

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR
PITES DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX SAF 2205

por

Everton Luís Polinski

Dissertação para obtenção do Título de
Mestre em Engenharia

Porto Alegre, Abril de 2017

INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR
PITES DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX SAF 2205

por

Everton Luís Polinski
Engenheiro Mecânico

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da
Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos
necessários para obtenção do Título de

Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Profa. Dra. Cíntia C. Petry Mazzaferro

Aprovada por:

Profa. Dra. Célia de Fraga Malfatti – PPGE3M/UFRGS

Prof. Dr. José Antônio Esmerio Mazzaferro – PROMEC/UFRGS

Dr. Marcio Levi Kramer de Macedo – LAMEF/DEMET/UFRGS

Prof. Dr. Roger Navarro Verástegui – DAMEC/UTFPR

Prof. Dr. Jakson Manfredini Vassoler
Coordenador do PROMEC

Porto Alegre, 25 de Abril de 2017

AGRADECIMENTOS

Agradecimento especial a professora orientadora Cíntia C. P. Mazzaferro, pela orientação, disposição, paciência, incentivo e todo conhecimento compartilhado, além de uma grande amizade.

Ao apoio dos professores e funcionários do Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (LS&TC)

Um grande abraço aos colegas de mestrado e bolsistas do laboratório, pelo conhecimento, conversas e aprendizado compartilhado durante estes anos.

Ao Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (LS&TC) pela infraestrutura e equipamentos.

A professora e amiga Célia F. Malfatti, pelos conhecimentos em corrosão, paciência e disposição.

Ao Laboratório de Pesquisa em Corrosão (LAPEC) pela ajuda e suporte durante a pesquisa, infraestrutura e equipamentos.

Muita felicidade ao encontrar o apoio da ArcelorMittal, APERAN e conseguir a doação das chapas de aço inoxidável duplex, para os ensaios de soldagem.

Agradecer ao engenheiro Reginaldo da APERAN, pelo interesse e por acreditar no desenvolvimento deste trabalho.

Lembrar também do suporte e apoio durante o mestrado, do CNPq e a instituição de ensino UFRGS.

RESUMO

A soldagem de aços inoxidáveis duplex AID SAF 2205 utilizando o processo *Metal Active Gas* (MAG) ainda tem poucos dados e referências, estes aços são conceituados devido ao seu equilíbrio entre resistência mecânica e à corrosão, resultado de sua microestrutura composta por austenita e ferrita. A soldagem dos aços inoxidáveis duplex exige um controle de aporte térmico, da composição química do metal de adição e gás de proteção. Mínimas mudanças em parâmetros e composição dos consumíveis podem afetar diretamente a estrutura formada na região da solda. Neste trabalho, o objetivo foi estudar a influência da utilização do processo de soldagem MAG com diferentes energias aplicadas ao AID SAF 2205, sobre a resistência à corrosão das amostras resultantes. Foram usados quatro valores de energias de soldagem, entre 0,6 e 1,1 kJ/mm, sendo a maior energia limitada à espessura das chapas, que era de 5 mm. Quando foi analisada a microestrutura formada na região da solda, a quantificação de ferrita na zona afetada pelo calor apresentou uniformidade nas amostras, independentemente da energia de soldagem. Contudo, a quantidade de ferrita no metal de solda diminuiu à medida que a energia aumentou. A precipitação de nitretos de cromo foi observada no interior de alguns grãos de ferrita e/ou próximo a regiões com austenita secundária intragranular. Os perfis de microdureza Vickers não apresentaram nenhum valor acima de 300 HV, e nenhum comportamento diferenciado de acordo com área de indentação. A resistência à corrosão não apresentou mudanças consideráveis, o metal base e as regiões da solda nas quatro condições se comportaram de forma muito similar. Os ensaios de imersão em cloreto férrico, seguindo a ASTM G48, permitiram observar a formação de pites, mas a quantidade e densidade destes não pode ser associada a uma região da solda específica ou variação de energia de soldagem. Os valores de parâmetros eletroquímicos, OCP, E_{CORR} , e E_{PIT} , após os ensaios de polarização potenciodinâmica de acordo com a ASTM G5, tiveram pouca variação, mostrando um comportamento em corrosão similar para o metal base e para os metais de solda das quatro diferentes condições de energia de soldagem empregadas.

Palavras-chave: Soldagem MAG; Duplex; Cloreto Férrico; Polarização Potenciodinâmica; Resistência à Corrosão.

ABSTRACT

Welding of AID SAF 2205 duplex stainless steels using the Metal Active Gas (MAG) process still has few data and references, these steels are conceptualized due to their balance between mechanical resistance and corrosion, resulting from their microstructure composed of austenite and ferrite. The welding of duplex stainless steels requires a control of the thermal input, the chemical composition of the addition metal and the shielding gas. Minimal changes in parameters and composition of consumables will directly affect the structure formed in the region of the weld. In this work, the objective was to study the influence of the MAG welding process with different energies applied to AID SAF 2205, on the corrosion resistance of the resulting samples. Four values of welding energies were used, between 0.6 and 1.1 kJ / mm, with the greatest energy limited to the thickness of the plates, which was 5 mm. When the microstructure formed in the region of the weld was analyzed, the quantification of ferrite in the zone affected by the heat showed uniformity in the samples, independent of the welding energy. However, the amount of ferrite in the weld metal decreased as the energy increased. The precipitation of chromium nitrides was observed in the intermetallic was associated with grain boundaries α / γ , inside some ferrite grains, close to regions with secondary intragranular austenite. The Vickers microhardness profiles showed no value above 300 HV, and no behavior differed according to the indentation area. The corrosion resistance did not change considerably, the base metal and the regions of the weld in the four conditions behaved very similarly. Ferric chloride immersion assays, following ASTM G48, allowed to observe the formation of pites, but the amount and density thereof can not be associated with a specific weld region or weld energy variation. The values of electrochemical parameters, OCP, E_{CORR} , and E_{PIT} , after the potentiodynamic polarization tests according to ASTM G5, showed little variation, showing a similar corrosion behavior for the base metal and the solder metals of the four Different welding energy conditions employed.

Keywords: GMAW Welding; Duplex; Ferric Chloride; Polarization Potentiodynamic; Corrosion Resistance.

ÍNDICE

1.	INTRODUÇÃO	1
2.	OBJETIVOS	3
2.1	Objetivos Gerais	3
2.2	Objetivos Específicos	3
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1	Aços Inoxidáveis.....	4
3.1.1	Aços Inoxidáveis Duplex	5
3.2	Processo de Soldagem Metal Active Gas (MAG)	10
3.3	Soldagem de Aços Inoxidáveis Duplex	11
3.4	Corrosão Localizada – Corrosão por Pites	13
3.4.1	Corrosão por Pites	14
3.4.2	Avaliação da corrosão por pites por imersão em cloreto férrico: norma ASTM G4815	
3.4.3	Avaliação da corrosão a partir de ensaios eletroquímicos (curvas de polarização potenciodinâmica): norma ASTM G5	16
4.	MATERIAIS E MÉTODOS	19
4.1	Materiais	19
4.1.1	Aço Inoxidável Duplex SAF 2205	19
4.1.2	Processo de Soldagem	20
4.1.3	Parâmetros de soldagem	22
4.2	Análise Macrográfica e Micrográfica	24
4.2.1	Geometria do cordão e Diluição.....	25
4.2.2	Morfologia e Quantificação de fases.....	26
4.3	Ensaio de Microdureza.....	27
4.4	Ensaio de Corrosão.....	29
4.4.1	Norma ASTM G48: imersão em cloreto férrico	29

4.4.2	Norma ASTM G5: Ensaio Eletroquímico - Curvas de Polarização Potenciodinâmica	33
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	38
5.1	Caracterização do Material (Metal Base)	38
5.2	Soldagem	39
5.3	Análises Macrográficas e Microestruturais	39
5.4	Quantificação de fases	47
5.5	Perfis de Microdureza Vickers	48
5.6	Imersão em cloreto férrico, ASTM G48	51
5.7	Curvas de Polarização.....	56
6.	CONCLUSÕES	62
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	64
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	65
	APÊNDICE A	70
	APÊNDICE B.....	71

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1	Famílias de aços inoxidáveis (wt % = concentração em peso) [Adaptado da ASM, 1994].	4
Figura 3.2	Utilização dos AID na indústria: (A) indústria de celulose, (B) tubulações, (C) tanques de navios petroleiros e (D) construção, arquitetura [Adaptado de IMO, 2009].	6
Figura 3.3	Esquema das transformações de fase que ocorrem durante solidificação e resfriamento, apresentados em corte vertical de um diagrama de fase Fe-Cr-Ni A linha tracejada corresponde à composição aproximada de uma liga SAF 2205. [adaptado de Xavier, 2015].	7
Figura 3.4	Diagrama TTT esquemático com precipitação de fases secundárias em AID [Adaptado de Charles, 1994].	8
Figura 3.5	(A) Processo de soldagem MAG, (B) Equipamento básico para soldagem MAG [Adaptado de Marques et al., 2009].	10
Figura 3.6	Gráfico esquemático de polarização anódica e catódica [Adaptado de SANCHES, 2009].	17
Figura 3.7	Curva de polarização característica de metais com capacidade de passivação [adaptado de SERNA, 2009].	18
Figura 3.8	Curva de polarização potenciodinâmica do AID SAF 2205 [Fonte: Autor].	18
Figura 4.1	Fluxograma resumido da metodologia e etapas realizadas neste estudo.	19
Figura 4.2	Esquema ilustrativo das chapas de aço SAF 2205, A) desenho técnico com dimensões e B) desenho de uma chapa já soldada.	20
Figura 4.3	Equipamentos utilizados nos experimentos de soldagem: (1) Cobre junta e chapa de AID, (2) Fonte de Soldagem, (3) Arame/Bobina, (4) Cilindro de Gás, (5) Robô, (6) Controlador do robô e (7) Sistema de Aquisição de Dados.	21
Figura 4.4	Esquema representativo com a interface do sistema de aquisição, (A) janela de tempo de leitura com 5s, (B) valores médios de tensão (U) e corrente (I) de soldagem e (C) janela de tempo reduzida.	24
Figura 4.5	Região da retirada dos CP's para análise macrográfica e micrográfica das chapas soldadas.	25
Figura 4.6	(A) Esquema ilustrativo para o cálculo da diluição em um cordão sobre a chapa; (B) Geometria do cordão de solda, representada pelo seu reforço, penetração e largura.	26

Figura 4.7	Quantificação de fases, ferrita (α) fase escura, austenita (γ) fase clara. (A) quadros extraídos para quantificação e (B) segmentação de imagens pelo método de Otsu.	27
Figura 4.8	Esquema representativo das linhas de indentação.	28
Figura 4.9	Detalhe nas microestruturas formadas em um AID SAF 2205 e distância entre indentações.	28
Figura 4.10	Corpos de prova preparados de maneira convencional, com dimensões segundo a ASTM G48.	30
Figura 4.11	Corpos de prova preparados com remoção do reforço e camada superficial, com dimensões segundo a ASTM G48.	30
Figura 4.12	Esquema da fabricação dos CP's. Chapa como soldada (A), corte em pedaços menores (B), etapa final após o acabamento em fresa e lixas.	31
Figura 4.13	Corpos de prova analisados e superfícies preparadas na forma convencional (A) e forma sugerida pelo autor (B).	31
Figura 4.14	Preparo da solução de cloreto férrico (A), sistema montado para o primeiro ensaio, tempo de 116 h e temperatura 22°C (B), sistema para o segundo ensaio, tempo de 24 h e temperatura 60°C (C).	32
Figura 4.15	Esquema ilustrando os corpos de prova e áreas expostas para os ataques de polarização potenciodinâmica.	34
Figura 4.16	Detalhe no anel de vedação utilizado para isolar a área em contato com o eletrólito (A). 1 - Solução de cloreto férrico, detalhe no posicionamento, 2 - contato da amostra de SAF 2205 com a solução (B).	35
Figura 4.17	Extrapolação das retas de Tafel, utilizando o software NOVA [Fonte: Autor].	36
Figura 4.18	Parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização potenciodinâmica para o metal de solda do AID SAF 2205, soldado pelo processo MAG [Fonte: Autor].	37
Figura 5.1	Caracterização da microestrutura do AID SAF 2205, como recebido, atacado com o reagente Behara modificado.	38
Figura 5.2	Macrografias dos cordões de solda para as quatro energias de soldagem. (A) $E_L = 0,6$ kJ/mm, (B) $E_L = 0,7$ kJ/mm, (C) $E_L = 0,9$ kJ/mm e (D) $E_L = 1,1$ kJ/mm. Ataque com 20% NaOH.	40
Figura 5.3	Macrografias em lupa de baixo aumento, da região de transição das quatro energias de soldagem. Ataque químico com 20% NaOH.	41

Figura 5.4	Visualização da zona de transição entre MS, ZAC e MB, para as diferentes condições de soldagem utilizadas. Ataque químico com Behara modificado.	42
Figura 5.5	Visualização da zona de transição entre MS, ZAC e MB, para as diferentes condições de soldagem utilizadas. Ataque eletrolítico com hidróxido de sódio (20% NaOH).	42
Figura 5.6	Micrografias mostrando a microestrutura do MS e da ZAC para a menor ($E_L = 0,6$ kJ/mm) e maior ($E_L = 1,1$ kJ/mm). Ataque eletrolítico com hidróxido de sódio (20% NaOH).	43
Figura 5.7	Micrografias em microscópio eletrônico observadas após a soldagem. Círculos indicando possíveis precipitados (pontos pequenos e mais escuros) no interior de grãos de ferrita e próximos a sítios de γ_2 , características relacionadas a formação de Cr_2N . Ataque com Behara modificado.	44
Figura 5.8	Micrografias do metal de solda formado das quatro energias de soldagem, ferrita (α) e austenita (γ). Amostras atacadas com Behara modificado.	45
Figura 5.9	Micrografia em microscópio ótico mostrando as morfologias da austenita no MS. Austenita de contorno de grão (GBA), austenita de Widmānstätten (WA), austenita intragranular (IGA) e austenita secundária (γ_2). Ataque com Behara modificado, aumento de 100x.	45
Figura 5.10	Micrografia em microscópio ótico mostrando a austenita intragranular, fase clara e sua reprecipitação na região da ZAC. Imagem de um CP da condição de soldagem A ($E_L = 0,6$ kJ/mm) Ataque químico com Behara modificado.	46
Figura 5.11	Quantidade de ferrita na ZAC e MS em função da energia líquida de soldagem.	48
Figura 5.12	Perfil de dureza para a condição “A” de soldagem ($E_L = 0,6$ kJ/mm).	48
Figura 5.13	Perfil de dureza para a condição “B” de soldagem ($E_L = 0,7$ kJ/mm).	49
Figura 5.14	Perfil de dureza para a condição “C” de soldagem ($E_L = 0,9$ kJ/mm).	49
Figura 5.15	Perfil de dureza para a condição “D” de soldagem ($E_L = 1,1$ kJ/mm).	50
Figura 5.16	Corpos de prova após a retirada da solução de cloreto férrico. Amostras do primeiro ensaio, tempo de 72hrs e temperatura $22 \pm 2^\circ C$ (A), amostras do segundo ensaio, tempo de 24hrs e temperatura $60 \pm 2^\circ C$ (B) com detalhe da formação de pites (C).	51
Figura 5.17	Formação de pites indicados pelas setas, condição de soldagem “C” ($E_L = 0,9$ kJ/mm), temperatura da solução $22 \pm 2^\circ C$. Imagem feita com a lupa após 72 horas de ensaio (A) e imagens do MEV após 116 horas de ensaio (B).	52

Figura 5.18	Imagem em lupa de baixo aumento da superfície de topo dos CP's, formação de pites como indicado pelas setas. Tempo de imersão de 72 horas e temperatura $60 \pm 2^\circ\text{C}$	53
Figura 5.19	Imagem da superfície de topo dos CP's. Tempo de imersão de 24 horas e temperatura $60 \pm 2^\circ\text{C}$	54
Figura 5.20	Processo de corrosão nas superfícies transversais aos cordões de solda do segundo e terceiro ensaios com temperatura de 60°C	55
Figura 5.21	Gráfico com a perda de massa (%). Comparação entre energia líquida de soldagem (kJ/mm) e tempo de imersão (horas).	55
Figura 5.22	Imagem da área selecionada nas amostras, após um dos ensaios. Amostra "A", energia líquida de soldagem 0,6 kJ/mm.	56
Figura 5.23	Monitoramento do potencial de circuito aberto (OCP), para o metal base e quatro energias líquidas de soldagem.	57
Figura 5.24	Curva de polarização potenciodinâmica das quatro energias de soldagem e metal base, em solução de cloreto férrico.	58
Figura 5.25	Micrografia da região exposta ao eletrólito $\text{FeCl}_3 \times 6\text{H}_2\text{O}$, após os ensaios de polarização.	60
Figura 5.26	Micrografias em MEV mostrando a superfície de um metal de solda após a polarização potenciodinâmica, mostrando áreas com corrosão: 1 e 2- na interface entre austenita e ferrita; 3-em nitretos de cromo e/ou austenita secundária. Condição de soldagem com $E_L = 0,9$ kJ/mm.	61
Figura A.1	Oscilogramas para $E_L = 0,6$ kJ/mm. Intervalos de (A) 0,05 s e (B) 5 s.	70
Figura A.2	Oscilogramas para $E_L = 1,1$ kJ/mm. Intervalos de (A) 0,05 s e (B) 5 s.	70
Figura B.1	Curvas de polarização obtidas para o MB.	71
Figura B.2	Curvas de polarização obtidas para o MS produzido com a $E_L = 0,6$ kJ/mm.	71
Figura B.3	Curvas de polarização obtidas para o MS produzido com a $E_L = 0,7$ kJ/mm.	72
Figura B.4	Curvas de polarização obtidas para o MS produzido com a $E_L = 0,9$ kJ/mm.	72
Figura B.2	Curvas de polarização obtidas para o MS produzido com a $E_L = 1,1$ kJ/mm.	73

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Classificação e propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis [Adaptada de Souza, 2010].	6
Tabela 3.2	Possíveis fases formadas nos AID, durante resfriamento [adaptado de Nascimento, 2007].	8
Tabela 3.3	Limite de escoamento (LE) e PREN de algumas famílias de ligas resistentes à corrosão (LRC) [Corrosão e Proteção, 2008].	9
Tabela 4.1	Composição química típica do AID SAF 2205 (% em peso). [ArcelorMittal, 2012].	20
Tabela 4.2	Especificações técnicas do arame OK Autrod 22.09 [Adaptado de ESAB].	21
Tabela 4.3	Estrutura dos parâmetros dos ensaios, para 2 fatores e 2 níveis.	23
Tabela 4.4	Parâmetros de soldagem resultantes da Tabela de projeto de experimentos.	23
Tabela 4.5	Ataques químicos utilizados para as análises metalográficas. [Adaptado da ASTM E407].	25
Tabela 4.6	Metodologia dos ensaios de corrosão realizados.	33
Tabela 4.7	Parâmetros dos ensaios de polarização potenciodinâmica.	35
Tabela 5.1	Composição química do AID SAF 2205, fornecida pelo fabricante	38
Tabela 5.2	Valores médios de tensão (U) e corrente (I) de soldagem, obtidos pelo sistema de aquisição, e parâmetros de soldagem.	39
Tabela 5.3	Geometria e Diluições das quatro condições de soldagem.	40
Tabela 5.4	Quantificação de ferrita, com desvio padrão, para as quatro condições de soldagem, nas regiões da ZAC e MS, utilizando o software ImageJ.	47
Tabela 5.5	Valores médios de microdureza Vickers.	50
Tabela 5.6	Dados do ensaio de corrosão com tempo de imersão de 72 h, à $60 \pm 2^\circ\text{C}$.	53
Tabela 5.7	Dados do ensaio de corrosão com tempo de imersão de 24 h, à $60 \pm 2^\circ\text{C}$.	54
Tabela 5.8	Potenciais de circuito aberto ao final do monitoramento, obtidos com o AUTOLAB.	57
Tabela 5.9	Parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização.	59

LISTA DE ABREVIATURAS

ASME	<i>American Society of Mechanical Engineers</i>
ASTM	<i>American Society for Testing And Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
CP's	Corpos de Prova
CPT	<i>Critical Pitting Temperature</i>
ESAB	<i>Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
HRC	Dureza Rockwell C
HV	Microdureza Vickers
IMOA	<i>International Molybdenum Association</i>
LAPEC	Laboratório de Pesquisa em Corrosão – UFRGS
LRC's	Ligas Resistentes à Corrosão
LS&TC	Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas – UFRGS
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MB	Metal Base
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
MS	Metal de Solda
OCP	Potencial de Circuito Aberto
PREN	<i>Pit Resistance Equivalent Number</i>
PROMECC	Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
SAP	Sistema de Aquisição Portátil
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZT	Zona de Transição

LISTA DE SÍMBOLOS

E	Energia de soldagem, kJ/mm
E_{CORR}	Potencial de corrosão, V
E_{ESC}	Potencial em relação ao eletrodo de calomelano saturado, V
E_L	Energia líquida de soldagem, kJ/mm
E_{OCP}	Potencial de circuito aberto, V
E_{PIT}	Potencial de pite, V
i	Densidade de corrente, A/cm ²
i_{CORR}	Densidade de corrente de corrosão, A/cm ²
I	Corrente de soldagem, A
U	Tensão elétrica, V
t	Tempo, s, min
T	Temperatura, °C, K
v	Velocidade de soldagem, mm/s
wt %	Concentração em peso
σ_{LR}	Limite de resistência, Mpa
ΔE_{PASS}	Potencial de passivação

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeno-ferríticos, mais conhecidos pela nomenclatura duplex, são aços inoxidáveis utilizados em diversas aplicações, graças a sua combinação de propriedades de resistência mecânica e boa resistência à corrosão. Grande parte da demanda por aços inoxidáveis duplex (AID) origina-se de instalações *offshore*, indústria naval e petroquímica [ESAB, 2015], de óleo, gás e produção de papel [Payares-Asprino, 2008; Ziyang, 2012].

A denominação “duplex”, parte do princípio de que este aço assume uma estrutura composta por duas fases predominantes, austenita e ferrita, onde cada fase compõe aproximadamente 50% da microestrutura destes aços, o balanço de fases é obtido, após a solidificação e processamento mecânico do aço, através de um tratamento de solubilização [Still, 1994]. Geralmente, atribui-se à ferrita uma alta resistência mecânica, à austenita, uma boa tenacidade, e a combinação entre estas fases e elementos de liga resultam em uma apreciada resistência à corrosão [IMOA, 2014; Avesta, 2009].

O aumento contínuo da utilização do petróleo exige que sua exploração seja feita cada vez em ambientes mais extremos, águas mais profundas, com obstáculos como a camada de pré-sal e as intempéries do mar. A extração “*off-shore*” atingiu 38% da produção mundial de petróleo em 2007 [Barbosa, 2008]. A profundidade resulta em um aumento de pressão à que os equipamentos utilizados são submetidos, podendo deforma-los e a composição da água acelera seu processo de corrosão. O desenvolvimento e estudo de novas ligas, como os aços inoxidáveis duplex (AID) atendem a estas solicitações.

Os AID, agregam elevada resistência mecânica e resistência à corrosão em situações de trabalho com ambientes corrosivos e soluções contendo cloretos. Conforme descrito por Krauss, 2005, o elemento que confere aos aços inoxidáveis essa propriedade é o cromo (Cr). Contudo, outros elementos de liga estão presentes para estabilizar as fases e aumentar também sua resistência mecânica.

Os principais elementos de liga constituintes de um AID são o cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio. Atualmente, existem diferentes tipos de AID com composições químicas variadas, o mais comum é o AID SAF 2205 / UNS S31803. Segundo a International Molybdenum Association (IMOA), 2009, 80% de todos os AID utilizados em diferentes segmentos da indústria correspondem aos AID SAF 2205.

O emprego dos AID, muitas vezes, envolve processos onde a soldagem está presente na fabricação, substituindo inclusive aços inoxidáveis austeníticos [NUNES, 2011]. A resistência

à corrosão dos AID pode ser avaliada de diversas formas de acordo, por exemplo, com o mecanismo ou solução/ambiente de aplicação. Essa propriedade depende da composição química e microestrutura do AID, portanto as alterações provocadas pelo processo de fabricação, incluindo a soldagem, podem alterar essa propriedade.

Os limites para o aporte de energia na soldagem dos AID estão entre 0,5-2,5 kJ/mm [IMOA, 2014; Avesta, 2009]. Porém, o uso de baixas energias acarreta uma alta taxa de resfriamento aumentando a formação de ferrita (α), enquanto o uso de altas energias reduz a taxa de resfriamento, promovendo o crescimento de austenita (γ). Portanto, pode ocorrer um desbalanço de fases α/γ , além da possibilidade da formação de fases intermetálicas.

No presente trabalho, chapas de AID SAF 2205 foram soldadas (simples deposição) pelo processo Metal Active Gas (MAG), utilizando quatro diferentes aportes de energia, na faixa de 0,6-1,1 kJ/mm. Foi realizada a análise macro e microestrutural, verificando as porcentagens resultantes de ferrita e austenita no metal de solda e zona afetada pelo calor em cada energia de soldagem, assim como a formação de precipitados e fases intermetálicas. A resistência à corrosão por pites das amostras soldadas foi avaliada através de ensaio por imersão em cloreto férrico seguindo a norma ASTM G48 e de ensaio eletroquímico (curvas de polarização) de acordo com a norma ASTM G5.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivos Gerais

O principal objetivo do trabalho foi verificar a influência da energia de soldagem na resistência à corrosão por pites de um aço inoxidável duplex SAF 2205.

2.2 Objetivos Específicos

- A partir do emprego do processo de soldagem MAG obter amostras com diferentes energias de soldagem;
- Realizar uma avaliação microestrutural após a etapa de soldagem, no metal de solda e na zona afetada pelo calor;
- Avaliar a resistência à corrosão a partir de ensaios de imersão seguindo a norma ASTM G48 e de ensaios eletroquímicos (curva de polarização) seguindo a norma ASTM G5, para cada energia de soldagem definida;
- Analisar os resultados e verificar se existe alguma correlação entre as energias de soldagem empregadas e os comportamentos à corrosão.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas contendo teores de cromo acima de 10,5% [Outokumpu, 2013]. O cromo ajuda a formar uma película protetora sobre a superfície, de óxido de cromo, quando o material se encontra em ambientes com a presença de oxigênio [Pinto, 2006].

Além do cromo, outros elementos químicos como, por exemplo, níquel, molibdênio, nióbio e titânio, são adicionados aos aços inoxidáveis, alterando suas microestruturas e propriedades. A divisão de famílias dos aços inoxidáveis descrita na Figura 3.1 mostra cinco principais classes de acordo com a American Society for Metals [ASM, 1994].

Classificação de aços inoxidáveis pela microestrutura		
	Tipo	Composição típica
AÇOS INOXIDÁVEIS	Aços inoxidáveis martensíticos	12-18 wt.% Cr Carbono < 1.2 wt.% C
	Aços inoxidáveis ferríticos	17-30 wt.% Cr Carbono < 0.2 wt.% C
	Aços inoxidáveis austeníticos	18-25 wt.% Cr 8-20 wt.% Ni
	Aços inoxidáveis duplex	18-26 wt.% Cr 4-7 wt.% Ni 2-3 wt.% Mo
	Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação	12-30 wt.% Cr (Al, Ti, Mo)

Figura 3.1- Famílias de aços inoxidáveis (wt % = concentração em peso) [Adaptado da ASM, 1994].

As famílias de aços inoxidáveis austenítica, ferrítica e duplex não podem ser endurecidas por tratamento térmico, necessitando de processos termo-mecânicos e/ou elementos de liga para otimizar resistência mecânica e minimizar a formação de fases indesejáveis, como a fase sigma (σ) e nitretos de cromo, redutoras da resistência à corrosão. Os aços inoxidáveis martensíticos podem receber têmpera e revenimento para alcançar elevadas propriedades mecânicas [Krauss, 2005].

3.1.1 Aços Inoxidáveis Duplex

A “primeira geração” de aços inoxidáveis duplex (AID) foi desenvolvida no início dos anos 1930 [Still, 1994; Outokumpu, 2013]. A liga, que possuía cromo, níquel e molibdênio como elementos de liga principais, quando tratada termicamente apresentava microestrutura composta por ferrita e austenita (α/γ), e era não apenas magnética, mas resistia a uma série de meios corrosivos [Still, 1994]. Ao longo dos anos, propriedades como ductilidade, tenacidade, corrosão e soldabilidade foram melhoradas através da alteração e também do maior controle da composição química, e nos anos 1970 foi introduzida a “segunda geração” de AID, com adição de nitrogênio que, em conjunto com o uso de elementos químicos estabilizadores da austenita, levou ao desenvolvimento do SAF 2205, um dos tipos de AID mais utilizados atualmente [Outokumpu, 2013; IMO, 2009; Martins, 2006].

A composição química atua na formação da microestrutura durante a solidificação dos aços, e juntamente com os processos posteriores de fabricação, como laminação e tratamentos térmicos, é responsável pelas suas propriedades. Os AID SAF 2205 são ligas baseadas no sistema ferro-cromo-níquel-nitrogênio, possuem baixo carbono e adições também de molibdênio e cobre [Welding Handbook, 2011], resultando em uma mistura aproximada de fases, 50% de austenita e 50% de ferrita na microestrutura. Elementos químicos destes aços, por exemplo o cromo e o molibdênio, favorecem a formação de ferrita (α) e são chamados de alfa-gênicos; os elementos que promovem a formação de austenita (γ), níquel, nitrogênio, são chamados de gama-gênicos [Bravo et al., 2010]. De acordo com Outokumpu, 2013, a faixa de cromo possível nos AID varia de 20,1% até 25,4%, enquanto que o níquel está entre 1,4 e 7,0%.

Nos AID SAF 2205, os dois primeiros dígitos (22) representa a quantidade aproximada de cromo, e os dois últimos dígitos (05) representam a de níquel, ambos em peso. A adição de nitrogênio na faixa 0,1-0,3%, em conjunto com o cromo e molibdênio, aumenta a resistência à corrosão por pites, de acordo com Sedrick, 1996, também estabiliza a austenita como observado por Kotecki, 2010 e aumenta a resistência mecânica, conforme Paiva et al., 2014.

Mesmo possuindo a microestrutura característica bifásica após a solidificação, um tratamento térmico de solubilização (ou recozimento) é aplicado aos AID, para obter o balanço entre ferrita e austenita, e dissolver possíveis precipitados e compostos intermetálicos que tenham se formado durante o resfriamento do material após a solidificação. As temperaturas empregadas neste tratamento de solubilização tipicamente variam de 950 °C até 1120 °C [Outokumpu, 2013].

Os AID possuem uma ótima proteção em ambientes salinos como a água do mar, substituindo materiais utilizados nas décadas de 1970-80, que utilizam grande quantidade de níquel, por exemplo, como o caso das ligas inconel® e monel® [Nunes, 2012]. As aplicações dos AID são visíveis na indústria petroquímica, de processamento de alimentos, vasos de pressão, trocadores de calor, etc., algumas destas estão ilustradas na Figura 3.2.

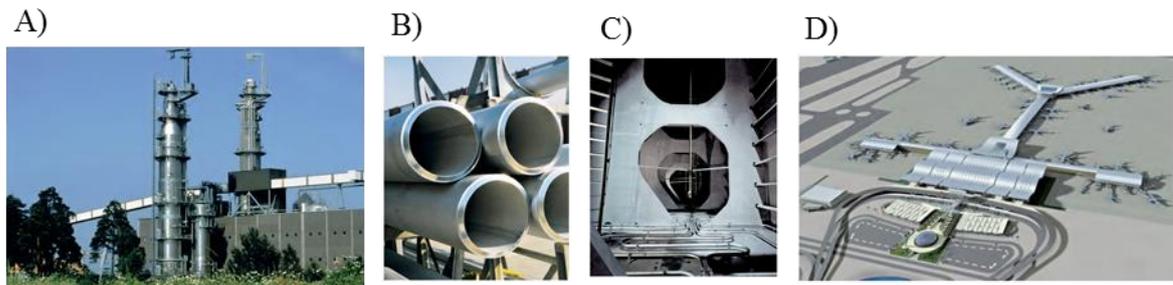


Figura 3.2- Utilização dos AID na indústria: (A) indústria de celulose, (B) tubulações, (C) tanques de navios petroleiros e (D) construção, arquitetura [Adaptado de IMO, 2009].

Segundo Charles, 1991, foi observado que após tratamentos térmicos realizados na liga bifásica α/γ dos AID, a sensibilidade ao mecanismo de corrosão intergranular em vários ambientes corrosivos era inferior àquela em aços inoxidáveis austeníticos. Nunes, 2011, e Dias, 2012, citam que a resistência mecânica dos AID é superior à dos aços inoxidáveis austeníticos, além de possuírem uma melhor resistência à corrosão localizada, intergranular e corrosão sob tensão. A Tabela 3.1 mostra uma comparação de propriedades mecânicas de AID com aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos [Souza, 2010].

Tabela 3.1- Classificação e propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis [Adaptada de Souza, 2010].

Classe do Aço Inoxidável	Nome Comercial	Denominação UNS	σ_Y^* (MPa)	σ_{LR}^{**} (MPa)	Alongamento (%)
Ferrítico	ASTM 409	S40900	205	380	20
	-	S44700	415	550	20
Austenítico	ASTM 316L	S31603	170	485	40
	-	S31254	300	650	35
Duplex	SAF 2205	S31803	450	620	25
	Zeron 100	S32760	550	750	25

*Limite de escoamento, **Limite de Resistência.

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

Nos AID, durante o processo de solidificação apenas a fase ferrita é formada, e a formação da austenita inicia já no estado sólido, como verificado por Allan, 1995. Isso é mostrado na Figura 3.3, onde é apresentado um esquema da seção vertical de um diagrama de fases Fe-Cr-Ni, onde a linha tracejada mostra a sequência de solidificação observada para os AID SAF 2205 [Xavier, 2015].

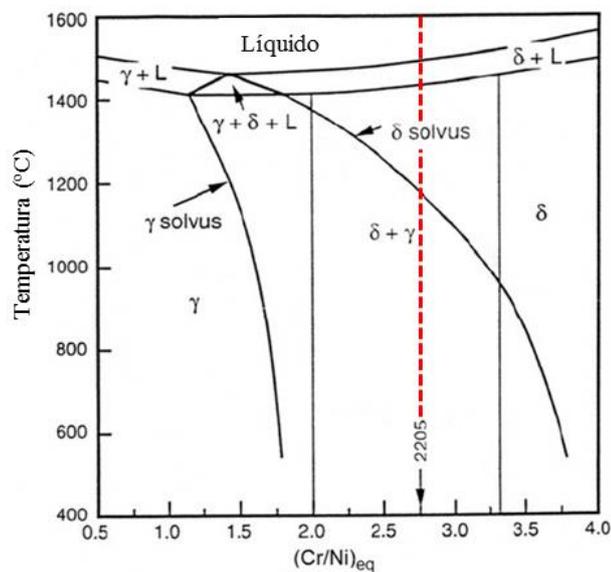


Figura 3.3- Esquema das transformações de fase que ocorrem durante solidificação e resfriamento, apresentados em corte vertical de um diagrama de fase Fe-Cr-Ni. A linha tracejada corresponde à composição aproximada de uma liga SAF 2205. [adaptado de Xavier, 2015].

As famílias de AID são sistemas termodinamicamente metaestáveis (fora de equilíbrio termodinâmico), pois uma vez que solubilizados e resfriados em água, passam de uma estrutura estável em altas temperaturas, para uma estrutura metaestável em temperaturas ambientes [Dias, 2012], característica que faz com que o material ao receber energia na forma de calor, “desloque-se” para uma condição de equilíbrio mais estável, resultando na formação de fases secundárias, como exemplo as fases sigma (σ) e “chi” (χ), que são fases intermetálicas, e precipitados como nitretos de cromo e carbonetos.

A formação de fases secundárias em AID depende do histórico dos processamentos térmicos no material (pico de temperatura e taxa de resfriamento), contudo, os elementos de liga também influenciam em sua formação. Como observado por Nascimento, 2007, e Vasconcellos, 2010, as propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade (resistência ao impacto) e a resistência à corrosão, são prejudicadas conforme a fase ou intermetálico produzido. A Figura 3.4 apresenta um esquema que mostra a possibilidade de formação de fases deletérias e intermetálicos em AID [Charles, 1994], e na Tabela 3.2, as faixas de temperatura para a formação das fases e intermetálicos são apresentadas [Nascimento, 2007].

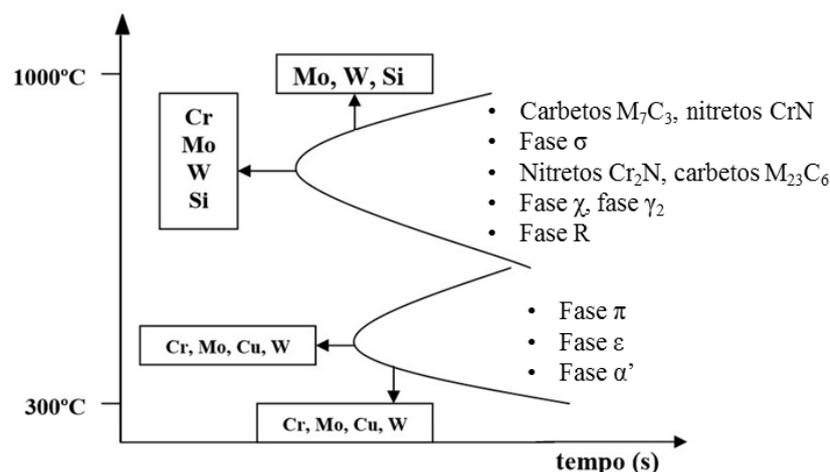


Figura 3.4- Diagrama TTT esquemático com precipitação de fases secundárias em AID [Adaptado de Charles, 1994].

Tabela 3.2- Possíveis fases formadas nos AID, durante resfriamento [adaptado de Nascimento, 2007].

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

A formação da fase sigma (σ), como já observado por Bravo et al., 2010, reduz a resistência à corrosão, pois é uma fase rica em cromo, subtraindo o elemento em solução sólida. Conforme Vasconcellos, 2010, a presença de precipitados também reduz a resistência ao impacto dos AID.

Segundo a Barbosa, 2008, os AID fazem parte da família de ligas resistentes à corrosão (LRC). Um método de estimativa da resistência à corrosão localizada, por pites, nos AID e demais LRC's é definida pelo parâmetro PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*). Como observado por Souza, 2009, este valor é obtido utilizando-se a Equação 3.1. De acordo com Nunes, 2012, quanto maior for esse valor, maior será a resistência à corrosão por pites do material.

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

$$PREN = 1. (\%Cr) + 3,3. (\%Mo) + 16. (\%N) \quad (3.1)$$

A Tabela 3.3, de famílias de ligas resistentes à corrosão, torna possível comparar a resistência mecânica e a resistência à corrosão por pites (*PREN*) dos aços inoxidáveis duplex, em relação a outras ligas.

Tabela 3.3- Limite de escoamento (LE) e PREN de algumas famílias de ligas resistentes à corrosão (LRC) [Corrosão e Proteção, 2008].

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

3.2 Processo de Soldagem *Metal Active Gas* (MAG)

O processo de soldagem *Metal Active Gas* (MAG), também conhecido como *Gas Metal Arc Welding* (GMAW), foi desenvolvido há muitos anos, iniciando na soldagem de alumínio, utilizando o argônio (Ar) como gás de proteção. A aplicação desse processo de soldagem em aços ocorreu em 1951, com a adição de oxigênio ao argônio. Posteriormente, em 1953, dióxido de carbono e sua mistura com argônio também passaram a ser utilizados para a soldagem de aços [Machado, 1996]. Na soldagem desses materiais, segundo Scotti e Ponomarev, 2008, o oxigênio auxilia na formação de óxidos na superfície do metal de solda, facilitando a manutenção de um arco elétrico estável, beneficiando o processo. Além da soldagem MAG possibilitar a manutenção de um arco elétrico estável, outras características gerais do processo são uma suave deposição de metal, com pouco respingo e perdas, e ainda uma boa penetração [Kou, 2003].

O processo utiliza o arco elétrico, formado entre a ponta do eletrodo e a superfície dos metais a serem soldados (metal base, MB), como a fonte de calor que eleva a temperatura dos metais e provoca a sua fusão. O eletrodo também funde durante o processo, e se mistura com o metal base. O eletrodo é introduzido na forma de arame, fornecido de uma bobina ou rolo, e tem alimentação mecanizada, o que garante uma ótima taxa de deposição de metal. A Figura 3.5 ilustra esquematicamente o processo de soldagem MAG e equipamento [Marques et al., 2009].

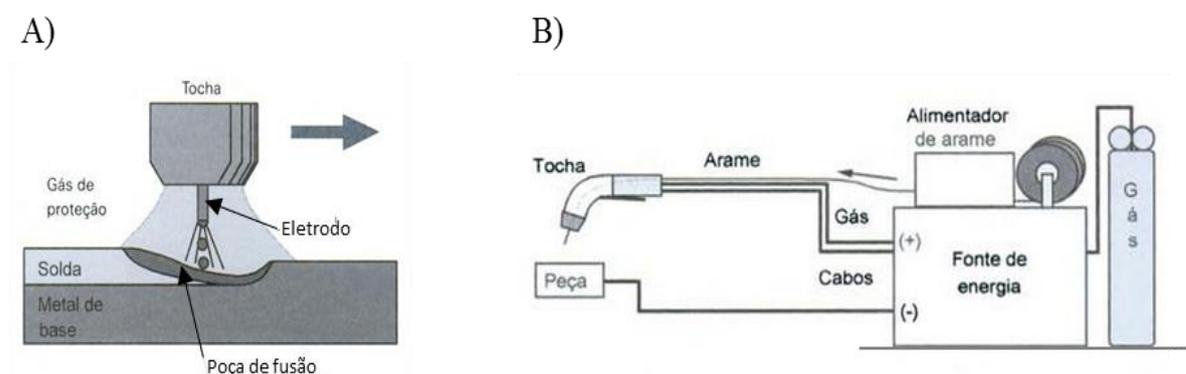


Figura 3.5- (A) Processo de soldagem MAG, (B) Equipamento básico para soldagem MAG [Adaptado de Marques et al., 2009].

A pequena extensão de eletrodo/arame exposto durante a soldagem possibilita a utilização de altas densidades de corrente, proporcionais ao diâmetro do arame, ocasionando

um alto consumo, aumentando a deposição de metal. A fonte de energia deve trabalhar com saídas de tensão e corrente compatíveis com a solicitação, deve permitir a regulação adequada dos parâmetros e também controlar a variação de intensidade e forma dos sinais de corrente e tensão [Scotti e Ponomarev, 2008].

- Energia de Soldagem

Os processos de soldagem submetem os materiais a ciclos térmicos que provocam alterações microestruturais ao longo das uniões. O pico de temperatura atingido e tempo (ou taxa) de resfriamento em um certo ponto na junta soldada dependem da energia de soldagem empregada e das características físicas e químicas do material.

A energia de soldagem (E), representa a intensidade de calor entregue por unidade de comprimento durante a soldagem, e é expressa em J/mm. Ela relaciona a potência da fonte de energia em watts (J/s), definida pelo produto entre a tensão (U) e a corrente elétrica (I), com a velocidade de deslocamento da fonte de calor (v), dada em (mm/s). A energia de soldagem, de acordo com a AWS, 2001, pode ser calculada através da Equação 3.2.

$$E = \frac{U \cdot I}{v} \left(\frac{J}{mm} \right) \quad (3.2)$$

A Equação 3.2 considera a energia total ou nominal de soldagem sem o fator de eficiência térmica, associado ao rendimento (η) de cada processo de soldagem. O processo de soldagem MAG tem um rendimento entre 0,65-0,85%, o calor pode ser perdido por diversos fatores operacionais [Marques e Modenesi, 2014]. Assim, acrescentando o rendimento (η) na Equação 3.2, pode-se descrever a energia líquida de soldagem (E_L), dada pela Equação 3.3.

$$E_L = \eta \frac{U \cdot I}{v} \left(\frac{J}{mm} \right) \quad (3.3)$$

3.3 Soldagem de Aços Inoxidáveis Duplex

Conforme descrito pela IMO, 2014, a soldagem de aços inoxidáveis possui características diferenciadas, tornando necessário um conhecimento das microestruturas de cada liga metálica, com a intenção de reduzir danos às propriedades, sobretudo resistência à

corrosão. O estudo e otimização do processo de soldagem devem acarretar em propriedades mais próximas possíveis entre região soldada e o metal base.

Em termos gerais, as propriedades das juntas soldadas de AID, resultantes de um determinado processo de soldagem, são afetadas pela composição química do AID e também do metal de adição (eletrodo/arame) que é empregado, pela composição do gás de proteção utilizado, e pelo aporte de energia.

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]. Entretanto, o uso de uma menor energia de soldagem 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, 2012; Muthupandi, 2003; Yousefieh, 2011], a formação de grãos mais grosseiros na região da solda [Sieurin, 2006] e uma zona afetada pelo calor (ZAC) com maior extensão [Vasconcellos, 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, 2005.

A quantidade de nitrogênio, com teor mínimo de 0,10% no aço SAF 2205, atua diretamente sobre a zona afetada pelo calor (ZAC), controlando o aumento excessivo da fase ferrita e melhora a estabilidade metalúrgica, fato constatado pela IMOA, 2014. O nitrogênio também aumenta a formação de austenita no MS [Kotecki, 2010]. A extensão da ZAC em AID é muito pequena, não passando de alguns tamanhos de grão [Sieurin, 2005]. O nitrogênio assegura uma maior taxa de austenita na região da ZAC [Vasconcellos et al., 2010; Nunes et al., 2013]. 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.

As propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos AID na condição como-soldado melhoram com a utilização de consumíveis enriquecidos em níquel, pois este elemento favorece a formação de austenita no metal de solda. Na composição química do arame/eletrodo recomendado para a soldagem MAG dos AID, o OK Autrod 22.09 (AWS/ER2209), a quantidade do níquel é superior ao do metal base, assim aumentando o campo de formação da austenita, e promovendo seu crescimento [Sieurin, 2006; Kotecki, 2010]. A faixa para níveis

de ferrita no metal de solda está entre 25-75%, considerando os requisitos de tenacidade e resistência a corrosão [IMOIA, 2009].

Outro fator importante após a soldagem observado por Chan e Tjong, 2014, é a variação da quantidade de elementos de liga nas diferentes regiões da solda e também diferentes fases, ferrita (α) e austenita (γ) 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.

O gás recomendado para a soldagem dos AID pela IMOIA, 2014, e ESAB, 2015, é uma mistura de argônio com 1- 3% de oxigênio. A presença do oxigênio em mistura com argônio ajuda a estabilizar o arco elétrico, devido ao caráter oxidante imposto pelo mesmo, também reduz salpicos [Machado, 1996]. No entanto, gases de proteção com a adição de nitrogênio também vêm sendo empregados na soldagem de AID, com o objetivo de obter o balanço de fases entre a ferrita e a austenita após a solidificação do metal de solda.

3.4 Corrosão Localizada – Corrosão por Pites

A corrosão demanda grandes gastos em reparos, substituições e superdimensionamento de componentes para suportar o trabalho, além de muitas vezes ser responsável pela falha ou perda total de componentes e equipamentos.

Segundo descrito por Gentil, 1996, 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 aplicação em equipamentos, grande parte da corrosão é oriunda da substância contida ou movimentada no interior do mesmo, líquidos, soluções ou outros materiais.

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.

A forma de corrosão quando caracterizada ajuda a esclarecer o mecanismo, alternativas e soluções para poder reduzir ou evitar esse processo de desgaste [Gentil, 1996].

3.4.1 Corrosão por Pites

As principais formas de corrosão em AID são a localizada, normalmente por pites [Pinto, 2006] e por frestas [Nunes, 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.

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

O rompimento da camada passiva de proteção é ocasionado comumente por íons cloreto, onde a dissolução localizada define uma área ativa, muito pequena em relação à área passiva, promovendo uma intensa corrosão localizada [Nunes, 2012]. A presença de íons agressivos e oxigênio forma uma pilha de corrosão entre a superfície externa passiva catódica e o interior do orifício com superfície anódica e ativa.

O início da corrosão por pites também pode estar relacionado com descontinuidades pontuais na camada passiva formada na superfície, decorrência de imperfeições estruturais nos aços inoxidáveis [Gentil, 1996]. A presença de impurezas como o enxofre por exemplo, pode originar inclusões, e estas, sítios favoráveis para a formação e crescimento de pites.

Quando se trata de aços inoxidáveis duplex, a resistência à corrosão por pites, além do PREN, também está associada ao conceito de temperatura crítica de formação de pites, *critical pitting temperature* (CPT). Quando esta é ultrapassada a corrosão por pites propaga-se com maior facilidade e intensidade. Segundo a ASTM G48, 2015, a CPT é a temperatura necessária para a formação de um pite com profundidade aproximada de 0,025 mm.

Conforme Londoño, 1997, nos AID a composição química da ferrita e da austenita são diferentes. O aporte de energia ocasionado pelo processo de soldagem modifica além da microestrutura, a composição química dessas fases. A quantidade de elementos de liga dissolvidos na ferrita e na austenita do metal de solda ou da ZAC pode mudar consideravelmente após a soldagem, afetando diretamente o PREN, gerando uma nova classificação frente à resistência à corrosão.

O estudo na quantidade de elementos químicos presentes na ferrita e austenita, no metal de base, metal de solda e/ou ZAC, pode ser uma ferramenta para detecção da fase e região preferencial de nucleação de pites, tendo em vista o método de classificação pelo valor do PREN. Alguns autores recalculam o PREN individualmente para a ferrita e austenita, após o processo de soldagem.

3.4.2 Avaliação da corrosão por pites por imersão em cloreto férrico: norma ASTM G48

Os ensaios de corrosão são regidos por normas específicas e possuem diversas aplicações, podendo fornecer dados importantes sobre o comportamento do material em situações e ambientes corrosivos.

A norma ASTM G48 inclui a metodologia para ensaios de resistência à corrosão por dois mecanismos, corrosão por pites e por frestas, através da imersão do material a ser testado em cloreto férrico hexahidratado ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$), gerando um ambiente com cloretos oxidantes [ASTM G48, 2015]. A solução de cloreto férrico é altamente corrosiva, pode ser correlacionada a condições enfrentadas em águas marinhas, ambientes contendo cloretos e situações com baixo pH.

A norma ASTM G48, é dividida em seis métodos, com procedimentos descritos para determinar a resistência à corrosão por pites e frestas em aços inoxidáveis, que podem ter sido submetidos a diferentes tratamentos térmicos e processos de soldagem, acabamentos superficiais, entre outros. Por exemplo, o método “A” da norma, o qual foi utilizado no presente trabalho, caracteriza o ensaio para determinar a resistência relativa aos pites em aços inoxidáveis. Ele estabelece a sistemática para o ensaio, fabricação e geometria dos corpos de prova, a concentração da solução e condições para que o ensaio seja realizado, seguindo um procedimento específico que possa ser reproduzido. Os testes são afetados por condições tais como a preparação superficial, temperatura, duração, inclusão/exclusão de corrosão nos cantos e definição de um critério de aceitação [IMOA, 2009].

3.4.3 Avaliação da corrosão a partir de ensaios eletroquímicos (curvas de polarização potenciodinâmica): norma ASTM G5

O início dos processos de corrosão é atribuído a fenômenos eletroquímicos, o uso de ensaios eletroquímicos como o estudo das curvas de polarização por exemplo são um ótimo comparativo de resultado e desempenho entre amostras, para o estudo de aços inoxidáveis. A polarização funciona como uma eletrólise, o eletrodo é o metal e o meio, solução onde ocorre a interação é o eletrólito [Pinto, 2006]. O método para os ensaios eletroquímicos de polarização potenciodinâmica segue as especificações da norma ASTM G5, com o objetivo de proporcionar a repetibilidade do ensaio em outras pesquisas ou laboratórios. Os valores e unidades adotados são os do SI, e a metodologia para apresentação das curvas plotadas utiliza as mesmas unidades padronizadas na norma.

A corrosão inicia com o contato do metal com uma solução, proporcionando uma alteração termodinâmica, balanceada pela troca de cargas, resultando em um sistema eletroquímico. Um potencial é aplicado na interface metal/solução, e a sua relação com a corrente gerada resulta na curva de polarização

Os ensaios de polarização potenciodinâmica produzem um gráfico de ordenadas resultantes da variação do potencial (E) e abscissas compostas pela corrente resultante (i). Os dados são plotados a partir do distanciamento do potencial de equilíbrio, também chamado de potencial de circuito aberto (OCP). A variação do potencial no sentido catódico e anódico em relação ao potencial de circuito aberto do sistema possibilita a geração da curva de polarização potenciodinâmica.

A partir das curvas de polarização obtidas é possível traçar as retas de Tafel como mostra a Figura 3.6 e assim determinar os parâmetros eletroquímicos, como o potencial de corrosão, E_{CORR} , e a densidade de corrente de corrosão, i_{CORR} .

O potencial de corrosão (E_{CORR}), corresponde ao potencial no qual a corrente é próxima de zero, é o potencial de abandono. Os potenciais obtidos por polarização acima do potencial de corrosão correspondem aos potenciais da varredura anódica, enquanto os potenciais abaixo do potencial de corrosão correspondem a varredura catódica.

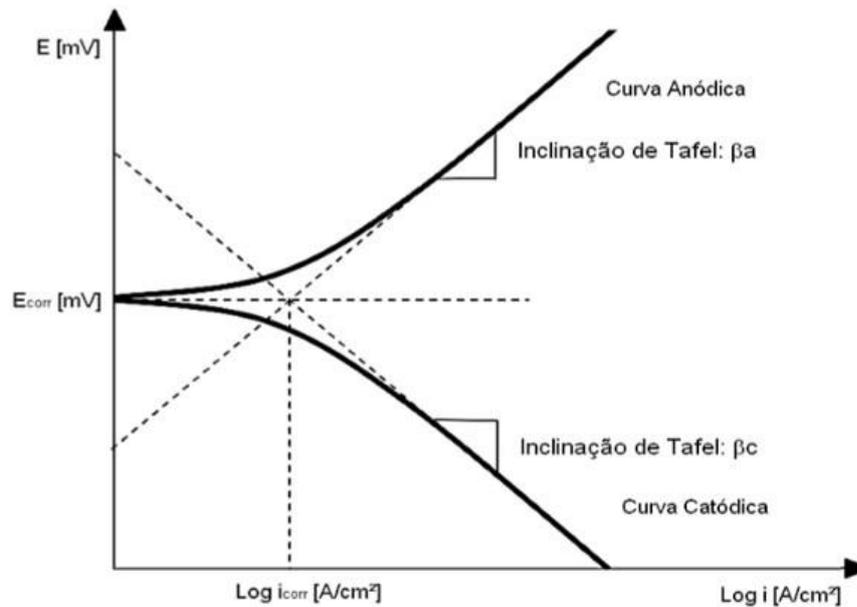


Figura 3.6- Gráfico esquemático de polarização anódica e catódica [Adaptado de SANCHES, 2009].

Aços inoxidáveis apresentam características de passivação, por consequência as curvas de polarização anódicas desenvolvem um comportamento particular que é apresentado na Figura 3.7. Uma interpretação desse comportamento foi feita para representar o aspecto geral das curvas de polarização potenciodinâmica dos AID SAF 2205 observadas no presente trabalho (que serão apresentadas no capítulo “Resultados e Discussão”) na Figura 3.8, delimitando as regiões da curva de forma semelhante a Shi, 2017.

A passivação ocorre quando se verifica a diminuição da densidade de corrente desenvolvida pelo material analisado, esse fenômeno acontece devido de uma película de óxidos formada na superfície, produto da corrosão, que promove a passivação superficial. A curva se desloca de um estado ativo para um estado passivo, de forma que mesmo com maiores valores de potenciais, a densidade de corrente é constante ou possui pequena variação, até que seja atingido um limite definindo o potencial transpassivação (E_T), exibido no ponto 1 da Figura 3.7.

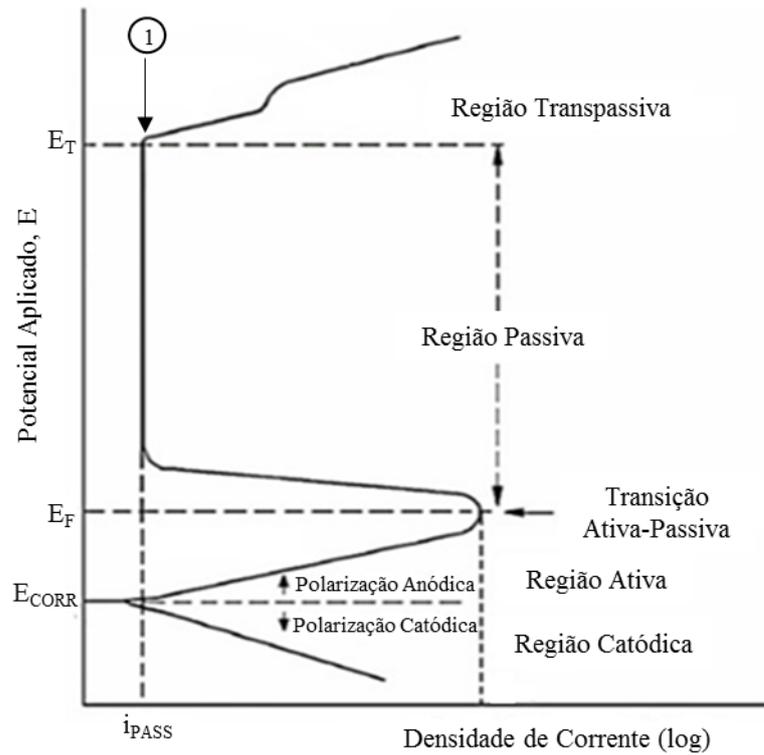


Figura 3.7- Curva de polarização característica de metais com capacidade de passivação [adaptado de SERNA, 2009].

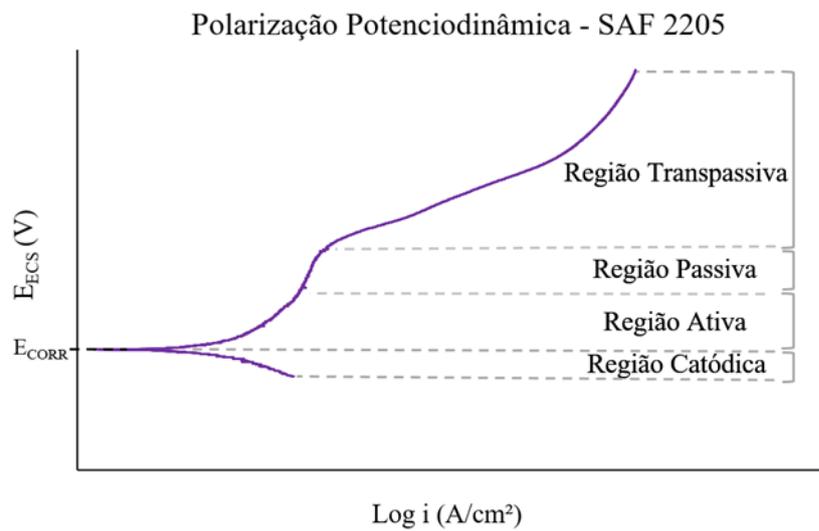


Figura 3.8- Curva de polarização potenciodinâmica do AID SAF 2205 [Fonte: Autor].

4. MATERIAIS E MÉTODOS

O capítulo a seguir relata os principais materiais e também a metodologia empregada, em ensaios, análises e abordagens. São descritos etapas e processos presentes no desenvolvimento deste trabalho. Um fluxograma com a descrição geral da pesquisa é apresentado na Figura 4.1.

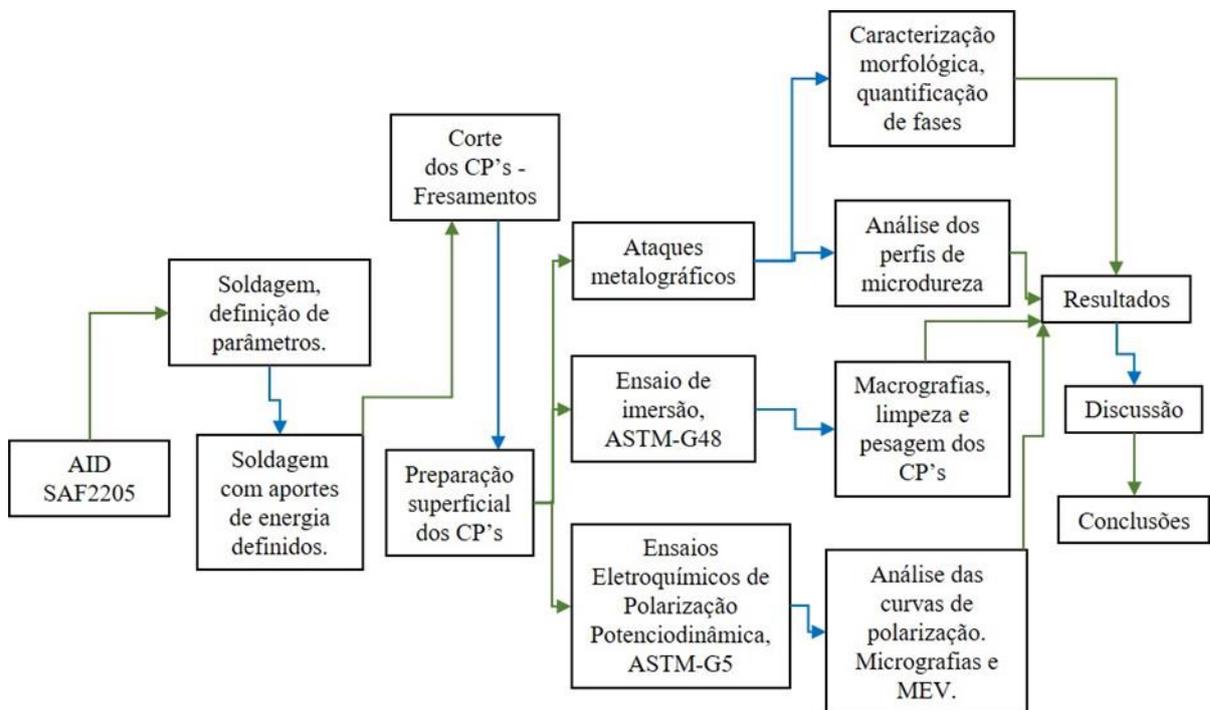


Figura 4.1- Fluxograma resumido da metodologia e etapas realizadas neste estudo.

4.1 Materiais

4.1.1 Aço Inoxidável Duplex SAF 2205

O aço duplex utilizado foi o SAF 2205 (UNS 32205/31803 DIN 1.4462), fornecido pela APERAM (ArcelorMittal), em chapas com as dimensões de 100 mm de largura, 150 mm de comprimento e 5 mm de espessura. Sua composição química típica é apresentada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1- Composição química típica do AID SAF 2205 (% em peso). [ArcelorMittal, 2012].

Aço Inoxidável Duplex - UNS 32205/31803 DIN 1.4462									
Elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	N
(% em peso)	0,03	2	1	22-23	4,5-6,5	0,03	0,015	3-3,5	0,14-0,2

4.1.2 Processo de Soldagem

O processo de soldagem MAG foi utilizado para produzir cordões com simples deposição sobre a chapa (*bead-on-plate*). A Figura 4.2 traz um esquema com as dimensões das chapas recebidas/utilizadas e um esboço do cordão depositado após a soldagem, que foi depositado no meio das chapas em todas as condições de soldagem utilizadas.

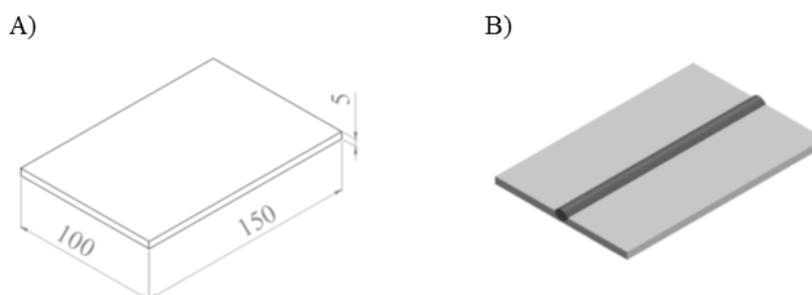


Figura 4.2- Esquema ilustrativo das chapas de aço SAF 2205, A) desenho técnico com dimensões e B) desenho de uma chapa já soldada.

O equipamento para soldagem MIG/MAG, utiliza uma fonte TransPuls Synergic 4000 R Fronius (fonte em modo tensão constante), acoplada a um robô de soldagem MA 1400 da Yaskawa Motoman Robotics, nas instalações do Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (LS&TC/UFRGS). O rendimento do processo MAG, adotado para o cálculo da energia líquida de soldagem (E_L), foi considerado de 80% [Hackenhaar, 2016].

O arame/eletrodo utilizado na soldagem do AID SAF 2205 foi o “OK Autrod 22.09”, fabricado pela ESAB, com as especificações na Tabela 4.2. O processo de soldagem MAG utilizou corrente contínua com eletrodo positivo (CC+). O gás utilizado foi comprado e composto por uma mistura de Argônio + 2% de O_2 , essa quantidade de oxigênio é adicionada para manter um caráter oxidante e facilitar a manutenção do arco elétrico. Essa mistura de gás é recomendada para soldagem de aços inoxidáveis, transferência em aerossol [ESAB, 2005], também utilizada por outros autores como Arturo et al., 2015.

Tabela 4.2- Especificações técnicas do arame OK Autrod 22.09 [Adaptado de ESAB].

Consumível: Ok Autrod 22.09 - AWS/ASME SFA 5.9 ER 22.09						
Composição Química do Arame (%):						
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
<0,025	0,5	1,7	22,5	8,5	3,3	<0,30
Propriedades Mecânicas Típicas - Como Soldado:						
LR: Limite de Resistência			A: Alongamento			
765 MPa			28%			
LE: Limite de Escoamento			FN: Número de Ferrita			
600 MPa			45			
Diâmetro (mm):		Faixa de Corrente (A):		Deposição (kg/h):		
1,2		180-280		2,6-4,5		

A vazão de gás de proteção durante a soldagem foi de 18 L/min, Arturo et al., 2015, utilizou a mesma mistura e vazão de 17 L/min em sua pesquisa. A distância entre bico de contato e peça foi de 15 mm. Na Figura 4.3, são ilustrados os equipamentos e estrutura para a realização das soldagens.

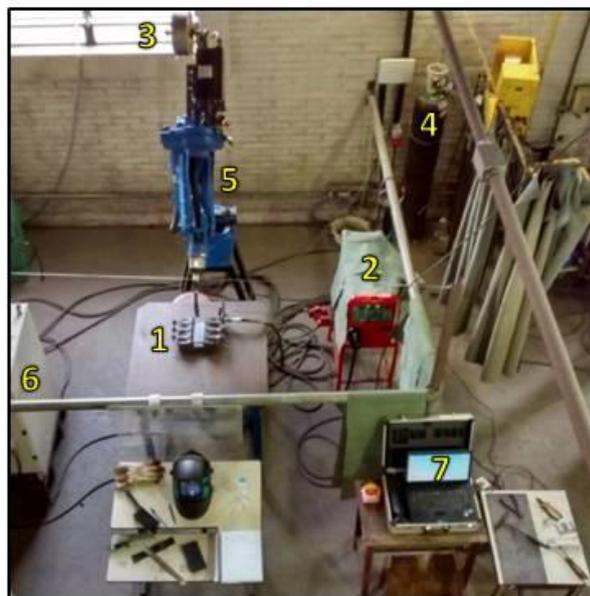


Figura 4.3- Equipamentos utilizados nos experimentos de soldagem: (1) Cobre junta e chapa de AID, (2) Fonte de Soldagem, (3) Arame/Bobina, (4) Cilindro de Gás, (5) Robô, (6) Controlador do robô e (7) Sistema de Aquisição de Dados.

4.1.3 Parâmetros de soldagem

O objetivo da variação de parâmetros de soldagem nesta pesquisa foi verificar o efeito aporte de energia no comportamento em corrosão do aço. A escolha dos parâmetros de soldagem foi definida através de um cruzamento de informações sobre a soldagem de AID, obtidas por fabricantes do material [IMOA, 2014; Avesta, 2016; Kotecki, 2010] e consumíveis para a soldagem MAG [ESAB, 2015], com as limitações impostas pela espessura das chapas de 5 mm.

- Projeto de Experimentos Fatorial 2^K

O uso da ferramenta de projeto Fatorial 2^K auxiliou na geração de uma planilha com a estrutura dos ensaios de soldagem e modificações nos parâmetros abordados. Com base em parâmetros recomendados, escolheu-se trabalhar na faixa de transferência *spray* do metal de adição. De acordo com a literatura, trabalhando com um arame de diâmetro 1,2 mm e com o conjunto de tensões (26-29 V) e correntes de soldagem (210-280 A) elevadas, o modo de transferência obtido é o aerossol/spray [IMOA, 2014].

As maiores mudanças na energia de soldagem são resultado da variação de corrente (I) que é uma função da velocidade de alimentação do arame (W), e da variação da velocidade de soldagem (v). A combinação entre maiores correntes de soldagem e menores velocidades de soldagem resultam em um maior aporte de calor e energia de soldagem. A tensão de soldagem (U), foi definida como um parâmetro constante para todas situações. Os diferentes ensaios após a soldagem, a quantidade de corpos de prova e chapas necessárias para suas fabricações foram definidos, assim convergindo para a análise e abordagem de quatro diferentes energias.

Os primeiros ensaios em laboratório foram realizados para determinar valores máximos para a energia de soldagem, condizentes com a espessura das chapas de AID SAF 2205 recebidas. Os parâmetros foram ajustados em busca da maior penetração possível, sem a perfuração da chapa soldada, limitando assim a máxima energia e a escolha da variação de parâmetros.

Assim, a Tabela com os parâmetros de soldagem foi completada, modificando a velocidade (v) e corrente (I) de soldagem, cruzando esses valores buscando a maior amplitude entre a máxima e mínima energia utilizada. Os fatores e níveis cruzados para definir as quatro energias de soldagem estão na Tabela 4.3, o resultado da combinação dos dois níveis e fatores

propostos pelo método de projeto de experimentos 2^K , estão apresentados na Tabela 4.4. Foram realizadas triplicatas para as quatro condições de soldagem.

Tabela 4.3- Estrutura dos parâmetros dos ensaios, para 2 fatores e 2 níveis.

Fatores			
U (V)	I (A)	v (mm/s)	Nível
29	220	6	-1
29	280	9	1

Tabela 4.4- Parâmetros de soldagem resultantes da Tabela de projeto de experimentos.

Condição de Soldagem	U (V)	I (A)	v (mm/s)	Energia (kJ/mm)	Energia Líq. (kJ/mm)
A	29	220	9	0,7	0,6
B	29	280	9	0,9	0,7
C	29	220	6	1,1	0,9
D	29	280	6	1,4	1,1

- Sistema de aquisição de dados do processo de soldagem

Os parâmetros de soldagem foram definidos previamente, com o valor da tensão (U) mantido constante, variação na corrente (I) com dois níveis e a velocidade de soldagem (v) também em dois níveis, um alto e um baixo. Todavia, durante a soldagem os valores de tensão e corrente oscilam, então a utilização de um software de aquisição de dados é importante para captar os valores instantâneos e um valor médio para estas duas variáveis.

O software utilizado para o monitoramento do processo foi o SAP 4.01 (IMC Soldagem), os oscilogramas de corrente e tensão de soldagem foram computados, produzindo uma Tabela com os valores médios, de corrente (I) e tensão (U), aplicados no cálculo da energia de soldagem (E).

Outro dado importante que pode ser observado com a aquisição de dados foi o modo de transferência durante o processo de soldagem; este tem relação com a forma do oscilograma de tensão e corrente de soldagem, captados pelo sistema de aquisição. O comportamento da onda pode ser comparado ao formato de onda de modos de transferência já classificados e definidos. Na Figura 4.4, abaixo, a interface do programa de aquisição é apresentada.

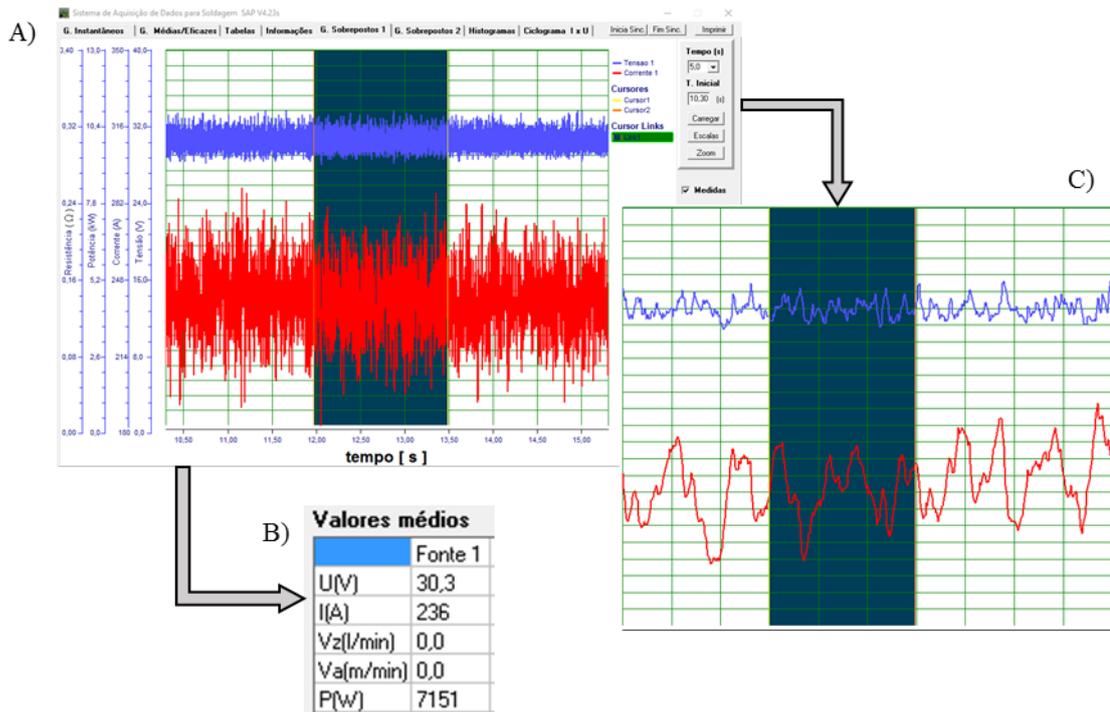


Figura 4.4- Esquema representativo com a interface do sistema de aquisição, (A) janela de tempo de leitura com 5s, (B) valores médios de tensão (U) e corrente (I) de soldagem e (C) janela de tempo reduzida.

4.2 Análise Macrográfica e Micrográfica

A avaliação da microestrutura do metal base, foi realizada em duas amostras retiradas de uma das chapas do lote recebido. Elas foram lixadas até a granulometria de 1200 *mesh*, e a etapa seguinte foi um polimento realizado com pasta de diamante de granulometrias de 3 e 1 μm . O estudo das macrografias e micrografias das chapas soldadas envolveram processos de preparação metalográficos, consistindo em corte refrigerado de CP's na região central das mesmas como apresentado na Figura 4.5, lixamento, polimento e diferentes ataques químicos para expor as regiões e microestruturas formadas. As imagens macrográficas foram feitas em uma lupa e as micrográficas, em microscópios óticos.

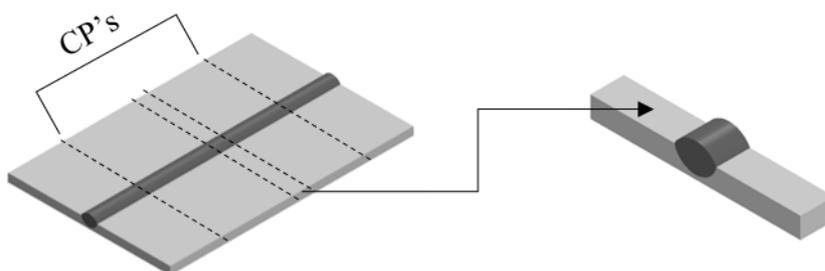


Figura 4.5- Região da retirada dos CP's para análise macrográfica e micrográfica das chapas soldadas.

Dois reagentes químicos 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, estão descritos na Tabela 4.5.

4.2.1 Geometria do cordão e Diluição

A diluição representa a área do metal de base que participa do metal de solda. Ela é calculada utilizando um corte transversal ao cordão de solda. Através da geometria do cordão de solda, mostrado esquematicamente na Figura 4.6, é composta a equação para a determinação da diluição na soldagem, Equação 4.1 [Marques et al., 2009], onde “A” representa o metal de solda que atua como reforço e “B” é a penetração do metal de solda, no metal base.

Tabela 4.5- Ataques químicos utilizados para as análises metalográficas. [Adaptado da ASTM E407].

Ataques químicos					
Reagente	n° (ASTM E407)	Tipo de ataque	Composição	Parâmetros	Objetivo
20% NaOH	220	Eléctrolítico	20 g de NaOH e 100 ml de H ₂ O	3V por 15 segundos	delineamento entre ferrita, austenita e revelar a presença da fase sigma e intermetálicos
Behara modificado	212	Imersão	NH ₄ HF ₂ , 1g de K ₂ S ₂ O ₅ , 20 ml de HCl e 100 ml de H ₂ O	imersão até a coloração da amostra	contraste entre fases, ferrita fase escura, austenita fase clara

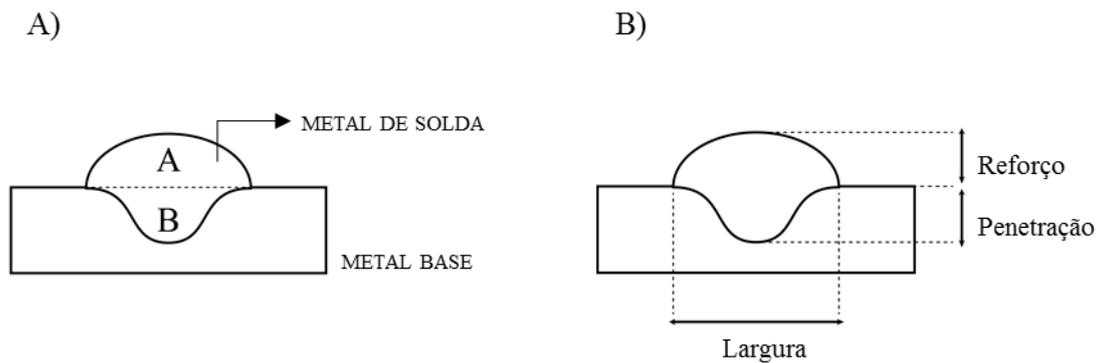


Figura 4.6- (A) Esquema ilustrativo para o cálculo da diluição em um cordão sobre a chapa;
(B) Geometria do cordão de solda, representada pelo seu reforço, penetração e largura.

$$Diluição = \frac{B}{(A + B)} \cdot (100) \quad (4.1)$$

Os corpos de prova para análise de geometria e diluição foram lixados e depois polidos em pasta de diamante com granulometria de 1 μm . As regiões da solda foram reveladas com o ataque eletrolítico em solução de 20% NaOH.

As imagens das amostras de cada energia de soldagem foram obtidas com uma lupa, modelo Leica EZ 4HD. O tratamento das imagens, medições de reforço, penetração, largura e áreas para cálculo de diluição, realizado com o software ImageJ.

4.2.2 Morfologia e Quantificação de fases

As quantificações de fases, compõe dados importantes no estudo de AID, decorrência da necessidade do controle das alterações no sistema bifásico definido pela ferrita e austenita. As consequências do desequilíbrio de fases irão ser refletidas nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do material. O cálculo da quantificação de fases α/γ e quantidade de intermetálicos presentes nos AID já foi avaliada em outros trabalhos [Zhang, 2012; Lessa et al., 2016]. A quantificação de intermetálicos é descrita pela norma ASTM-A923, 2014.

A morfologia das fases e regiões formadas após o processo de soldagem foi revelada em ataque eletrolítico em solução de NaOH. O ataque com hidróxido de sódio (NaOH) permite a visualização dos contornos de grão, na microestrutura dos CP's, além de revelar a presença de intermetálicos. O ataque Behara modificado também foi utilizado para expor as microestruturas resultantes, com um maior contraste entre ferrita/austenita.

As micrografias apresentadas foram feitas com os microscópios óticos, modelo Zeiss Axio LabA1 do LS&TC e modelo Olympus CX31 do Laboratório de Pesquisa em Corrosão (LAPEC/UFRGS).

A quantificação das fases ferrita e austenita após a soldagem foi realizada com a utilização do software “ImageJ” para binarização das imagens e a utilização de uma ferramenta do MatLab para o cálculo das percentagens de fases, baseada no método proposto por Nobuyuki Otsu [Otsu, 1975].

A análise quantitativa (fração volumétrica) das fases ferrita e austenita, foi realizada em amostras atacadas com o reagente Behara modificado, também utilizado por Lessa et al., 2016, e micrografias com aumento de 200x. As regiões de interesse neste estudo são o metal de solda e ZAC. Quadros de 0,2x0,2 mm (200x200 μm), foram extraídos de micrografias das quatro condições de energia de soldagem, nas duas regiões propostas. A seguir os quadros retirados passaram pela segmentação e análise.

Na Figura 4.7 é ilustrado o processo de quantificação de fases, partindo da área selecionada de uma micrografia atacada quimicamente, com posterior tratamento pelo método de Otsu e fracionamento da área ocupada por ferrita e austenita.

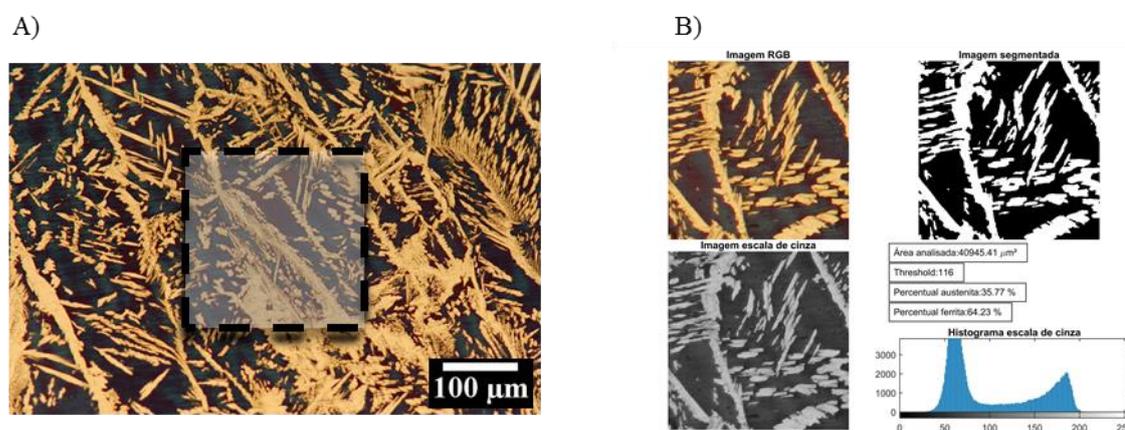


Figura 4.7- Quantificação de fases, ferrita (α) fase escura, austenita (γ) fase clara. (A) quadros extraídos para quantificação e (B) segmentação de imagens pelo método de Otsu.

4.3 Ensaio de Microdureza

Os ensaios de microdureza realizados em materiais soldados costumam apresentar tendências, de acordo com a região indentada, MB, ZAC ou MS. Nos AID, após a soldagem, as diferentes microdurezas não possuem valores com tendências relacionadas às regiões da solda. Conforme Nunes, 2012 os valores de durezas abaixo de 310 HV são aceitáveis, 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 (σ) com dureza entre 900-1000 HV, como observado por Londoño, 1997.

Os perfis de microdureza foram traçados em duas linhas para cada corpo de prova, como apresentado na Figura 4.8. Os CP's retirados de cada uma das quatro condições de soldagem. A primeira linha à uma distância de 1 mm da superfície das chapas e a segunda linha, à 4 mm de profundidade e/ou 1 mm em relação à base.

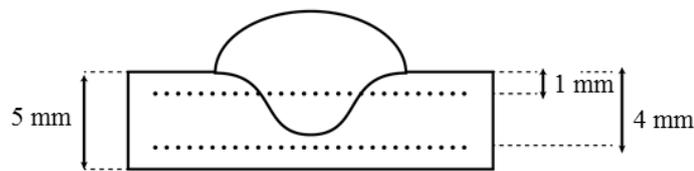


Figura 4.8- Esquema representativo das linhas de indentação.

Os valores de microdureza Vickers foram obtidos com um microdurômetro Insize do LS&TC. A carga utilizada para as indentações foi de 500g, com tempo de permanência de 10 s e distância entre indentações de 0,25 mm, em conformidade com a norma [ASTM E384-16, 2016]. A metodologia é a mesma utilizada por Lessa et al., 2016 nos ensaios de microdureza do AID SAF 2205. A Figura 4.9, representa um detalhe nas regiões e distâncias entre indentações, cada perfil foi composto por um número mínimo de 60 indentações.

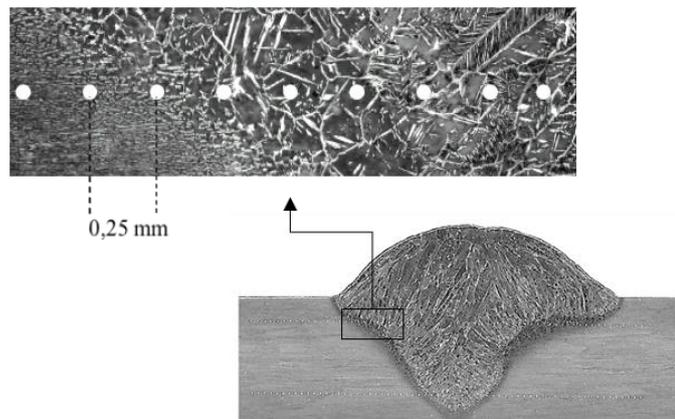


Figura 4.9- Detalhe nas microestruturas formadas em um AID SAF 2205 e distância entre indentações.

Os resultados apresentados em gráficos com as indentações realizadas em linhas, de forma que estas fossem centralizadas ao cordão de solda e abrangessem as regiões da solda (MB, ZAC e MS).

4.4 Ensaios de Corrosão

Os ensaios abordados nesta pesquisa têm o objetivo específico de analisar o comportamento do aço SAF 2205 em um ambiente corrosivo. Dentre as pesquisas e estudos na área de corrosão em juntas soldadas a norma ASTM G48 é muito utilizada em estudos envolvendo processos de soldagem [Vasconcellos et al., 2010], permitindo uma análise quantitativa dos pites formados, e permite a imersão completa da amostra contendo as diferentes regiões da junta soldada, e metal base.

Quanto à análise do comportamento de corrosão de áreas específicas, como em diferentes regiões da junta soldada, pode ser feita através de polarizações potenciodinâmicas, pois pode-se limitar a área exposta ao processo de corrosão. A análise de uma área específica, neste caso o metal de solda, foi feita através de polarizações potenciodinâmicas, a região em contato com a solução/eletrolito foi isolada por um anel de vedação.

4.4.1 Norma ASTM G48: imersão em cloreto férrico

Para esse ensaio de corrosão, foi utilizada uma solução de cloreto férrico hexa-hidratado ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$). O preparo da solução é realizado em um Becker sobre uma base com agitador, para homogeneizar a mistura, são dissolvidos 100 g de cloreto férrico em 900 ml de água deionizada, estabelecendo o meio corrosivo para o ensaio, respeitando a concentração proposta em norma, garantindo também o limite mínimo da solução de $5\text{ml}/\text{cm}^2$ de área superficial das amostras. Os ensaios foram realizados no LAPEC.

Os corpos de prova (CP's) submetidos aos ensaios contêm regiões e microestruturas distintas, metal de solda e ZAC ao centro, e nas bordas metal de base AID SAF 2205, seguindo abordagem semelhante a outros ensaios e autores, como por exemplo, Vasconcellos, 2010.

Foram preparados CP's seguindo as orientações da norma ASTM G48, cujas características e dimensões finais respeitavam os valores de 50 mm de comprimento e 25 mm de largura. Os corpos de prova foram preparados nesta forma convencional e também de acordo

com uma segunda metodologia proposta no presente estudo. A forma convencional, Figura 4.10, abordou a análise da superfície transversal ao cordão de solda.

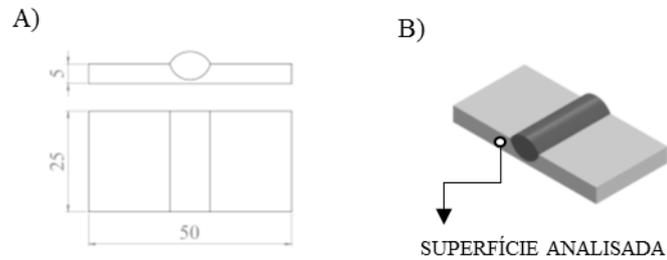


Figura 4.10- Corpos de prova preparados de maneira convencional, com dimensões segundo a ASTM G48.

A segunda metodologia, proposta neste estudo, passou pelo fresamento do reforço do cordão de solda e remoção de uma fina camada da superfície de topo da amostra como demonstrado na Figura 4.11. O aquecimento dos CP's durante o fresamento foi observado e contornado com a utilização de ferramentas de corte novas, e passes com pequena profundidade de corte e avanço. O objetivo da preparação neste formato é aumentar a área e facilitar a observação do processo de corrosão e regiões mais afetadas. Os CP's contêm regiões e microestruturas distintas, metal de solda e ZAC ao centro, nas bordas metal de base AID SAF 2205, seguindo abordagem semelhante a outros ensaios e autores [VASCONCELLOS, 2010].

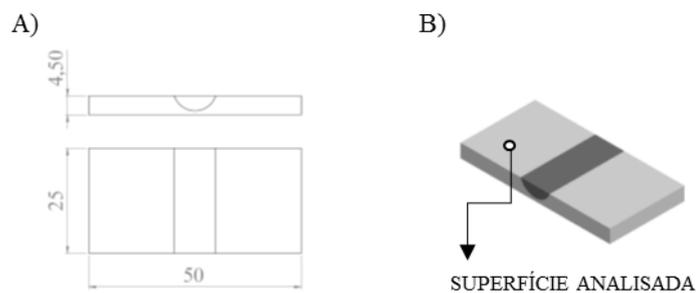


Figura 4.11- Corpos de prova preparados com remoção do reforço e camada superficial, com dimensões segundo a ASTM G48.

As temperaturas da solução sugeridas em norma, são de $22 \pm 2^\circ\text{C}$ ou $50 \pm 2^\circ\text{C}$, ou que o ensaio seja realizado nas duas condições [ASTM G48, 2015]. A preparação da superfície ensaiada prevista em norma permite acabamentos com lixa a partir da granulometria 120 *mesh*.

As superfícies/planos analisados nos ensaios de imersão, foram preparados seguindo algumas etapas, como demonstrado na Figura 4.12. As chapas já soldadas, Figura 4.12 (A), foram cortadas em pedaços menores, Figura 4.12 (B), em uma máquina de corte refrigerado. Foram escolhidos segmentos onde o cordão estivesse homogêneo, sendo assim descartados um trecho ao início e ao final das chapas. Os CP's já cortados foram fresados em finas camadas evitando assim o aquecimento excessivo e ajustando os mesmos as dimensões finais estabelecidas em norma, Figura 4.12 (C).

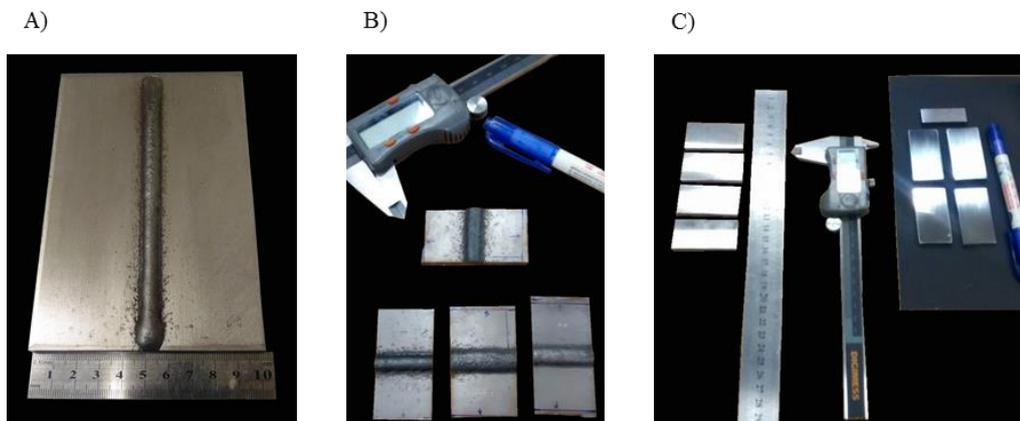


Figura 4.12- Esquema da fabricação dos CP's. Chapa como soldada (A), corte em pedaços menores (B), etapa final após o acabamento em fresa e lixas.

O último passo foi o lixamento das áreas de interesse no ensaio até a lixa 600 *mesh*, resultando em CP's como os apresentados na Figura 4.13, mesmo acabamento observado na pesquisa de Chan e Tjong, 2014.

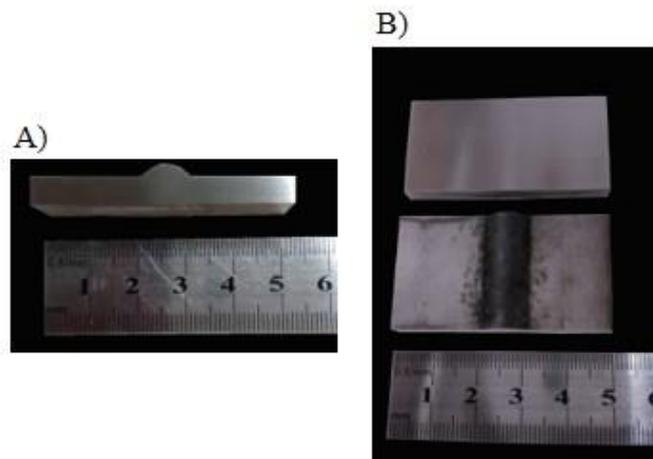


Figura 4.13- Corpos de prova analisados e superfícies preparadas na forma convencional (A) e forma sugerida pelo autor (B).

Quando as amostras são preparadas e as superfícies lixadas, como neste estudo, a norma recomenda que as amostras fiquem expostas ao ar por um período mínimo de 24 horas, permitindo a formação de um novo filme de óxido protetor, sem fragilizar assim, a superfície testada. As amostras devem ser posicionadas e presas com cuidado para evitar o surgimento de sítios de corrosão por frestas junto ao suporte.

O primeiro ensaio utilizou uma solução a temperatura de 22°C, foram ensaiadas um total de dezesseis amostras. Cada condição de soldagem resultou em quatro amostras, duas preparadas para o ensaio da superfície transversal ao cordão de solda e duas com a superfície de topo fresada.

A solução foi preparada com um agitador para diluição do cloreto férrico, Figura 4.14 (A). O tempo inicial do primeiro ensaio foi de 72 horas como aconselhado em norma, mas após esse tempo, as superfícies das amostras foram observadas e, como não apresentavam pites, decidiu-se deixá-las mais na solução, totalizando um tempo de ensaio de 116 horas. O sistema montado para o ensaio é ilustrado na Figura 4.14 (B).

O segundo e terceiro ensaios de imersão tiveram a solução aquecida e mantida a uma temperatura superior a temperatura crítica de pites, “*critical pitting temperature*” (CPT) deste material, definida em outros trabalhos. Chan e Tjong, 2014, definem a CPT em 56°C com solução de 1M NaCl. A temperatura então foi definida em 60°C, no sistema da Figura 4.14 (C), provendo assim uma situação mais agressiva para o ensaio, facilitando a nucleação e crescimento de pites.

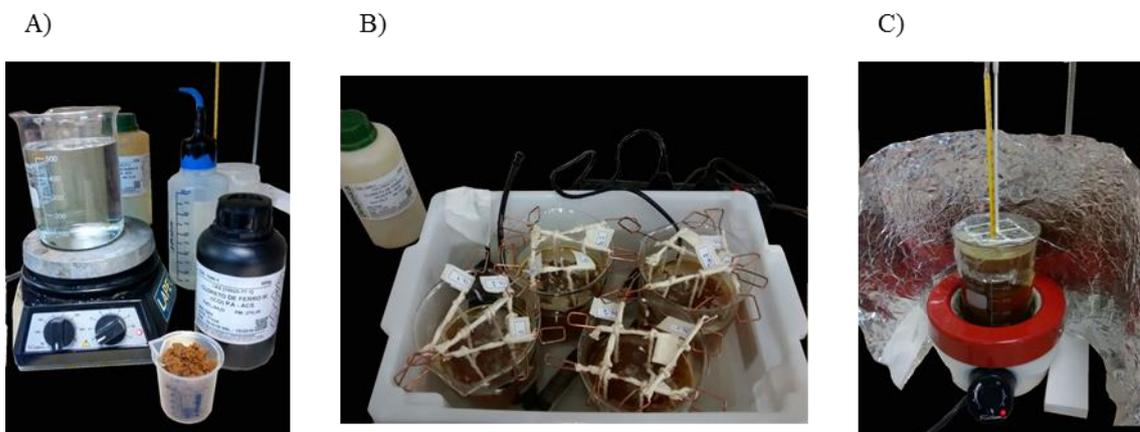


Figura 4.14- Preparo da solução de cloreto férrico (A), sistema montado para o primeiro ensaio, tempo de 116 h e temperatura 22°C (B), sistema para o segundo ensaio, tempo de 24 h e temperatura 60°C (C).

O equipamento utilizado para atingir e manter a temperatura dos ensaios foi uma manta aquecedora da marca Fisatom, modelo 52E. Foram seguidas as etapas de preparo da solução, estabilização da temperatura definida para o ensaio e ao final a imersão das amostras e isolamento do sistema.

O segundo e terceiro ensaios foram realizados com um CP para cada condição de soldagem, todos seguindo o segundo método de preparação proposto, com a superfície de interesse usinada e lixada. O tempo de imersão também foi de 72 horas para o segundo ensaio e 24 horas para o terceiro. Um esquema com a metodologia de cada ensaio é ilustrado na Tabela 4.6 a seguir.

Tabela 4.6- Metodologia dos ensaios de corrosão realizados.

Ensaio	Nº de CP's	Tipos de CP	Temperatura da solução (°C)	Tempo do ensaio (h)
1º	16	4 CP's de cada energia de soldagem - 2 na forma convencional/ 2 metodologia proposta	22 ± 2	116
2º	4	1 CP de cada energia - metodologia proposta	60 ± 2	72
3º	4	1 CP de cada energia - metodologia proposta	60 ± 2	24

A limpeza após o ensaio deve ser feita para que qualquer resíduo do processo de corrosão seja removido. No presente trabalho os CP's foram enxaguados em água e esfregados com uma escova de nylon, seguido de um banho ultrassônico, uma limpeza com algodão embebido em acetona e secagem com ar quente.

A norma ASTM G48 estabelece que um passo do ensaio de corrosão é a pesagem e análise dos corpos de prova, estes pesados antes e após o ensaio de imersão, com a utilização de uma balança com precisão mínima de 0,0001g. A perda de massa total da amostra é calculada após o ensaio de imersão, seguida de uma análise qualitativa da localização dos pites formados.

4.4.2 Norma ASTM G5: Ensaio Eletroquímico - Curvas de Polarização Potenciodinâmica

As amostras produzidas com as 4 diferentes energias de soldagem e uma amostra de metal base foram encaminhadas para a polarização potenciodinâmica, utilizando o equipamento Potenciostático/Galvanostático AUTOLAB PGSTAT 302N, presente nas instalações do LAPEC.

Os CP's foram cortados e fresados de acordo com a metodologia proposta pelo autor, já citada no item 4.4.1. Após, foram lixados até a granulometria 600 *mesh*, mesmo acabamento das amostras submetidas ao ensaio de imersão em cloreto férrico, e já utilizado em outras pesquisas de AID [Souza et al., 2013; Chan e Tjong, 2014]. Por último, as amostras passaram por uma limpeza em banho ultrassônico, acetona e foram secadas.

A área exposta dos CP's preparados para o ensaio de polarização estava no metal de solda, produzido por cada condição de soldagem, delimitado por um anel de vedação com o diâmetro de 4,5 mm, como demonstrado na Figura 4.15. Não foi possível realizar os ensaios nas ZAC, pois elas eram muito estreitas, não era possível isolar apenas ela, e haveria a interferência do metal de solda ou do metal base nos resultados. As curvas geradas a partir do metal base SAF 2205, retiradas de uma chapa como recebida, porém com o mesmo preparo superficial e restrições de área. A Figura 4.16 (B), corresponde à montagem do sistema utilizado para os ensaios de polarização.

Os ensaios eletroquímicos foram realizados em duas etapas. A primeira, com o monitoramento do potencial de circuito aberto (OCP) para cada CP, com um tempo de trinta minutos, a fim de monitorar uma taxa para variação do OCP em relação ao tempo de contato com a solução.

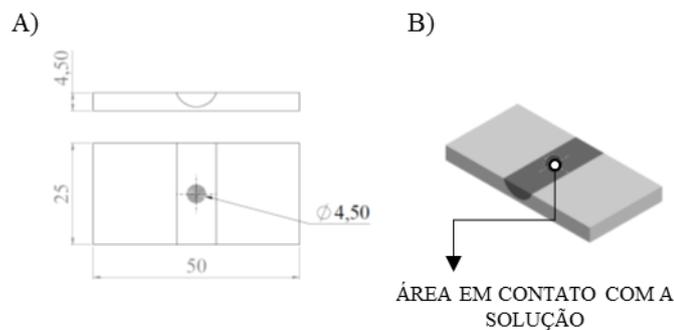


Figura 4.15- Esquema ilustrando os corpos de prova e áreas expostas para os ataques de polarização potenciodinâmica.

A segunda etapa foi a obtenção da curva de polarização para as quatro condições de soldagem, e na amostra de metal base, varrendo o potencial continuamente em função do tempo e monitorando a corrente gerada pela variação do potencial.

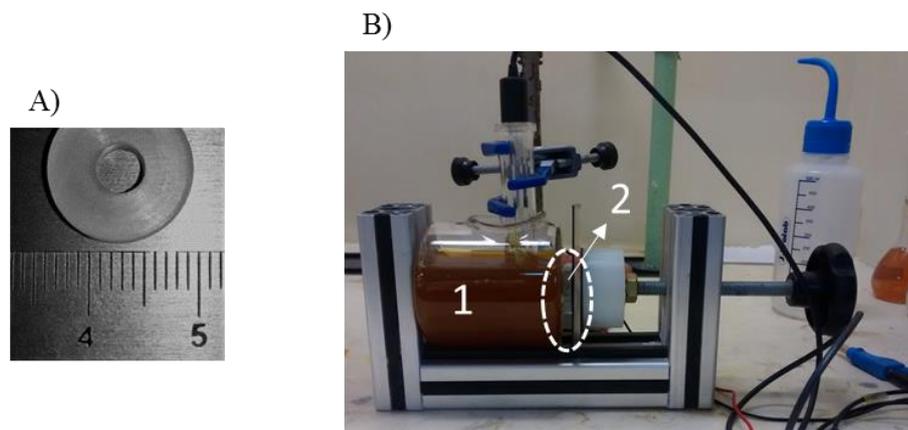


Figura 4.16- Detalhe no anel de vedação utilizado para isolar a área em contato com o eletrólito (A). 1 - Solução de cloreto férrico, detalhe no posicionamento, 2 - contato da amostra de SAF 2205 com a solução (B).

Inicialmente, foram realizados testes com dois eletrólitos, conforme apresentados na Tabela 4.7. O primeiro mais agressivo quanto ao aspecto corrosivo, com a mesma composição de cloreto férrico e concentração dos testes da norma ASTM G48. A segunda escolha foi uma solução de cloreto de sódio, muito empregada em estudos de corrosão de diversos materiais com a concentração de 1M. A opção de testar duas soluções como eletrólitos foi observar o comportamento eletroquímico do sistema em diferentes eletrólitos. A densidade de corrente estipulada como um dos parâmetros de controle para o fim do ensaio de polarização foi de 100 mA/cm². Os parâmetros empregados no ensaio de polarização potenciodinâmica são descritos na Tabela 4.7.

Tabela 4.7- Parâmetros dos ensaios de polarização potenciodinâmica.

Parâmetros	Dados
Eletrólito	100g FeCl ₃ 6 H ₂ O em 900 ml de H ₂ O
	NaCl - 1M
Tempo de monitoramento do OCP	30 min
Intervalo de varredura	-100 mV abaixo do OCP até 1400 mV ou $i = 100\text{mA/cm}^2$
Velocidade de varredura (Scan Rate)	0,33 mV.s ⁻¹

Os eletrodos de trabalho foram produzidos com os CP's, o eletrodo de referência de calomelano saturado (ECS) e contra-eletrodo (auxiliar) de platina. A velocidade de varredura

de $0,33 \text{ mV.s}^{-1}$ é a mesma utilizada em ensaios de polarização potenciodinâmica de diversas referências [SOUZA, 2009].

Os ensaios de polarização realizados no metal base (MB) e nas quatro condições de soldagem foram feitos em réplicas. Em caso de discrepâncias entre os resultados com os mesmos procedimentos, estas poderiam ser avaliadas e pesquisadas.

A extrapolação das retas de Tafel para cada curva de polarização potenciodinâmica do MB e quatro energias de soldagem foi feita com a utilização do *software* NOVA. Foram determinados para as cinco condições, o potencial de circuito aberto (OCP), o potencial de corrosão (E_{CORR}) e a densidade de corrente de corrosão (I_{CORR}). Na Figura 4.17 é apresentada a interface do programa com uma curva de polarização plotada e a visualização da extrapolação das retas de Tafel.

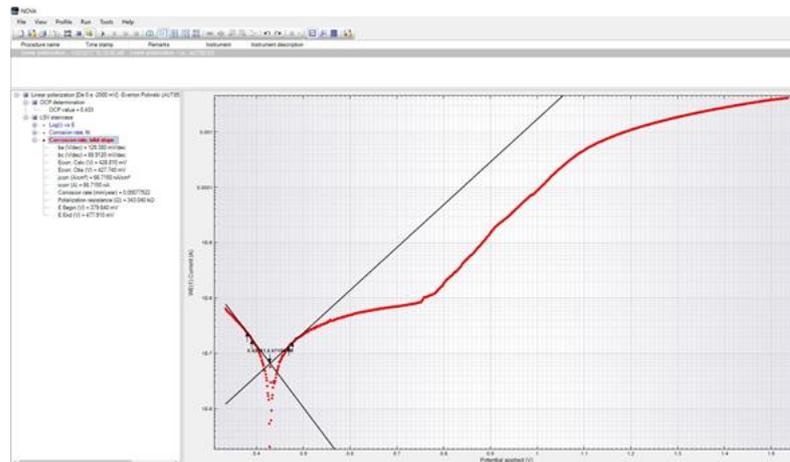


Figura 4.17- Extrapolação das retas de Tafel, utilizando o software NOVA [Fonte: Autor].

Outros parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização são o potencial de pite (E_{PIT}) e a faixa de potencial de passivação (ΔE_{PASS}). O potencial de pite foi determinado observando-se o valor de potencial onde ocorre a inflexão da curva de polarização, com rápido aumento da densidade de corrente. A faixa de potencial de passivação calculada através da diferença entre potencial de pite e o potencial de corrosão ($E_{PIT} - E_{CORR}$), como mostrado na Figura 4.18.

A Figura 4.18 mostra a metodologia e pontos da curva que definem os parâmetros eletroquímicos do ensaio, também observados por Shi, 2017. O ponto 1 identifica o E_{PIT} , no ponto de inflexão da curva, os pontos em 2 são base para a extrapolação das retas de Tafel e o ponto 3 representa a intersecção das retas, resultando nos valores de E_{CORR} e I_{CORR} .

Outro aspecto importante para a análise do(s) mecanismo(s) de corrosão atuante(s) no ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica, foi a observação das áreas em contato com a solução através de microscópio ótico e microscópio eletrônico de varredura (MEV).

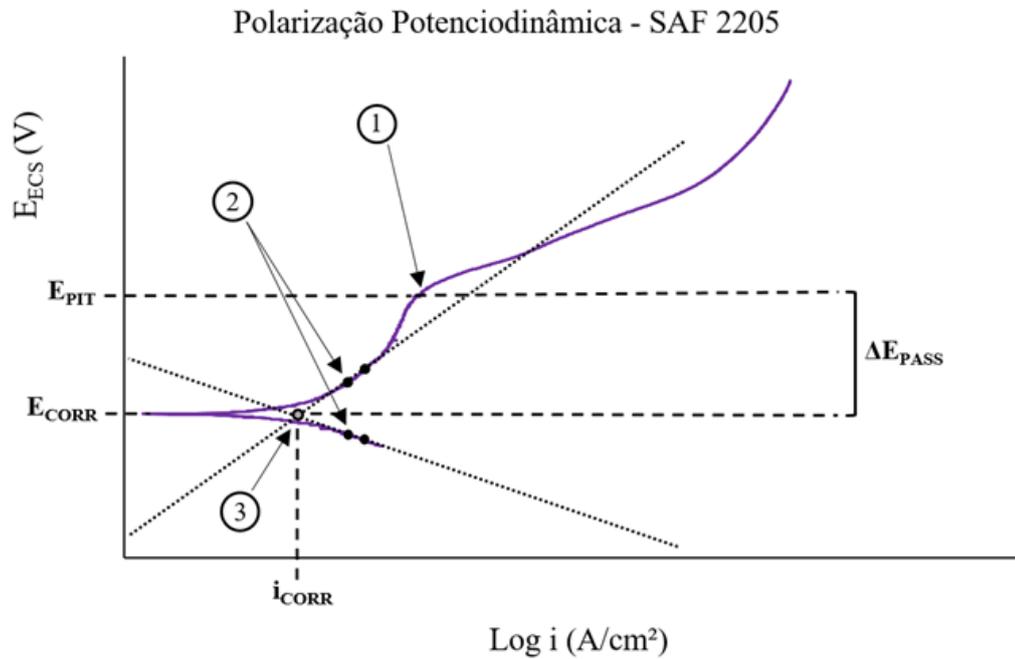


Figura 4.18- Parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização potenciodinâmica para o metal de solda do AID SAF 2205, soldado pelo processo MAG

[Fonte: Autor].

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização do Material (Metal Base)

A composição química das chapas de aço utilizadas neste trabalho representa os valores da caracterização do material após a corrida na aciaria, fornecidos pela APERAM, e são apresentados na Tabela 5.1. O PREN para o material foi calculado utilizando a equação 3.1 e está de acordo com o esperado para o AID SAF 2205.

Tabela 5.1- Composição química do AID SAF 2205, fornecida pelo fabricante

Elemento químico (% em peso)										
C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	N	Fe	PREN*
0,0172	1,7799	0,4112	22,4908	5,4149	0,0283	0,0001	2,6039	0,15	Bal.	33,5

Obs: PREN calculado com base na composição química da Tabela.

A Figura 5.1 mostra a microestrutura do SAF 2205 utilizado no presente estudo. A ferrita possui cor escura, e as ilhas de austenita têm um tom mais claro. A quantidade de ferrita encontrada foi de 51% e para a austenita 49%, calculadas com o software *ImageJ* balanço de fases típico de AID SAF 2205.

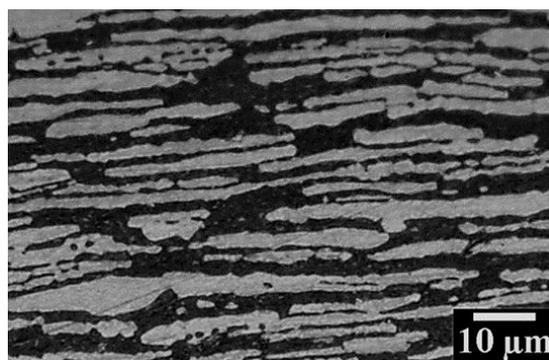


Figura 5.1- Caracterização da microestrutura do AID SAF 2205, como recebido, atacado com o reagente Behara modificado.

5.2 Soldagem

Durante a soldagem, os parâmetros de corrente (A) e tensão (V) pré-definidos para os ensaios sofreram algumas mudanças. A Tabela 5.2 apresenta os valores médios dos parâmetros de soldagem, corrente e tensão, adquiridos durante a soldagem com a utilização do software de aquisição SAP 4.01, e também a velocidade de soldagem e energia resultante, para cada condição estudada. A tensão de soldagem, escolhida como parâmetro fixo, teve uma pequena variação, enquanto que a corrente de soldagem, regulada pela velocidade de alimentação do arame consumível, ficou aproximada ao máximo dos valores pré-determinados.

Tabela 5.2- Valores médios de tensão (U) e corrente (I) de soldagem, obtidos pelo sistema de aquisição, e parâmetros de soldagem.

Condição de Soldagem	U (V)	I (A)	v (mm/s)	Energia (kJ/mm)	Energia Líq. (kJ/mm)
A	30	235	9	0,8	0,6
B	30	270	9	0,9	0,7
C	30	232	6	1,2	0,9
D	30	270	6	1,4	1,1

O valor das correntes de soldagem, foi superior a corrente de transição, corrente mínima para que ocorra a transferência aerossol [ESAB, 2005]. Com a intenção de garantir esta informação os oscilogramas de tensão (U) e corrente (I) captados pelo software de aquisição de dados, foram analisados e comparados a literatura [Marques et al., 2009]. A escala dos gráficos adquiridos foi ampliada e as janelas de tempo apresentadas em anexo no Apêndice A, são de 0,05s e 5s.

5.3 Análises Macrográficas e Microestruturais

A análise macrográfica possibilitou a visualização da geometria do cordão de solda para cada uma das quatro energias de soldagem. Os CP's foram retirados da região central dos cordões de solda, duas chapas foram analisadas para cada condição de soldagem. As imagens da Figura 5.2 representam um corte transversal à direção de soldagem. Na Tabela 5.3 são listadas as dimensões dos cordões de solda. O cálculo das diluições foi feito com base nas mesmas imagens. Pode-se perceber a tendência de aumento do reforço, largura e penetração

dos metais de solda com o aumento da energia de soldagem. Entretanto, percebe-se que o valor da diluição foi maior para uma energia intermediária, de 0,9 kJ/mm, e não a mais alta, como poderia ser esperado.

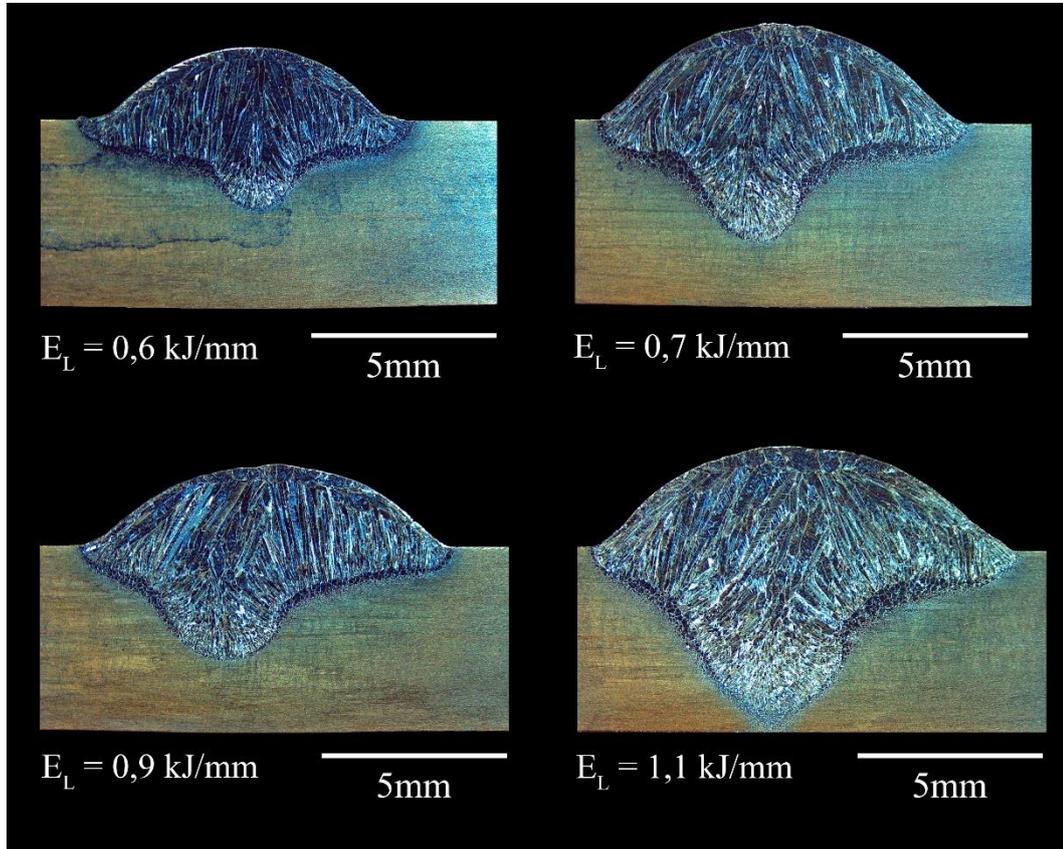


Figura 5.2- Macrografias dos cordões de solda para as quatro energias de soldagem. (A) $E_L = 0,6$ kJ/mm, (B) $E_L = 0,7$ kJ/mm, (C) $E_L = 0,9$ kJ/mm e (D) $E_L = 1,1$ kJ/mm. Ataque com 20% NaOH.

Tabela 5.3- Geometria e Diluições das quatro condições de soldagem.

	A $E_L = 0,6$ kJ/mm	B $E_L = 0,7$ kJ/mm	C $E_L = 0,9$ kJ/mm	D $E_L = 1,1$ kJ/mm
Largura (mm)	9,4	10,4	10,3	11,6
Reforço (mm)	2,0	2,4	2,6	3,1
Penetração (mm)	2,5	3,4	3,2	4,4
Diluição (%)	51,2	48,8	57,0	50,0

A Figura 5.3 exibe macrografias das juntas soldadas obtidas, evidenciando as regiões de transição MB/ZAC/MS das quatro condições de soldagem. Em todas as energias de soldagem analisadas, a extensão da ZAC é pequena, evidenciando o efeito da menor

condutividade térmica do aço inoxidável na extração de calor, o que possibilita uma ZAC menor se comparado com aços ao carbono em geral.

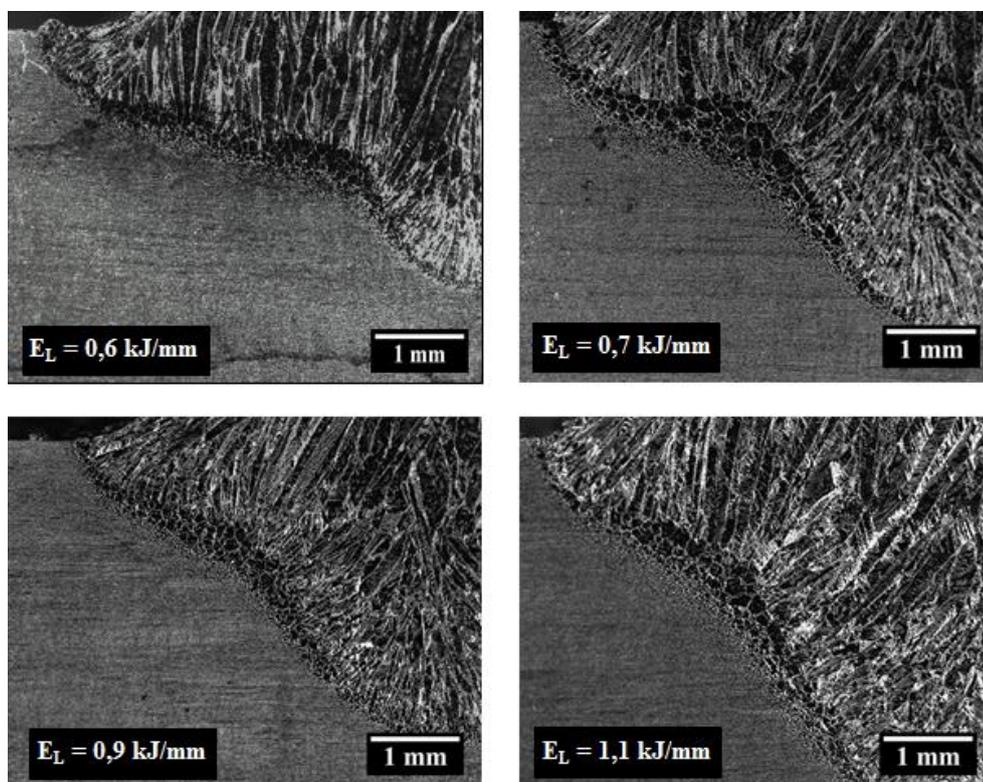


Figura 5.3- Macrografias em lupa de baixo aumento, da região de transição das quatro energias de soldagem. Ataque químico com 20% NaOH.

As zonas de transição, MB/ZAC/MS, das quatro energias de soldagem, são mostradas na Figura 5.4 utilizando um maior aumento. Visualmente, é possível observar que o aumento na energia de soldagem resulta em um aumento de quantidades de austenita (fase clara) no metal de solda e, também, em uma maior extensão da ZAC. Isto era o esperado, pois com o aumento da energia de soldagem há uma diminuição da taxa de resfriamento, facilitando a transformação da austenita. As maiores áreas da ZAC foram associadas à maior energia de soldagem, já observado em outro trabalho [Vasconcellos, 2010].

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 das Figuras 5.5 e 5.6. Também pode-se constatar que a formação de intermetálicos como a fase sigma e nitretos não foi facilmente evidenciada por esse ataque químico, porém diferentes morfologias pontuais como já apresentadas no trabalho de Pardal, 2011, possíveis nitretos de cromo foram identificados, tanto no MS quanto na ZAC, como mostrado nas micrografias da Figura 5.7,

utilizando o ataque com Behara modificado. As energias de soldagem utilizadas podem ter evitado a precipitação generalizada de intermetálicos, como já observado por Sieurin, 2005 e Nunes, 2012, contudo não excluiu sua formação.

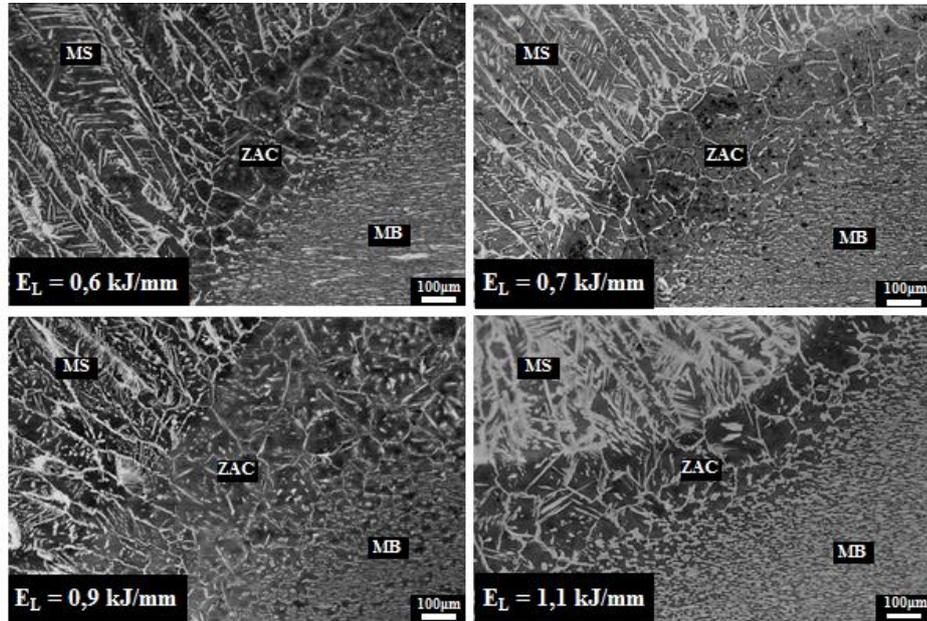


Figura 5.4- Visualização da zona de transição entre MS, ZAC e MB, para as diferentes condições de soldagem utilizadas. Ataque químico com Behara modificado.

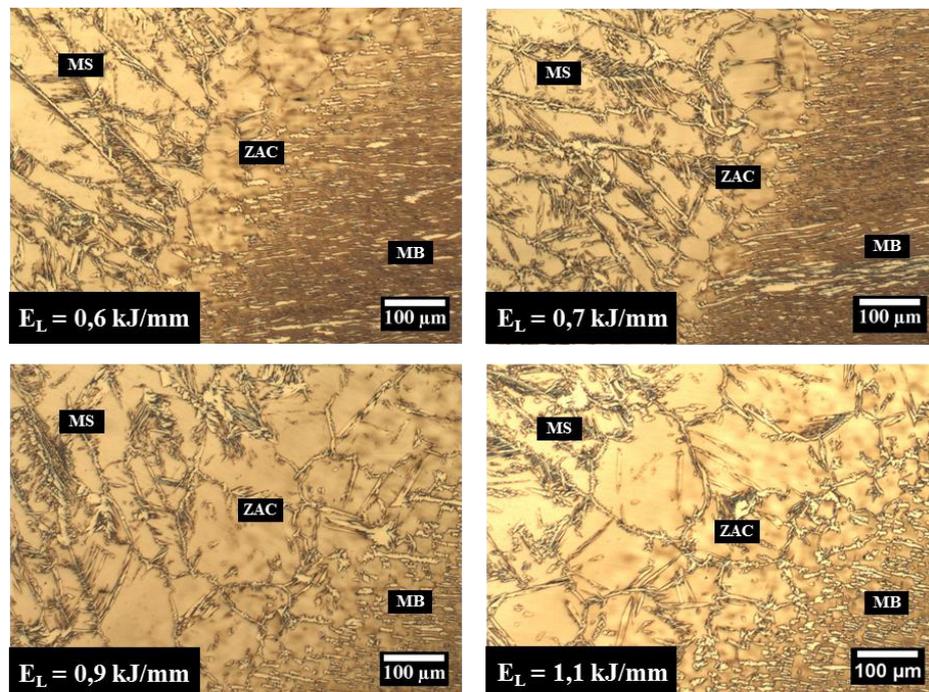


Figura 5.5- Visualização da zona de transição entre MS, ZAC e MB, para as diferentes condições de soldagem utilizadas. Ataque eletrolítico com hidróxido de sódio (20% NaOH).

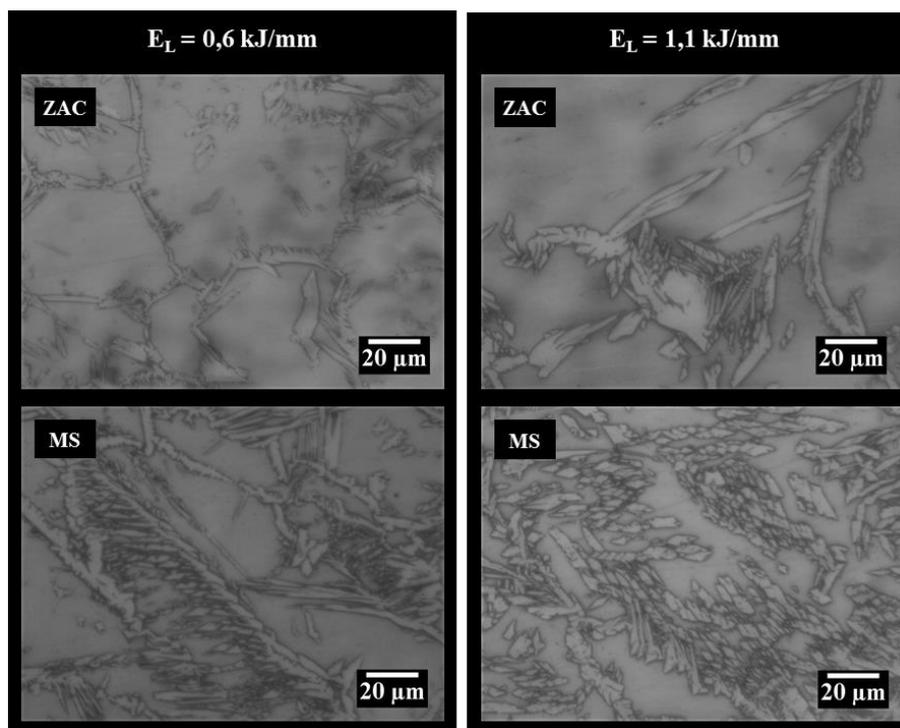


Figura 5.6- Micrografias mostrando a microestrutura do MS e da ZAC para a menor ($E_L = 0,6$ kJ/mm) e maior ($E_L = 1,1$ kJ/mm). Ataque eletrolítico com hidróxido de sódio (20% NaOH).

A análise mais detalhada das micrografias identificou a formação de pequenos pontos mais escuros distribuídos no interior de grãos de ferrita, e também próximos a aglomerados de austenita intragranular e intergranular, como mostrado em algumas regiões na Figura 5.7. Foi observado que estes precipitados são provavelmente nitretos de cromo (Cr_2N). Conforme Londoño, 1997, existe uma forte relação entre a formação de γ_2 intragranular e precipitados de Cr_2N , assim como a possibilidade de formação desses precipitados em interfaces austenita (primária) e ferrita.

A Figura 5.8 representa as diferentes morfologias da fase austenita na região específica do MS, com o ataque Behara modificado, evidenciando também o aumento na quantidade de austenita no metal de solda para as maiores energias ($E_L = 0,9$ e $1,1$ kJ/mm). As microestruturas observadas no metal de solda das quatro condições de soldagem apresentam quatro morfologias da fase austenita, como mostrado na Figura 5.9. A austenita de contorno de grão ou “*grain boundary austenite*” (GBA), austenita de Widmännstatten ou “*Widmännstatten-type austenite*” (WA), austenita intragranular ou “*intragranular austenite*” (IGA) e austenita secundária (γ_2), que pode ser intragranular ou intergranular, com crescimento a partir da austenita primária. A mesma formação dos quatro tipos de austenita apresentadas na Figura 5.9, já foi relatada em outras pesquisas [Geng, 2015].

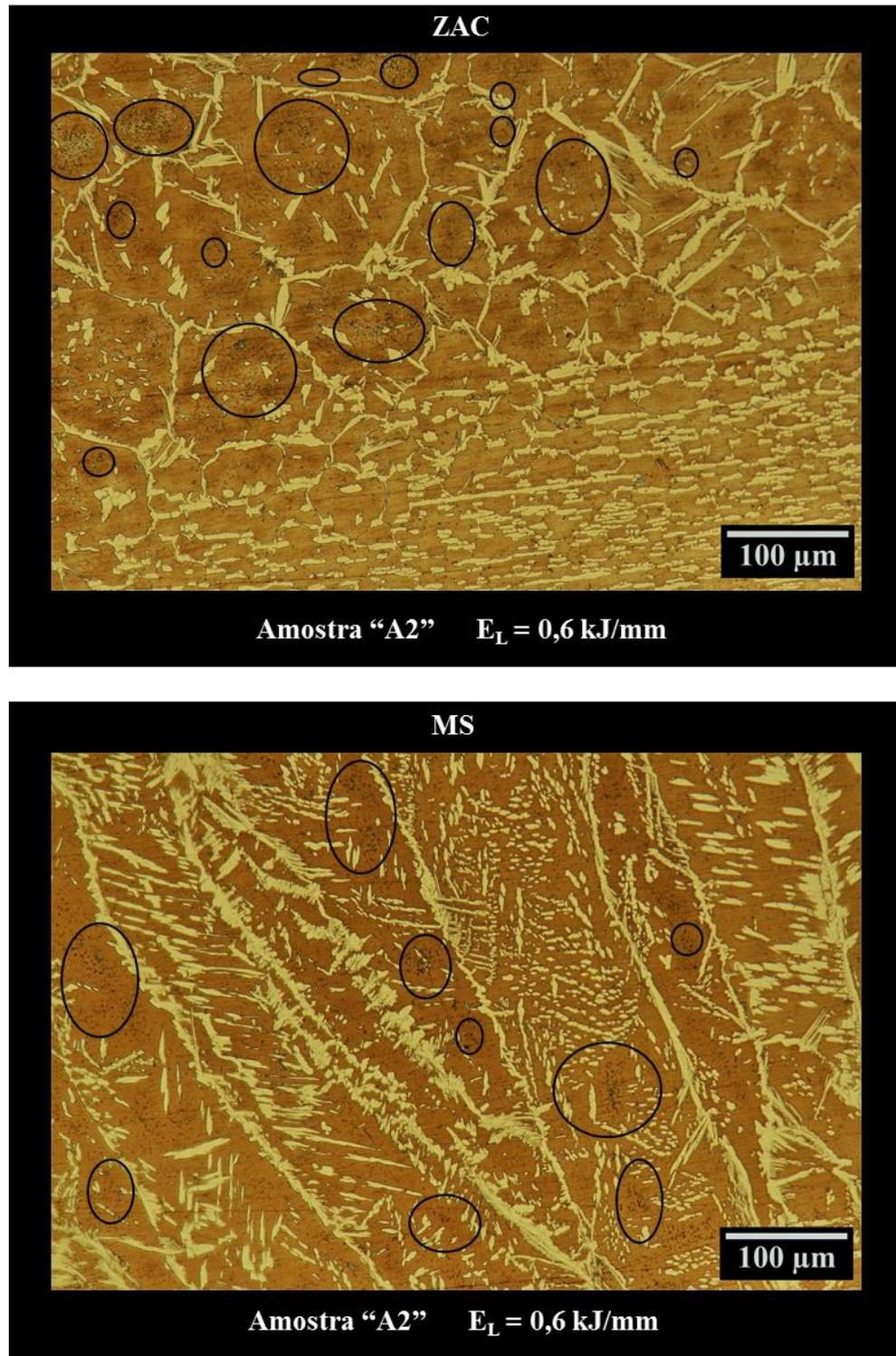


Figura 5.7- Micrografias em microscópio eletrônico observadas após a soldagem. Círculos indicando possíveis precipitados (pontos pequenos e mais escuros) no interior de grãos de ferrita e próximos a sítios de γ_2 , características relacionadas a formação de Cr_2N . Ataque com Behara modificado.

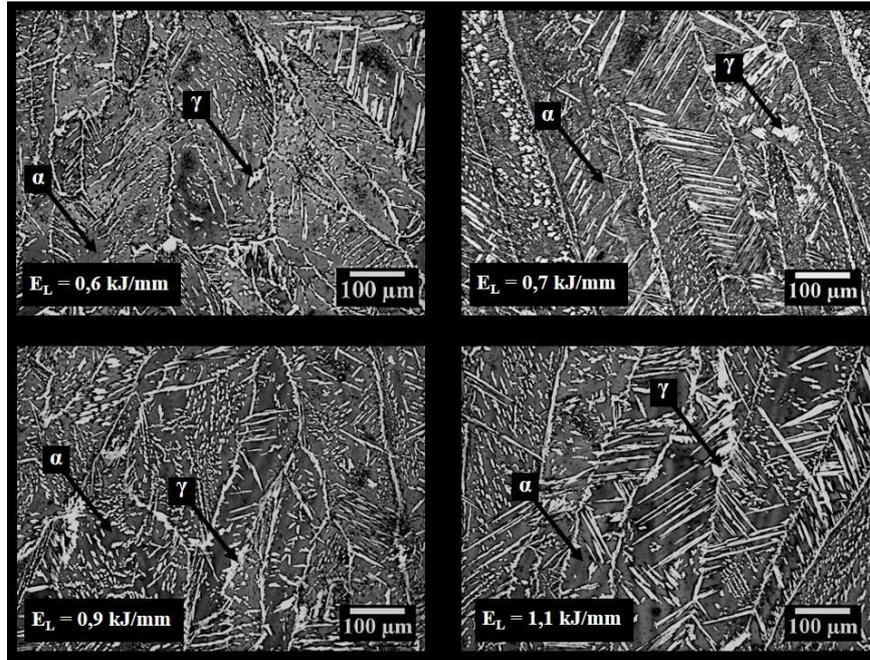


Figura 5.8- Micrografias do metal de solda formado das quatro energias de soldagem, ferrita (α) e austenita (γ). Amostras atacadas com Behara modificado.

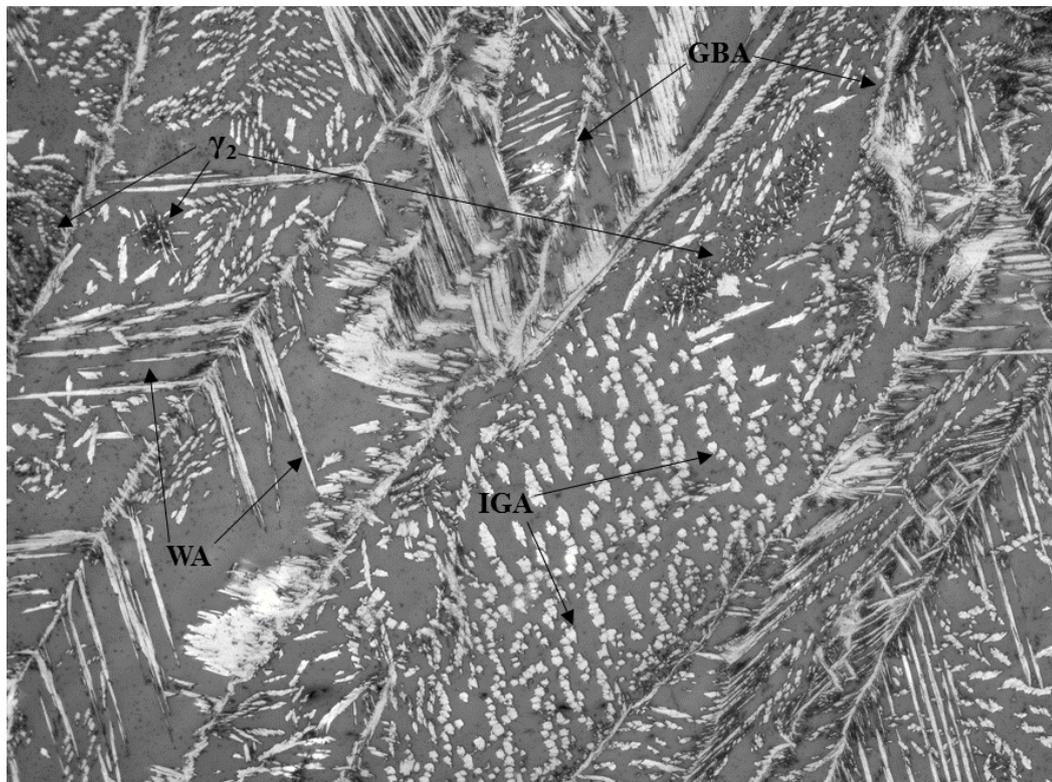


Figura 5.9- Micrografia em microscópio óptico mostrando as morfologias da austenita no MS.

Austenita de contorno de grão (GBA), austenita de Widmånstatten (WA), austenita intragranular (IGA) e austenita secundária (γ_2). Ataque com Behara modificado, aumento de 100x.

No MS, a formação de austenita secundária ocorreu com maior intensidade para as energias mais baixas ($E_L = 0,6$ e $0,7$ kJ/mm), comportamento semelhante ao relatado por Nunes, 2012. Na região da ZAC, para as condições de soldagem aqui estudadas, o uso das energias mais altas provocou maior formação da austenita intragranular.

Após a formação da austenita de contorno de grão (GBA), a morfologia de Widmånstatten (WA) nucleia a partir de contornos de grão da ferrita ou austenita e cresce ao longo de planos no formato de placas paralelas, como observado na Figura 5.9 e também evidenciado por Nunes, 2012.

A austenita dissolvida na região da ZAC, durante o ciclo térmico provocado pelo processo de soldagem, permite sua reprecipitação, que inicia primeiramente nos contornos de grão ferrita-ferrita [Vasconcellos, 2010]. O aumento na quantidade de austenita (chamada de primária) na ZAC melhora as propriedades de resistência a corrosão dos AID, esse aumento acompanhou o crescimento na quantidade de energia imposta à soldagem, fato também observado por Souza et al., 2013. Já a formação de austenita secundária (γ_2) pode afetar negativamente a resistência à corrosão do material, porque sua composição química é mais pobre em cromo do que a da austenita primária. A formação de austenita na ZAC é ilustrada na Figura 5.10.

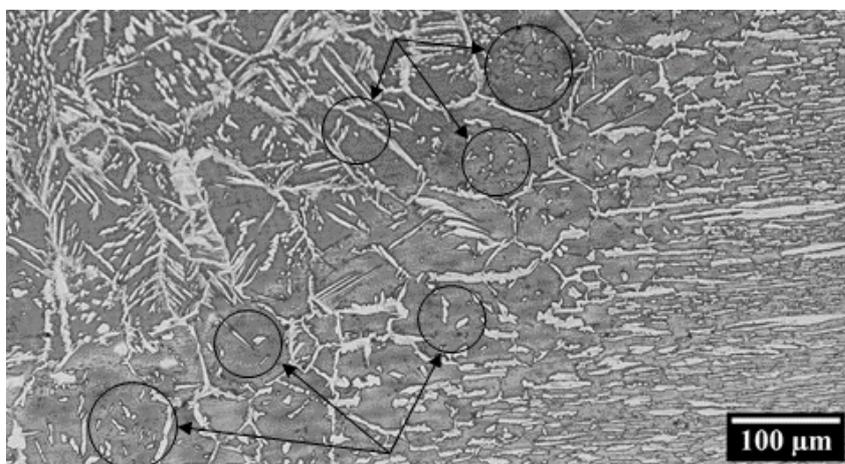


Figura 5.10- Micrografia em microscópio óptico mostrando a austenita intragranular, fase clara e sua reprecipitação na região da ZAC. Imagem de um CP da condição de soldagem A ($E_L = 0,6$ kJ/mm) Ataque químico com Behara modificado.

5.4 Quantificação de fases

A quantificação das fases ferrita e austenita realizada no metal base demonstrou um valor já esperado e comum para AID, mantendo uma taxa α/γ equilibrada, próximo a um valor unitário e foi medida com o software *ImageJ*.

A análise da proporção de fases resultantes do processo de soldagem evidencia a diferença na concentração de ferrita, para cada uma das quatro energias utilizadas, nas regiões da solda, MB, ZAC e MS.

A quantificação, otimizada através de imagens com boa resolução e tratamento no *ImageJ*, por fim foi realizada compondo a Tabela 5.4 e o gráfico da Figura 5.11. São expostas as concentrações de ferrita após o processo de soldagem e resfriamento das chapas. Foram avaliadas as quatro energias de soldagem, nas regiões da ZAC e MS, lembrando que o valor da concentração de ferrita no MB era de 51%.

Com o aumento da energia de soldagem a quantidade de austenita no metal de solda teve um acréscimo considerável. Conforme Nunes, 2012, as melhores combinações de propriedades mecânicas e de resistência à corrosão para o aço SAF 2205 são garantidas quando o metal de solda apresenta teores de ferrita na faixa de 35-65%. Normas como a DNV-RP-F 112-2006 reportam que a quantidade satisfatória de ferrita respeita os limites de 55-68% na região do MS, como observado por Lessa et al., 2016. A norma Norsok M-601-2008, determina que os valores aceitáveis para a quantidade de ferrita no MS estejam na faixa de 30-70%.

Tabela 5.4- Quantificação de ferrita, com desvio padrão, para as quatro condições de soldagem, nas regiões da ZAC e MS, utilizando o software *ImageJ*.

	FERRITA (%)							
	A		B		C		D	
	$E_L = 0,6 \text{ kJ/mm}$		$E_L = 0,7 \text{ kJ/mm}$		$E_L = 0,9 \text{ kJ/mm}$		$E_L = 1,1 \text{ kJ/mm}$	
Região	ZAC	MS	ZAC	MS	ZAC	MS	ZAC	MS
Valor Médio	77,6	71,6	78,8	65,8	77,2	59,9	73,7	54,6
Desvio Padrão	1,1	2,3	1,8	1,5	2,1	3,1	3,2	3,9

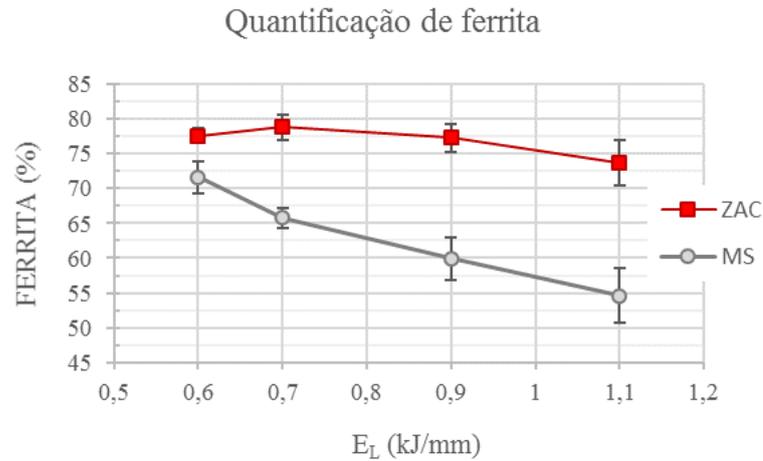


Figura 5.11- Quantidade de ferrita na ZAC e MS em função da energia líquida de soldagem.

5.5 Perfis de Microdureza Vickers

Os perfis de microdureza nas amostras soldadas com as quatro energias são apresentados nas Figuras 5.12 até 5.15. Ao centro dos gráficos o valor 0 nas abscissas identifica a linha central do metal de solda, como é demonstrado usualmente.

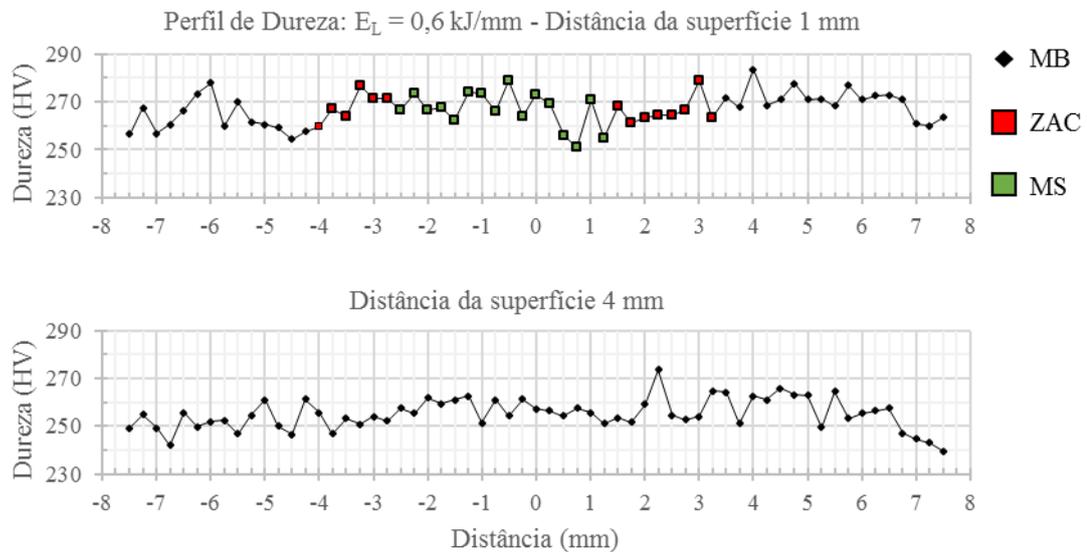


Figura 5.12- Perfil de dureza para a condição “A” de soldagem ($E_L = 0,6$ kJ/mm).

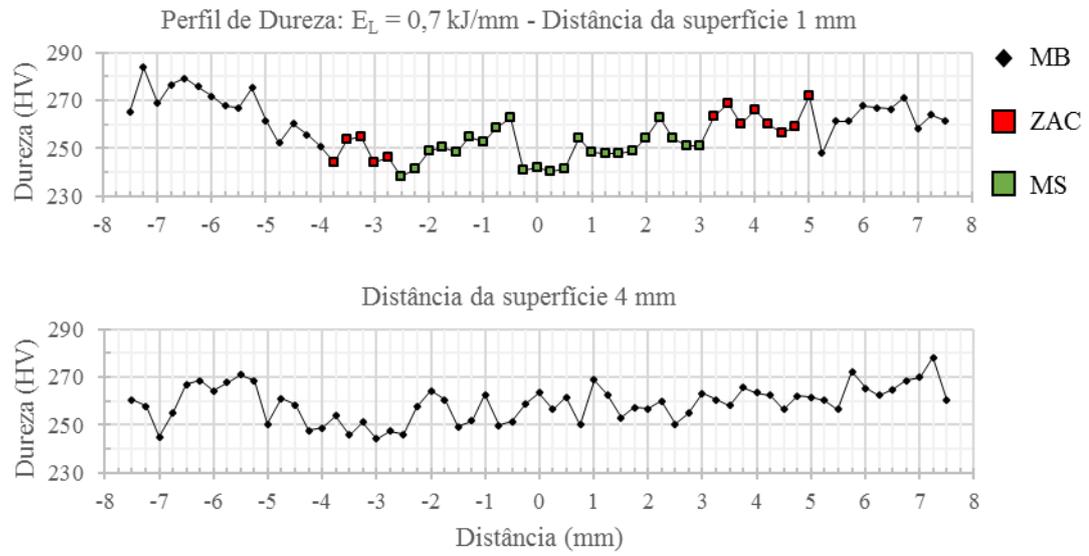


Figura 5.13- Perfil de dureza para a condição “B” de soldagem ($E_L = 0,7 \text{ kJ/mm}$).

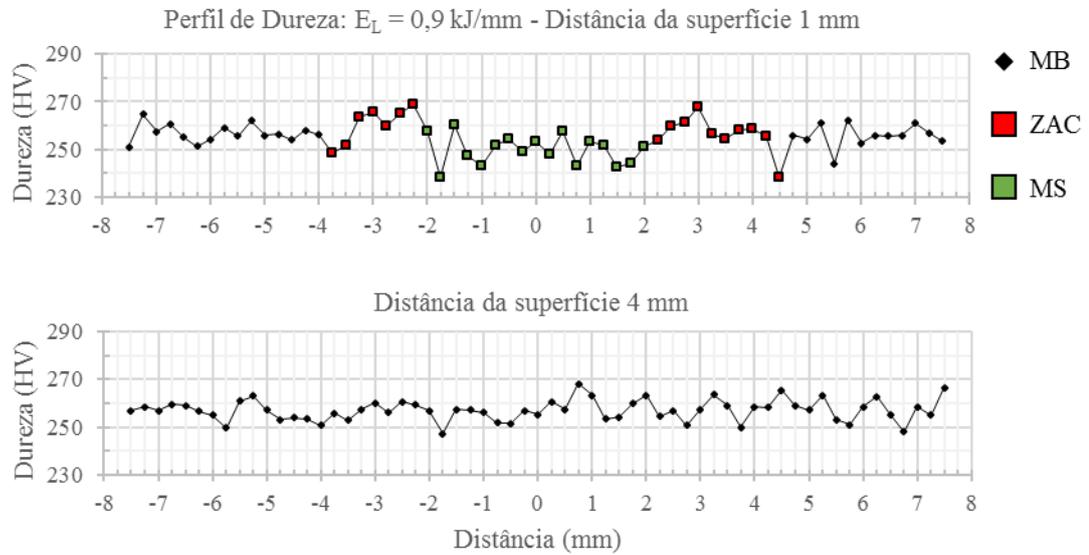


Figura 5.14- Perfil de dureza para a condição “C” de soldagem ($E_L = 0,9 \text{ kJ/mm}$).

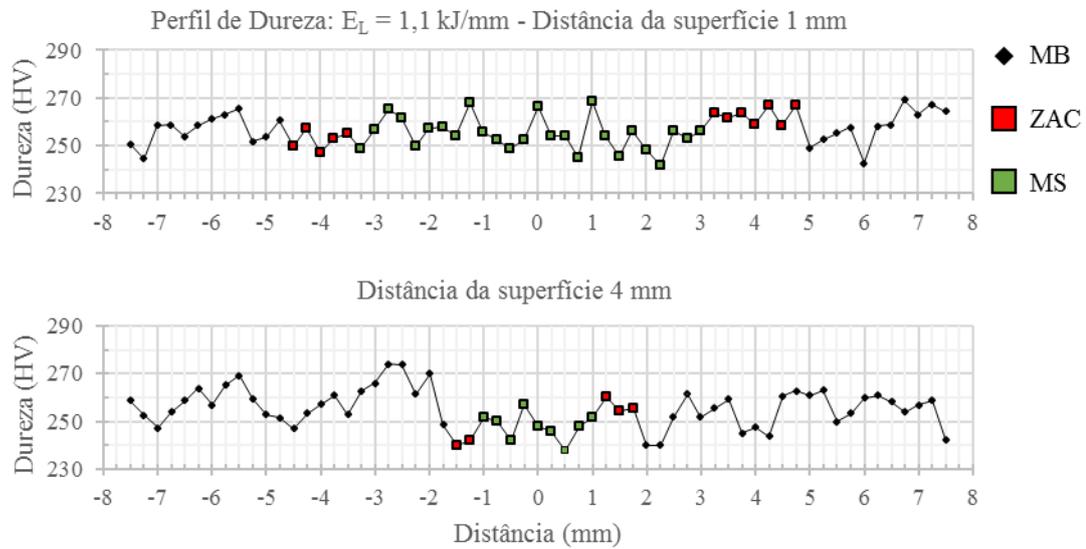


Figura 5.15- Perfil de dureza para a condição “D” de soldagem ($E_L = 1,1 \text{ kJ/mm}$).

Os valores de microdurezas Vickers obtidos no MB, ZAC e MS para as quatro energias de soldagem são situados na faixa de 238-284 HV e como já estudado por Aguiar et al., 2014, não revelam nenhuma zona com durezas excessivas ($> 300 \text{ HV}$). Também não indica a formação de quantidades consideráveis de fases duras (intermetálicos) na região da solda.

A Tabela 5.5, apresenta os valores médios de microdureza Vickers obtidos nas diferentes regiões da solda para cada energia utilizada. O aumento da quantidade de ferrita eleva a microdureza dos AID, afetando a relação α/γ , sendo a ferrita a microestrutura mais dura [Nunes, 2012]. O perfil de dureza para a condição de soldagem “A” ($E = 0,6 \text{ kL/mm}$), contribui para esse fato, os valores de microdureza na região da solda, são homogêneos e mais elevados quando comparados as outras condições.

Tabela 5.5- Valores médios de microdureza Vickers.

MÉDIA DOS VALORES DE DUREZA VICKERS						
	1 mm			4 mm		
	MB	ZAC	MS	MB	ZAC	MS
$E_L = 0,6 \text{ kJ/mm}$	268 ± 7	266 ± 5	267 ± 7	255 ± 6	-	-
$E_L = 0,7 \text{ kJ/mm}$	266 ± 9	259 ± 9	249 ± 7	260 ± 7	-	-
$E_L = 0,9 \text{ kJ/mm}$	256 ± 4	259 ± 7	251 ± 6	257 ± 4	-	-
$E_L = 1,1 \text{ kJ/mm}$	258 ± 7	259 ± 6	254 ± 7	257 ± 8	254 ± 8	248 ± 5

5.6 Imersão em cloreto férrico, ASTM G48

O principal objetivo dos ensaios de imersão em cloreto férrico foi avaliar a susceptibilidade das amostras à formação de pites e sua relação com as energias de soldagem utilizadas.

Os ensaios de imersão em cloreto férrico foram finalizados e após os tempos definidos, as amostras foram retiradas da solução como ilustrado na Figura 5.16, limpas em água corrente com escova e posterior banho ultrassônico para remoção dos resíduos da corrosão.

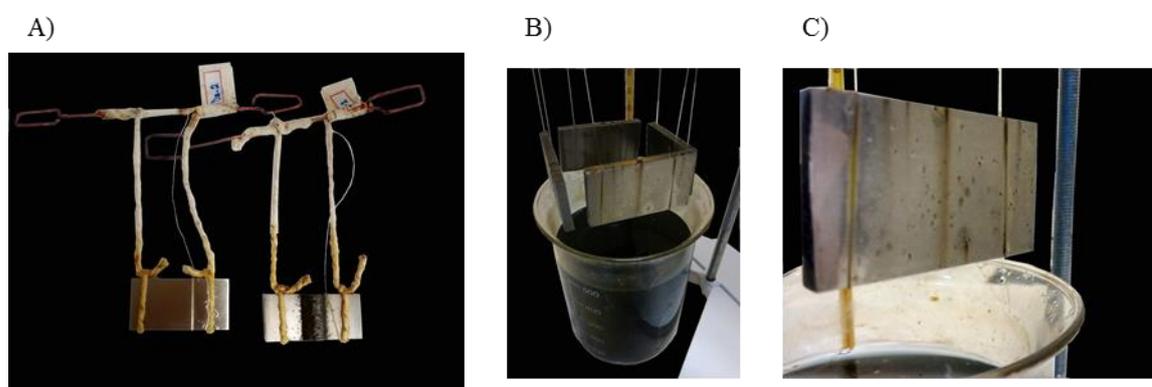


Figura 5.16- Corpos de prova após a retirada da solução de cloreto férrico. Amostras do primeiro ensaio, tempo de 72hrs e temperatura $22 \pm 2^{\circ}\text{C}$ (A), amostras do segundo ensaio, tempo de 24hrs e temperatura $60 \pm 2^{\circ}\text{C}$ (B) com detalhe da formação de pites (C).

As pesagens individuais dos CP's do primeiro ensaio resultaram em uma perda de massa superior a taxa de $0,0001 \text{ g/cm}^2$ para os mesmos, indicando a presença de pites, como definido na norma ASTM G48, o que exige a observação das amostras em baixo aumento e a contagem de pites. O processo de corrosão não foi significante para que a perda de massa pudesse ser utilizada como fator de comparação, situação descrita [ASTM G48, 2015].

A análise dos CP's na lupa com o aumento de 20x, como recomendado pela norma ASTM G48, e NORSOK M-601, mostrou que a formação de pites foi insuficiente para a comparação entre as condições de soldagem e áreas com maior densidade ou incidência de pites. O processo de soldagem demonstrou não ter afetado a resistência à corrosão por pites nessas condições de ensaio. Após observação em maior aumento alguns pites foram identificados, mostrados na Figura 5.17.

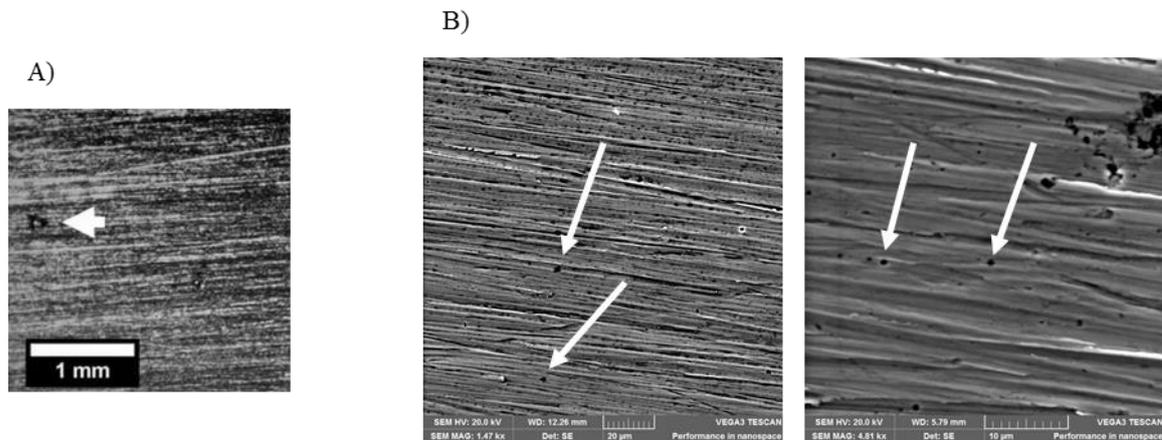


Figura 5.17- Formação de pites indicados pelas setas, condição de soldagem “C” ($E_L = 0,9$ kJ/mm), temperatura da solução $22 \pm 2^\circ\text{C}$. Imagem feita com a lupa após 72 horas de ensaio (A) e imagens do MEV após 116 horas de ensaio (B).

Os resultados do segundo ensaio de imersão em cloreto férrico, com tempo de imersão de 72 horas e temperatura $60 \pm 2^\circ\text{C}$ foram constatados visivelmente devido a presença de inúmeros pites e também pela perda de massa das amostras, evidenciando um processo de corrosão intensificado. O tempo de permanência das amostras na solução foi de 72 horas, porém a mudança na temperatura para 60°C demonstrou grande influência, diferença saliente associada à temperatura da solução, diretamente relacionada com a temperatura crítica de pite (CPT), para os AID' como já observado por Chan e Tjong, 2014.

A Figura 5.18 representa a superfície dos CP's, que foi preparada (fresada e lixada), após o ensaio de imersão. Evidentemente, as outras superfícies dos CP's também passaram pelo processo de corrosão. Mesmo com períodos maiores de ensaio para a ASTM G48, as alterações provocadas pelo processo de soldagem não evidenciam corrosão preferencial em nenhuma região específica da solda ou correlação com a energia de soldagem para os CP's analisados.

As amostras ensaiadas foram pesadas antes e depois da imersão em cloreto férrico à 60°C por 72 h, e 24 h, e os resultados são mostrados nas Tabelas 5.6 e 5.7, respectivamente. Com o tempo de ensaio de 72 h, os resultados mostram uma maior perda de massa para as amostras soldadas com as menores energias, enquanto que quando o tempo total do ensaio foi de 24 h, a amostra que apresentou maior perda de massa foi na condição onde a energia de soldagem empregada era de $0,7$ kJ/mm (a segunda menor energia).

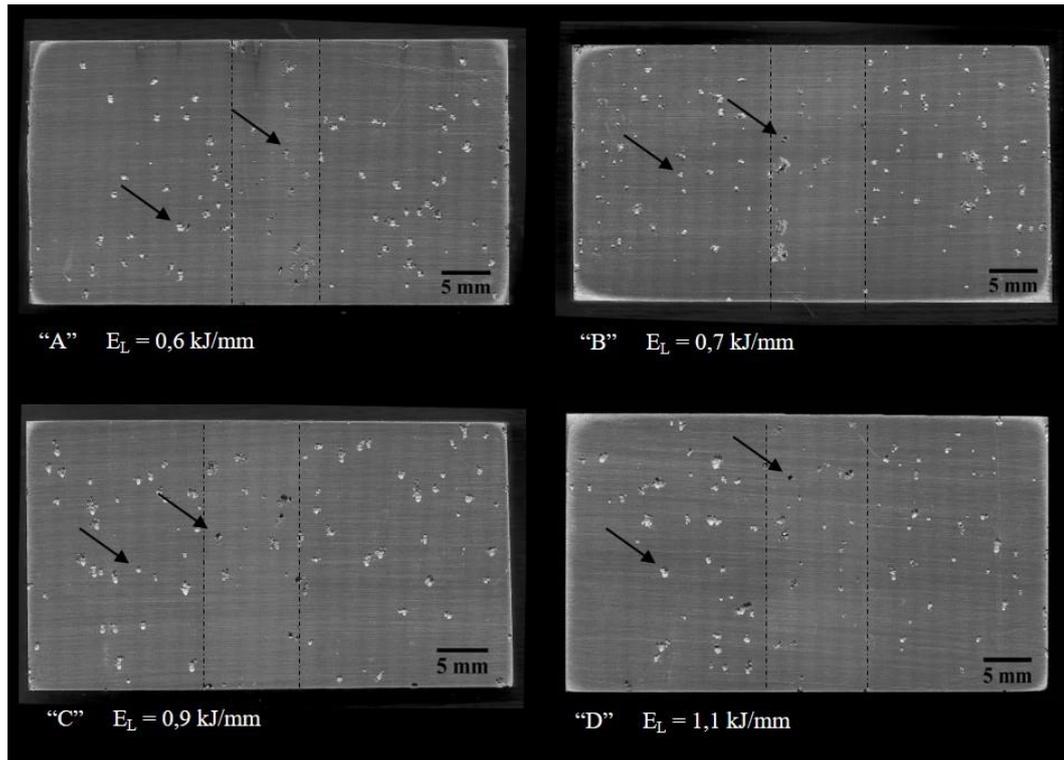


Figura 5.18- Imagem em lupa de baixo aumento da superfície de topo dos CP's, formação de pites como indicado pelas setas. Tempo de imersão de 72 horas e temperatura $60 \pm 2^\circ\text{C}$.

Tabela 5.6- Dados do ensaio de corrosão com tempo de imersão de 72 h, à $60 \pm 2^\circ\text{C}$.

Amostra	E_L (kJ/mm)	P_{inicial} (g)	P_{final} (g)	ΔP (g) = $P_{\text{inicial}} - P_{\text{final}}$	Perda de massa (%)
A	0,6	46,7205	45,3046	1,4159	3,03
B	0,7	46,8057	45,3572	1,4485	3,09
C	0,9	42,7876	41,6699	1,1177	2,61
D	1,1	44,8388	43,6708	1,168	2,6

O terceiro ensaio de imersão realizado por 24 horas e temperatura $60 \pm 2^\circ\text{C}$, reduziu drasticamente intensidade da formação de pites nas análises visuais, Figura 5.19, quando comparadas ao caso do segundo ensaio. A redução no tempo do ensaio provavelmente foi o fator responsável por essas mudanças.

A formação de pites foi relatada, à princípio sem diferenças relacionadas à energia líquida de soldagem e região dos CP's. Nas condições de menor E_L (0,6 e 0,7 kJ/mm) observou-se uma intensa corrosão em uma das bordas, com morfologia diferente, provavelmente associada a corrosão por fresta

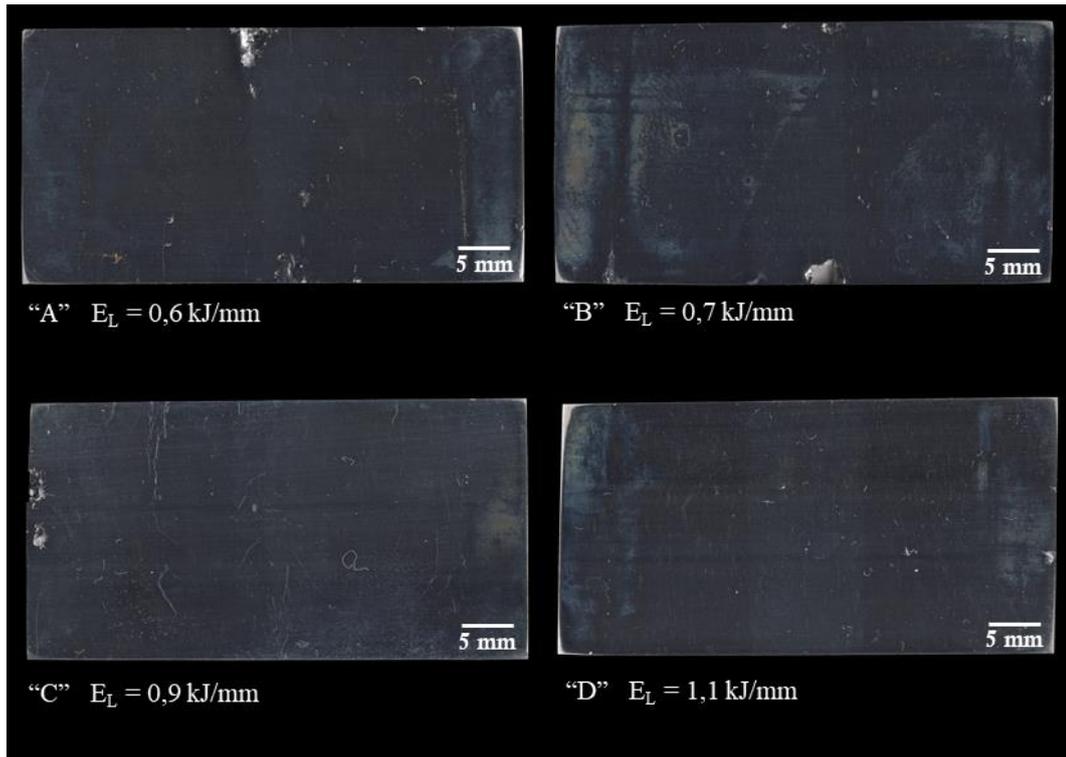


Figura 5.19- Imagem da superfície de topo dos CP's. Tempo de imersão de 24 horas e temperatura $60 \pm 2^\circ\text{C}$.

Tabela 5.7- Dados do ensaio de corrosão com tempo de imersão de 24 h, à $60 \pm 2^\circ\text{C}$.

Amostra	E_L (kJ/mm)	P_{inicial} (g)	P_{final} (g)	ΔP (g) = $P_{\text{inicial}} - P_{\text{final}}$	Perda de massa (%)
A	0,6	44,8059	43,6968	1,1091	2,48
B	0,7	48,6712	47,3158	1,3554	2,78
C	0,9	44,9436	43,7362	1,2074	2,69
D	1,1	47,0207	45,7621	1,2586	2,68

Um fato importante observado após a limpeza dos CP's após o segundo e terceiro ensaios, foi a corrosão acentuada nas superfícies laterais, área da seção transversal aos cordões de solda. Nesta metodologia de preparo dos CP's, a intenção era analisar a superfície de topo, porém a corrosão nas laterais foi evidente, afetando os valores de perda de massa de cada condição de soldagem. Embora umas das laterais tenha sido corroída intensamente como ilustrado na Figura 5.20, novamente não foi possível associar a formação da corrosão com cada energia líquida de soldagem ou região da solda.

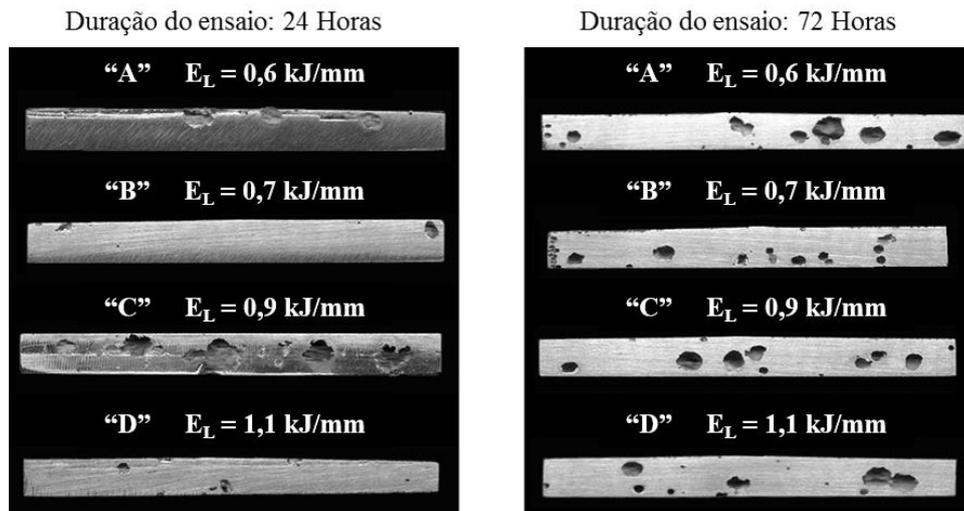


Figura 5.20- Processo de corrosão nas superfícies transversais aos cordões de solda do segundo e terceiro ensaios com temperatura de 60°C.

A comparação entre a quantidade de massa consumida do material pelo processo de corrosão em cada tempo de ensaio foi feita para as quatro energias de soldagem, os resultados são mostrados no gráfico da Figura 5.21.

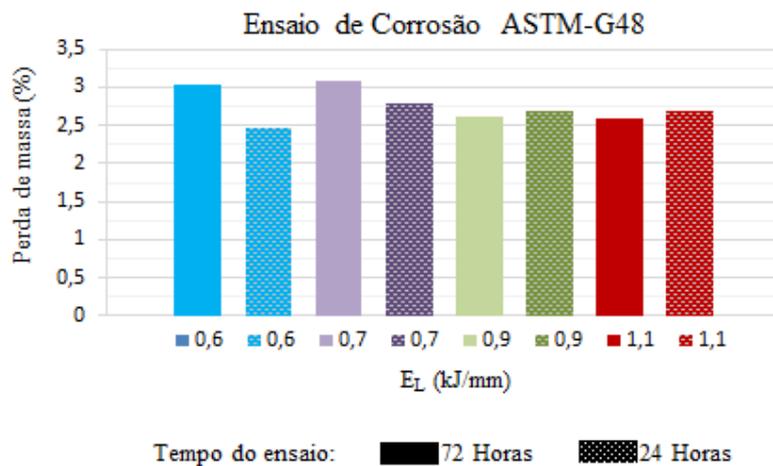


Figura 5.21- Gráfico com a perda de massa (%). Comparação entre energia líquida de soldagem (kJ/mm) e tempo de imersão (horas).

Nos ensaios de corrosão seguindo a norma ASTM G48, a taxa de corrosão (g/m^2) não foi considerada pois mesmo que mínimas, diferenças geométricas foram percebidas nos CP's, dificultando o cálculo exato da área total de cada CP. O autor considerou esse fator importante visto a pequena perda de massa seguida de uma conversão para a unidade de taxa de corrosão (g/m^2) apresentaria um grande erro.

5.7 Curvas de Polarização

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. O isolamento das áreas, não apresentou defeitos na maior parte das polarizações potenciodinâmicas, e os ensaios tiveram repetitividade. Porém, salienta-se que as triplicatas realizadas, para uma amostra do MB, e uma amostra de cada condição de energia de soldagem líquida de 0,6 e 0,9 kJ/mm, os resultados foram descartados. O comportamento dessas curvas foi anormal, associado a provável presença de bolsões de ar, na região em contato com a solução e isolada pelo anel de vedação. As superfícies das áreas demarcadas sofreram um processo de corrosão, como pode ser observado na Figura 5.22.

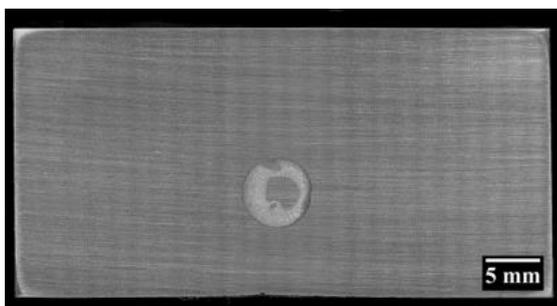


Figura 5.22- Imagem da área selecionada nas amostras, após um dos ensaios. Amostra “A”, energia líquida de soldagem 0,6 kJ/mm.

As polarizações foram sempre precedidas do monitoramento do OCP, por um período de 30min. Esta etapa observa a variação do potencial relacionado com o tempo de imersão em solução, até que seja atingido um estado (próximo ao) de equilíbrio entre as reações anódicas e catódicas nos materiais.

Os dados gerados durante a definição do OCP foram plotados, gerando a Figura 5.23. Os valores do OCP do MB e das quatro energias líquidas de soldagem foram obtidos com os valores gerados pelo “software” de aquisição AUTOLAB, Tabela 5.8.

Os valores dos potenciais de circuito aberto, 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.

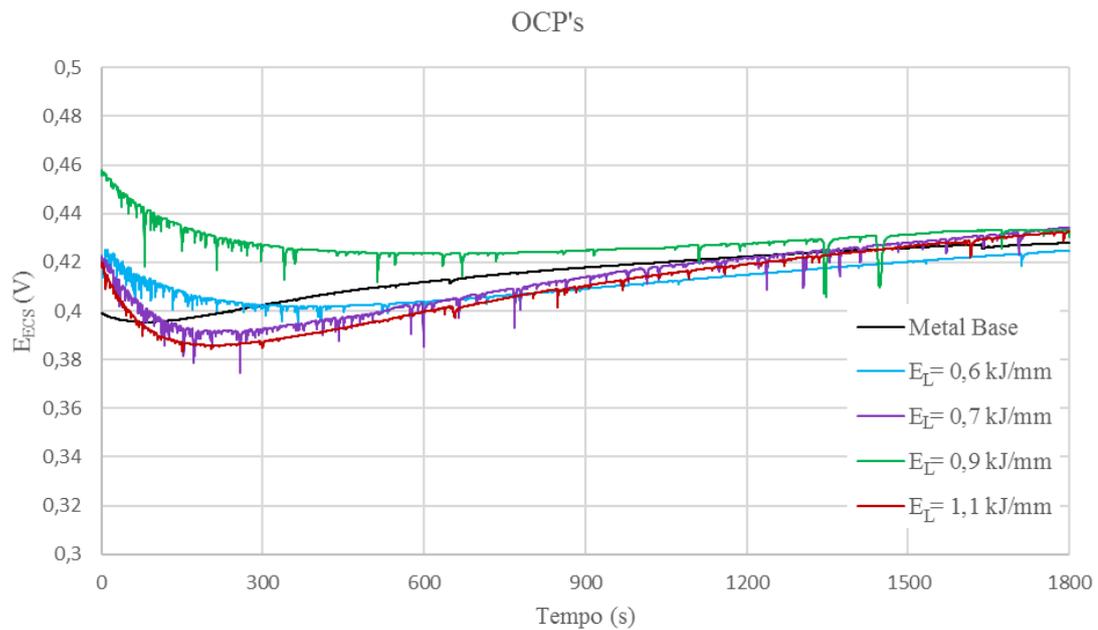


Figura 5.23- Monitoramento do potencial de circuito aberto (OCP), para o metal base e quatro energias líquidas de soldagem.

Tabela 5.8- Potenciais de circuito aberto ao final do monitoramento, obtidos com o AUTOLAB.

OCP's	
Corpo de Prova	E_{ECS} (V)
Metal Base	0,428
$E_L = 0,6$ kJ/mm	0,425
$E_L = 0,7$ kJ/mm	0,434
$E_L = 0,9$ kJ/mm	0,430
$E_L = 1,1$ kJ/mm	0,433

A observação de diversas formas e combinações das curvas de polarização foi feita, entre as triplicatas e cinco condições de área exposta nos ensaios, metal base, condição “A” ($E_L = 0,6$ kJ/mm), “B” ($E_L = 0,7$ kJ/mm), “C” ($E_L = 0,9$ kJ/mm) e “D” ($E_L = 1,1$ kJ/mm), comparando os resultados. O arranjo apresentado na Figura 5.24 é composto pelas curvas que melhor representam o comportamento médio de cada CP ensaiado, retiradas dentre as repetições para cada condição.

A análise das curvas resultantes e a escolha de uma para comparação das cinco condições ensaiadas mostrou um comportamento muito próximo para os valores de cada curva das polarizações cíclicas de menores energia e maiores energia. O importante é salientar que

mesmo ocorrendo uma mudança na microestrutura da área exposta para o ensaio, esta demonstra não se relacionar diretamente com o comportamento das curvas de polarização. A apresentação completa das curvas de polarização do MS e quatro condições de soldagem são apresentadas no Apêndice B.

Os parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização, na Tabela 5.9, foram determinados a partir do procedimento descrito na seção 4.4.2, do capítulo 4, Materiais e Métodos, através da média dos valores das repetições de cada condição, com a extrapolação das retas de Tafel e análise das curvas.

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.

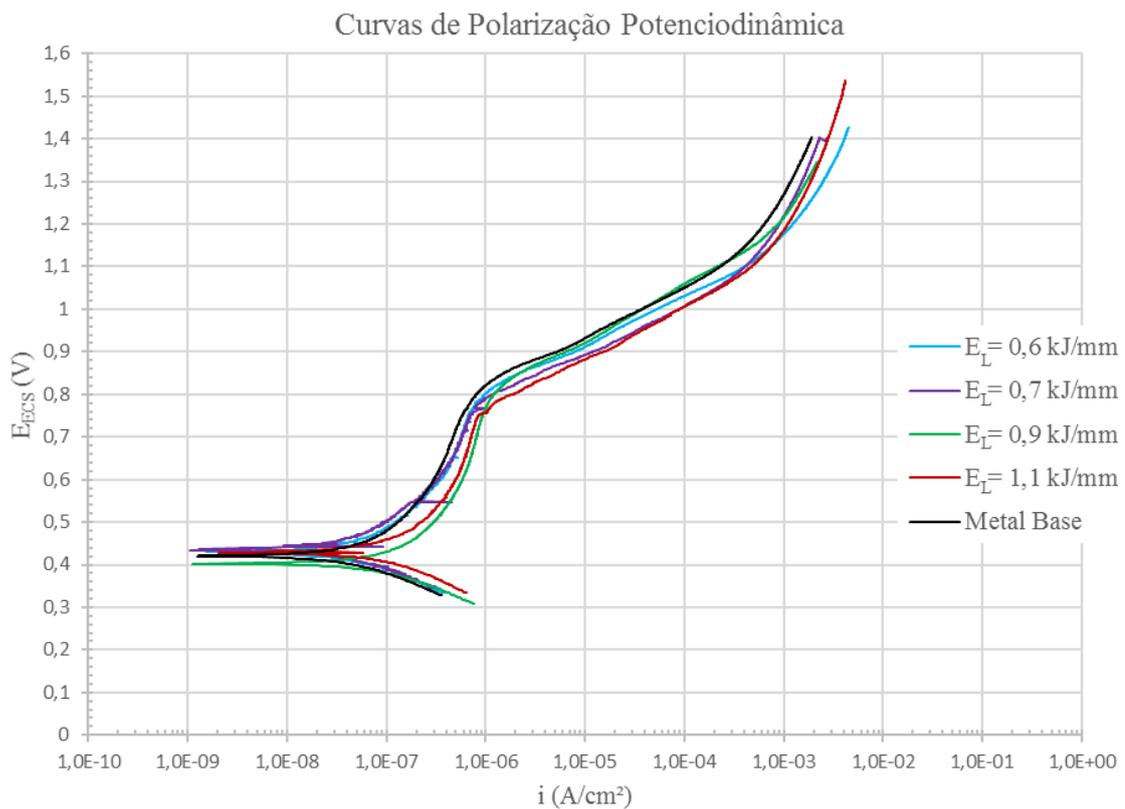


Figura 5.24- Curva de polarização potenciodinâmica das quatro energias de soldagem e metal base, em solução de cloreto férrico.

Tabela 5.9- Parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização.

	E_{OCP} (V)	E_{CORR} (V)	i_{CORR} (A/cm ²)	E_{PIT} (V)	ΔE_{PASS} (V)
Metal Base	0,422	0,416 ± 0,003	$4,73 \cdot 10^{-8} \pm 1,59 \cdot 10^{-8}$	0,816	0,4
$E_L = 0,6$ kJ/mm	0,428	0,425 ± 0,004	$2,26 \cdot 10^{-8} \pm 0,87 \cdot 10^{-8}$	0,804	0,379
$E_L = 0,7$ kJ/mm	0,430	0,430 ± 0,001	$4,01 \cdot 10^{-8} \pm 0,27 \cdot 10^{-8}$	0,796	0,366
$E_L = 0,9$ kJ/mm	0,419	0,412 ± 0,010	$3,80 \cdot 10^{-8} \pm 2,57 \cdot 10^{-8}$	0,794	0,382
$E_L = 1,1$ kJ/mm	0,438	0,433 ± 0,002	$3,13 \cdot 10^{-8} \pm 2,31 \cdot 10^{-8}$	0,779	0,346

O menor valor de potencial E_{CORR} , e maior valor de E_{PIT} , indicam uma melhor resistência, enquanto que o maior valor de ΔE_{PASS} indica uma maior zona de passivação no meio corrosivo.

Segundo Arturo et al., 2015, quanto maior o potencial de corrosão por pites (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 ΔE_{PASS} quando comparado as quatro energias líquidas de soldagem.

A observação da área exposta durante os ensaios de polarização potenciodinâmica apresentou um processo de corrosão predominante entre as fronteiras de grão das fases α/γ , mesmo para maiores aumentos utilizados no microscópio ótico, não foram observados pites nas áreas em contato com a solução de cloreto.

Na Figura 5.25, são apresentadas as micrografias obtidas em microscópio ótico com o aumento sequencial das imagens da região exposta ao eletrólito durante os ensaios eletroquímicos. Os CP's de cada condição de soldagem e metal base, foram inspecionados cuidadosamente, para identificar o mecanismo de corrosão que atuou durante o ensaio.

Ao final da observação das amostras, não foram encontrados pites para essa quantidade de aumento e condições de ensaio. A região exposta apresentou um comportamento de corrosão mais agressivo entre as fases α/γ , Figura 5.25, o interior dos grãos de α também apresentou sinais de corrosão intragranular, estes mais detalhados na Figura 5.26, provocados possivelmente pela presença de nitretos de cromo (Cr_2N) ou de austenita secundária.

O processo de corrosão entre a interface α/γ pode resultar, de uma forma geral, da diferença entre a composição química de cada fase, o que pode ser relatado através de um EDS pontual na ferrita e austenita. Além de modificar o PREN, essa diferença pode promover a formação de um processo de corrosão “galvânica”, onde as duas fases se comportam como dois materiais com diferentes potenciais em contato com um eletrólito [Gentil, 1996], resultando na corrosão entre as fronteiras de grão. Mas outra possibilidade é a corrosão pela presença da fase

sigma. Essa fase é um intermetálico Fe-Cr-Mo, que forma entre os grãos de austenita e ferrita, e diminui o teor de cromo na sua vizinhança, aumentando as chances de corrosão localizada. Pode ter havido contribuição, ainda, da presença de finos nitretos de cromo, que se podem se formar na interface entre austenita e ferrita [Londoño, 1997].

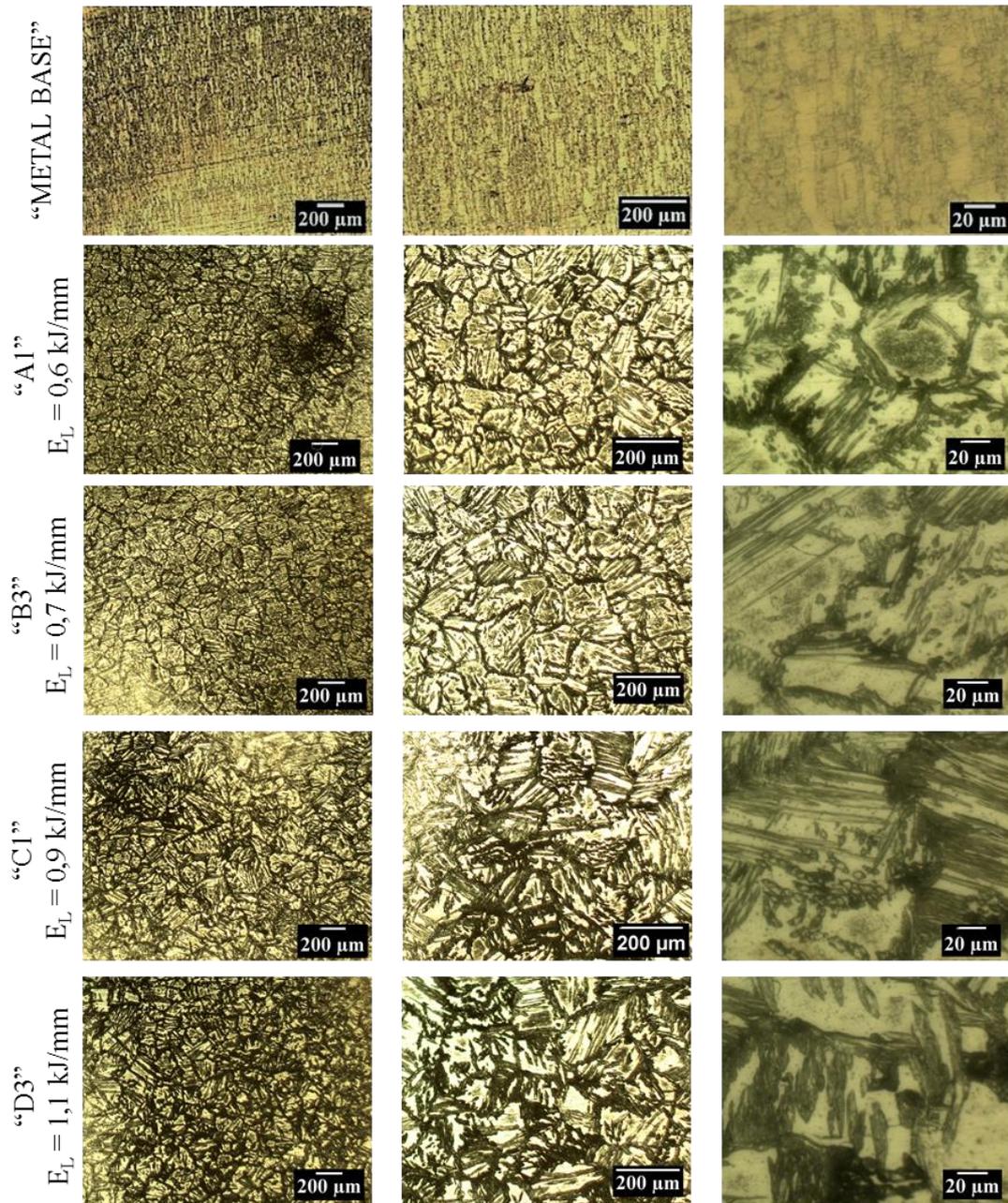


Figura 5.25- Micrografia da região exposta ao eletrólito $\text{FeCl}_3 \times 6\text{H}_2\text{O}$, após os ensaios de polarização.

Através de um exame utilizando microscópio eletrônico de varredura, foi verificado que realmente ocorreu corrosão nas interfaces entre ferrita e austenita, como mostrado na Figura

5.26 (exemplificado pelos pontos 1 e 2). Também pode ser observada a corrosão nas fases precipitadas no interior dos grãos de ferrita, como nitretos de cromo e austenita secundária (ponto 3 da Figura). Esse último fato pode ser explicado como segue: como ambos possuem composição rica em cromo, a interface entre eles e a ferrita fica empobrecida em cromo, facilitando o processo de corrosão nessa área.

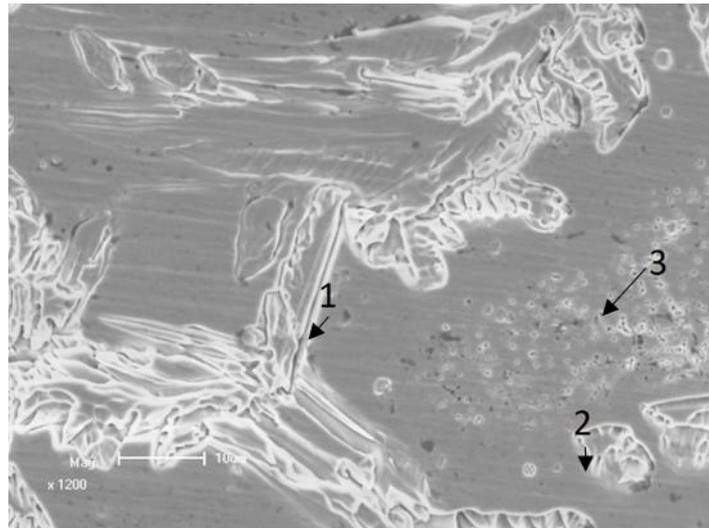


Figura 5.26- Micrografias em MEV mostrando a superfície de um metal de solda após a polarização potenciodinâmica, mostrando áreas com corrosão: 1 e 2- na interface entre austenita e ferrita; 3- em nitretos de cromo e/ou austenita secundária. Condição de soldagem com $E_L = 0,9$ kJ/mm.

Assim, como foi observado após o ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica, as amostras não sofreram corrosão por pites, mas sim corrosão nas interfaces entre a ferrita e a austenita, e entre a ferrita e nitretos de cromo e austenita secundária, pode-se dizer que os valores de potencial de pite (E_{PIT}) apresentados previamente na Tabela 5.9, são na verdade valores de potenciais de transpassivação.

Comparando os valores na variação do potencial de passivação, ΔE_{PASS} , mostrados na Tabela 5.9, e as micrografias das superfícies após polarização apresentadas na Figura 5.25, pode-se afirmar que o metal base ($\Delta E_{PASS} = 0,4$ V) apresenta maior resistência à corrosão do que os metais de solda para todas as energias de soldagem empregadas nesse estudo, e que a condição de soldagem com melhor comportamento foi a que empregou a segunda maior energia ($E_L = 0,9$ kJ/mm, $\Delta E_{PASS} = 0,382$ V), enquanto que a pior foi a de maior energia ($E_L = 1,1$ kJ/mm, $\Delta E_{PASS} = 0,346$ V).

6. CONCLUSÕES

O estudo para avaliar a influência de diferentes energias de soldagem utilizando o processo MAG sobre a resistência à corrosão do AID SAF 2205 foi realizado de acordo com as metodologias propostas. As energias líquidas de soldagem utilizadas foram 0,6; 0,7; 0,9 e 1,1 kJ/mm.

Os parâmetros utilizados durante o processo de soldagem resultaram em um modo de transferência aerossol característico.

Embora o valor de diluição sendo próximo ou superior a 50% em todas as condições de soldagem, significando que o MB teve participação em metade ou mais do MS formado, não foram percebidas diferenças significativas nos valores de microdureza Vickers. Todas as condições de soldagem utilizadas demonstraram níveis de microdureza satisfatórios de acordo com as referências. O valor médio mais alto de microdurezas foi observado para a condição de menor energia de soldagem.

A quantificação de fases após a soldagem demonstrou a tendência a uma relação mais homogênea de ferrita/austenita na região da ZAC, a maior diferença foi na condição de maior energia de soldagem, onde a quantidade de austenita na ZAC foi levemente inferior, não dependendo da variação de energia de soldagem adotada nesta pesquisa. Já para a região do MS, a quantidade de ferrita teve um decréscimo sequencial à diminuição da energia de soldagem.

O metal de solda formado nas duas maiores energias líquidas de soldagem ($E_L = 0,9$ e $1,1$ kJ/mm) também apresentou maior formação de austenita de contorno de grão/alotriomórfica (GBA).

A formação de austenita secundária na ZAC foi mais acentuada para as duas condições de menores energias ($E_L = 0,6$ e $0,7$ kJ/mm).

Não foi possível afirmar sobre a formação de intermetálicos com o ataque eletrolítico de NaOH, porém em algumas micrografias de amostras atacadas com Behara modificado a identificação de morfologias pontuais foi associada à provável precipitação de Cr_2N .

O primeiro ensaio de corrosão por imersão em cloreto férrico, efetuado à 22 °C seguindo a norma ASTM G48 evidenciou a perda de massa dos CP's ensaiados, porém a visualização de pites em baixo aumento não resultou em dados para comparação entre as condições de soldagem e regiões da solda, mesmo com o acréscimo de tempo passando de 72 h para 116 h, foi praticamente nula.

No segundo ensaio de corrosão por imersão, o aumento da temperatura para 60 °C, acima da CPT para os AID SAF 2205, afetou o processo de corrosão. A formação de pites resultou em perda de massa e foi facilmente visualizada, porém sua formação e densidade não pode ser associada às diferentes zonas soldadas das amostras, nem às energias utilizadas. No terceiro ensaio, a diminuição do tempo de imersão na temperatura para 60 °C, de 72 h para 24 h, novamente formou pites muito pequenos e desconsiderados qualitativamente.

Pode-se afirmar que o aporte de calor desta faixa de diferentes energias não influenciou na resistência à corrosão do material para os ensaios seguindo a norma ASTM G48. Não foi possível afirmar sobre diferenças na resistência à corrosão entre regiões das amostras, nem energias de soldagem.

Após os ensaios de polarização potenciodinâmica, a região em contato com o eletrólito evidencia, através das micrografias no microscópio ótico e no MEV, corrosão entre as interfaces α/γ , e nos contornos da ferrita com a austenita secundária intragranular e com nitretos de cromo.

Os valores de parâmetros eletroquímicos, como OCP, E_{CORR} , E_{PIT} e ΔE_{PASS} foram muito próximos para as regiões analisadas, metal base e metais de solda, demonstrando que as alterações após a soldagem não comprometeram de forma significativa a resistência à corrosão dos CP's. A i_{CORR} teve mudanças, porém muito baixas e na mesma ordem de grandeza para todas condições.

Os comportamentos/resultados após os ensaios de corrosão parecem não ter relação direta com a relação ferrita/austenita, e também não com as áreas específicas da região da solda MB e MS, para esses valores de energia de soldagem utilizados.

As mudanças microestruturais nas regiões da solda, nas taxas de α/γ e a formação de intermetálicos após o processo de soldagem MAG, seguindo as metodologias apresentadas e energias líquidas definidas, demonstraram não ter alterado de forma significativa a resistência à corrosão da região soldada do AID SAF 2205.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Utilizar o ataque químico Murakami para o estudo e identificação de intermetálicos.
- Definir a temperatura crítica de pites (CPT) para o aço SAF 2205 utilizado segundo a norma ASTM G48, método E.
- Repetir os ensaios de corrosão por imersão em cloreto férrico e curvas de polarização, com o novo valor de CPT

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Aguiar, I. V. et al. **Microstructure characterization of a duplex stainless steel weld by electron backscattering diffraction and orientation imaging microscopy techniques.** Revista Matéria. ISSN 1517-7076 artigo 11590, pp.212-226, 2015.

Allan, G. K. **Solidification of austenitic stainless steels.** Ironmaking and Steelmaking, v.22, 1995.

Alba, D. R. **Soldagem híbrida por difusão através de fricção (HFDB) para a união de tubos e flanges de alumínio.** 134f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.

Alves, F. P. **Estudo da Evolução Microestrutural de Juntas de Aço Inoxidável Superdúplex em Soldagem Orbital TIG com Múltiplos Passes.** Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia. Universidade Federal do Rio de Janeiro – UFRJ, Rio de Janeiro, 2011.

American Society for Testing and Materials: **Standard Practice for Microetching Metals and Alloys.** ASTM E407-07. 2007.

American Society for Testing and Materials: **Standard Reference Test Method for Making Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements.** ASTM G5-14. 2014.

American Society for Testing and Materials: **Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels.** ASTM A923-14. 2014.

American Society for Testing and Materials: **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Material.** ASTM E384-16. 2016.

American Society for Testing and Materials: **Standard Test Method for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution.** ASTM G48-11 (Reapproved 2015).

Arturo, G. R. M. **Electrochemical Characterization of AISI 2205 Duplex Stainless Steel Welded Joints with Electromagnetic Interaction.** Procedia Materials Science 8, 950-958. 2015.

ASM International. **Heat Treating Processes and Related Technology,** 1995.

ASM International. **Stainless Steels: Specialty Handbook.** Ed. Davis & Associates, 285p, 1994.

Avesta. **How to weld Duplex Stainless Steel.** Welding. Disponível em <https://pt.scribd.com/document/97170956/How-to-Weld-Duplex-Stainless-Steel-Mechanical16April09>

Barbosa, C. A. **Ligas com Maior Resistência À Corrosão**. Corrosão & Proteção. ABRACO. Nov/Dez 2008. Rio de Janeiro - RJ.

Bozzini, B. et al. **EROSION CORROSION OF AUSTENITIC AND DUPLEX STAINLESS STEELS**. Corrosion Science: A Retrospective and Current Status in Honor of Robert P. Frankenthal: Proceedings of the International Symposium. Volumes 2002-2013 de Proceedings (Electrochemical Society). The Electrochemical Society.

Bravo, I. M. et al. **Evolución Microestructural de um Acero Inoxidável Superdúplex Bajo Ciclos Térmicos de Corts Duración**. Soldagem & Inspeção. Vol. 15, No. 3, p.242-249, Jul/Set. São Paulo, 2010.

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

Charles, J.; Bernhardsson, S. **Super duplex stainless steels: structure and properties**. In: **DUPLEX STAINLESS STEELS'91, Beaune, Proceedings**. Ed: Charles, J.; Bernhardsson, S. Les Ulis, France, Les Éditions de physique, v.1, p.3-48, 1991.

Charles, J. **Super duplex stainless steel: structure and properties**, In: Conference Duplex Stainless Steel'94, Glasgow-Scotland, Proceedings, p.3-48, France, 1991.

Charles, J., **Structure and mechanical properties of duplex stainless steels**. In: Conference Duplex Stainless Steel'91, Beaune Bourcogne-France, Proceedings, England, TWI, paper KI, 1994.

Dias, D. F. **Caracterização de juntas soldadas por TIG autógeno manual com arco pulsado e arco não pulsado do aço inoxidável hiperduplex SAF 2707 HD**. Centro de Ciência e Tecnologia. Faculdade de Engenharia. Universidade do Estado do Rio de Janeiro -UERJ- Rio de Janeiro, 2012.

DET NORSKE VERITAS. Recommended Practice DNV-RP-F112. **Design of Duplex Stainless Steel Subsea Equipment Exposed to Cathodic Protection**. April, 2006.

ESAB, **Apostila de Eletrodos Inoxidáveis**. Dezembro/2015. Disponível em http://www.esab.com.br/br/pt/support/documentation/upload/1902600_rev4_consumiveisesab_pt_web.pdf.

ESAB, **Apostila de Soldagem MIGMAG**. Janeiro, 2005. Disponível em http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev0_apostilasoldagemmig_mag_low.pdf.

Geng, S. et al. **Evolution of microstructure and corrosion behavior in 2205 duplex stainless steel GTA-welding joint**. Journal of Manufacturing Processes 19 (2015) 32-37.

Gentil, V.; Corrosão, Livros Técnicos e Científicos Editora S.A. 3ª Ed., Rio de Janeiro 1996.

Hackenhaar, W. et al. **Influência da Vazão e Geometria da Região de Entrada Sobre a Eficiência Térmica Medida por um Calorímetro de Fluxo Contínuo de Água.** Soldagem & Inspeção. 21(3):269-281. São Paulo, 2016.

IMOA, **International Molybdenum Association. Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels.** 3rd Edition, London, 2014. Disponível em http://www.imoa.info/download_files/stainless-steel/Duplex_Stainless_Steel_3rd_Edition.pdf.

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

Kou, S. **Welding Metallurgy.** Published by John Wiley & Sons, Inc. New Jersey, EUA, 2003.

Krauss, G. **STEELS – Processing Structure, and Performance.** ASM International, 2005.

Lessa, C. R. et al. **Microstructural behavior of SAF 2205 Duplex Stainless Steel Welded by Friction Hydro Pillar Processing.** Materials Research. June, 2016.

Lima, D. A. S. **Revestimento em aço inoxidável AISI 430 para aplicação em alta temperatura: Óxido tipo Perovskita ($\text{La}_{0,6}\text{Sr}_{0,4}\text{CoO}_3$) sobre óxido tipo Espinélio (NiFe_2O_4).** Dissertação de Mestrado em Ciência e Tecnologia dos materiais do PPGE3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil, 2014.

Londoño, A. J. R. **ESTUDO DA PRECIPITAÇÃO DE NITRETO DE CROMO E FASE SIGMA POR SIMULAÇÃO TÉRMICA DA ZONA AFETADA PELO CALOR NA SOLDAGEM MULTIPASSSE DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.** Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 1997.

Marques, P. V.; Modenesi, P. J. **Algumas Equações Úteis em Soldagem.** Soldagem e Inspeção. Vol 19, Jan/Mar 2014. São Paulo.

Marques, P. V. et al. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia.** 3ª ed. Ed. UFMG. Belo Horizonte- MG, 2009.

Muthupandí, V. et al. **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 p. 9-16. 2003.

Nascimento, A. M. **Obtenção por Tratamento a Laser e Caracterização de Compósito Superficial em Aços Inoxidáveis Duplex Fundidos.** Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, Brasil, 2007.

NORSOK STANDARD M-601. **Welding and inspection of piping.** April, 2008.

Nunes, E. B. et al. **Estudo dos Efeitos da Restrição na Microestrutura, Microdureza e Tenacidade em Juntas Soldadas em Aço Inoxidável Duplex**. Soldagem e Inspeção. Vol 16, Abr/Jun 2011. São Paulo.

Nunes, E. B. et al. **Influência da Energia de Soldagem na Microestrutura e na Microdureza de Revestimentos de Aço Inoxidável Duplex**. Soldagem e Inspeção. Vol 17, Abr/Jun 2012.

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

Paiva, T. C. C. et al. **Análise da Influência do Gás de Purga na Raiz de Juntas Soldadas pelo Processo GTAW em Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750**. Soldagem & Inspeção. 19 (2):125-133, Abr/Jun 2014.

Pardal, J. M. et al. **Caracterização e Avaliação da Resistência à Corrosão na Soldagem de Tubulação de Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 pelo Processo Arco Submerso**. Soldagem & Inspeção. 16 (4):310-321, Out/Dez 2011.

Payares, A. M. C. et al. **Prediction of Percentage of Ferrite as a Function of Heat Input in Gas Metal Arc Welding of Duplex Stainless Steel SAF2205 Weldments**. Soldagem & Inspeção. São Paulo, Vol. 13, Abr/Jun 2008.

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.

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

Ranalli, G. A. et.al. **Efeitos da nitretação por plasma com pós-oxidação e por banho de sal na resistência a corrosão de um aço ferramenta**. Universidade São Francisco -USF- Itatiba, SP, Brasil. Revista Matéria vol.14 no.2 2009.

RECOMMENDED PRACTICE DNV-RP-F112. **DESIGN OF DUPLEX STAINLESS STEEL SUBSEA EQUIPMENT EXPOSED TO CATHODIC PROTECTION**. October, 2008.

Santos, R. G. **Transformações de Fases em Materiais Metálicos**. Ed. Unicamp, São Paulo, 2006.

Sbarai, C.; 2010, **Tratamento de Superfície – Uma Visão Atual e Dinâmica do Setor, Corrosão & Proteção**, Março/Abril 2010.

Scotti, A.; Ponomarev,V. **Soldagem MIG/MAG**, Melhor entendimento, Melhor Desempenho. Artliber Editora, São Paulo, 2008.

Sedricks, A. J. **Corrosion of Stainless Steels – Wiley-Interscience**, 2nd edition New York, 1996.

Shi, Y. et al. **Corrosion-Resistant High-Entropy Alloys: A Review**. Metals, 7, 43. February, 2017.

Sieurin, H., Sandström, R. **Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205**. Materials Science and Engineering. A 418, 250-256, 2006.

Souza, C. S. et al. **Avaliação da Soldagem Multipasse de Chapas Espessas de Aços Inoxidáveis Lean Duplex UNS S32304 Soldadas pelos Processos SMAW, GMAW e FCAW – Parte II: Resistência à Corrosão**. Soldagem & Inspeção. São Paulo, Vol. 18, Nº. 03, Jul/Set 2013.

Souza, J. P. B. et al. **Análise da Resistência à Corrosão por Pite em Soldas de Reparo pelo Processo TIG em Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750**. Soldagem & Inspeção. São Paulo, Vol. 16, Nº. 02, 104-113. Abr/Jun, 2011.

Souza, L. L., et.al. **ESTUDO MICROESTRUTURAL E ELETROQUÍMICO DE LIGAS Ni-Cr-Mo USADAS EM PRÓTESES DENTÁRIAS DEPOIS DE DIFERENTES PROCESSOS DE REFUNDIÇÃO**. Corrosão e Proteção dos Materiais, Vol. 29, Nº 2. 2010.

Still, J.R. **The use of Duplex Stainless Steel in the Offshore oil and Gas Industry – Part 1**. Welding and Metal Fabrication, p. 293-298, July 1994.

Thewlis, G. Materials Science and Technologies, Materials Perspective – Classification and quantification of Microstructures in Steels. Vol. 20, February 2004.

Vasconcellos, P. I. G. et.al. **Estudo da Soldagem de Tubos de Aço Inoxidável Duplex e Superduplex na posição 5G**. Soldagem e Inspeção. Vol. 15, Jul/Set 2010. São Paulo.

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

Xavier, C.R., et al. **An Experimental and Numerical Approach for the Welding Effects on the Duplex Stainless Steel Microstructure**. Materials Research, vol. 18(3), p. 489-502, 2015.

Yousefieh, M. et al. **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, p. 65-69,78. 2011.

Yurtisik, K. et al. **Characterization of Duplex Stainless Steel Weld Metals Obtained by Hybrid Plasma-Gas Metal Arc Welding**. Soldagem & Inspeção. São Paulo, Vol. 18, Nº. 03, 207-216. Jul/Set, 2013.

Zhang, Z. et.al., **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).

APÊNDICE A

Oscilogramas de corrente (I) e tensão (U) para menor e maior energias de soldagem. Intervalos de (A) 0,05 s e (B) 5 s, caracterizando um modo de transferência por aerossol.

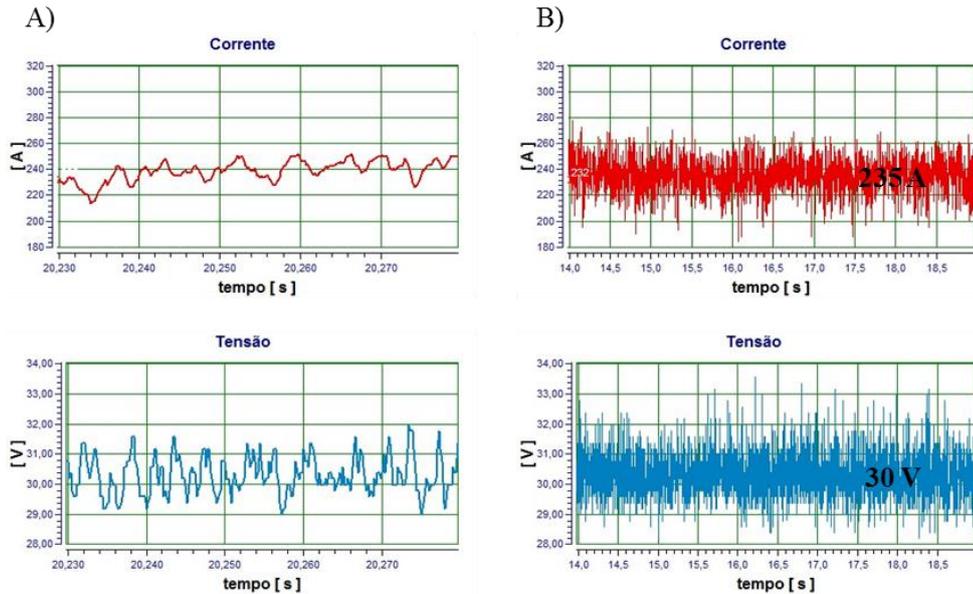


Figura A.1- Oscilogramas para $E_L = 0,6$ kJ/mm. Intervalos de (A) 0,05 s e (B) 5 s.

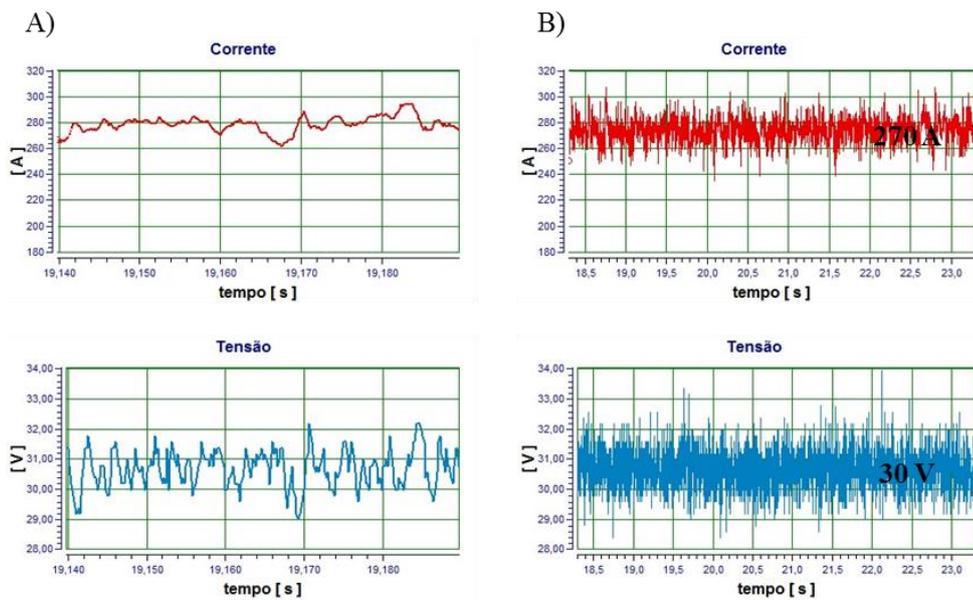


Figura A.2- Oscilogramas para $E_L = 1,1$ kJ/mm. Intervalos de (A) 0,05 s e (B) 5 s.

APÊNDICE B

Curvas de polarização potenciodinâmica no MB e em seguida MS das quatro condições de soldagem.

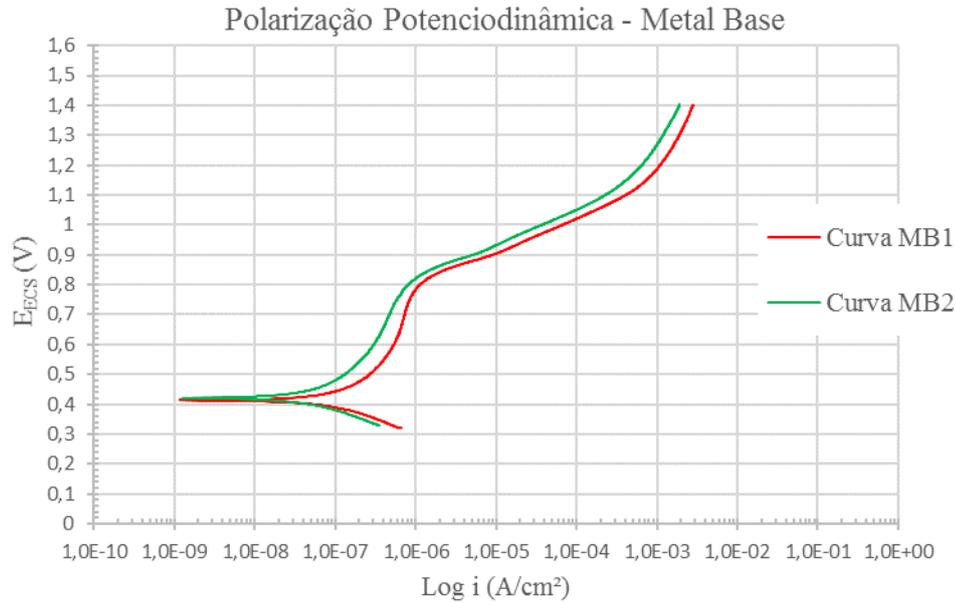


Figura B.1- Curvas de polarização obtidas para o MB.

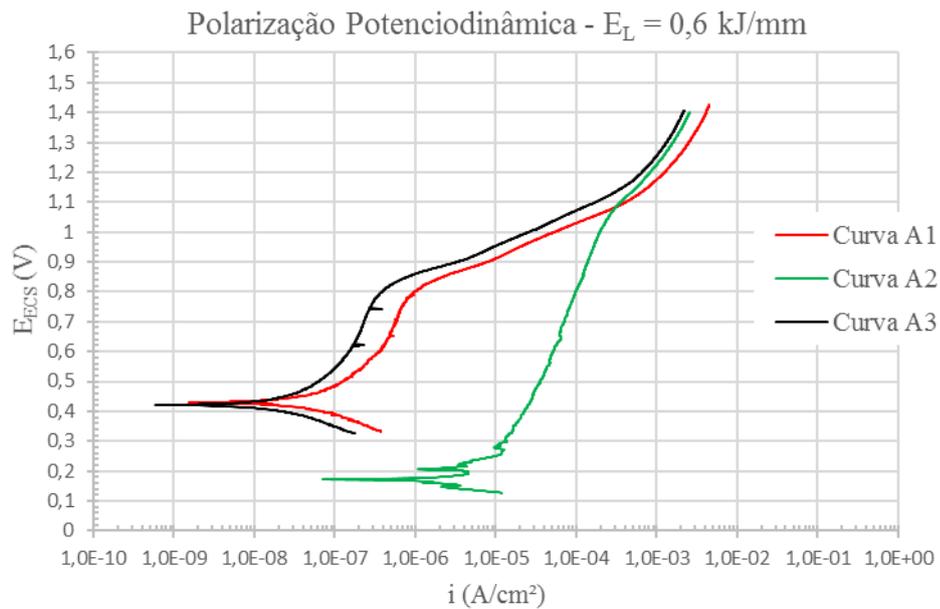


Figura B.2 - Curvas de polarização obtidas para o MS produzido com a $E_L=0,6$ kJ/mm.

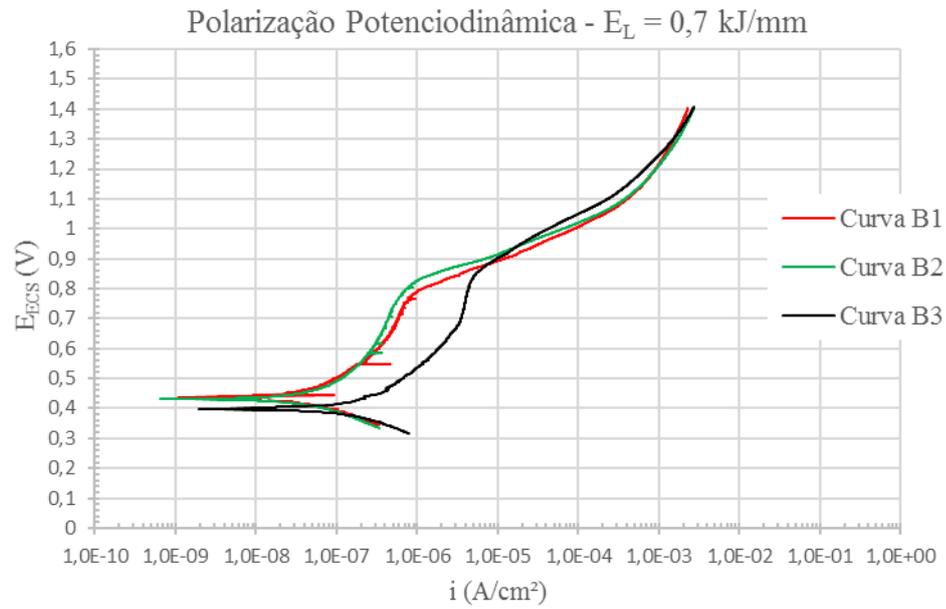


Figura B.3 - Curvas de polarização obtidas para o MS produzido com a $E_L=0,7 \text{ kJ/mm}$.

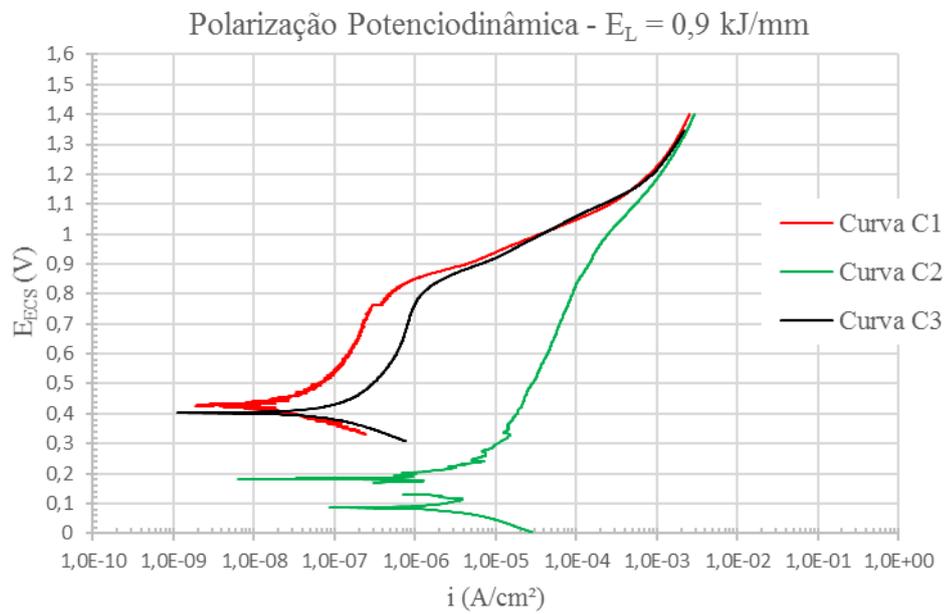


Figura B.4 - Curvas de polarização obtidas para o MS produzido com a $E_L=0,9 \text{ kJ/mm}$.

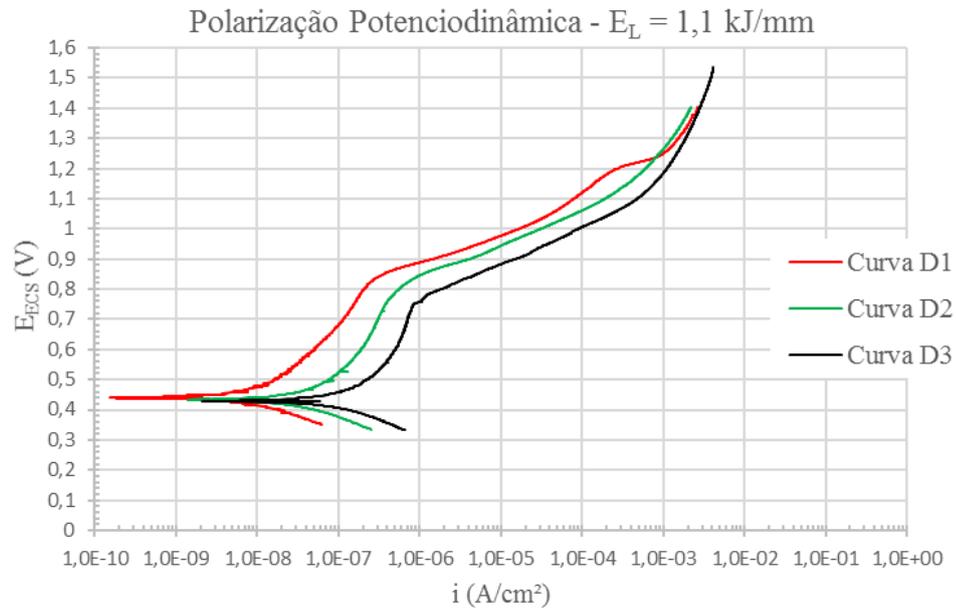


Figura B.5 - Curvas de polarização obtidas para o MS produzido com a $E_L=1,1$ kJ/mm.