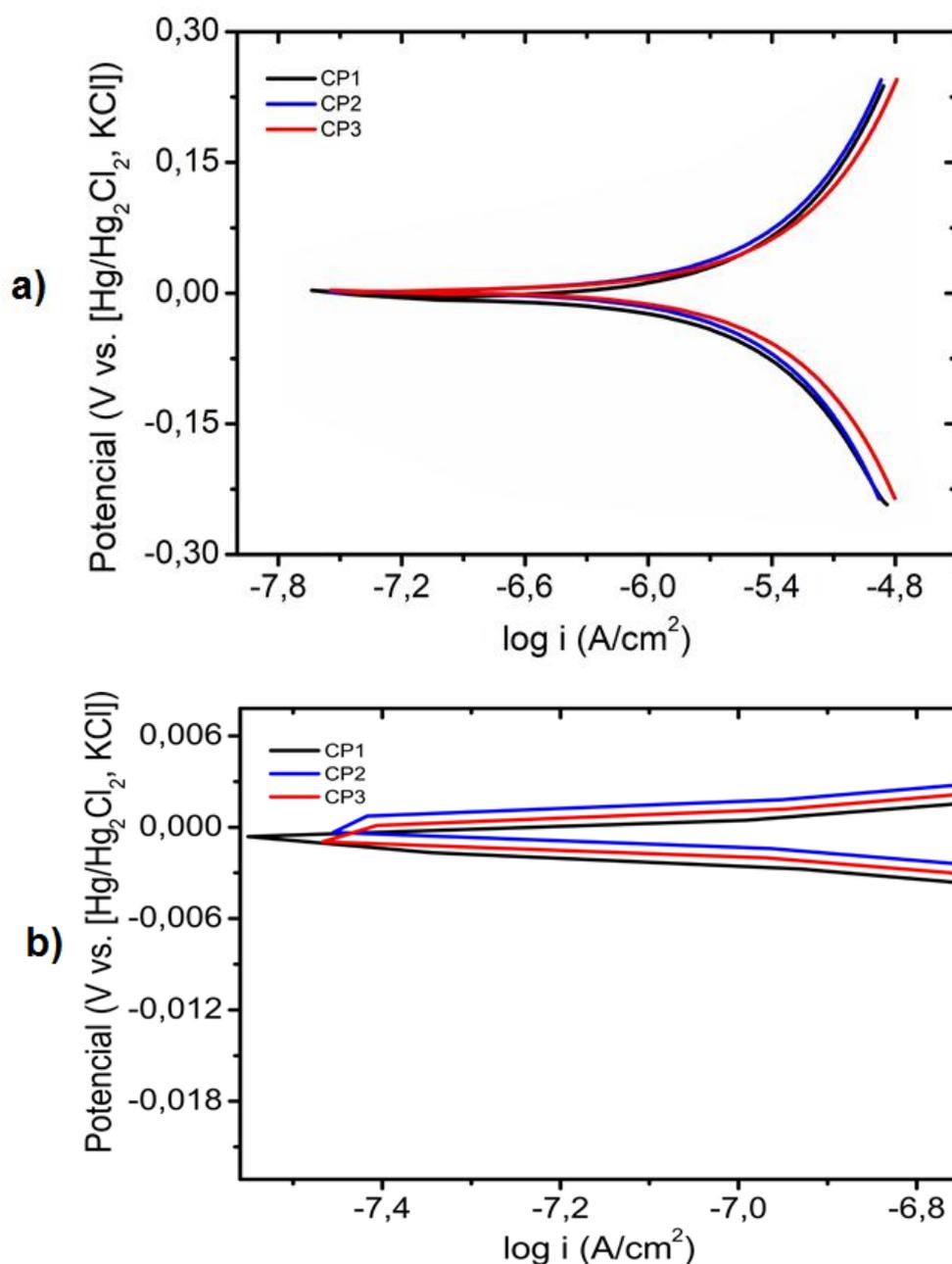
Desta forma fica manifesto que o aporte de energia e o gradiente de resfriamento não são as únicas variáveis influentes nesta propriedade, estando notadamente visível para as condições adotadas nesta pesquisa, que a variação dos parâmetros de controle do aporte térmico e velocidade durante a soldagem foi expressiva nos níveis trabalhados.

## 5.3 Técnicas Eletroquímicas

### 5.3.1 Polarização Potenciodinâmica

As amostras soldadas com os três aportes térmicos considerados foram submetidas à técnica potenciodinâmica, onde é aplicado um potencial na interface metal/solução, e a sua relação com a densidade de corrente gerada efetua-se o levantamento da curva de polarização, e através desse método foi possível obter a curva de Tafel, como é mostrado na Figura 40.

Figura 40 - **(a)** Curvas de Tafel do aço duplex SAF 2205 imersos a uma solução de NaCl 3,5% e **(b)** ampliação da região do potencial de corrosão.



Fonte: AUTORES, 2019.

Com o método da extrapolação da reta de Tafel foram obtidos os valores da densidade de corrente de corrosão ( $i_{corr}$ ), resistência à polarização ( $R_p$ ) e do potencial de corrosão ( $E_{corr}$ ). Os valores de  $i_{corr}$ ,  $E_{corr}$  e  $R_p$  para cada energia de soldagem, estão apresentados na Tabela 8.

Tabela 9 – Resultados obtidos de  $i_{corr}$ ,  $E_{corr}$  e  $R_p$  das amostras soldadas.

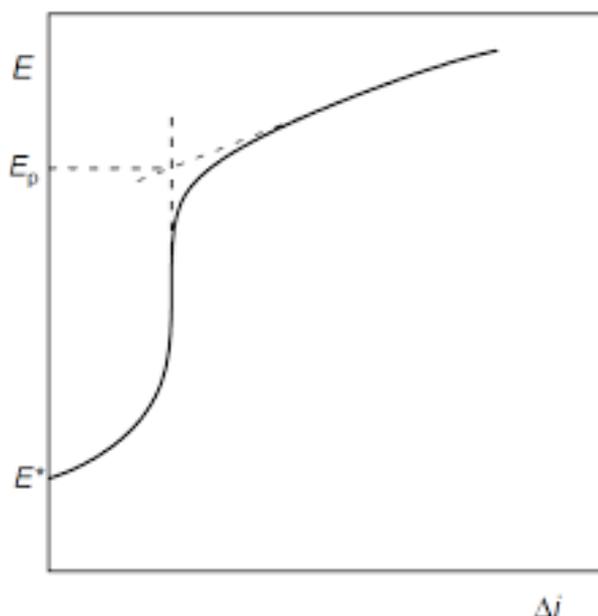
Amostras	Aporte térmico (kJ/mm)	$i_{corr}(A/cm^2)$	$E_{corr}(mV)$	$R_p (k\Omega.cm^2)$
CP1	0,98	$9,234.10^{-7}$	-0,1091	14,26
CP2	0,82	$9,667.10^{-7}$	0,9789	14,18
CP3	0,61	$7,971.10^{-7}$	0,2002	14,69

Fonte: AUTORES, 2019.

De acordo com a Figura 40, as três curvas obtidas no ensaio de polarização em solução de cloreto de sódio (NaCl), para as três amostras, apresentaram um comportamento similar, sem diferenciação acentuada. Os valores de parâmetros eletroquímicos, como,  $i_{corr}$  e  $R_p$  foram muito próximos, demonstrando que as variações de fases ferrita/austenita após a soldagem não comprometeram de forma significativa a resistência à corrosão dos CP's.

Os resultados de polarização mostraram que a densidade de corrente se manteve baixa e na mesma ordem de grandeza ( $10^{-7}A/cm^2$ ) durante toda a varredura do potencial, o que indica que o filme protetor formado sobre o material manteve-se íntegro, não ocorrendo corrosão localizada, ou seja, corrosão por pite. MOZART (2017) analisou a influência dos ciclos térmicos na resistência a corrosão do aço SAF 2205 e também observou que a corrente se mantém baixa, na ordem de  $10^{-6}A/cm^2$ . De acordo com MAGNABOSCO (2001), quando há formação de pites, a densidade de corrente sofre um brusco aumento causado pela desestabilização das películas ou dos equilíbrios formados na região passiva. Portanto, não foi possível determinar o potencial de pite ( $E_{pit}$ ), pois normalmente  $E_{pit}$  é considerado como sendo a intersecção da reta definida pela curva antes do aumento brusco da densidade de corrente com a reta definida pela curva após esse aumento, conforme ilustrado na Figura 41.

Figura 41 - Curva de polarização típica obtida por meio da técnica potenciodinâmica para determinação do potencial de pite  $E_{pite}$ .



Fonte: WOLYNEC, 2003

Com o aumento do aporte térmico, ocorre uma redução nos valores de Resistência à polarização ( $R_p$ ), mas os resultados mostram que a amostra soldada com maior aporte não possui o menor valor de  $R_p$ , e sim que o menor valor de  $R_p$  foi encontrado na amostra de médio aporte.

A amostra CP2 (médio aporte) possui o menor valor de  $R_p$  e, conseqüentemente, o maior valor de  $i_{corr}$ . Esta análise está de acordo com SANTOS (2008), ao afirmar que a resistência à polarização ( $R_p$ ) é inversamente proporcional à corrente de corrosão, ou seja, quanto maior o valor de  $R_p$ , menor é a tendência de ocorrer corrosão no material. Diante das análises, podemos consolidar que a amostra CP2 possui a maior tendência ao processo corrosivo com relação as 3 amostras verificadas. A amostra CP1 (alto aporte), possui o valor central de  $R_p$  e de  $i_{corr}$ , e por fim, a amostra CP3 (baixo aporte) possui o maior valor de  $R_p$ , dentre as 3 amostras, e o menor valor de  $i_{corr}$ , mostrando que esta amostra é a menos tendenciosa à sofrer corrosão.

Os valores do Potencial de Corrosão ( $E_{corr}$ ) mais positivos determinaram um menor valor de  $R_p$ , ou seja, uma maior tendência a sofrer corrosão, evidenciado pela amostra CP2 (médio aporte), que contém o maior valor de  $E_{corr}$  e menor  $R_p$  em relação às outras duas energias de soldagem. As amostras CP1 e CP3 (alto e baixo aporte, respectivamente) apresentaram uma redução no Potencial de Corrosão ( $E_{corr}$ ) e conseqüentemente um maior valor de Resistência à polarização ( $R_p$ ), visto que a

amostra CP3 (baixo aporte) tem maior valor de  $R_p$  em relação a amostra CP1 (alto aporte).

Como analisado, os parâmetros eletroquímicos obtidos caracterizam que a amostra CP2 (médio aporte) é a que tem maior probabilidade de ocorrer corrosão. Isso era esperado pois, de acordo com a Figura 37, apresenta em sua microestrutura 65,2% de ferrita e 34,8% de austenita. Quando no metal de solda houver muita quantidade de ferrita a resistência a corrosão é afetada, devido à fragilização da região do MS. Apesar de que o cromo é o estabilizador da ferrita e aumenta a resistência à corrosão do aço, grande percentual da fase ferrítica pode ocasionar à precipitação de nitretos de cromo, o que leva a uma diminuição da concentração de cromo na estrutura, diminuindo a resistência a corrosão por pite.

As amostras que obtiveram os melhores resultados com relação à resistência a corrosão foi à amostra CP3 (baixo aporte), apresentando 54,3% de ferrita e 45,7% de austenita e para a amostra do CP1 (alto aporte) com 57,6% de ferrita e 42,4% de austenita devido ao equilíbrio de fases ter aproximado de 50%. O aumento no percentual da austenita auxiliou a resistência a corrosão, isso foi possível pois a fase austenita contém teores relativamente elevados de nitrogênio e níquel. O N é responsável em produzir  $NH_4$  que é o íon responsável em prevenir a iniciação de pites em aços duplex UNS S32205. A formação de  $NH_4$  próximo à interface metal/camada passiva causa um aumento local no pH, contribuindo na estabilização da camada passiva. ASSIS (2011), salientou que quando o aço contém elevados teores de N, o mesmo se apresenta em maiores quantidades na austenita, garantindo que a resistência à formação de pite será maior nessa fase.

## 6 CONCLUSÕES

Podemos concluir que após a solidificação do MS, a matriz ferrítica contínua que representa o MB desenvolveu-se em grãos maiores. A este crescimento dá-se o nome de crescimento epitaxial. A nucleação da austenita ocorreu nas fronteiras do grão da ferrita e em alguns sítios intragranulares em três modos de crescimento: austenita alotriomórfica de contorno de grão, austenita de Widmanstätten e a austenita intragranular. Visto que para maiores energias de soldagem os resultados obtidos apontam para o crescimento da austenita alotriomórfica e de Widmanstätten e com relação ao menor aporte térmico uma maior nucleação e crescimento da austenita intragranular.

Assim como MS, a região da ZTA apresentou crescimento significativo dos grãos ferríticos que proporcionou sua maior extensão para a amostra soldada com maior aporte térmico quando comparada ao menor aporte térmico. Foi identificado o crescimento da austenita nos três modos descrito acima, entretanto para o médio e alto aporte térmico foi observado placas de austenita alotriomórfica mais espessas e a formação da austenita de Widmanstätten, característica e microestrutura não evidenciada na região da ZTA do menor aporte térmico.

O balanço médio das fases ferrita/austenita verificado no metal de solda soldado com 0,98 kJ/mm, 0,82 kJ/mm e 0,61 kJ/mm foram respectivamente:

- CP1= 57,6% ferrita / 42,4% austenita;
- CP2= 65,2% ferrita / 34,8% austenita;
- CP3= 54,3% ferrita / 45,7% austenita.

Na Zona Termicamente Afetada (ZTA), o CP2 (médio aporte) e CP3 (baixo aporte) apresentaram valores de dureza mais elevados, enquanto o CP1 (alto aporte) forneceu valores mais homogêneos.

No Metal de Solda (MS), o CP2 (médio aporte) apresentou a maior dureza média, o CP1 (alto aporte) apresentou valores mais homogêneos e o CP3 (baixo aporte) a menor dureza média.

Após o método de extrapolação da reta de Tafel, pode-se concluir que não houve corrosão por pite nas amostras soldadas ao considerar os 3 três aportes térmicos. Visto que os valores de densidade de Corrente ( $i_{corr}$ ) manteve-se na ordem de grandeza ( $10^{-7} A$ ), indicado que o filme protetor sobre o material se manteve íntegro.

Apesar das curvas de polarização e dos parâmetros eletroquímicos obtido ( $E_{corr}$ ,  $i_{corr}$  e  $R_p$ ) apresentarem comportamento e valores próximos foi concluído que a amostra CP2= 0,82 kJ/mm (médio aporte) é a mais susceptível ao processo de corrosão, já que apresentou maior valor de densidade de corrente ( $i_{corr}$ ) e menor de resistência a polarização ( $R_p$ ). Todavia, a amostra CP3= 0,61 kJ/mm (baixo aporte) foi à amostra que obteve o melhor resultado quanto à corrosão quando comparada a amostra CP1= 0,98 kJ/mm (alto aporte), apresentando o menor valor de densidade de corrente ( $i_{corr}$ ) e a maior resistência a polarização ( $R_p$ ), logo dentre as três amostras a amostra CP3 (baixo aporte) possui menor tendência a ocorrer corrosão.

## 6.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar análises metalográficas com o uso do Microscópio Eletrônico de Varredura para obter melhor visualização microestrutural e confirmar a possível presença ou ausência de precipitados;
- Investigar a influência do metal de adição E2209 no processo GTAW quanto as suas propriedades mecânicas e de corrosão;
- Utilizar um sobrepotencial que atingisse o potencial de pite para determinar a corrente de pite e, respectivamente, a velocidade de corrosão do material para o meio de interesse.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

**Associação Brasileira de Soldagem – ABS-SOLDAGEM**, 2001, disponível em <[www.abs-soldagem.org.br](http://www.abs-soldagem.org.br)>.

ALVAREZ-ARMAS, I. **Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys**. Recent Patents on Mechanical Engineering 2008,

ALVES, F. P.; **Estudo da evolução microestrutural de juntas de aço inoxidável superduplex em soldagem TIG orbital com múltiplos passes**, COPPE UFRJ, nº 6, Rio de Janeiro, 2011.

ARTURO, G. R. M. **Electrochemical Characterization of AISI 2205 Duplex Stainless Steel Welded Joints with Electromagnetic Interaction**. Procedia Materials Science 8, 2015.

ASSIS, K. S. **Aspectos metalúrgicos e susceptibilidade à corrosão localizada do aço inoxidável superduplex UNS S32760**. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. UFRJ, Rio de Janeiro, 2011.

AVESTA. **How to weld Duplex Stainless Steel**. Welding, 2009. Disponível em <https://pt.scribd.com/document/97170956/How-to-Weld-Duplex-Stainless-SteelMechanical16April09>

AZIZ, PM. **Application of Statistical Theory of extreme values to the analysis of maximum pit depth for aluminium alloys**. Corrosion, Vol 12, 1980,

BARBOSA, C.A. **Os setores que irão impulsionar o consumo de aço inox no Brasil: Gás e Petróleo**. Inox, v.35, 2010

BAROUX, B. Further insights on the pitting corrosion of stainless steels. In: MARCUS, P. **Corrosion mechanisms in theory and practice**. 3. ed. Boca Raton: Taylor & Francis Group, 2012.

CANDEL, E. H. P. **Soldagem de aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e UNS S32760. 2016.** 137 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2016.

CHARLES, J.; FARIA, R.A. **Aços inoxidáveis duplex e aplicações em óleo e gás: uma revisão incluindo a nova oferta da Arcelormittal.** In: 10º SEMINÁRIO BRASILEIRO DO AÇO INOXIDÁVEL – edição internacional (INOX/10), 2010, Rio de Janeiro. Anais... São Paulo: Núcleo de Desenvolvimento Técnico Mercadológico do Aço Inoxidável, 2010.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos.** 7. ed. ampl. e rev. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 2005.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns.** 4. ed. e atual. São Paulo: Edgard Blücher, 2008.

CHAN, K. W.; TJONG, S. C. **Effect of Secondary Phase Precipitation on the Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steels.** Materials, 7, 2014.

CHEN, Y. C.; FUJII, H.; TSUMURA, T.; KITAGAWA, Y.; NAKATA, K.; IKEUCHI, K.; MATSUBAYASHI, K.; MICHISHITA, Y.; FUJIYA, Y.; KATOH, J. **Banded structure and its distribution in friction stir processing of 316L austenitic stainless steel.** Journal of Nuclear Materials, v. 420, 2012.

CRESPO, G. S. **Influência da energia do pulso de soldagem laser Nd: YAG no balanço de fases ferrita/austenita do aço inoxidável duplex UNS S32205.** 2014. 87f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Materiais e Processos de Fabricação) – Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", Ilha Solteira, 2014.

CUNAT, P.J.; **The welding of stainless steel:** Euro Inox. 2ª Edição, 2007.

DAVIS, J.R. **Metals Handbook**. ASM International. 10<sup>a</sup> ed. EUA, v. 1. 1997.

FAÇANHA, P.; **Resistência à corrosão de juntas soldadas de tubos de superduplex UNS S32750 utilizados em umbilicais submarinos**) trabalho de conclusão de curso). Niterói: Universidade Federal Fluminense, 2008.

FELIZARDO, I. **A soldagem GTAW (ou TIG)**. São Paulo: 2008.

FARIA, R. A.; FOURMENTIN, R.; JUNIOR, O. C. P.; CASTRO, G. M. **Produção de aços inoxidáveis duplex na Arcelormittal Inox Brasil**. Artigo Publicado nos Anais do X Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável, 2010.

FERREIRA, J. A. **Boas práticas na soldagem de tubulações de Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex, utilizando o processo GTAW**. ENSOLD (Encontro de Soldagem da Petrobras, 2012.

FONSECA, C. S.; PINHEIRO, I. P.; SILVA, S. N. **Influência do aporte térmico sobre a morfologia da austenita e na quantidade das fases em chapas soldadas de aço inoxidável duplex SAF2205**. Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 2016

FONTES, T. F. **Efeito da fase alfa linha nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do Aço Inoxidável Duplex UR 52N+** Instituto De Pesquisas Energéticas E Nucleares, São Paulo, 2009.

FORGAS JUNIOR, A.; **Efeito do encruamento e do tempo de envelhecimento na cinética das transformações de fase de um aço inoxidável duplex** (Tese). São Bernardo do Campo, 2010.

FRANCO, J. P.; CAVATTA, S. A.; **estudo da corrosão no cordão de solda do aço duplex UNS S32205**, Universidade Vila Velha, Engenharia Química, 2017.

GENTIL, V.; **Corrosão**, Livros Técnicos e Científicos Editora S.A. 6ª Ed., UFRJ, Rio de Janeiro, 2011.

GIRALDO, C.P.S.; **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex**, (dissertação). São Paulo: Universidade de São Paulo, Escola politécnica, 2001.

GIRÃO, I. F.; **Caracterização Da Resistência A Corrosão Por Pite Do Aço Uns S31803 Após Soldagem**, Departamento de Engenharia Mecânica, Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2008.

GOOCH, T.G. **Weldability of duplex ferritic-austenitic stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'82**, St. Louis-USA, 1982. Proceedings. Ohio, American Society of Metals, 1983.

GUASTI, D. C.; MACHADO, M. A. R. **Caracterização da soldagem tig autógena em fitas de aço UNS 31803 empregadas na fabricação de tubos flexíveis**. Universidade Federal Do Espírito Santo (UFES), Centro Tecnológico Departamento de Engenharia Mecânica – DEM, Vitória /ES, 2013

GUNN, R.N. **Duplex Stainless Steels: Microstructures**, Properties and Applications. Cambridge: Abington Publishing. 1997.

IMOA (International Molybdenum Association). **Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel**. Second Edition. London, UK, 2009.

IMOA, International Molybdenum Association. **Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels**. 3rd Edition, London, 2014

KANG, D. H.; LEE, H. W. **Study of the correlation between pitting corrosion and the component ratio of the dual phase in duplex stainless steel welds**. Corrosion Science, v. 74, 2013.

KARLSSON, L.; PAK, S. **Welding of duplex stainless steels-properties os SMAW, FCAW and SAW welded joints**. In: Conference Duplex Steels'91, Beaune Bourcogne-France, 1991. Proceedings. France, 1991.

KOTECKI, D. J.; **Some Pitfalls in Welding of Duplex Stainless Steels**. Soldagem & Inspeção. São Paulo, Vol. 15, 2010.

LAPEC, **Laboratório de pesquisa em corrosão**. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Campus do Vale. Escola de Engenharia. Departamento de Metalurgia. Porto Alegre – RS, 2012.

LEITE, P. H. R. **Influência da variação invertida da tensão e corrente na eficiência térmica do processo de soldagem TIG**. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia - MG, 2018.

LIMA, D. B. P. L. **Avaliação da soldabilidade do aço inoxidável superduplex UNS S32750**. 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2006.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. New Jersey: Wiley Interscience, 2005.

LONDOÑO, A. J. R. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 1997.

LONDOÑO, A. J. R. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Tese (Doutorado) - Departamento de Eng. Metalúrgica da Escola Politécnica da USP, São Paulo, 2001.

LÓRA, M. C. **Influência da energia de soldagem sobre a microestrutura da Zona fundida do aço inoxidável duplex AISI 2205**, UFES, Engenharia Mecânica, Vitória, 2006.

LUNDQVIST, B.; NORBERG, P. **Weldability aspects and weld joint properties of duplex stainless steels**. Welding Journal. V. 67, 1988.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. São Paulo, 2001.

MODENESI. P. J. **Soldagem de ligas metálicas**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2001.

MODENESI. P. J. **Fluxo de Calor em Soldagem**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2003.

MORAES, V.A. **Influência do aporte térmico da soldagem GTAW no balanço de fases ferrita/austenita do aço inoxidável duplex UNS S32205**, UNESP, São Paulo, 2016.

MOURAD, A. H.; KHOURSHID, A.; SHAREF, T. **Gas tungsten arc and laser beam welding processes effects on duplex stainless steel 2205 properties**. Materials Science and Engineering: A, Philadelphia, v. 549, 2012.

MOZART, P. C.; **Corrosão por Cloreto em Aços Inoxidáveis Duplex (AID's)** Trabalho de Conclusão de Curso, Departamento de Engenharia Química e de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, RJ, 2017.

MUTHUPANDI, V. SRINIVASANA, P.B.; SESHADRIB, S.K.; SUNDARESANB, S. **Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds**. Materials Science and Engineering A. Vol. 358. 2003.

NASCIMENTO, A. M.; IERARDI, M. C. F.; KINA, A. Y.; TAVARES, S. S. M. **Pittingcorrosion resistance of cast duplex stainless steel in 3.5% NaCl solution**. Materials Characterization, v. 59, n. 12, p. 1736-1740, 2008.

NETO, S. A. A. **Caracterização metalúrgica de juntas de aço inoxidável superduplex soldadas por processo TIG autógeno.** Rio de Janeiro: Universidade do Estado do Rio de Janeiro, 2011.

NUNES, E. B.; BATISTA, H. J., BARRETO, A. S.; MARQUES, J. S.; MOTTA, M. F. **Influência da Energia de Soldagem na Microestrutura e na Microdureza de Revestimentos de Aço Inoxidável Duplex.** Soldagem e Inspeção. Vol 17, 2012.

OLIVEIRA, V. L. **Avaliação do desempenho de aço carbono frente à corrosão e erosão-corrosão quando submetidos ao H<sub>2</sub>S.** Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2008.

OUTOKUMPU. **Handbook of Stainless Steel**, 2013. Disponível em <http://www.outokumpu.com/sitecollectiondocuments/outokumpu-stainless-steel-handbook.pdf>.

PADILHA, A.F.; **Microestrutura e Propriedades.** In: Materiais de Engenharia. São Paulo: Editora Hemus, Edição Eletrônica, vol. 1, 2000.

PEREIRA, P. A. S., **Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço Inoxidável Duplex e Super Duplex**, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro – UENF, Campos dos Goytacazes – RJ, 2009.

PINEDO, C. E., TSCHIPTSCHIN, A. P. **Low temperature plasma carburizing of AISI 316L austenitic stainless steel and AISI F51 duplex stainless steel.** Escola Minas, v. 2, n. 66, 2013.

PINTO, D. F. **Comportamento em Corrosão Sob Tensão de um Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444 Soldado com Aço Inoxidável Austenítico AISI 316LSi, em Meios Contendo Cloreto.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT. UFOP-CETEC-UEMG. Minas Gerais, 2006.

POLINSKI E. L. **Influência da energia de soldagem na resistência à corrosão por Pites do aço inoxidável duplex SAF 2205.** Programa de Pós-Graduação em

Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande Do Sul, Porto Alegre, 2017.

RAMÍREZ-LONDOÑO, A. J. **Precipitação das fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex.** 2001. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

SANTOS, A. O. **Estudo da resistência a corrosão em aço e revestimentos visando aplicação em hastes de bombeio de petróleo.** Dissertação de mestrado. Universidade Tiradentes, Aracaju, 2008.

SANTOS, R. O.; ALMEIDA, M. R. S.; GUARIEIRO, L. L. N.; COELHO, R. S. **Análise da Influência do Processo de Soldagem GTAW na Microestrutura e Resistência à Corrosão do Aço Superduplex UNS S32760,** SENAI CIMATEC, Salvador-BA, 2016

SEDRIKS, A. J. **Corrosion of stainless steels.**2. Ed. New York; Chichester ; Brisbane: JohnWiley, 1996.

SIEURIN, H., SANDSTRÖM, R. **Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205.** Materials Science and Engineering. A 418, 2006.

SILVA, J. S. C. L. **Influência da precipitação de fase  $\sigma$  na resistência à corrosão e nas propriedades mecânicas de um aço vazado inoxidável duplex GX2CrNiMoCuN25-6-3-3.** Monografia - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. Miemm. 2008.

SILVA, A. S. **Quantificação da fração de fases do aço inoxidável duplex 2205 Pós fresamento por meio do software Imagej.** Centro Federal De Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2017.

SINGH, R. P. **Applied welding engineering: processes, codes and standards.** Amsterdam: Elsevier,.xxiii, 2012.

SOLOMON, H. D. e DEVINE, T. M., **Duplex stainless steel: a tale of two phases**, 1ª ed., Ohio, American Society for Metals, 1982.

SOUZA, J. P. B.; ARIAS, A. G. PARDAL, J. M.; MAINIER, F. B.; FERREIRA, M. L. R.; TAVARES, S. S. M. **Análise da Resistência à Corrosão por Pite em Soldas de Reparo pelo Processo TIG em Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750**, Universidade Federal Fluminense, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica - PGMEC, Niterói, RJ, 2011.

SOUZA, C. S. **Avaliação da resistência à corrosão localizada do aço inoxidável lean duplex UNS S32204 soldado pelos processos SMAW, GMAW e FCAW**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2012.

SOUZA, G. C.; PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S. M.; FONSECA, M. P. C.; MARTINS, J. L.F.; MOURA, E. P.; CARDOTE FILHO, I. **Avaliação da proporção de fases em juntas soldadas de tubulações de aço inoxidável duplex mediante aplicação de ensaios não destrutivos**. Soldagem & Inspeção, v. 18, n. 2, 2013.

SUMAN, R. **Estudo da corrosão do Aço inoxidável 316 em meio de água de refrigeração**. TCC. Centro Universitário Estadual da Zona Oeste. Rio de Janeiro. 2010.

SZKLARSKA-SMIALOWSKA, Z. **Pitting and Crevice Corrosion**. Houston: NACE International, 2005.

TANIGUCHI, C.; OKUMURA, T. **Engenharia e soldagem e aplicações**. Rio de Janeiro: LTC, 1982.

TSUGE H.; TARUTANI Y.; KUDO T. **The Effect of nitrogen on the localized corrosion resistance of duplex stainless steel simulated weldments**. Corrosion, v. 44, 1988.

VASCONCELLOS, P. I. G; ROSENTHAL R.; PARANHOS R. P. R.; **Estudo da Soldagem de Tubos de Aço Inoxidável Duplex e Superduplex na posição 5G.** Soldagem e Inspeção. Vol. 15, São Paulo., 2010.

VIDEIRA, A. M. **Influência do Aporte Térmico da soldagem GTAW no balanço de fases ferrita / austenita do aço inoxidável duplex UNS S32205.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista (UNESP) – Campus de Ilha Solteira, Ilha Solteira, 2016.

VIEIRA, J. S. **Caracterização microestrutural de um aço inoxidável duplex submetido à soldagem TIG.** Trabalho de Conclusão de Curso, Tecnologia em Processos Metalúrgicos, UEZO, Rio de Janeiro, 2014.

WANG, S.-H., CHIU, P.-K., YANG, J.-R. **“Gamma ( $\gamma$ ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel”**, Materials Science and Engineering A, v. 420, 2006.

WELDING HANDBOOK – **Materials and Applications, Part 1**, American Welding Society, vol. 4, 9. ed, 2011.

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão.** 1ª ed. São Paulo: Edusp, 175 p., 2003.

**WORLD STEEL ASSOCIATION, 2017.** disponível em <<https://www.worldsteel.org/>>

YOUSEFIEH, M; SHAMANIAN, M.; SAATCHI, A. **Influence of Heat Input in Pulsed Current GTAW Process on Microstructure and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds.** Journal of Iron and Steel Research, International. Vol. 19, n.9, 2011.

YURTISIK, K.; TIRKES, S.; DYKHNO, I.; GUR, H.; GURBUZ, R. **Characterization of Duplex Stainless Steel Weld Metals Obtained by Hybrid Plasma-Gas Metal Arc Welding.** Soldagem & Inspeção. São Paulo, Vol. 18, Nº. 03, 2013.

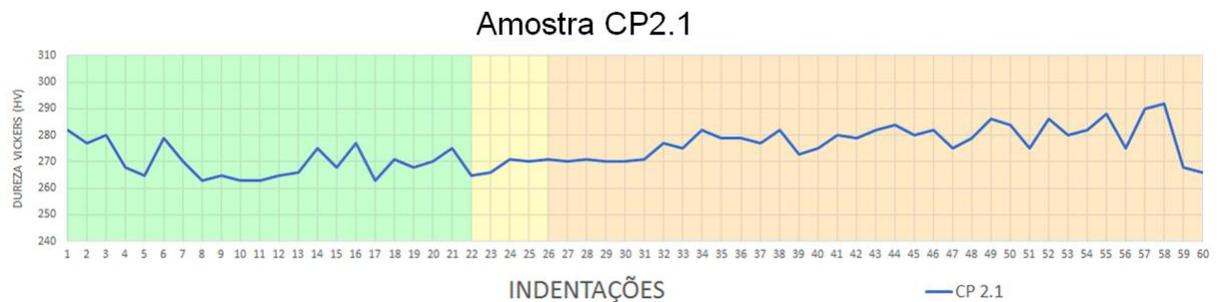
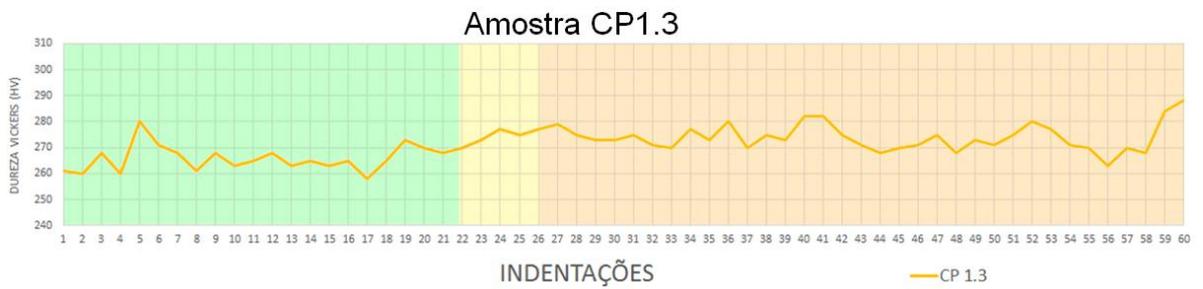
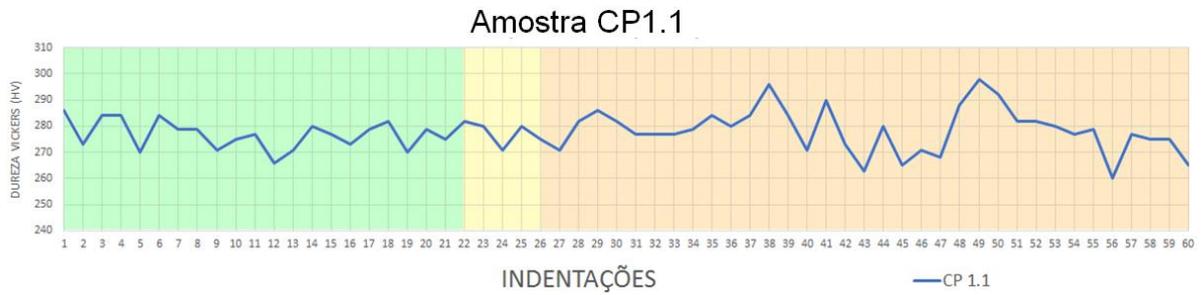
ZHANG, Z.; WANGD, Z.; JIANGA, Y.; TANA, H.; HANA, D.; GUOA, Y.; LIA, J. **Effect of post-weld heat treatment on microstructure evolution and pitting corrosion behavior of UNS S31803 duplex stainless steel welds.** Corrosion Science. v 62, 42-50, 2012.



## ANEXO B – CERTIFICADO DO ENSAIO DE TESTE POR PONTOS

	<b>RELATÓRIO DE IDENTIFICAÇÃO DE LIGAS METÁLICAS (TESTE POR IMÃ E POR PONTOS)</b>			Número RILM: 001/19		
				Data: 22/11/2019	Folha: 1/1	
Cliente: FAACZ – Faculdades Integradas de Aracruz				Contrato: N/A		
Empreendimento: TCC - Trabalho de Conclusão de Curso				Procedimento: NBR 15693 Edição 2016		
Unidade: Curso de Engenharia Mecânica				Norma de Referência: NBR 15693 Edição 2016		
Unidade/Sistema: Curso de Engenharia Mecânica						
<b>REGISTRO DE RESULTADOS</b>						
ITEM	IDENTIFICAÇÃO PEÇA/COMPONENTE:	QTD	DOCUMENTO DE REFERÊNCIA	MATERIAL		LAUDO
				Projeto	Resultado	
01	Chapa 6,0mm A-240 S32205	01	Cert. 6610/1000574287	S32205	S32205	A
Teste Efetuado:      ( X ) Magnético                      ( X ) Q.S.                      ( X ) P.E.						
<b>Legenda: A – Aprovado / R – Reprovado / NA – Não aplicável / REC – Relatório de Ensaio Complementar Q.S – Químico Simples / P.E. – Polarização Eletrolítica</b>						
<b>Observações:</b>						
1 - Heat / Corrida: 572320-001						
2 – Através do ensaio realizado foram identificados os principais elementos de liga na composição química do material analisado (Cr, Ni e Mo)						
3 – Testes Efetuados: QS 02 / 04 / 08 / 11 e PE 02 / 03.						
<b>Inspetor:</b>  Geraldo Conrado de Oliveira Inspetor de TP-I SNQC 5160 Inspetor de Soldagem N1 FBTS 1846		<b>Controle da Qualidade:</b>		<b>Fiscalização:</b>		
Data: 22 / 11 / 2019		Data: / /		Data: / /		

## ANEXO C - PERFIS DE DUREZA PARA CADA AMOSTRA



Amostra CP2.2



Amostra CP2.3



Amostra CP3.1



Amostra CP3.2



Amostra CP3.3



**ANEXO D – TABELAS COM VALORES OBTIDOS NOS ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS (HV) PARA CADA AMOSTRA JUNTAMENTE COM SUAS MÉDIAS.**

Nº	CP1.1	CP1.2	CP1.3
1	286	255	261
2	273	261	260
3	284	258	268
4	284	266	260
5	270	265	280
6	284	263	271
7	279	261	268
8	279	268	261
9	271	279	268
10	275	266	263
11	277	263	265
12	266	261	268
13	271	261	263
14	280	265	265
15	277	270	263
16	273	277	265
17	279	275	258
18	282	266	265
19	270	275	273
20	279	263	270
21	275	266	268
22	282	265	270
23	280	271	273
24	271	265	277
25	280	261	275
26	275	270	277
27	271	268	279
28	282	275	275
29	286	271	273
30	282	273	273
31	277	271	275
32	277	271	271
33	277	275	270
34	279	268	277
35	284	268	273
36	280	271	280
37	284	271	270
38	296	268	275
39	284	266	273
40	271	265	282
41	290	271	282
42	273	265	275
43	263	271	271
44	280	265	268
45	265	266	270
46	271	252	271
47	268	260	275
48	288	268	268
49	298	250	273
50	292	249	271
51	282	260	275
52	282	256	280
53	280	244	277
54	277	249	271
55	279	250	270
56	260	252	263
57	277	253	270
58	275	241	268
59	275	252	284
60	265	270	288

Nº	CP2.1	CP2.2	CP2.3
1	282	255	273
2	277	263	265
3	280	270	271
4	268	260	268
5	265	273	266
6	279	265	280
7	270	273	266
8	263	273	271
9	265	284	271
10	263	270	266
11	263	275	271
12	265	266	271
13	266	268	277
14	275	292	270
15	268	279	268
16	277	271	277
17	263	280	261
18	271	290	261
19	268	288	268
20	270	286	266
21	275	286	273
22	265	277	261
23	266	280	266
24	271	292	266
25	270	290	279
26	271	280	270
27	270	279	279
28	271	292	270
29	270	277	271
30	270	288	273
31	271	279	286
32	277	279	270
33	275	263	273
34	282	284	279
35	279	275	268
36	279	270	263
37	277	277	270
38	282	271	265
39	273	270	282
40	275	277	284
41	280	271	280
42	279	286	284
43	282	280	280
44	284	290	271
45	280	288	270
46	282	282	273
47	275	282	280
48	279	284	271
49	286	282	277
50	284	279	280
51	275	280	271
52	286	275	273
53	280	275	280
54	282	271	284
55	288	271	261
56	275	264	265
57	290	273	268
58	292	263	253
59	268	260	266
60	266	265	261

Nº	CP3.1	CP3.2	CP3.3
1	282	271	273
2	280	273	280
3	284	261	271
4	270	258	268
5	279	270	270
6	270	263	261
7	261	252	268
	270	263	271
9	263	253	275
10	265	258	268
11	261	266	263
12	268	250	279
13	279	244	273
14	270	260	265
15	273	253	265
16	266	260	265
17	270	258	275
18	273	260	270
19	279	263	275
20	286	249	271
21	288	263	270
22	280	260	271
23	288	270	275
24	282	268	284
25	280	261	273
26	279	263	277
27	277	263	277
28	277	268	280
29	270	271	277
30	271	279	279
31	280	271	288
32	282	268	282
33	277	280	277
34	271	286	277
35	271	282	279
36	277	277	275
37	273	275	279
38	286	279	270
39	288	275	270
40	304	263	273
41	282	268	260
42	282	290	260
43	270	275	256
44	263	280	263
45	275	275	263
46	270	275	255
47	268	275	260
48	263	286	252
49	277	275	250
50	266	270	255
51	263	282	249
52	265	277	247
53	279	282	246
54	271	277	247
55	271	275	240
56	271	273	243
57	258	279	247
58	268	271	249
59	270	261	246
60	273	249	247