

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Tese de doutorado

**Avaliação da influência da energia de soldagem e da adição de arame frio em
soldas SAW com arames geminados em aços inoxidáveis lean duplex UNS
S32304**

Autor: Ronaldo Cardoso Junior
Orientador: Prof. Dr. Paulo José Modenesi

Fevereiro/2018

Ronaldo Cardoso Junior

**Avaliação da influência da energia de soldagem e da adição de arame frio em
soldas SAW com arames geminados em aços inoxidáveis lean duplex UNS
S32304**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do Grau de Doutor em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Orientador: Prof. Dr. José Paulo Modenesi

Área de Concentração: Metalurgia de transformação

Belo Horizonte
Universidade Federal de Minas Gerais Escola de Engenharia
2018

C268a	<p>Cardoso Junior, Ronaldo. Avaliação da influência da energia de soldagem e da adição de arame frio em soldas SAW com arames geminados em aços inoxidáveis lean duplex UNS S32304 [manuscrito / Ronaldo Cardoso Junior. - 2018. xxiii, 186 f., enc.: il.</p> <p>Orientador: Paulo José Modenesi.</p> <p>Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Anexos: f. 178-186.</p> <p>Bibliografia: f. 163-177.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia de transformação - Teses. 3. Soldagem - Teses. 4. Aço - Corrosão - Teses. I. Modenesi, Paulo José. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.</p>
	CDU: 669(043)

DEDICATÓRIA

Aos meus pais e à Clarissa pelo apoio durante todo o percurso.

AGRADECIMENTO

Primeiramente gostaria de agradecer à minha esposa Clarissa, quem sempre esteve ao meu lado me motivando para realização deste trabalho. Suas cobranças foram importantes para ter conseguido entregar o trabalho dentro do prazo. Sua paciência para curtir “férias” ao meu lado, dentro de casa, escrevendo a tese precisa ser reverenciada. Muito obrigado!

Aos meus pais, Ronaldo e Ana, por sempre me apoiarem e servirem de exemplo de vida.

À dona Leila, Paula e Fred, por prezarem e garantirem um local adequado para meus estudos quando estive em Divinópolis.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Paulo José Modenesi, um exemplo de professor, paciente e detalhista, que, acima de tudo, estimulou o meu pensamento crítico.

Ao José Roberto, meu chefe, um exemplo de profissional, sempre disponível e dedicado.

Ao Fábio, Danielle, Indiana, Luiza e Neice que suportaram a execução de toda a parte experimental. Sem eles, não teria sido possível!

À ESAB pelo suporte financeiro através da disponibilização dos materiais e equipamentos de soldagem.

À APERAM pelo fornecimento das chapas e suporte na realização de ensaios. Em especial, agradeço ao Reginaldo e ao Tarcísio.

Ao CDTN e DEMET-UFMG por disponibilizem os recursos necessários para realização dos ensaios de corrosão e metalográficos.

SUMÁRIO

SUMÁRIO	v
LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE TABELAS	xvi
LISTA DE NOTAÇÕES	xix
RESUMO	xxi
ABSTRACT	xxiii
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1 Os aços inoxidáveis duplex (AID).....	8
3.2 Os aços inoxidáveis lean duplex (AILD)	16
3.2.1 Aplicações dos AILD	17
3.3 Soldagem.....	20
3.3.1 História térmica e fluxo de calor na soldagem à arco	20
3.3.2 A metalurgia da soldagem dos AID	22
3.3.2.1 Precipitação de fases nos AID.....	23
3.3.2.2 Precipitação da austenita secundária (γ_2)	25
3.3.2.3 Precipitação de fase sigma (σ)	29
3.3.2.4 Nitretos de cromo	33
3.3.2.5 Outras fases: alfa prima (α') e chi (χ).....	34
3.3.2.6 Regiões da solda: zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA) 35	
3.3.3 Recomendações para soldagem dos AID	40
3.3.4 Processo de soldagem SAW.....	42
3.3.4.1 Variantes do processo SAW.....	46
3.3.4.2 Processo SAW com arame geminados e a adição de arame frio	47
3.4 Corrosão	52
3.4.1 Polarização eletroquímica.....	55

3.4.1.1	Polarização potenciodinâmica cíclica e o potencial de pite.....	56
3.4.1.2	Polarização potenciodinâmica e a taxa de corrosão	59
3.4.2	Corrosão nos AID.....	60
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	66
4.1	Materiais	66
4.2	Soldagem dos corpos de provas.....	68
4.2.1	Cordões sobre chapas	70
4.2.2	Metal de aporte puro	71
4.2.3	Junta soldada.....	72
4.3	Ciclos térmicos de soldagem.....	72
4.4	Corte e preparação primária das amostras	74
4.5	Caracterização metalográfica.....	76
4.5.1	Cordões sobre chapas	76
4.5.2	Junta soldada.....	79
4.6	Análise química.....	79
4.7	Fluorescência de raios-x	80
4.8	Ensaio de Dureza.....	80
4.9	Ensaio de corrosão	81
4.9.1	Polarização potenciodinâmica cíclica – Secção transversal	81
4.9.2	Polarização potenciodinâmica Tafel – Superfície do cordão	83
4.10	Ensaio mecânicos	83
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	85
5.1	Cordões sobre chapa.....	85
5.1.1	Ciclos térmicos de soldagem	85
5.1.2	Caracterização macrográfica e dimensional.....	90
5.1.2.1	Modelamento estatístico dos parâmetros dimensionais.....	95
5.1.3	Taxa de deposição e aspectos de produtividade.....	100
5.1.4	Análise química da zona fundida.....	103
5.1.5	Caracterização microestrutural.....	108

5.1.5.1	Metal de base UNS S32304	110
5.1.5.2	Zona fundida (ZF).....	112
5.1.5.3	Zona termicamente afetada (ZTA).....	123
5.1.6	Dureza	134
5.1.7	Corrosão	138
5.1.7.1	Polarização potenciodinâmica cíclica – Secção transversal.....	138
5.1.7.2	Polarização potenciodinâmica Tafel – Superfície do cordão.....	146
5.2	Junta soldada.....	148
6	CONCLUSÕES	155
7	CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS AO CONHECIMENTO	160
8	RELEVÂNCIA DOS ASSUNTOS	162
9	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	163
10	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	164
11	APÊNDICE.....	179
11.1	Modelamento estatístico dos parâmetros dimensionais: Dados de regressão realizadas no software Minitab.....	179
11.2	Tabelas adicionais	185

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1: Diagrama de Schaeffler (SCHAEFFLER, 1949).....	6
Figura 3.2: Distribuição do consumo de aços inoxidáveis por aplicação em 2016. Todos os tipos incluídos (ISSF, 2016).....	7
Figura 3.3: Produção de aços em 2009 por tipo (GENET; OROBAN, 2010).....	7
Figura 3.4: Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex laminado à quente. As fases escuras e claras correspondem à ferrita e austenita, respectivamente (ALVAREZ-ARMAS, 2008).	8
Figura 3.5: Diagrama de fases em equilíbrio de um sistema Fe-Ni-Cr, com teor fixo de 70% de Fe (ATAMERT; KING, 1991).	10
Figura 3.6: Diagrama TTT mostrando a decomposição parcial da ferrita em austenita durante resfriamento (REICK; POHL; PADILHA, 1990).....	11
Figura 3.7: Diagrama esquemático de precipitação de fases intermetálicas nos AID (CHARLES, 1994).....	12
Figura 3.8: Diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni mostrando o papel do N no resfriamento dos AIDs(ALVAREZ-ARMAS, 2008).	13
Figura 3.9: Microestrutura típica de diversas classes de AID (RAMIREZ et al., 2003). 16	
Figura 3.10: Reator de peróxido de hidrogênio em LDX 2101®, construído em 2006 (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009).....	18
Figura 3.11: Um tanque móvel para transporte rodoviário em LDX 2101®.....	19
Figura 3.12: Tanque de armazenamento em LDX 2101®.	19
Figura 3.13: (a) Ciclo térmico; (b) repartição térmica (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).	21
Figura 3.14: Diagrama TTT esquemático e semi-quantitativo das diferentes fases que podem ocorrer em um AID (TOTTEN, 2007).....	24
Figura 3.15: AID UNS S32304, em (a) diagrama de fase pseudo-binário, onde a linha tracejada indica a composição da liga; em (b) variação da fração molar da fases em equilíbrio com a temperatura (RAMIREZ, 2001).....	25
Figura 3.16: Precipitação de γ_2 intragranular a partir de uma inclusão do tipo 53,4%at O– 31,3%at Al– 15,3%at Mg. Parte da inclusão foi dissolvida ou removida durante a preparação do CP. AID UNS S32205. MEV (RAMIREZ, 2001).	26
Figura 3.17: Cordões sobre chapa em um aço UNS S32304 com o processo GTAW autógeno com diferentes aumentos (CARDOSO JUNIOR, 2012).	26

Figura 3.18: ZTA e ZF de um aço UNS S2304 soldada com processo SMAW mostrando o efeito os passes subsequentes na formação de γ_2 com diferentes aumentos (CARDOSO JUNIOR, 2012).....	27
Figura 3.19: Diferenciação entre γ_1 e γ_2 no AID UNS S32205. Em (a) contornos de partículas de γ_1 após tratamento de ferritização a 1350 °C por 5 s. Em (b) crescimento de γ_2 a partir de partículas preexistentes de γ_1 , após reaquecimento a 1000 °C por 1 s. MEV-EC (RAMIREZ, 2001)	27
Figura 3.20: Diagrama esquemático mostrando a precipitação cooperativa de Cr_2N e γ_2 a partir da interface α/γ , seguida da dissolução do Cr_2N (RAMIREZ, 2001).	28
Figura 3.21: (a) Micrografia eletrônica de transmissão mostrando (a) a precipitação lamelar após o envelhecimento a 800 °C durante 1 h; (b) um diagrama esquemático que mostra a evolução microestrutural da precipitação lamelar e a migração da interface δ/γ (LEE; CHO; CHOI, 1999).....	29
Figura 3.22: (a) Micrografia eletrônica de transmissão mostrando carbonetos M_{23}C_6 , em formato de larva, no contorno de grão δ/γ para o SAF 2205 envelhecido por 800° C durante 1 h; (b) diagrama esquemático da foto (LEE; CHO; CHOI, 1999).....	29
Figura 3.23: Influência da fração de fase σ na energia absorvida no ensaio de impacto com barra entalhada. As temperaturas explicitadas representam a temperatura de formação da fase sigma e a energia em J (POHL; STORZ; GLOGOWSKI, 2007).	30
Figura 3.24: Precipitação de fase sigma ($\alpha \Rightarrow \gamma^* + \sigma$) no aço inoxidável dúplex W. Nr. 1.4462 após envelhecimento a 850°C por 30 minutos (REICK; POHL; PADILHA, 1998).	31
Figura 3.25: Morfologia da fase sigma de uma AID em relação à temperatura de recozimento isotérmico; (a) 950 °C, (b) 850 °C, (c) 750 °C.	32
Figura 3.26: Teor de nitrogênio calculado com Thermocalc na ferrita e austenita, na condição de equilíbrio, em função da temperatura para o AID 2304 (HERTZMAN; FERREIRA; BROLUND, 1997).....	33
Figura 3.27: (a) Cr_2N no contorno de grão ferrita/austenita na ZTA simulada de um aço UNS S32550; (b) Cr_2N no interior de um grão ferrítico coexistindo com austenita intragranular na ZTA simulada de um aço UNS S32205 (RAMIREZ; LIPPOLD; BRANDI, 2003).....	34
Figura 3.28: Cr_2N na ZTA de juntas soldadas. (a) MET dos nitretos intragranulares e (b) MET dos nitretos precipitados nas interfaces ferrita/austenita (SICUPIRA et al., 2017).	34

Figura 3.29: Microscopia ótica da região da ZF de uma solda obtida pelo processo SAW usando um consumível ER2209 em um aço 2205 (Sieurin e Sandstrom, 2006).	36
Figura 3.30: Composição química obtida por EPMA em um aço UNS S32101 (WESTIN; HERTZMAN, 2014).	38
Figura 3.31: Diagrama esquemático da microestrutura de uma junta soldada de AID (ATAMERT; KING, 1992). Modificada.	39
Figura 3.32: Tamanho de grão ferrítico para o aço Zeron 100 em função do tempo de exposição a 1350°C (ATAMERT; KING, 1992).....	39
Figura 3.33: Desenho esquemático do processo SAW (FORTES; ARAÚJO, 2004)....	43
Figura 3.34: Transferência FWG no processo SAW (LANCASTER, 1986).....	45
Figura 3.35: Transferência metálica em SAW para 500A, 30V e DCEP (MENDEZ; GOETT; GUEST, 2015).....	45
Figura 3.36: Processo de soldagem SAW com arames geminados (“twin-arc”) (SHARMA; ARORA; MISHRA, 2008).	47
Figura 3.37: Taxa de deposição, em kg/h, em função da corrente de soldagem do processo SAW Twin versus SAW convencional (Single). Diâmetro do arame = 3mm; DPBC = 30mm; Tensão = 30V (TUŠEK, 2000).	48
Figura 3.38: Cabeçote SAW com adição de arame frio (RIGDAL; KARLSSON; OSTGREN, 2002).	50
Figura 3.39: Tecnologia ICE™, um arame frio adicionado entre dois arames quentes geminados (ESAB, 2018).	51
Figura 3.40: Taxa de deposição típica das variantes do processo SAW. As barras verdes representam os parâmetros típicos, enquanto as barras amarelas representam as faixas possíveis (ESAB, 2018). Figura traduzida.	52
Figura 3.41: Exemplo de corrosão de uma liga de Fe em meio ácido (a) e em meio básico ou neutro (b) (MCCAFFERTY, 2010).	53
Figura 3.42: Arranjo experimental para a determinação do potencial de corrosão. ET = eletrodo de trabalho; ER = eletrodo de referência; CE = contra eletrodo (WOLYNEC, 2003).	55
Figura 3.43: Esquema de curva de polarização típica de aços inoxidáveis em meio ácido (MAGNABOSCO, 2001).	56
Figura 3.44: (a) formação da camada de passivação; (a') camada formada; (b) Cl ⁻ substituem as moléculas de água (b') camada de passivação quebrada (SEDRIKS, 1986).	57

Figura 3.45: (a) Influencia da presença de Cl ⁻ na passivação dos aços inoxidáveis; (b) influência de precipitados, fases secundárias e deslocamentos na camada passiva (SEDRICKS, 1986).....	58
Figura 3.46: Esquema de curva de polarização cíclica de um aço inoxidável em solução contendo íons cloreto (MAGNABOSCO, 2001).....	59
Figura 3.47: Calculo da inclinação de Tafel e E _{corr} (ENOS; SCRIBNER, 1997).	60
Figura 3.48: Morfologia dos pites de juntas soldadas pelo processo PAW após ensaio de TCP. (a) menor magnificação; (b) maior magnificação (TAN et al., 2011).....	61
Figura 3.49: (a) PREN das fases em função da taxa de resfriamento em ZTA simuladas do aço UNS S32404 (PREN=Cr%+3,3Mo%+20N%); (b) Pites próximo à inclusões não metálicas (CHEN et al., 2012).....	62
Figura 3.50: (a) Quantidade de Cr ₂ N em ZTAs simuladas com vários Δt _{8/5} para o AID 2205 com diferentes teores de N. (b) Efeito do Δt _{8/5} no potencial de pite (E _{pp}) das ZTAs. SA refere-se ao metal de base (LIOU; HSIEH; TSAI, 2002).....	63
Figura 3.51: Corrosão localizada no metal de solda 25%Cr-4%Mo-9%Ni ocorrendo preferencialmente na austenita secundária (NILSSON; KARLSSON; ANDERSSON, 1995).....	64
Figura 3.52: (a) Curvas de polarização potenciodinâmica Tafel; e (b) parâmetros eletroquímicos obtidos. SMAW e GTAW (ZTA e ZF) (MAKHDOOM et al., 2017).....	65
Figura 4.1: Fluxograma simplificado da parte experimental do trabalho.	66
Figura 4.2: Fotos do equipamento utilizado para soldagem.....	69
Figura 4.3: Tocha ICE e alimentador de fluxo (CASTRO, 2016).....	69
Figura 4.4: Distribuição dos cordões nas chapas de teste.....	71
Figura 4.5: (a) Configuração de chanfro usada para junta soldada; (b) sequência de passes.....	72
Figura 4.6: Localização dos termopares na parte posterior da chapa e alinhado com o centro da largura do cordão de solda. Medidas em mm.	74
Figura 4.7: (a) Foto da fixação dos termopares no lado de trás da chapa (b) e posição da chapa e termopares durante a soldagem.	74
Figura 4.8: Esquema de corte para extração de amostras dos cordões sobre chapas.	75
Figura 4.9: Esquema de corte para extração de amostras do CP de junta soldada.....	76
Figura 4.10: Perfil dimensional do cordão de solda. Sendo: (a) 1: reforço, 2: largura, 3: penetração (b) A: área depositada; B: área fundida (CASTRO, 2016).....	77

Figura 4.11: Exemplo de amostras de secção transversal com fio de cobre soldado embutidas em resina epóxi para ensaio de CPP.	81
Figura 4.12: Célula eletroquímica.	82
Figura 5.1: Ciclo térmico de resfriamento da soldagem: a) de 0 a 250s; c) de 0 a 30s.	86
Figura 5.2: Variação de tempo versus adição de arame frio para energia de soldagem de 1,6 e 2,7 kJ/mm: (a) $\Delta t_{12/5}$; (b) $\Delta t_{12/9}$; (c) $\Delta t_{9/5}$	87
Figura 5.3: Esquema de variação de temperatura na ZTA durante a solidificação da poça de fusão. O comprimento das setas representa a quantidade de calor.	88
Figura 5.4: Macrografia das juntas soldadas.	91
Figura 5.5: Análise dimensional do cordão de solda: Largura, penetração, altura do reforço e ângulo entre o reforço e a chapa.	92
Figura 5.6: Macrografia dos novos cordões de solda obtidos na repetição da soldagem das condições com 2.7kJ/mm.	93
Figura 5.7: Análise dimensional do cordão de solda: Área fundida, área depositada, área total e diluição.	94
Figura 5.8: Modelamento estatístico da diluição em função da energia de soldagem e adição de arame frio.	98
Figura 5.9: Gráfico e regressão linear da área depositada (AD) como função de $\frac{(2 + AF)}{v}$	99
Figura 5.10: Taxa de deposição calculada a partir da área depositada e velocidade de soldagem para as condições de teste.	100
Figura 5.11: Taxa de deposição calculada a partir da área depositada e velocidade de soldagem agrupando-se AF.	101
Figura 5.12: Número de ferrita (FN) usando o diagrama WRC-1992 (KOTECKI; SIEWERT, 1992).	105
Figura 5.13: Composição química calculada por balanço de massa versus a composição química real.	108
Figura 5.14: Microestrutura da região de transição MB/ZTA/ZF dos cordões de solda observada por MO. Ataque: Behara II.	109
Figura 5.15: Microestrutura do metal de base UNS S32304 observada por: a) MO e b) MEV. Ataque: Behara II.	110
Figura 5.16: Microestrutura do metal de base UNS S32304 observada por MEV evidenciando inclusões. Ataque: Behara II.	111

Figura 5.17: Microestrutura do metal de base UNS S32304 evidenciando as regiões submetidas ao EDS das inclusões. Ataque: sem ataque.....	111
Figura 5.18: Microestrutura da ZF observada por MO dos cordões de solda para a) HI=1,6kJ/mm e AF=0 (1,6-0) e b) HI=2,7kJ/mm e AF=100% (2,7-100). Ataque: Behara II.....	113
Figura 5.19: Microestrutura da ZF dos cordões de solda observada por MO. Ataque: Behara II.	114
Figura 5.20: Microestrutura da ZTA/ZF dos cordões de solda observada por MEV mostrando crescimento da austenita a partir da ZTA para ZF. Amostra 2.2-0. Ataque: Behara II.	115
Figura 5.21: Fração volumétrica de austenita na ZF dos cordões de solda. A direita, sem barras de erro para melhor visualização.....	116
Figura 5.22: Microestrutura da ZF dos cordões de solda observada por MEV. Ataque: Behara II.	117
Figura 5.23: Fração volumétrica e diâmetro médio das inclusões na ZF dos cordões de solda.	120
Figura 5.24: Regiões da ZTA dos cordões de solda observada por MEV. Amostra 2,7-0. Ataque: Behara II.	124
Figura 5.25: Microestrutura típica da ZTA dos cordões de solda observada por MEV. Amostra 2,2-100. Ataque: Behara II.	124
Figura 5.26: Microestrutura da ZTA dos cordões de solda observada por MEV. A região superior a linha amarela é a ZF. Ataque: Behara II.	125
Figura 5.27: WA crescendo sobre a ferrita na ZTA (esquerda) e IGA de formato atípico (bordas retangulares). Ataque: Behara II. MEV.....	126
Figura 5.28: Nitretos de cromo na ZTA dos cordões de solda. Ataque: Behara II. MEV.	127
Figura 5.29: Nitretos de cromo na ZTA com região adjacente corroída pelo ataque metalográfico. As setas indicam alguns nitretos de cromo. Ataque: Behara II. MEV .	129
Figura 5.30: (a) Inclusões não metálicas possivelmente atuando como nucleante da austenita na ZTA.. MEV, elétrons secundários. (b) Mesma região anterior, mas utilizando elétrons retro espalhados (c) Detalhe com maior ampliação feito com elétrons secundários. Ataque: Behara II.	130
Figura 5.31: Fração volumétrica de austenita na ZTATE dos cordões de solda. Com e sem barras de erros, para melhor visualização.	131

Figura 5.32: (a) Largura da ZTATE em função da energia de soldagem; (b) adição de arame frio.....	134
Figura 5.33: Mapeamento de dureza dos cordões de solda. Micro dureza Vikeres com carga de 1 kgf. Espaçamento de 0,35 mm entre pontos.....	135
Figura 5.34: Microdureza Vickers de constituintes na ZF e na ZTA. Carga de 0,05 kgf. Condição de soldagem: 2,7-100.....	135
Figura 5.35: Diagrama “box plot” dos resultados de dureza na ZF e ZTA dos cordões de solda, em função da energia de soldagem (a) e da adição de arame frio (b).....	137
Figura 5.36: Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica das soldas, em 1 mol.L ⁻¹ de NaCl e temperatura ambiente. Eixos verticais (y): Potencial E _{Ag/AgCl} (V). Eixos horizontais(x): Densidade de corrente (A/cm ²).	139
Figura 5.37: Pite após ensaios de polarização cíclica do MB. Sem ataque. MEV.....	141
Figura 5.38: ZTA dos cordões de solda com ataque preferencial dos pites na ferrita. Sem ataque. MEV.	141
Figura 5.39: Localização dos pites após ensaio de polarização cíclica. Cordões de solda. Sem ataque. MEV.	142
Figura 5.40: Potencial de pite (E _{pit}) das soldas.....	143
Figura 5.41: Média do potencial de pite (E _{pit}) para cada energia de soldagem, desconsiderando AF.	144
Figura 5.42: Mecanismo de (a) formação e (b) crescimento do pite na presença de Cr ₂ N.	145
Figura 5.43: Curvas do ensaio de escaneamento de polarização potenciodinâmica Tafel da superfície dos cordões de solda. Ensaios realizados em 1 mol.L ⁻¹ NaCl e temperatura ambiente.	146
Figura 5.44: Taxa de corrosão obtida pela polarização potenciodinâmica Tafel da superfície dos cordões de solda obtidos com HI igual a 2,7 kJ/mm. Ensaios realizados em 1 mol.L ⁻¹ NaCl e temperatura ambiente.	147
Figura 5.45: Macrografia da junta soldada. Ataque: Behara II.	148
Figura 5.46: Corpo de prova de tração retangular após ensaio.	149
Figura 5.47: Energia absorvida em função da temperatura no ensaio Charpy V.	150
Figura 5.48: Superfície de fratura dos corpos de prova submetidos ao ensaio Charpy V à: (a) -40°C; -50°C; -60°C. MEV.	152
Figura 5.49: Micrografia da junta soldada por MO. Ataque: Behara II.	153
Figura 5.50: Região da ZF reaquecida do passe 1 com precipitação de γ_2 , por MO. Ataque: Behara II.	154

LISTA DE TABELAS

Tabela 3-I: Comparação entre valores típicos das propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis, adaptada de Nilsson (1992).....	9
Tabela 3-II: Redução de peso quando substituído o AISI 316L pelo AID UNS 31803 em função do código de fabricação adaptada de Charles (1997).....	10
Tabela 3-III: Resumo dos aços inoxidáveis duplex por tipo.	15
Tabela 3-IV: Fases observadas nos AID segundo Ramirez (1997).	24
Tabela 3-V: Parâmetros eletroquímicos de AID como recebido (AR) e após tratamento térmico para formação de aproximadamente 1% de fase sigma mais chi (PEZZATO et al., 2016).	63
Tabela 4-I: Propriedades físicas do AID UNS S32304 (VOORT, 2004).	67
Tabela 4-II: Composição química, em % de massa, dos materiais utilizados e suas respectivas faixas normativas.	67
Tabela 4-III: Parâmetros de soldagem utilizados em cada condição avaliada. Valores nominais parametrizados no equipamento.	71
Tabela 4-IV: Condições de soldagem utilizadas para aquisição dos ciclos térmicos. ..	73
Tabela 4-V: Detalhamento do corte das amostras retiradas dos testes de cordão sobre chapas.	75
Tabela 4-VI: Detalhamento dos ensaios de caracterização metalográfica dos testes de cordão sobre chapas.....	79
Tabela 5-I: Quantidade de calor para aquecimento e fusão do arame frio (Q) em função de AF e variação percentual em relação a HI.....	90
Tabela 5-II: Análise dimensional do cordão de solda: Média e desvio padrão (σ) da largura, penetração, altura do reforço e ângulo entre o cordão e a chapa.....	92
Tabela 5-III: Análise dimensional do cordão de solda: Média e desvio padrão (σ) da área fundida, área depositada, área total e da diluição.	94
Tabela 5-IV: Parâmetros normalizados da análise dimensional do cordão de solda....	95
Tabela 5-V: Análise estatística dos parâmetros dimensionais normalizados dos cordões de solda.	96
Tabela 5-VI: Composição química dos cordões de solda.	103
Tabela 5-VII: Cromo equivalente (Cr_{eq}), níquel equivalente (Ni_{eq}), relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , número de ferrita (FN) e $PREN_{16}$ para o metal de base e cordões de solda.....	104
Tabela 5-VIII: Composição química do metal depositado sem diluição para 2,7 kJ/mm e AF igual a 0 e 100%.	105

Tabela 5-IX: Cromo equivalente (Cr_{eq}), níquel equivalente (Ni_{eq}), relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , número de ferrita (FN) e $PREN_{16}$ para o metal depositado sem diluição.	106
Tabela 5-X: Variação percentual entre a composição química (em % peso) do metal depositado sem diluição e do arame de solda.....	106
Tabela 5-XI: Composição química calculada por balanço de massa, real (medida) e a diferença percentual do valor calculado em relação ao medido.....	108
Tabela 5-XII: EDS das inclusões do metal de base para os pontos da Figura 5.17...	112
Tabela 5-XIII: Composição química dos constituintes presentes na ZF obtida por EDS.	118
Tabela 5-XIV: Resumo dos resultados de EDS dos constituintes da ZF apresentando a comparação entre o $PREN_{16}$ e $PREN_{0-30}$	119
Tabela 5-XV: Composição química das inclusões presentes na ZF obtida por EDS.	122
Tabela 5-XVI: Composição química do fluxo de soldagem por fluorescência de raios-x.	123
Tabela 5-XVII: Composição química das inclusões presentes na ZTA obtida por EDS.	130
Tabela 5-XVIII: Composição química dos constituintes presentes na ZTATE obtida por EDS.	132
Tabela 5-XIX: Área, perímetro e largura da ZTATE de algumas condições de soldagem.	133
Tabela 5-XX: Parâmetros eletroquímicos obtidos pelo ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica.....	140
Tabela 5-XXI: Parâmetros eletroquímicos e taxa de corrosão obtidos pela polarização potenciodinâmica Tafel.	147
Tabela 5-XXII: Resultados do ensaio de tração retangular da junta soldada e valores especificado pela norma ASTM A240 (ASTM A240 / A240M-17, 2017).	149
Tabela 5-XXIII: Resultados do ensaio Charpy V “full size” do centro de solda.....	150
Tabela 11-I: Tempo de resfriamento $\Delta t_{12/5}$, $\Delta t_{12/9}$ e $\Delta t_{9/5}$	185
Tabela 11-II: Taxa de deposição calculada a partir da área depositada e velocidade de soldagem para as condições de teste.	185
Tabela 11-III: Fração volumétrica de ferrita e austenita do aço UNS S32304 no estado como-recebido.	186
Tabela 11-IV: Fração volumétrica de inclusões do aço UNS S32304 no estado como-recebido.	186

Tabela 11-V: Fração volumétrica e diâmetro médio das inclusões na ZF dos cordões de solda.	186
Tabela 11-VI: Fração volumétrica de austenita na ZTATE dos cordões de solda.....	187

LISTA DE NOTAÇÕES

AC – *Alternate current* – Corrente alternada

AF – Adição de arame frio

AID – Aço inoxidável Duplex

AILD – Aço inoxidável lean duplex

ASME – *American Society of Materials and Engineering* – Sociedade Americana de Materiais e Engenharia

AWS – *American Welding Society* – Sociedade Americana de Soldagem

CP – Corpo de prova

CPT – Temperatura crítica de pite

DC – *Direct current* – Corrente contínua

DCEN – *Direct current electrode negative* – Corrente contínua com eletrodo negativo

DCEP – *Direct current electrode positive* – Corrente contínua com eletrodo positivo

EBW – *Electron beam welding* – Soldagem por feixe de elétrons

E_{pit} – Potencial de pite

FCAW – *Flux Cored Arc Welding* – Soldagem com arames tubulares

FSW – *Friction Stir Welding* – Soldagem por fricção

GBA – *Grain boundary austenite* - Austenita de contorno de grão

GMAW – *Gas Metal Arc Welding* – Soldagem MIG/MAG

GTAW – *Gas Tungsten Arc Welding* – Soldagem TIG

HI – Energia de soldagem ou aporte térmico

ICE – *Integrated Cold Electrode*

IGA – *Intragranular austenite* - Austenita intragranular

IIW – *International Institute of Welding* – Instituto Internacional de Soldagem

LW – *Laser Welding* – Soldagem à laser

MB – Metal de Base

MET – Microscopia eletrônica de transmissão

MEV – Microscopia eletrônica de varredura

MO – Microscopia ótica

PAW – *Plasma Arc Welding* – Soldagem por arco plasma

PREN – *Pitting Resistance Equivalent Number* – Número Equivalente de Resistência à corrosão por pite ou localizada

SAW – *Submerged Arc Welding* – Soldagem por arco submerso

SMAW – *Shielded Manual Arc Welding* – Soldagem manual por eletrodos revestidos

Tcorr – Taxa de corrosão

WA – *Widmantätten austenite* - Austenita de Widmanstätten

ZF – Zona fundida

ZTA – Zona termicamente afetada

ZTATB – Zona termicamente afetada de temperatura baixa

ZTATE – Zona termicamente afetada de temperatura elevada

α – Ferrita

γ – Austenita

γ_2 – Austenita secundária

$\Delta t_{12/5}$ – Tempo de resfriamento entre 1200 e 500 °C

$\Delta t_{12/9}$ – Tempo de resfriamento entre 1200 e 900 °C

$\Delta t_{9/5}$ – Tempo de resfriamento entre 900 e 500 °C

δ solvus – Curva de dissolução da ferrita delta

RESUMO

O ciclo térmico de soldagem pode prejudicar as propriedades dos aços inoxidáveis duplex (AID). Assim, a energia de soldagem (HI) máxima indicada para os AID 2304 é de 2,5 kJ/mm, sendo este um fator limitante para o aumento de produtividade. A adição de arame frio representa uma alternativa interessante à essa questão. Avaliou-se a influência da energia de soldagem (HI) e da adição do arame frio (AF) nas características químicas, metalúrgicas, mecânicas e de resistência à corrosão de soldas SAW em aço lean duplex UNS S32304, utilizando-se o consumível ER2209. Para todas as soldas, utilizou-se o sistema SAW ICE™ que adiciona um arame frio entre dois arames geminados energizados. Foram produzidos cordões sobre chapas empregando-se quatro energias (1,6; 1,9; 2,2 e 2,7 kJ/mm) e variando-se a porcentagem de arame frio em relação aos arames quentes em 0, 50 e 100%. Adicionalmente, foram feitos corpos de prova de metal de aporte puro (sem diluição) e um corpo de prova de junta soldada para a condição considerada mais crítica – 2,7 kJ/mm e 100% de AF. O ciclo térmico de resfriamento foi registrado para as energias de soldagem extremas. Para caracterização foram realizadas análise química, macrografia, análise dimensional, microscopia ótica, MEV/EDS, dureza, polarização potenciodinâmica cíclica, polarização potenciodinâmica com extrapolação Tafel e ensaios mecânicos de tração e Charpy V. A elevação HI aumentou o tempo de resfriamento e o aumento de AF reduziu de forma sutil o $\Delta t_{12/9}$ e aumentou o $\Delta t_{9/5}$. A adição de arame frio provocou a redução da diluição e da perda dos elementos de liga durante a fusão dos arames, produzindo soldas com maiores PREN na ZF. A adição de arame frio aumentou em até cerca de 40% a taxa de deposição, o que acarreta em ganhos de produtividade. A microestrutura da ZF e ZTA apresentaram GBA, WA, IGA dispersas na matriz ferrítica. Foi observada a precipitação de nitretos de cromo na ferrita da ZTATE de todas as soldas. A energia de soldagem seguiu o comportamento esperado, aumentando a fração de austenita e a largura da ZTATE. A adição de arame frio afetou significativamente a ZF, aumentando a fração de austenita e o PREN da ferrita, porém não foi notado um impacto claro de AF na microestrutura da ZTA. Os pites ocorreram preferencialmente na ZTATE atacando a ferrita, sugerindo que a corrosão por pites foi determinada pelo menor PREN e a precipitação de nitretos de cromo na ferrita. O potencial de pites foi afetado pela energia de soldagem, reduzindo até 2,2 kJ/mm e depois se recuperando para 2,7 kJ/mm. AF não afetou de forma clara o potencial de pites da ZTA. Contudo, a adição de arame frio reduziu significativamente a taxa de corrosão da ZF (em mm/ano), levando à melhoria

da corrosão generalizada. Foi possível produzir soldas com satisfatória resistência à corrosão e propriedades mecânicas utilizando-se uma energia de soldagem superior à recomendada pela literatura, de 2,5 kJ/mm, e elevada adição de arame frio, o que sugere que esse valor de energia é conservador e pode ser extrapolado.

ABSTRACT

The welding thermal cycle can impair the properties of duplex stainless steels (DSS). Thus, the maximum heat input (HI) recommended for the DSS 2304 is 2.5 kJ/mm, which is a limiting factor for productivity increasing. The addition of cold wire represents an interesting alternative to this issue. The influence of heat input and the cold wire addition (AF) on the chemical, metallurgical, mechanical and corrosion characteristics of SAW welds using the ER2209 filler metal in lean duplex steel UNS S32304 was investigated. ICE™ system was used to add a cold wire between two energized twin wires. Bead on plate specimens were produced using heat inputs (1.6, 1.9, 2.2 and 2.7kJ/mm) and the percentage of cold wire was varied in relation to the energized WFS at 0, 50 and 100%. In addition, all weld metal specimens were made and a butt weld joint was produced for the condition considered to be the most critical – 2.7 kJ/mm and 100% AF. The thermal cooling cycle was recorded for the extremes heat inputs. For characterization, it was performed chemical analysis, macrography, dimensional analysis, optical microscopy, MEV/EDS, hardness, cyclic potentiodynamic polarization, potentiodynamic polarization with Tafel extrapolation and tensile and Charpy V as mechanical tests. Increasing HI increased cooling time and the increase of AF subtly reduced $\Delta t_{12/9}$ and increased $\Delta t_{9/5}$. The addition of cold wire reduced the dilution and the loss of the alloying elements during welding, producing welds with higher PREN in the FZ. The addition of cold wire increased the deposition rate by up to 40%, which leads to productivity gains. The microstructure of FZ and HAZ presented GBA, WA, IGA dispersed in the ferritic matrix. Chromium nitride precipitation was observed in HTHAZ ferrite of all welds. The heat input followed the expected behavior, increasing the austenite fraction in the FZ and HAZ and the HTHAZ width. The addition of cold wire significantly affected the ZF, increasing the austenite fraction and the ferrite PREN, but a clear impact of AF on the ZTA microstructure was not noticed. The pitting spots occurred preferentially in the HTHAZ attacking the ferrite, suggesting that pitting corrosion was determined by low PREN and the precipitation of chromium nitrides in the ferrite. Pitting potential was affected by heat input, reducing up to 2.2 kJ/mm and then recovering for 2.7 kJ/mm. AF did not clearly affect HAZ's pitting potential. However, the addition of cold wire significantly reduced the FZ corrosion rate (in mm/year), improving the uniform corrosion. It was possible to produce high productivity welds with satisfactory corrosion resistance and mechanical properties using a heat input higher than the recommended by the literature, of 2.5 kJ/mm, using high

cold wire addition, which suggests that this energy value is conservative and can be extrapolated.

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID's) surgiram na década de 30 e tiveram seu uso comercial iniciado de forma massiva na década de 70, período no qual os AID sofreram grande evolução tecnológica em sua fabricação, o que permitiu a obtenção de materiais com menores teores de carbono e com teor de nitrogênio controlado. Tal fato representou o marco da primeira para segunda geração dos AID's, com a marcante melhoria da soldabilidade. Ainda assim, essas ligas continuaram sendo aprimoradas pela modificação de composição química e processo de fabricação, levando a materiais com excelente resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas. Com interesse de manter uma resistência à corrosão localizada equivalente aos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e AISI 316L e reduzir o custo em relação aos AID, foram desenvolvidos os aços inoxidáveis lean duplex (AILD), que possuem teores reduzidos de molibdênio e níquel. Dentre esses, o mais comum é o UNS S32304, que será o objeto de estudo desse trabalho.

Encontram-se diversas aplicações dos AILD reportadas na literatura, como em tanques de estocagem na indústria de papel e celulose, na fabricação de pontes, em estações de tratamento de água, na mineração, na indústria offshore, em plantas de dessalinização, em plantas de produção de etanol, em tanques de armazenamento de alimentos e para construção de telhados de aeroportos. Em todas essas aplicações a soldagem é empregada para união dos materiais, de tal maneira que a mesma pode ser considerada crucial para fabricação envolvendo os AILD. Todos os processos de soldagem convencionais à arco vêm sendo aplicados, destacando-se os processos SMAW para juntas de difícil acesso e reparos, o processo FCAW para soldagem fora de posição com alta produtividade e o processo SAW para soldagem de peças de grande porte na posição plana. Normalmente, durante as etapas de construção da estrutura metálica, utiliza-se o processo SAW para fabricação das partes e o processo FCAW para montagem das mesmas em campo.

Apesar disso, a soldabilidade dos AILD é inferior à dos aços inoxidáveis austeníticos, sendo que o maior desafio é manter a proporção γ/α na junta soldada sem que haja precipitação de fases deletérias, como nitreto de cromo, fase sigma e fase chi. Nesse sentido, um dos fatores mais importantes em relação à soldagem desses materiais é o ciclo térmico da região soldada. Taxas de resfriamento elevadas não favorecem a

transformação da ferrita em austenita, levando ao desbalanceamento de fases. Por outro lado, o resfriamento muito lento propicia a formação de fases deletérias. Dessa forma, recomenda-se uma faixa de energia entre 0,5 e 2,5 kJ/mm para a soldagem do AID UNS S32304, sendo que o limite superior é um dos fatores que restringe o aumento da produtividade na soldagem deste material.

Neste contexto, a adição de arame frio representa uma alternativa interessante à essa questão, pois permite o aumento da taxa de deposição sem, necessariamente, afetar a energia de soldagem. Este trabalho propõe-se a avaliar o processo de soldagem SAW com arames geminados e adição de arame frio através da utilização de um equipamento comercialmente disponível de nome comercial ICE™. O mesmo baseia-se na adição de um arame não energizado (“frio”) entre dois arames quentes geminados. Na revisão bibliográfica realizada, foi encontrada uma vasta quantidade de trabalhos a respeito da soldagem de aços inoxidáveis duplex, contudo foram encontrados poucos trabalhos que utilizem qualquer tipo de soldagem à arco com adição de arame frio em aços inoxidáveis duplex. Em contrapartida, existem um maior número de trabalhos sobre a adição de arame frio no processo SAW e GMAW para soldagem de aços carbono.

A presente tese buscou avaliar o impacto da adição do arame frio e da energia de soldagem na zona fundida e na zona termicamente afetada de soldas obtidas através do processo SAW com arames geminados do aço inoxidável duplex UNS32304.

Esse trabalho foi estruturado em 9 capítulos distribuídos conforme a seguinte sequência: Introdução; Objetivos; Revisão Bibliográfica; Materiais e Métodos; Resultados e discussões; Conclusões; Contribuições originais ao conhecimento; Relevância dos assuntos; Sugestões para trabalhos futuros.

2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência da energia de soldagem e da velocidade de alimentação do arame frio nas características dimensionais, químicas, mecânicas, metalúrgicas e de resistência à corrosão de soldas duplex 22%Cr-9%Ni-3%Mo em aços lean duplex UNS S32304 obtidas pelo processo de soldagem ao arco submerso.

Foram realizados cordões sobre chapa com quatro energias de soldagem, 1,6; 1,9; 2,2 e 2,7 kJ/mm, e para cada energia variou-se a adição de arame frio em 0% (sem adição), 50% e 100% em relação a velocidade dos arames quentes. As demais variáveis como consumíveis de soldagem, equipamentos e DPBC foram mantidas inalteradas. Adicionalmente, foi realizada uma junta de penetração total para a condição de 2,7 kJ/mm e 100% de velocidade de arame frio com objetivo de avaliar as propriedades mecânicas da condição mais crítica e de maior taxa de deposição (com maior energia de soldagem e máxima adição de arame frio).

Como objetivos específicos, através dos testes de cordões sobre chapas, foram avaliados os impactos das duas variáveis citadas:

1. Nos ciclos térmicos de soldagem;
2. Nas características dimensionais dos cordões de solda;
3. Na taxa de deposição e produtividade da soldagem;
4. Na composição química da zona fundida;
5. Na microestrutura e dureza da zona termicamente afetada;
6. Na microestrutura e dureza da zona fundida;
7. Na resistência à corrosão por pite da junta soldada;
8. Na taxa de corrosão da zona fundida.

Em relação à junta de penetração total, foi avaliado o impacto de uma energia de soldagem acima do máximo recomendado pela literatura (2,5 kJ/mm) com adição de arame frio:

- Nas propriedades de tração da junta;
- Nas propriedades de absorção de impacto da junta (tenacidade);
- Na microestrutura da ZF e ZTA.

Através destes objetivos e considerando-se as condições de teste deste trabalho,

procurou-se responder às seguintes questões:

- A energia de soldagem e adição de arame frio provocam modificações químicas e metalúrgicas na zona fundida e na zona termicamente afetada?
- Qual é o impacto destas modificações nas propriedades de resistência à corrosão?
- Qual é o impacto da utilização de uma elevada energia de soldagem e de uma alta adição de arame frio nas propriedades mecânicas de juntas de penetração total?
- Essas propriedades mecânicas estão em conformidade com normas internacionais e com os resultados obtidos em outros trabalhos?

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Segundo Modenesi (2001), os aços inoxidáveis são definidos como aqueles que apresentam 12% ou mais de Cr, sendo esse elemento responsável pela formação de um filme de passivação superficial, o que garante uma elevada resistência à corrosão. Elementos de liga, como Ni, Mo, N, Mn, dentre outros, são comumente adicionados à liga para promover alguma característica específica desejável para uma determinada aplicação. Desta maneira, de acordo com a composição química, diversas microestruturas podem ser geradas, definindo os principais tipos de aços inoxidáveis: os austeníticos, martensíticos, ferríticos e os duplex.

Schaeffler (1949) construiu um dos diagramas mais conhecidos e utilizados até hoje para determinar a microestrutura da solda de aços inoxidáveis, em função do Cr_{eq} e Ni_{eq} , conforme mostra a Figura 3.1. Posteriormente, Delong (1974) publicou um trabalho com diagrama similar, porém incorporando a escala do FN ("Ferrite Number") e incluindo o N como elemento considerado para o cálculo do Ni_{eq} . Outros diagramas e estudos a respeito vêm sendo realizados desde então, destacando-se o trabalho de Kotecki e Siewert (1992) com o diagrama WRC-1992 que é uma evolução do WRC-1988 incorporando os efeitos do Cu na microestrutura dos aços inoxidáveis.

Existem vários modelos utilizados para prever a microestrutura de um aço inoxidável a partir de sua composição química, onde se destacam os determinados por Hull (1973), Espy (1982) e o diagrama WRC-1992 (KOTECKI; SIEWERT, 1992). Hull (1973) analisou mais de 1400 corpos de prova para determinar a influência de 16 elementos de liga (Al, C, Cu, Co, Ni, Nb, Si, Ti, Ta, V, W, Cr e Ni) sobre a ocorrência de ferrita delta e formação de fases intermetálicas. Espy (1982) propôs um modelo baseado no diagrama de Schaeffler, porém com a adição de Cu, N, V e Al. Um dos modelos mais utilizados na área de soldagem para prever a microestrutura de aços inoxidáveis em função da composição química é o WRC-1992 (RAMIREZ, 2001).

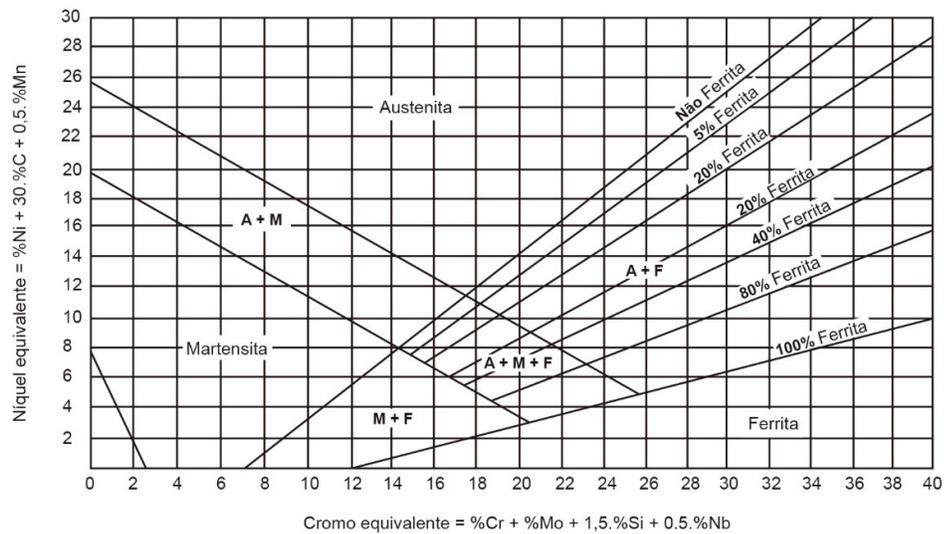


Figura 3.1: Diagrama de Schaeffler (SCHAEFFLER, 1949).

Os aços inoxidáveis estão presentes no dia a dia das pessoas, como em pias de aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, utensílios de cozinha em aços inoxidáveis ferríticos e aquecedores de água, que hoje são produzidos com aços inoxidáveis duplex (WESTIN, 2010).

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem em sua composição nenhuma ou uma pequena quantidade de níquel, elemento estabilizador de austenita, o que faz com que a microestrutura desses materiais seja basicamente composta de ferrita. Em geral, eles também possuem um baixo teor Cr e Mo, fazendo com que sejam os aços inoxidáveis mais baratos dentre todos. Eles são utilizados para aplicações que requerem resistência à corrosão baixa, como eletrodomésticos, cubas e utensílios para cozinha e laboratórios. Uma das vantagens desses materiais em relação aos austeníticos é o menor coeficiente de expansão térmica, o que favorece o seu uso em aplicações de alta temperatura, como escapamentos automotivos. Os aços inoxidáveis austeníticos, por sua vez, possuem adições significativas de níquel, o que faz com que o mesmo possua uma microestrutura de austenita em temperatura ambiente. Possuem resistência à corrosão e tenacidade maiores que os ferríticos. Já os aços inoxidáveis duplex possuem um maior teor de Cr e menor teor de Ni em relação aos últimos, de forma que a microestrutura seja uma combinação de ferrita e austenita.

Genet e Oroban (2010) afirmam que cerca de 25 megatoneladas de aços inoxidáveis foram produzidos em 2009 para diversas aplicações, destacando-se sempre aquelas em que elevada resistência à corrosão é requerida. A Figura 3.2 apresenta a distribuição de consumo para o mercado de aços inoxidáveis, incluindo todos os tipos. Dentre as 25 megatoneladas produzidas em 2009, 0,25 megatoneladas foram de aços inoxidáveis duplex, assim como apresentado na Figura 3.3. Apesar de apenas 1% do total representar duplex, observa-se um aumento dessa proporção com o passar dos anos.

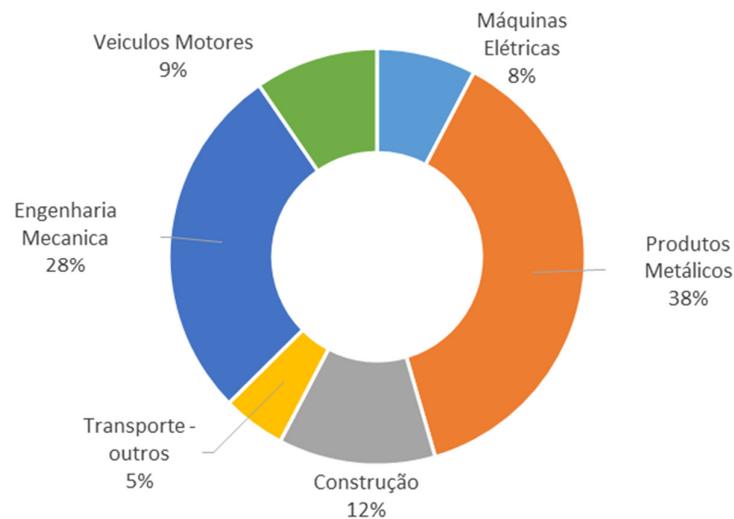


Figura 3.2: Distribuição do consumo de aços inoxidáveis por aplicação em 2016. Todos os tipos incluídos (ISSF, 2016).

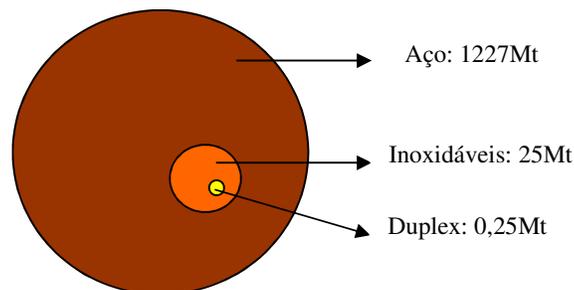


Figura 3.3: Produção de aços em 2009 por tipo (GENET; OROBAN, 2010).

Segundo Chater (2010), pesquisadores do *International Stainless Steel Forum* (ISSF)

revelaram que a produção mensal de AID subiu de 6000 ton em 2004 para 10000 ton em 2005 e 22000 ton em 2008. Apesar da produção absoluta AID de grau 2205 (AID mais comum) ter subido nesse período, seu *market share* caiu de 67% em 2004 para 47-48% em 2008. Em contrapartida, o *market share* do aço inoxidável lean duplex 2304 cresceu de 5% em 2006 para 13% em 2007 e 17% em 2008. Esse mesmo autor afirma que a emergência dos graus lean duplex é o fato mais significativo no mercado de aços inoxidáveis duplex nos anos recentes devido ao aumento de preço do Ni e Mo. Segundo Verma e Taiwade (2017), na conferencia Feinox 2008, foi previsto que a produção de AID irá atingir 4% da produção total de aços inoxidáveis em 2020.

3.1 Os aços inoxidáveis duplex (AID)

Os aços inoxidáveis duplex são materiais baseados no sistema Fe-Cr-Ni (RAMIREZ, 2001), e podem ser definidos como aqueles aços inoxidáveis que apresentam uma microestrutura mista de ferrita (α) e austenita (γ), na proporção de aproximadamente 50% (ALVAREZ-ARMAS, 2008). Esta característica é apresentada na Figura 3.4 onde pode ser vista a microestrutura típica de um AID formada por camadas policristalinas alternadas de ferrita e austenita, resultante dos significativos teores de Cr+Mo (elementos estabilizantes da ferrita) e Ni+N (elementos formadores de austenita) em combinação com processamento termomecânico. Esses materiais foram desenvolvidos há mais de 70 anos (OLSSON; LILJAS, 1994) e tiveram seu uso comercial iniciado de forma extensiva na década de 70 (POHL, 1995).

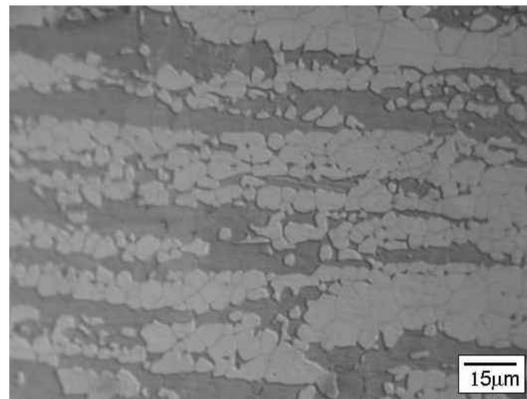


Figura 3.4: Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex laminado à quente. As fases escuras e claras correspondem à ferrita e austenita, respectivamente (ALVAREZ-ARMAS, 2008).

As propriedades dos aços inoxidáveis duplex resultam desta combinação de fases e da sinergia entre elas. O limite de escoamento à temperatura ambiente na condição recozida é o dobro do valor em relação aos aços inoxidáveis austeníticos comuns não ligados ao nitrogênio (IMO, 2009). Isto acontece em função da microestrutura bifásica que permite um excelente refinamento de grão, obtendo-se grãos refinados durante o tratamento termomecânico adequado (BHADSHIA; HONEYCOMBE, 2006). A austenita favorece a boa resistência à corrosão generalizada e ductilidade (SOLOMON; DEVINE, 1994). A excelente resistência à corrosão localizada em meios neutros e ácidos contendo cloretos é obtida devido aos elevados teores de Cr, Mo e N (OLSSON, 1995). A alta resistência mecânica também contribui para boa resistência à fadiga e à abrasão (WESTIN, 2010). Os AID podem ser uma alternativa economicamente viável em relação às ligas austeníticas de resistência à corrosão equivalentes, especialmente em aplicações onde o maior limite de escoamento pode ser utilizado no projeto para redução da espessura dos componentes (WESTIN, 2010). A Tabela 3-I compara as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e duplex, e mostra que os últimos têm limite de escoamento cerca de 2 vezes superior aos primeiros. Dependendo da norma de fabricação aplicada e do material substituído, o peso do componente fabricado pode chegar a ser reduzido pela metade (CHARLES, 1997), conforme descrito na Tabela 3-II.

Tabela 3-I: Comparação entre valores típicos das propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis, adaptada de Nilsson (1992).

Tipo	UNS	Limite de escoamento mínimo [MPa]	Limite de resistência à tração [MPa]	Alongamento mínimo [%]	Energia mínima absorvida em ensaio Charpy ^(a) [J]	Resistência à fadiga ^(b) [MN/m ²]
Austenítico	S30400	210	515-690	45	300	120 ± 120
Ferrítico	S43000	205	> 450	20	-	-
Duplex	S32304	400	600-820	25	300	245 ± 245
	S31803	450	680-880	25	250	285 ± 285
	S32750	550	800-1000	25	230	300 ± 300

(a): Temperatura ambiente

(b): Tração cíclica

Tabela 3-II: Redução de peso quando substituído o AISI 316L pelo AID UNS 31803 em função do código de fabricação adaptada de Charles (1997).

Código	País	Esforço Admissível ($e > 5\text{mm}$, 20°C) [MPa]		Redução de Peso
		AISI 316L	UNS S31803	
ASME VIII	EUA	115	155	26%
CODAP 90, f.1	França	170	275	38%
BS 5.500	Inglaterra	150	289	48%
ADW 2	Dinamarca	150	300	50%

A Figura 3.5 apresenta o diagrama pseudobinário do sistema Fe-Cr-Ni para um teor fixo de 70% de ferro. É possível observar uma região de coexistência das fases α e γ , entre aproximadamente 25%Cr-5%Ni e 22%Cr-8%Ni, que define a existência dos AID. Nesse diagrama, a linha vertical identificada como AID representa uma composição típica de um aço inoxidável duplex. Essa liga se solidifica como ferrita, a qual em seguida se transforma parcialmente em austenita. A temperatura *liquidus* está compreendida entre 1445 a 1450°C e a temperatura *solidus* está entre 1385 a 1390°C (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009). A austenita começa a ser formada em estado sólido a partir da decomposição da ferrita que acontece entre 1200 e 650°C, através da nucleação e crescimento seguindo uma curva cinética C (REICK; POHL; PADILHA, 1990), mostrada esquematicamente na Figura 3.6.

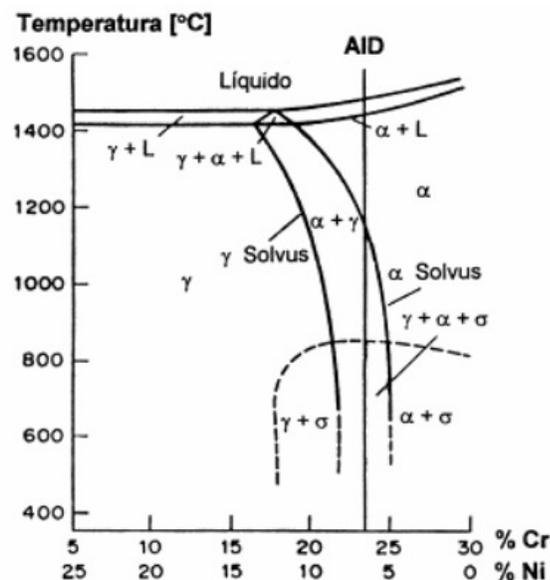


Figura 3.5: Diagrama de fases em equilíbrio de um sistema Fe-Ni-Cr, com teor fixo de 70% de Fe (ATAMERT; KING, 1991).

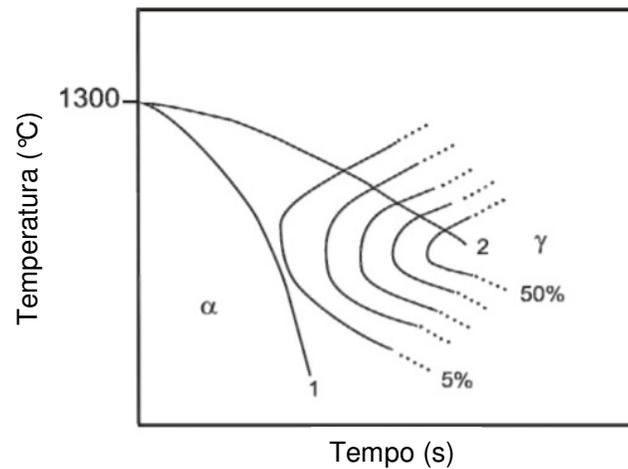


Figura 3.6: Diagrama TTT mostrando a decomposição parcial da ferrita em austenita durante resfriamento (REICK; POHL; PADILHA, 1990).

Durante a solidificação do AID, inicialmente, toda microestrutura é composta de ferrita, em seguida, já no estado sólido, a austenita se precipita nos contornos de grãos α/α e cresce como austenita alotriomorfa ou de Widmastatten dependendo, entre outros fatores, das condições de resfriamento. À medida que a temperatura cai, a austenita pode também se formar como ilhas de placas laterais no interior dos grãos ferríticos.

A composição química e a temperatura de processamento são importantes parâmetros que controlam a microestrutura de um AID, sendo que quando recozido ou trabalhado a quente em uma temperatura próxima a de solvus da ferrita, sua microestrutura apresenta-se predominantemente ferrítica. Durante o resfriamento, a ferrita decompõe-se em austenita, devido ao aumento da força motriz para a formação dessa fase (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). A presença das duas fases dúcteis com diferentes propriedades mecânicas determina a complexidade do comportamento do AID durante o trabalho a quente (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009).

Um dos fatores que limitam o uso dos AID em algumas aplicações é a possibilidade de sua fragilização após exposição à temperaturas acima da ambiente, seja durante a soldagem ou em serviço. Quando exposto à temperaturas acima de 350°C pode ocorrer precipitação de fases intermetálicas deletérias a partir da ferrita (Figura 3.7), ocasionando a fragilização desses materiais. A fragilização em alta temperatura ocorre tipicamente entre 600 a 1000°C, estando associada à precipitação de fases

intermetálicas como sigma (σ), chi (χ), nitreto de cromo (Cr_2N) e carbeto de cromo (M_{23}C_6). Já a fragilização em baixa temperatura ocorre quando o AID é exposto à uma faixa de temperatura entre 350 e 550 °C por um longo período de tempo, causando a fragilização ao revenido a 475 °C (DANOIX et al., 1991). Esse último tipo de fragilização limita a temperatura máxima de serviço dos AID (SOLOMON; TREATING, 1983; NORBERG, 1986). Esse tema é extremamente relevante para os AID e será abordado em detalhes posteriormente no contexto da soldagem (item 3.3.2).

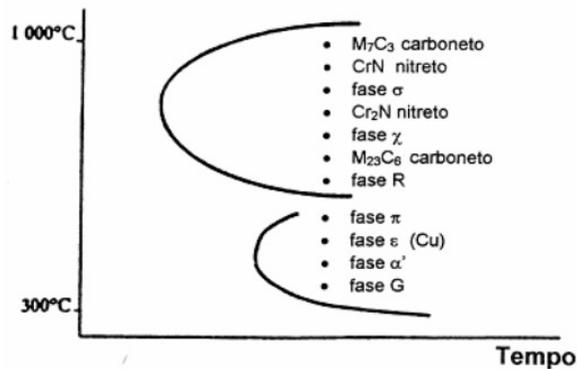


Figura 3.7: Diagrama esquemático de precipitação de fases intermetálicas nos AID (CHARLES, 1994).

A primeira geração dos aços inoxidáveis duplex, produzida no período de 1930 a 1970, apresentou significativos problemas de soldabilidade. A zona termicamente afetada (ZTA) apresentava baixa tenacidade e baixa resistência à corrosão devido à excessiva proporção de ferrita formada (ALVAREZ-ARMAS, 2008). Porém, a evolução na fabricação de aços inoxidáveis nos anos 70, através da introdução de vácuo, argônio e oxigênio para a descarburização, bem como o uso do lingotamento contínuo, permitiu a fabricação desses aços com menores teores de carbono e com teor controlado de nitrogênio (ALVAREZ-ARMAS, 2008), elemento fortemente gamagênico (MODENESI, 2001). O nitrogênio atua aumentando a temperatura de início de transformação da ferrita para austenita (OGAWA; KOSEKI, 1989), conforme apresentado na Figura 3.8, reduzindo o problema de excesso de ferrita na zona termicamente afetada (HOLLOWAY; FARRAR, 1991). Esse fato representa o marco da primeira para a segunda geração dos aços inoxidáveis duplex, em que a soldabilidade foi melhorada principalmente pela adição controlada de nitrogênio ao material.

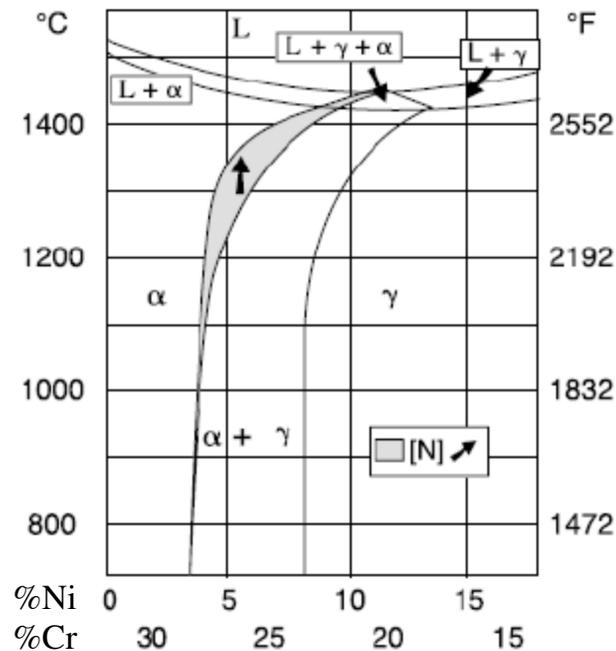


Figura 3.8: Diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni mostrando o papel do N no resfriamento dos AIDs(ALVAREZ-ARMAS, 2008).

Existe uma grande variedade de aços inoxidáveis duplex disponíveis no mercado, sendo que suas composições químicas normalmente contêm 20-29% de cromo, 1-8% de níquel, 0-4,5% de molibdênio, 0,1-0,3% de nitrogênio e 0,02-0,03% de carbono (WESTIN, 2010). É usual a classificação dos inoxidáveis duplex de acordo com os teores de cromo e níquel, respectivamente, e através do número de resistência à corrosão equivalente por pite, PREN (**P**itting **R**esistance **E**quivalent **N**umber), usualmente definido como:

$$\text{PREN} = (\%Cr) + 3,3 \cdot (\%Mo) + X \cdot (\%N) \quad (\text{Eq. 3.1})$$

Para aços inoxidáveis austeníticos se utiliza o coeficiente X igual a 30, ou seja, $\text{PREN}_{30} = (\%Cr) + 3,3 \cdot (\%Mo) + 30 \cdot (\%N)$, enquanto que para aços inoxidáveis ferríticos emprega-se o coeficiente X igual a 0, ou seja, $\text{PREN}_0 = (\%Cr) + 3,3 \cdot (\%Mo)$ (VIANA, 2014). Merello et al.(2003) estudaram a correlação entre o potencial de pite e a fórmula do PREN no que se refere ao coeficiente de multiplicação do teor de N, avaliando os coeficientes 16 e 30. O coeficiente 16 apresentou melhor correlação com o potencial de pite ($\text{PREN}_{16} = (\%Cr) + 3,3 \cdot (\%Mo) + 16 \cdot (\%N)$).

Para AID contendo adições de tungstênio, a resistência à corrosão localizada representada pelo PREN leva em conta esse elemento e, portanto, é definido como:

$$\text{PREN}_w = (\%Cr) + 3,3 \cdot (\%Mo) + 1,65 \cdot (\%W) + 16 \cdot (\%N) \quad (\text{Eq. 3.2})$$

O PREN_{16} é geralmente aceito como uma estimativa da resistência à corrosão por pite dos aços inoxidáveis duplex (TSUGE et al., 1988; GUNN, 1997; CHEN et al., 2012; TAN et al., 2012).

Os aços inoxidáveis duplex são comumente classificados de acordo com seu PREN, em:

- Aços inoxidáveis lean duplex (AILD): PREN ao redor de 26;
- Aços inoxidáveis duplex standard: PREN entre 30 e 37;
- Aços inoxidáveis super duplex: PREN entre 40 e 43;
- Aços inoxidáveis hiper duplex: PREN entre 48 e 53.

A Tabela 3-III apresenta alguns aços inoxidáveis duplex separados por tipo. A seleção do material adequado para uma determinada aplicação irá depender de diversos fatores, como custo do material, economia de peso, resistência à corrosão localizada, resistência à corrosão sob tensão, resistência à corrosão intergranular, resistência mecânica, fadiga, dureza, resistência a abrasão, propriedades físicas (expansão térmica, por exemplo) e comportamento plástico (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009).

Tabela 3-III: Resumo dos aços inoxidáveis duplex por tipo.

Tipo	Liga	ASTM/EN	Geração	C	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Other	PREN
Lean Duplex	2001	S32001/1.4482	2°	0,03	21	2	0,5	0,3	0,15	5% Mn	25
	2101	S32101/1.4162	2°	0,04	21,5	1,5	0,3	0,3	0,22	5% Mn	26
	2202	S32202/1.4062	2°	0,03	22	2	0,3	-	0,2		26
	2304	S32304/1.4362	2°	0,03	23,5	4	0,3	-	0,1		26
Standard	3RE60	S31500/1.4424	1°	0,03	19	5	2,8	-	0,09	1,7% Si	30
	329	S32900/1.4460	1°	0,08	25	5	1,5	-	0,05		31
	2003	S32003/	2°	0,03	22	3,5	1,5	-	0,16		30
	2205	S31803/1.4462	2°	0,03	22	5	3	-	0,17		35
	2205	S32205/1.4462	2°	0,03	22,5	5	3,2	-	0,17		36
	255	S32550/1.4507	2°	0,04	25	5	3	2	0,15		37
Super Duplex	2507	S32750/1.4410	2°	0,03	25	7	4	-	0,28		43
	Z100	S32760/1.4501	2°	0,03	25	7	3,5	0,7	0,24	0,7W	42
	2906	S32906	2°	0,03	29	6	2	-	0,35		41
Hiper duplex	2707	S32707	2°	0,03	27	7	4,5	0,3	0,4		48
	3207	S33207	2°	0,03	32	7	4	0,3	0,5		53

Nota: Composição química típica em %peso, exceto para o C que é o teor máximo aceito pelas normas ASTM e EN.

A Figura 3.9 apresenta as microestruturas típicas de diversos tipos de aços inoxidáveis duplex (lean, standard e super duplex), em que, conforme esperado, todas elas apresentam frações aproximadamente balanceadas de ferrita e austenita.

O AID mais comumente utilizado atualmente é o EN grau 1.4462 ou 2205 (UNS S31803/S32205), que tem a composição química nominal de 22% Cr, 5% Ni, 3% de Mo, e 0,16% N. Este aço é usado em um grande número de aplicações e em uma grande variedade de produtos e formas. O AID 2205 possui boa resistência à corrosão em diversos ambientes, sendo essa superior à dos aços austeníticos AISI 304, 316 e 317. O aumento da resistência mecânica permite a redução da espessura da parede do componente e, conseqüentemente, o peso do mesmo. Apesar das excelentes propriedades mecânicas e resistência à corrosão, os aços inoxidáveis duplex 2205 ainda apresentam um elevado custo, principalmente devido aos altos teores de Ni e Mo. Desta maneira, a busca por ligas com microestrutura mista de menor custo leva ao uso de aços inoxidáveis lean duplex (AILD).

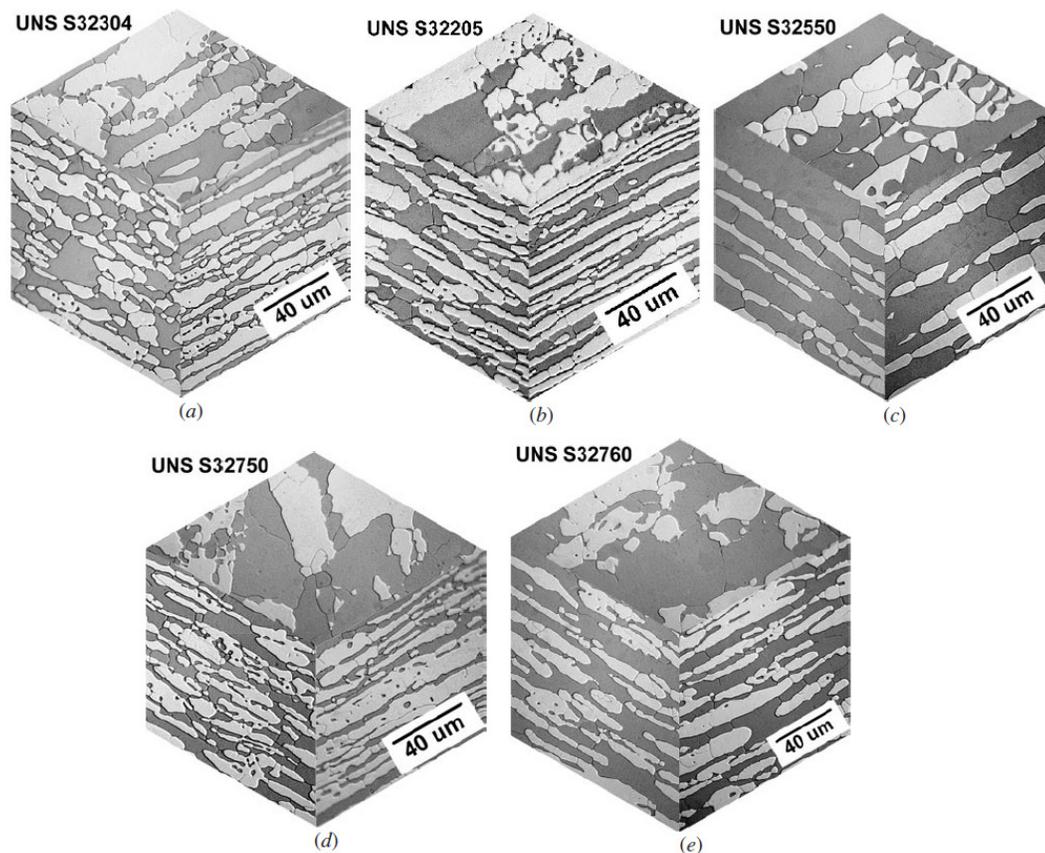


Figura 3.9: Microestrutura típica de diversas classes de AID (RAMIREZ et al., 2003).

3.2 Os aços inoxidáveis lean duplex (AILD)

Nos AILD os teores de níquel e molibdênio são reduzidos. Eles apresentam como composição química típica 20-24% de cromo, 1-5% de níquel, 0,1-0,6% de molibdênio e 0,10-0,22% de nitrogênio. O lean duplex mais comum é a liga UNS S32304 que apresenta composição nominal 23% de cromo, 4% de níquel e adições de molibdênio de até 0,6%, além de nitrogênio e manganês. Ela foi desenvolvida para competir com a liga austenítica AISI 316L, porém com o dobro do limite de escoamento e melhor resistência à corrosão sob tensão (WESTIN, 2010).

Como o aço UNS S32304 apresenta PREN de 26, ele pode ser usado para substituir tanto o AISI 304L quanto o 316L, assim esse material vem sendo utilizado em tanques de estocagem na indústria de papel e celulose, pontes, estações de tratamento de água, mineração e na indústria offshore (WESTIN, 2010). Sua soldabilidade geralmente é boa

quando consumíveis com maiores teores de níquel (“over-alloyed”) são utilizados, entretanto para uma dada composição química do metal de base a microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) continua dependendo exclusivamente do ciclo térmico. Os consumíveis adequados para soldagem desse material são o EN ISO 23 07 N L, conhecido como 2307, e o EN ISO 22 09 3 N L, que a norma AWS classifica como 2209.

3.2.1 Aplicações dos AILD

Encontra-se reportado na literatura a utilização dos AILD em diversas aplicações, como:

- Tratamento de água na indústria de Óleo e Gás (ALVAREZ-ARMAS, 2008): Os aços 2304 e 2205 estão sendo utilizados como substitutos do antigo S31500 (AID da 1ª geração) em função da diminuição da formação de trincas induzidas por hidrogênio, atribuídas à má soldabilidade destes materiais com excesso de ferrita na solda.

- Paredes de proteção contra explosão (“Blast Walls”) em plataformas de petróleo (ERBING; GROTH, 1993): Nas plataformas são construídas paredes de proteção contra explosão ao redor das moradias para segurança das pessoas em caso de acidentes. Essas paredes devem ser capazes de absorver o máximo de energia possível durante explosões. Os aços 2304 vêm sendo empregados para essa aplicação.

- Branqueamento na indústria de papel e celulose (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009): O processo para transformar polpa em papel inclui vários passos de branqueamento, desde o clareamento com cloro até processos de branqueamento “totalmente isentos de cloro” (TCF). No último caso, reatores de peróxido pressurizado são frequentemente usados e o AID é adequado para as condições de alta temperatura, pressão elevada e ambiente alcalino desses equipamentos. A Figura 3.10 apresenta uma foto de um reator onde o lean duplex LDX 2101 foi usado.



Figura 3.10: Reator de peróxido de hidrogênio em LDX 2101[®], construído em 2006 (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009).

- Recuperadores químicos e evaporadores na indústria de papel e celulose (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009): No estágio final do evaporador, antes da caldeira de recuperação, há uma tendência para ser usada uma maior temperatura e existirem maiores concentrações de sólidos secos. A alta resistência ao SCC dos AID também é benéfica para a fase do evaporador na fábrica de celulose. Os AID 2205 e AILD 2304 têm sido utilizados com sucesso.

- Câmaras de evaporação em multi estágios em plantas de dessalinização (OLSSON; SNIS, 2007): Nas câmaras, as condições corrosivas são mais hostis nas partes inferiores do que nas superiores. Isso significa que, para limitar os custos de material, o uso de vários tipos de AID é vantajoso. O uso de uma classe duplex mais resistente à corrosão, como 2205, pode ser restrito à parte inferior do invólucro. Já na parte superior das conchas, onde o ambiente é menos agressivo, o 2304 seria adequado.

- Tanques para transporte rodoviário (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009): Devido à menor tenacidade dos AID em relação aos austeníticos, o invólucro interno, que está em contato com os bens transportados, não pode ser construído em duplex para transportar líquidos a temperaturas criogênicas. Em outras condições, não há restrições técnicas no uso de duplex para fabricação de tanques móveis.

Especialmente para tanques projetados para operar sob pressões elevadas, o duplex pode ser uma alternativa muito interessante. Na Figura 3.11 é mostrado um recipiente móvel para transporte rodoviário em LDX 2101®.



Figura 3.11: Um tanque móvel para transporte rodoviário em LDX 2101®.

- Tanques de armazenamento (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009): Os tanques de armazenamento cilíndricos são provavelmente uma das aplicações mais importantes para os AID. Isso se dá em função do grande número dessas construções em todo o mundo, e em função das propriedades do AID, que garantem a redução de peso em comparação com o material austenítico. Dependendo do volume do tanque de armazenamento, bem como do líquido armazenado, o peso total do reservatório pode ser até 25-30% menor utilizando-se o aço inoxidável duplex ao invés do aço inoxidável austenítico. A escolha do AID é feita em função de suas propriedades e de acordo com a agressividade do líquido armazenado. A Figura 3.12 mostra os tanques de armazenamento construídos no grau LDX 2101®.



Figura 3.12: Tanque de armazenamento em LDX 2101®.

- Aquecedores de água domésticos (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009): Outra aplicação interessante para os AID são em aquecedores domésticos. Mais comumente, os sistemas domésticos de aquecimento incluem um tanque de água

quente que podem ser de aço carbono com um revestimento interno de esmalte ou forro de cobre para proteção contra corrosão, ou podem ser de aço inoxidável. Com a solução inteiramente inoxidável, um único material proporciona a função combinada do suporte de carga e proteção contra corrosão. O AID para aquecedores domésticos de água foi introduzido há mais de 15 anos com o grau 2304 substituindo o aço inoxidável ferrítico 444. Ultimamente, muitos fabricantes de tanques de água quente estão utilizando o LDX 2101®.

3.3 Soldagem

3.3.1 História térmica e fluxo de calor na soldagem à arco

A história térmica é a evolução de temperatura, para um dado material e procedimento de soldagem, tanto em função do tempo quanto da distância ao centro do cordão de solda. Assim, a história térmica abrange tanto a repartição térmica quanto o ciclo térmico de soldagem.

Uma parte da energia gerada pelo arco elétrico é transferida para peça (H_L) e a outra é perdida de diversas formas, como radiação e respingos. A energia gerada pelo arco por comprimento soldado é chamada de energia de soldagem ou aporte térmico (HI) e a razão entre H_L e HI é o rendimento térmico (η), que é sempre menor que 1. O calor transferido para a peça provocará seu aquecimento e, conseqüentemente, alterações microestruturais e dimensionais, sendo assim extremamente relevante para as propriedades da junta soldada. A energia de soldagem (HI) pode ser calculada de forma aproximada através da Equação 3.3.

$$HI = \frac{V \cdot I}{v}$$

$$HI[kJ/mm] = \frac{V[V] \cdot I[A] \cdot 0,006}{v[cm/min]} \quad \text{(Eq. 3.3)}$$

Onde, V é a tensão, I a corrente e v a velocidade de soldagem. Com base nessa equação, é evidente que maiores correntes e tensões de soldagem e menores velocidades irão provocar o aumento da energia de soldagem.

O ciclo térmico de soldagem (Figura 3.13(a)) é a variação da temperatura na peça pelo tempo, enquanto a repartição térmica é a variação da temperatura pela distância em relação a um referencial, normalmente o centro do cordão de solda (Figura 3.13(b)). Na Figura 3.13, T_p é a temperatura de pico que um dado ponto experimenta, sendo que na linha de fusão T_p é igual a temperatura de fusão da liga (T_f). T_c é a temperatura crítica acima da qual o metal de base sofre transformações microestruturais, ou seja, T_f e T_c irão delimitar a zona termicamente afetada. T_c é o tempo acima da temperatura crítica, Δt é o tempo entre duas temperaturas quaisquer e Φ é a taxa de resfriamento.

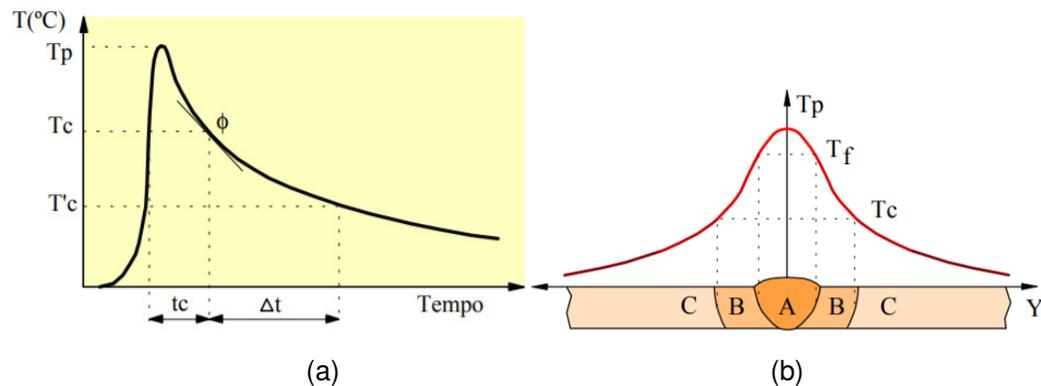


Figura 3.13: (a) Ciclo térmico; (b) repartição térmica (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).

O tempo de resfriamento entre duas temperaturas (Δt) é muito utilizado para representar o resfriamento na soldagem, sendo que normalmente se usa o tempo entre as temperaturas de 500 e 800°C. Contudo, para os aços inoxidáveis duplex o tempo entre as temperaturas de 800 e 1200°C é mais relevante (VASCONCELLOS; ROSENTHAL; PARANHOS, 2010; YANG et al., 2011). Δt é inversamente proporcional à velocidade de resfriamento, isto é, Δt cresce para menores velocidades de resfriamento. Para chapas espessas o Δt entre duas temperaturas, T_1 e T_2 , é dado por:

$$\Delta t_{T_1/T_2} = \frac{H_L}{2\pi k} \left[\frac{1}{T_2 - T_0} - \frac{1}{T_1 - T_0} \right] \quad (\text{Eq. 3.4})$$

Onde, k é a condutividade térmica do material.

Segundo Modenesi, Marques e Santos (2012), a influência dos parâmetros operacionais de soldagem no ciclo e na repartição térmica é dada por:

- Condutividade térmica da peça: materiais de menor condutividade térmica dissipam o calor por condução mais lentamente, tendendo a apresentar gradientes térmicos mais abruptos no aquecimento e menores velocidades de resfriamento;
- Espessura da junta: para uma mesma condição de soldagem, uma junta de maior espessura permite um escoamento mais fácil do calor por condução. Assim, quanto mais espessa a junta, mais rapidamente esta tenderá a se resfriar durante a soldagem;
- Geometria da junta: é outro fator que influencia a velocidade de resfriamento de uma solda de forma importante. Por exemplo, esta velocidade será maior na soldagem de juntas em T do que em juntas de topo, quando as variáveis do processo, inclusive a espessura dos componentes da junta, forem semelhantes;
- Energia de soldagem: a velocidade de resfriamento da solda tende a diminuir e a repartição térmica tende a ficar mais aberta com um aumento na energia de soldagem.
- Temperatura de pré-aquecimento: como a energia de soldagem, a utilização de pré-aquecimento causa uma diminuição na velocidade de resfriamento (principalmente nas temperaturas mais baixas) e nos gradientes térmicos.

Fatores que afetam a eficiência térmica irão influenciar também no ciclo térmico de soldagem, como o processo de soldagem. Processos de soldagem que produzem escória, como SMAW, FCAW e SAW tendem a apresentar maior eficiência térmica, portanto, para uma mesma energia de soldagem tem-se um maior tempo de resfriamento em relação à processos que não geram escória. O SAW, especialmente, além de possuir o arco elétrico protegido por escória líquida apresenta uma camada de fluxo de características refratárias, de forma que sua eficiência térmica é relativamente elevada (ver item 3.3.4).

3.3.2 A metalurgia da soldagem dos AID

Ao descrever as aplicações dos AID torna-se claro a importância da soldagem para esses materiais. Basicamente em todas as aplicações citadas e não de forma proposital, a soldagem, como o método de união, é um dos processos de fabricação mais importantes, juntamente com o corte e conformação. As paredes contra explosão precisam ser fabricadas através da soldagem de topo de chapas que em seguida são fixadas, novamente por soldagem, nas plataformas. Os tanques, sejam os pequenos ou

grandes, simplificada são painéis de chapas (soldadas ou não, dependendo do tamanho) que são conformadas com certo raio de curvatura e soldados longitudinalmente e circunferencialmente. Paralelamente a isso, a soldagem dos AID envolve transformações de fases que podem se desenvolver por cinéticas complexas, que levam ao desafio de manter um correto balanço das fases ferrita/austenita e controlar a precipitação de fases secundárias e intermetálicas. Desta maneira, a soldagem os AID é um tópico muito estudado e debatido de ponto de vista acadêmico e industrial.

3.3.2.1 Precipitação de fases nos AID

Além da ferrita e austenita, outras fases podem se precipitar nos AID entre 1000 e 300 °C durante a soldagem. Todas essas precipitações são dependentes do tempo e temperatura (LIPPOLD; KOTECKI, 2005), como ilustrado esquematicamente na Figura 3.7, a qual lista as possíveis fases diferentes de ferrita e austenita que podem estar presentes nos AID. Tais fases podem ser intermetálicas (σ , χ , τ , R e π , nitretos, carbonetos) e a fase α' . Segundo Ramirez (1997), de todas as fases apresentadas na Figura 3.7, aquelas que apresentam uma cinética mais favorável e/ou um efeito fragilizante mais acentuado, e precisam ser destacadas, são o nitreto de cromo, fase σ e a fase α' .

A Tabela 3-IV apresenta um resumo feito por Ramirez (1997) através de uma pesquisa bibliográfica das fases que podem estar presentes nos AID, suas propriedades e composição química. Já o diagrama da Figura 3.14, apresenta de forma esquemática o diagrama TTT de ligas inoxidáveis duplex para a precipitação de diferentes fases (PADILHA; PLAUT; RIOS, 2007). Por fim, a Figura 3.15 mostra as fases presentes em um aço inoxidável duplex UNS S32304 obtidas através do programa Thermocalc® (RAMIREZ, 2001).

Tabela 3-IV: Fases observadas nos AID segundo Ramirez (1997).

Fase (Formula química)	Est. Cristalina [Grupo espacial]	Parâmetro de rede [Å]	Faixa de temperatura [°C]	Composição Química [%]				
				Fe	Cr	Ni	Mo	Outros
Ferrita (α) ^(a)	ccc [Im3m (229)]	a=2,86-2,88	-	54,5	27,9	8,4	2,9	0,05 N
Austenita (γ) ^(a)	cfc [Fm3m (225)]	a=3,58-3,62	-	55,5	27,0	10,0	3,6	0,54 N
Austenita Secundária (γ_2) ^(a)	cfc [Fm3m (225)]	a=3,539	600-1000	56,8	25,3	11,2	2,4	0,19 N
Nitreto ^(b) (Cr ₂ N)	trigonal [P3 ₁ m (162)]	a=4,750-4,796 c=4,429-4,470	550-1000	4,6	85,5	-	4,8	5,1 V N
Nitreto ^(b) (CrN)	cfc [Fm3m (225)]	a=4,140	550-1000	5,8	83,1	-	9,3	1,8 Mn N
π ^(b) (Mo ₁₃ Fe ₇ N ₄)	cúbica prim. [P4 ₃ 2 (213)]	a=6,47	500-600	28,4	34,9	2,8	33,9	N
Carboneto ^(b) (M ₂₃ C ₆)	cfc [Fm3m (225)]	a=10,56-10,68	550-1000	35	60	2	3	C
Carboneto (M ₇ C ₃)	ortorrômbico [Pnma (62)]	a=4,52 b=6,99 c=12,11	950-1100					
χ (Fe ₁₈ Cr ₆ Mo ₅)	ccc [I43m (217)]	a=8,920 a=8,862-8,878	400-950	48,2	26,7	3,3	21,8	-
σ (FeCr)	tetragonal [P4 ₂ /mnm(136)]	a=8,799-8,828 c=4,544-4,597	650-1000	55	29	5	11	-
ϵ (rica em Cu)	cfc [Fm3m (225)]	a=3,615	400-650	-	-	-	-	Cu
G ^(c)	cúbica [Fm3m (225)]	a=10,9-11,6	300-500	16	25	26	16	14 Si
α' (α rica em Cr)	ccc [I4/m32/m]	a=2,87-2,89	350-750	12	72	3	10	3 Si
R (Fe ₂₈ Cr ₁₃ Mo ₁₂)	trigonal romboédrica hexagonal [R3 (146:H)]	a=9,01 $\alpha=74^\circ 30'$ a=10,937 c=19,346	550-800	44,8	25,6	-	27,8	1,8 Co
τ (Fe-Cr-Mo)	ortorrômbica [Fmmm (69)]	a=4,054 b=3,436 c=2,867	550-650	43,4	23,9	5,9	22,8	3,6 Mn
Laves (Fe ₂ Mo)	hcp	a=4,73 c=7,72	650-815					

Notas: a: As composições da ferrita, γ e γ_2 são ilustrativas para a liga 25,66%Cr-9,24%Ni-3,8%Mo-0,26%N.

b: Medidos só os elementos metálicos

c: % atômica

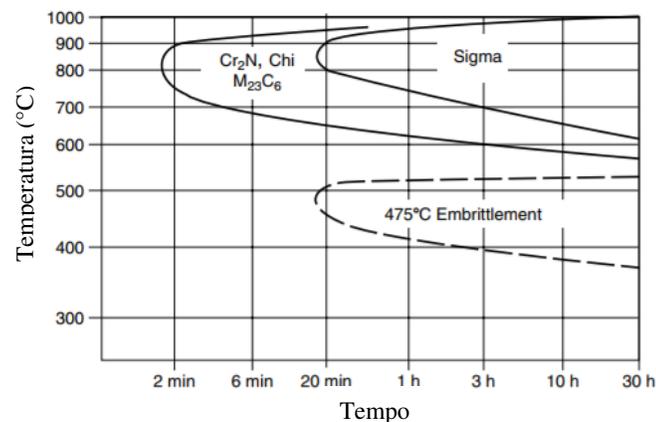


Figura 3.14: Diagrama TTT esquemático e semi-quantitativo das diferentes fases que podem ocorrer em um AID (TOTTEN, 2007).

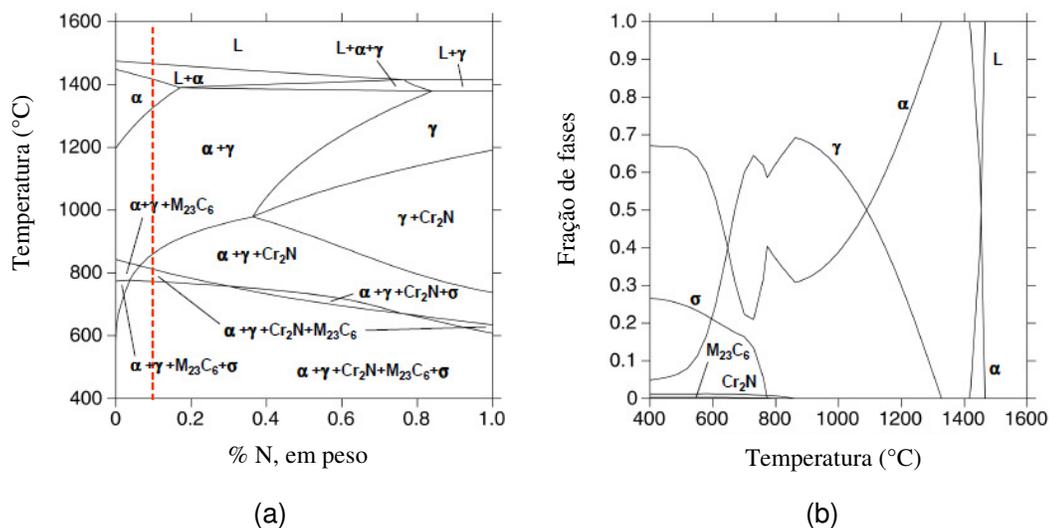


Figura 3.15: AID UNS S32304, em (a) diagrama de fase pseudo-binário, onde a linha tracejada indica a composição da liga; em (b) variação da fração molar das fases em equilíbrio com a temperatura (RAMIREZ, 2001).

3.3.2.2 Precipitação da austenita secundária (γ_2)

A austenita intragranular quando formada durante o reaquecimento, por exemplo na soldagem multipasse, é definida como austenita secundária (γ_2), sendo esta formada a temperaturas mais baixas, entre 800 e 1000 °C (NILSSON et al., 1995). A austenita secundária pode se formar durante o reaquecimento a temperaturas abaixo da δ solvus (NILSSON et al., 1995; RAMIREZ et al., 2003; KAÇAR, 2004; WANG *et al.*, 2006; LIU; JIN, 2012).

Segundo Nilsson, Karlson e Andersson (1994), no metal de solda de AID são distinguidos dois tipos de γ_2 . Uma delas é formada nas interfaces α/γ , na faixa de temperatura de 800 a 900 °C, sendo o resultado do crescimento das partículas preexistentes de γ , porém com alterações de composição química. O outro tipo é formado no interior da ferrita, na forma de finas partículas aciculares, na faixa de temperatura de 800 a 1000 °C. Segundo estes autores, o processo de nucleação e crescimento desta austenita acicular mostra uma cinética de curva em “C”, indicando que a transformação é controlada por difusão. A nucleação intragranular ocorre em discordâncias e inclusões (SOLOMON; TREATING, 1983; ATAMERT; KING, 1991), conforme evidenciado por Ramirez (2001) na Figura 3.16.

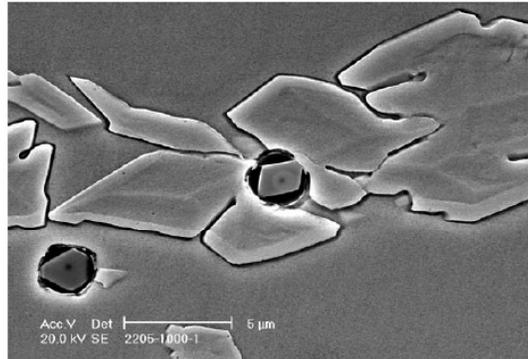


Figura 3.16: Precipitação de γ_2 intragranular a partir de uma inclusão do tipo 53,4%at O– 31,3%at Al– 15,3%at Mg. Parte da inclusão foi dissolvida ou removida durante a preparação do CP. AID UNS S32205. MEV (RAMIREZ, 2001).

Cardoso Junior (2012) ao soldar um cordão sobre chapa no aço UNS S32304 com o processo GTAW autógeno e, em seguida, efetuar um segundo cordão (com os mesmos parâmetros do primeiro), conseguiu evidenciar a formação de uma grande quantidade de austenita secundária (Figura 3.17), sendo possível inclusive visualizar uma faixa esbranquiçada, caracterizando uma zona com alta quantidade de γ_2 . Tal zona refere-se à região do primeiro passe reaquecida pelo segundo passe, sendo portanto a ZTA da zona fundida do primeiro passe. No mesmo trabalho, Cardoso Junior (2012) também evidenciou a presença de γ_2 na região reaquecida na ZTA do aço UNS S32304 e na zona fundida de composição 22%Cr-9%Ni-3%Mo e 23%Cr-7%Ni nos processos SMAW, GMAW e FCAW, sendo esta alteração microestrutural mostrada na Figura 3.18.

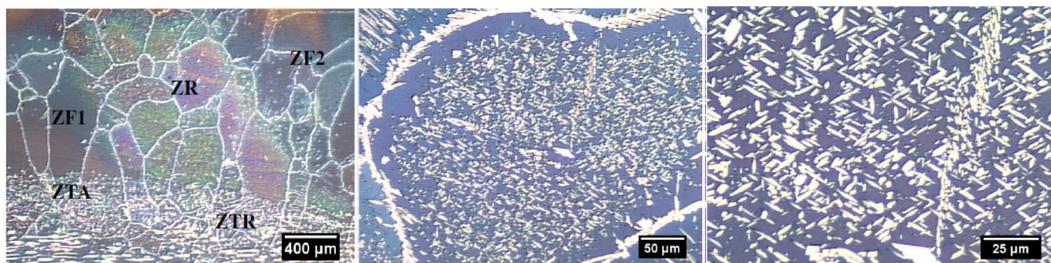


Figura 3.17: Cordões sobre chapa em um aço UNS S32304 com o processo GTAW autógeno com diferentes aumentos (CARDOSO JUNIOR, 2012).

Nota: ZR, zona recristalizada; ZF1, zona fundida 1; ZF2, zona fundida 2; ZTA, zona termicamente afetada; ZTR, zona termicamente reafetada.

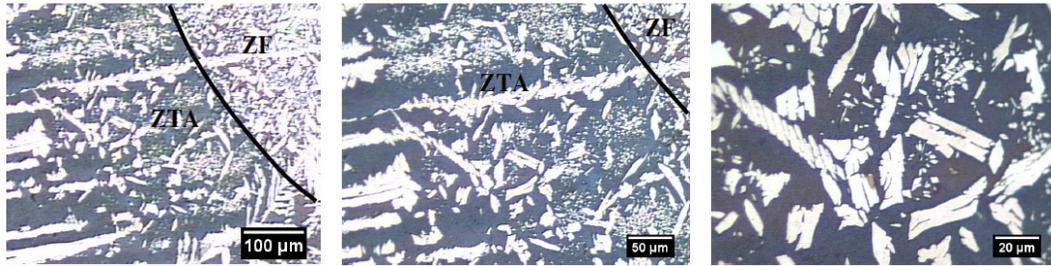
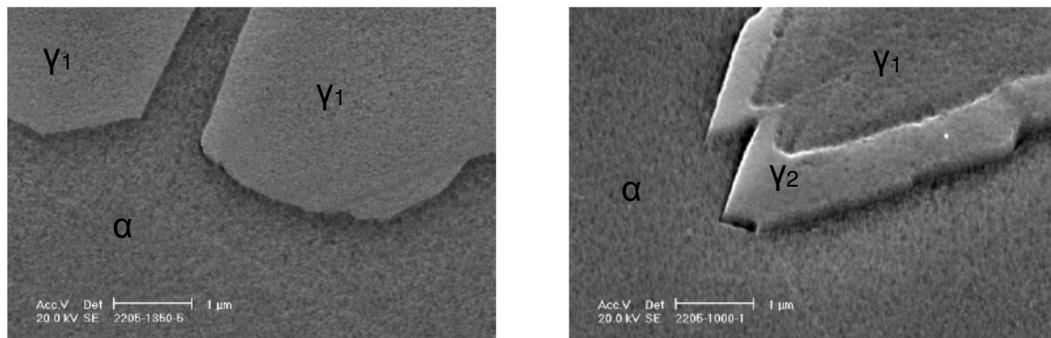


Figura 3.18: ZTA e ZF de um aço UNS S2304 soldada com processo SMAW mostrando o efeito os passes subsequentes na formação de γ_2 com diferentes aumentos (CARDOSO JUNIOR, 2012).

O mecanismo de formação de austenita secundária foi estudado em detalhes por Ramirez (2001), que propôs um mecanismo para formação de γ_2 na interface α/γ (Figura 3.19). De acordo com esse mecanismo, ocorre a precipitação cooperativa da M_2N e γ_2 , onde, primeiramente o M_2N nucleia na interface, resultando no empobrecimento de Cr e Mo (elementos estabilizadores da ferrita) na ferrita adjacente, levando a precipitação da γ_2 na interface α/γ , em seguida o Cr_2N se dissolve uma vez que está isolado na ferrita. Tal mecanismo é ilustrado através da Figura 3.20.



(a)

(b)

Figura 3.19: Diferenciação entre γ_1 e γ_2 no AID UNS S32205. Em (a) contornos de partículas de γ_1 após tratamento de ferritização a 1350 °C por 5 s. Em (b) crescimento de γ_2 a partir de partículas preexistentes de γ_1 , após reaquecimento a 1000 °C por 1 s. MEV-EC (RAMIREZ, 2001)

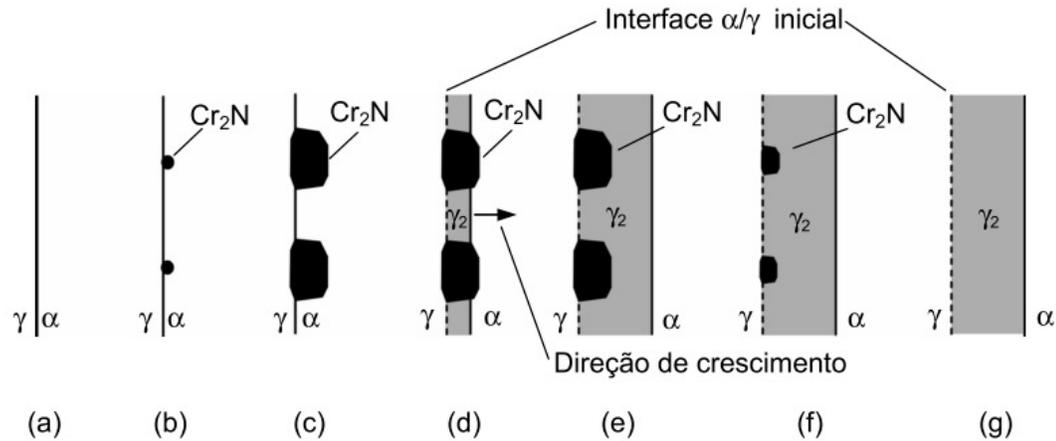
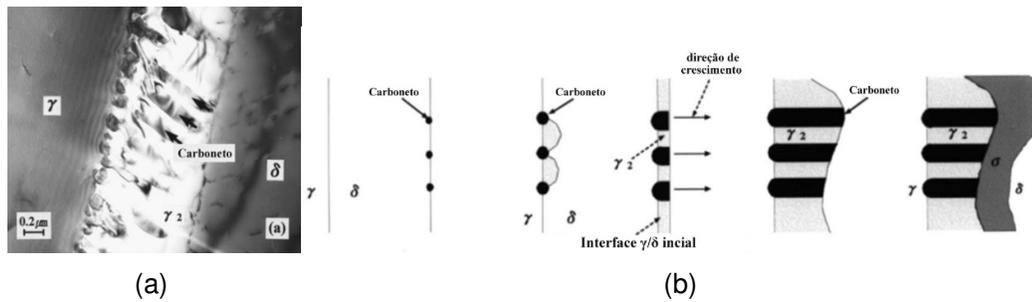


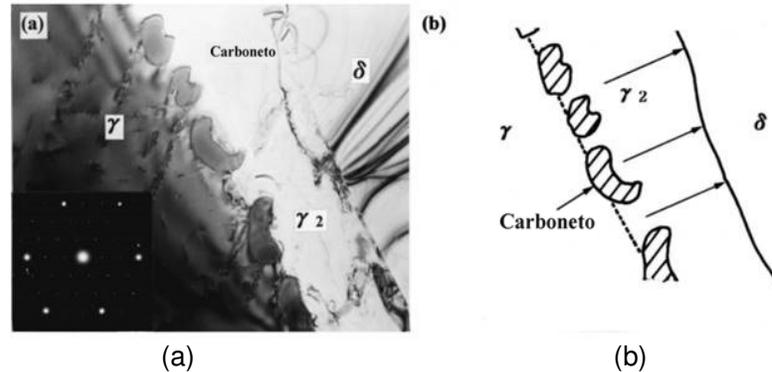
Figura 3.20: Diagrama esquemático mostrando a precipitação cooperativa de Cr_2N e γ_2 a partir da interface α/γ , seguida da dissolução do Cr_2N (RAMIREZ, 2001).

O nitreto de cromo está intimamente ligado na precipitação da austenita secundária intragranular. Durante o reaquecimento na faixa de temperatura entre 1000 e 1200°C os nitretos de cromo se dissolvem, liberando nitrogênio na matriz, que por sua vez favorece a precipitação de austenita (RAMIREZ et al., 2003), por ser um elemento estabilizante dessa fase.

A formação de austenita secundária também está associada a precipitação de carbonetos, segundo Lee, Cho e Choi (1999), que encontraram uma precipitação cooperativa entre $M_{23}C_6$ e γ_2 em tratamentos isotérmicos do AID SAF 2205. Duas morfologias foram observadas por esses pesquisadores: uma baseada na precipitação lamelar de carbonetos e γ na interface γ/α , dando origem à reação eutetoide $\alpha \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma_2$; e outra baseada na precipitação de carbonetos no formato de larva na interface original γ/α , com o conseqüente crescimento da γ_2 dentro da α . A precipitação dos carbonetos retira Cr da matriz ferrítica, que empobrecida nesse elemento transforma-se em γ_2 , transformação que rejeita Cr para a α adjacente, permitindo o crescimento de novos carbonetos. Em função do teor reduzido de C nos AID, a precipitação de carbonetos é limitada, dando origem a uma segunda reação eutetoide do tipo $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma$. Os mecanismos de precipitação lamelar e em forma de larva são apresentados, respectivamente, nas Figuras 3.21 e 3.22.



(a) Micrografia eletrônica de transmissão mostrando (a) a precipitação lamelar após o envelhecimento a 800 °C durante 1 h; (b) um diagrama esquemático que mostra a evolução microestrutural da precipitação lamelar e a migração da interface δ/γ (LEE; CHO; CHOI, 1999).



(a) Micrografia eletrônica de transmissão mostrando carbonetos $M_{23}C_6$, em formato de larva, no contorno de grão δ/γ para o SAF 2205 envelhecido por 800 °C durante 1 h; (b) diagrama esquemático da foto (LEE; CHO; CHOI, 1999).

3.3.2.3 Precipitação de fase sigma (σ)

Em 1907, antes mesmo do desenvolvimento dos aços inoxidáveis, Trixitschke e Tamman (1907), estudando o sistema Fe-Cr, suspeitaram da existência de um composto com 30 a 50% em peso de cromo. Em 1927, Bain e Griffiths (1927) encontraram no sistema Fe-Cr-Ni uma fase dura e frágil, denominada por eles de constituinte B (B de "brittle"). Em 1936, Jett e Foote (1936) denominaram este constituinte de fase sigma e em 1951, Bergman e Shoemaker (1951) estudaram detalhadamente e determinaram a estrutura cristalográfica da fase σ no sistema Fe-Cr. Em 1966 a fase σ foi encontrada por Hall e Algie (1966) em aços inoxidáveis austeníticos. A fase sigma tem uma estrutura tetragonal com 30 átomos por célula

unitária e pode ocorrer nos tipos de estrutura austenítica, ferrítica e austenítica-ferrítica (duplex).

A fase sigma é um composto intermetálico duro e frágil rico em Cr, Mo e Si e é considerada a fase mais danosa às propriedades dos AID dentre todas (VERMA; TAIWADE, 2017). A precipitação desta fase prejudica as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão dos AID (ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009). A Figura 3.23 mostra a queda brusca de tenacidade em função do aumento da fração volumétrica de fase sigma. As diferentes temperaturas de precipitação devem resultar em precipitados de diferentes formas e/ou tamanhos, resultando em diferentes comportamentos em relação à tenacidade. Contudo, independente da morfologia, a presença de fase sigma, mesmo que em pequenas quantidades (2% por exemplo), é extremamente danosa à tenacidade do material.

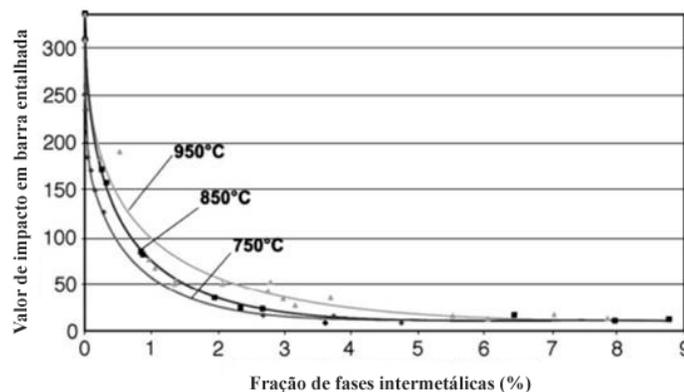


Figura 3.23: Influência da fração de fase σ na energia absorvida no ensaio de impacto com barra entalhada. As temperaturas explicitadas representam a temperatura de formação da fase sigma e a energia em J (POHL; STORZ; GLOGOWSKI, 2007).

Segundo Kobayashi e Wolynech (1999), o efeito nocivo da fase sigma na resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex foi relatado em vários trabalhos. Este efeito foi avaliado através de diferentes testes, tais como testes de corrosão generalizada, testes de corrosão localizada, testes de corrosão por frestas, testes de corrosão intergranular e testes de corrosão sob tensão.

Segundo Junior, Reick e Padilha (2000), nos aços austeníticos, a precipitação de sigma geralmente demanda centenas ou até milhares de horas e as frações volumétricas

precipitadas não são altas (WEISS; STICKLER, 1972; BARCIK, 1988). A precipitação, neste caso, pode ser representada por uma reação comum de precipitação: $\gamma \Rightarrow \gamma^* + \sigma$, onde γ^* é uma austenita empobrecida em cromo e eventualmente em molibdênio, em comparação com a austenita original. A precipitação se inicia nas interfaces α/γ e avança no grão ferrítico. No caso dos aços inoxidáveis duplex, a precipitação pode se completar em poucas horas e consumir toda a ferrita da microestrutura (NORSTRÖM; PETTERSSON; NORDIN, 1981; CORTIE; JACKSON, 1997). A Figura 3.24 mostra um aço inoxidável duplex envelhecido por 30 min a 850 °C, em que boa parte da ferrita foi transformada em fase σ . A reação eutetoide de formação da fase sigma leva também à formação de austenita, classificada por Pohl, Storz e Glogowski (2007) como austenita terciária (γ_3).

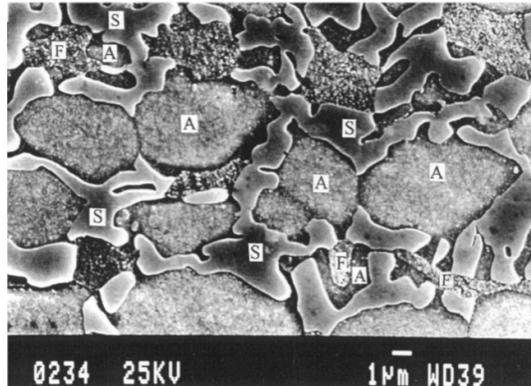


Figura 3.24: Precipitação de fase sigma ($\alpha \Rightarrow \gamma^* + \sigma$) no aço inoxidável duplex W. Nr. 1.4462 após envelhecimento a 850 °C por 30 minutos (REICK; POHL; PADILHA, 1998).

Nota: A = austenita; F = ferrita; S = fase sigma.

Segundo Pohl, Storz e Glogowski (2007) a fase sigma apresenta morfologias distintas de acordo com a sua temperatura de precipitação. Para temperaturas de precipitação mais baixas que 750 °C, a estrutura tem formato de coral (Figura 3.25 (c)). Neste caso, a quantidade de núcleos de fase sigma no início da precipitação é bastante alta, em função das distâncias de difusão mais curtas a baixas temperaturas. Assim, a menor velocidade de difusão provoca uma maior saturação local e leva a uma maior densidade de precipitações. Um comportamento de precipitação distinto pode ser observado a temperaturas próximas a 950 °C (Figura 3.25 (a)) em que a fase sigma é maior e mais compacta.

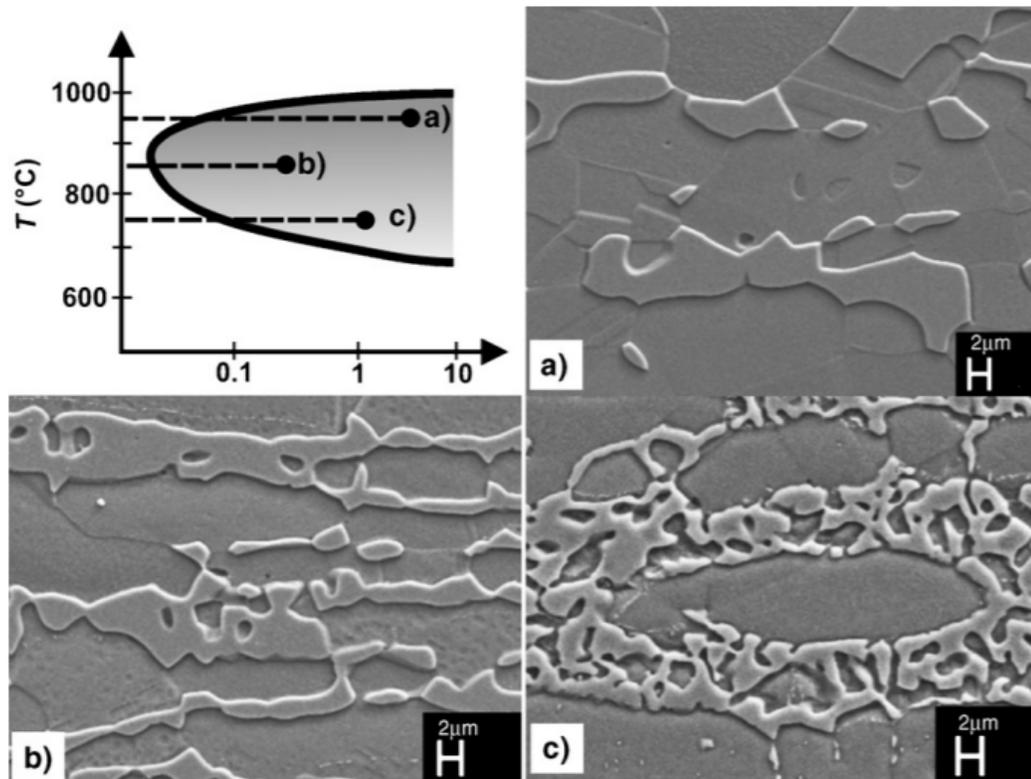


Figura 3.25: Morfologia da fase sigma de uma AID em relação à temperatura de recozimento isotérmico; (a) 950 °C, (b) 850 °C, (c) 750 °C.

Uma maior quantidade de austenita nos aços inoxidáveis duplex aumenta a susceptibilidade a formação de fase sigma devido ao maior teor de Cr, Mo e Si na ferrita (MAEHARA et al., 1893; NORSTRÖM; PETTERSSON; NORDIN, 1981). Além disto, adições de Cu e W nos AID aceleram a formação desta fase (RAMIREZ, 2001). Dessa maneira, a criticidade em relação a formação de fase sigma durante a soldagem aumenta com o aumento do teor de elementos de liga nos AID. Assim, para os AILD, e mesmo os duplex convencionais, a formação de fase sigma durante a soldagem é vista como um problema menos crítico do que para os aços inoxidáveis super e hiper duplex. Na prática, a formação de fase sigma raramente será um problema de soldagem para os AILD e AID convencionais, entretanto um controle rígido do procedimento de soldagem é requerido para os super e hiper duplex (KARLSSON, 2012).

3.3.2.4 Nitretos de cromo

Conforme já mencionado, o nitrogênio é adicionado intencionalmente aos AIDs para garantir diversas propriedades, inclusive melhor soldabilidade (ALVAREZ-ARMAS, 2008), entretanto, a solubilidade do N na ferrita é baixa, mesmo em altas temperaturas. A Figura 3.26 mostra que o limite de solubilidade do N cai com a redução da temperatura, atingindo um valor próximo a zero à temperatura de cerca de 1100 K. Assim, durante a soldagem, à medida que a microestrutura ferritizada da ZTA resfria rapidamente, a ferrita se torna supersaturada em nitrogênio, causando a precipitação do nitreto de cromo. Como resultado, tem-se uma microestrutura com grãos grandes de ferrita, baixa quantidade de austenita e a presença de precipitados de nitreto de cromo no interior dos grãos de ferrita (RAMIREZ; LIPPOLD; BRANDI, 2003).

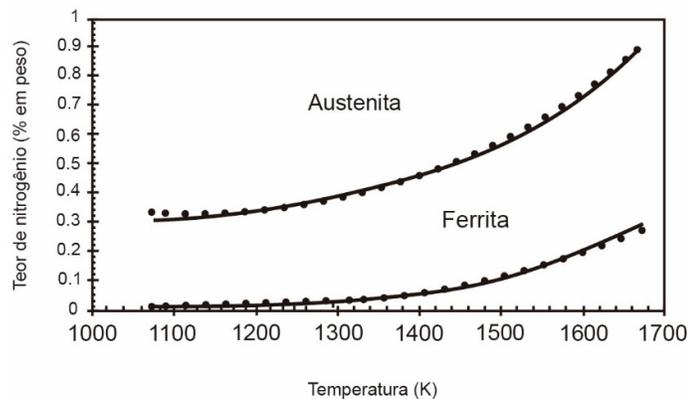


Figura 3.26: Teor de nitrogênio calculado com Thermocalc na ferrita e austenita, na condição de equilíbrio, em função da temperatura para o AID 2304 (HERTZMAN; FERREIRA; BROLUND, 1997).

Segundo Ramirez, Lippold e Brandi (2003), os nitretos de cromo são constituídos de bastonetes de Cr_2N ou placas de CrN e precipitam a partir da ferrita por nucleação e crescimento, seguindo uma curva cinética "C". A nucleação ocorre em deslocamentos, inclusões e contornos de grãos. A presença de nitreto de cromo afeta negativamente a resistência à corrosão (ver item 3.4) e a tenacidade dos AIDs. A Figura 3.27 apresenta Cr_2N em ZTAs simuladas e a Figura 3.28 mostra Cr_2N em ZTA de juntas soldadas.

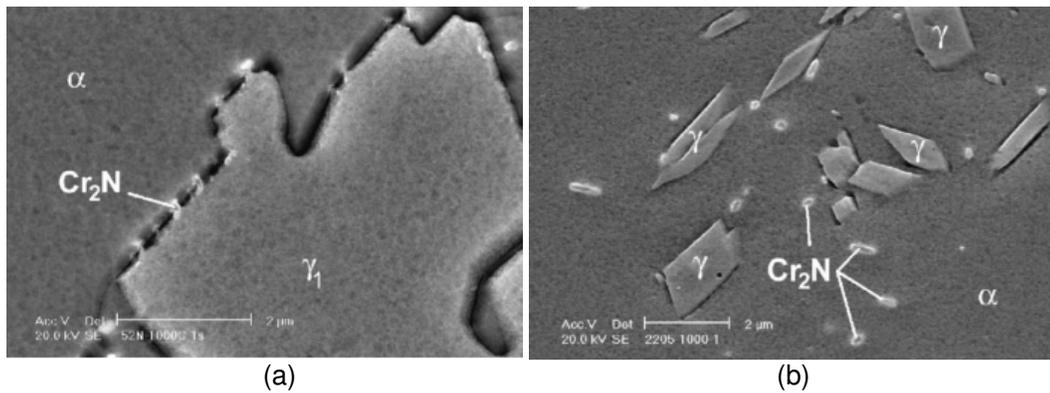


Figura 3.27: (a) Cr_2N no contorno de grão ferrita/austenita na ZTA simulada de um aço UNS S32550; (b) Cr_2N no interior de um grão ferrítico coexistindo com austenita intragranular na ZTA simulada de um aço UNS S32205 (RAMIREZ; LIPPOLD; BRANDI, 2003).

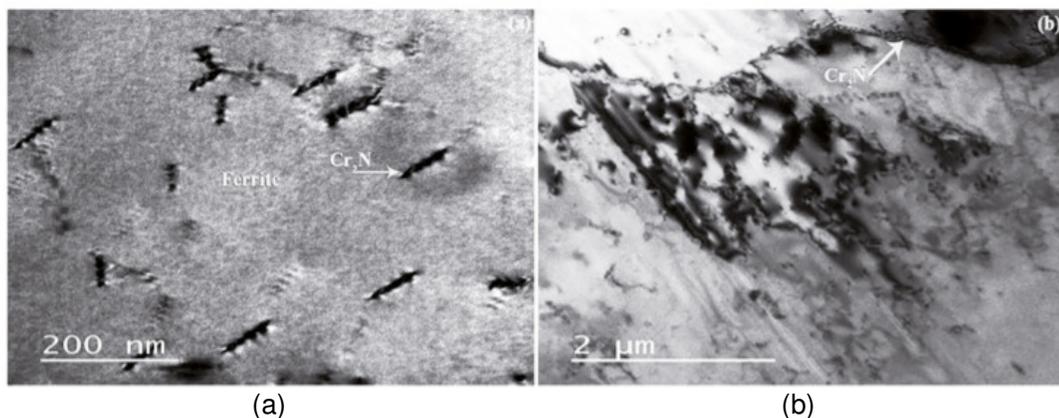


Figura 3.28: Cr_2N na ZTA de juntas soldadas. (a) MET dos nitretos intragranulares e (b) MET dos nitretos precipitados nas interfaces ferrita/austenita (SICUPIRA et al., 2017).

3.3.2.5 Outras fases: alfa prima (α') e chi (χ)

As fases alfa prima (α') e chi (χ) são menos relevantes no que diz respeito a soldagem de aços inoxidáveis lean duplex, que é o caso deste trabalho, e serão tratadas de forma mais resumida.

Segundo Souza (2012), a exposição do material por tempos suficientemente longos à temperaturas entre 350°C a 525°C pode levar à precipitação da fase α' . Estes precipitados ricos em cromo fragilizam a ferrita, o que pode levar à fratura por clivagem.

A formação de α' pode ocorrer por nucleação e crescimento quando o teor de cromo na ferrita é baixo ou, ainda, por decomposição espinoidal da ferrita quando o teor de cromo nesta fase é alto. O impacto da formação da fase alfa' sobre as propriedades mecânicas dos AID é mais agravante em temperaturas próximas a 475 °C, daí surgiu o fenômeno conhecido por “fragilização a 475 °C” (LA VECCHIA; BERTANZI; ROBERT, 1994). Contudo, os tempos de exposição necessários para formação desta fase nos AID são usualmente maiores que os impostos pelos ciclos térmicos de soldagem.

Segundo Alvarez-Armas e Degallaix-Moreuil (2009), a fase Chi (χ) pode ocorrer em aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e duplex e sua precipitação está associada a efeitos negativos sobre a corrosão e as propriedades mecânicas. Enquanto a fase sigma está presente no sistema binário Fe-Cr, a fase chi aparece apenas no sistema ternário Fe-Cr-Mo e nos sistemas quaternários Fe-Cr-Ni-Mo e Fe-Cr-Ni-Ti. Ainda em comparação com a fase sigma, a fase chi (χ) é mais rica em molibdênio e mais pobre em cromo. A ocorrência da fase de chi (χ) em aços inoxidáveis é condicionada ao teor mínimo de cerca de 2% em peso de Mo. O aço AID UNS S32304 possui teor de Mo abaixo de 0,6%, de forma que a precipitação da fase Chi (χ) não é um tema relevante na soldagem desses materiais.

3.3.2.6 Regiões da solda: zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA)

A microestrutura da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) podem ser muito distintas em relação à microestrutura do metal de base devido as diferenças de composição química e a história térmica imposta pela soldagem.

A evolução microestrutural da ZF durante o resfriamento pode ser explicada utilizando o diagrama da Figura 3.8. A solidificação do metal líquido como ferrita envolve o crescimento epitaxial a partir da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTATE), que possui um alto teor de ferrita, pois é submetida à temperaturas que se aproximam do ponto de fusão. O crescimento inicial da dendrita é orientado em relação ao gradiente térmico e produz uma estrutura ferrítica colunar (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006). Isso fornece as condições iniciais para novas transformações em estado sólido e dominará a estrutura final da zona fundida.

Com o resfriamento adicional, inicia-se a formação de austenita de contorno de grão ou alotromórfica (GBA), nucleando nos contornos de grãos da ferrita. A precipitação da

austenita começa abaixo da temperatura solvus da ferrita, entre 1300°C e 1050°C, dependendo da composição da liga. Em seguida, se forma a austenita de Widmanstätten como placas laterais a partir da GBA ou dos contornos de grão. Na sequência, a austenita intragranular (IGA) pode ser formada, este tipo de austenita requer maior força motriz e se precipita a uma menor temperatura em relação aos constituintes anteriores. O mecanismo de decomposição da ferrita em austenita nos AID depende da temperatura na qual esta se dá. Em temperaturas elevadas (650-1200°C), que é como acontece nas condições normais de fabricação dos AID, a austenita é formada por nucleação e crescimento e segue uma curva de cinética em “C” (RAMIREZ, 2001). Já em temperaturas mais baixas (300- 650°C) a transformação pode ser por um processo atérmico tipo martensítico (CHARLES, 1994; apud RAMIREZ, 2001).

A cinética da formação em estado sólido da austenita a partir da ferrita depende do tempo e temperatura. A difusão de elementos intersticiais (nitrogênio e carbono) é o que define a velocidade de crescimento da austenita. Assim, a taxa de resfriamento é de grande importância na determinação da extensão desta transformação sendo o resfriamento lento resulta em maior formação de austenita. As diferentes morfologias de austenita que podem se desenvolver na zona fundida (ZF) de soldas duplex são mostradas na Figura 3.29.

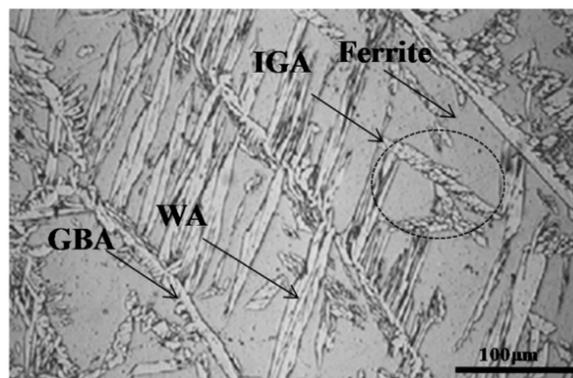


Figura 3.29: Microscopia óptica da região da ZF de uma solda obtida pelo processo SAW usando um consumível ER2209 em um aço 2205 (Sieurin e Sandstrom, 2006).

Analisando as transformações isotérmicas de aços inoxidáveis duplex com 26% de Cr e 5% de Ni, Southwick e Honeycombe(1980) propuseram que esta reação segue a equação de Avrami:

$$\frac{V_{\gamma}}{V_m(T)} = 1 - \exp[-b(T).t^{n(T)}] \quad (\text{Eq. 3.5})$$

Onde, V_{γ} é a fração volumétrica de austenita em função do tempo t ; V_m é fração volumétrica de austenita em equilíbrio; T é temperatura; b e n são parâmetros determinados experimentalmente.

De forma análoga, Atamert and King (1992) prosuseram a Equação 3.6 para a soldagem de aços inoxidáveis super duplex com aproximadamente 24,5% de Cr e 7,5% de Ni:

$$V_{\gamma} = C1 + C2.(Cr_{eq} - Ni_{eq}) + C3.\Delta t_{1250-800} \quad (\text{Eq. 3.6})$$

$\Delta t_{1250-800}$ é o tempo de resfriamento entre 1250 e 800 °C e $C1$, $C2$ e $C3$ são constantes obtidas experimentalmente.

Durante o resfriamento ocorre a partição dos elementos químicos, sendo que a austenita possui maior teor de elementos gamagênicos (Ni, N, Mn, Cu e C) e a ferrita maior teor de elementos alfa gênicos (Cr, Mo, Si, Nb) (OGAWA; KOSEKI, 1989; LIPPOLD; KOTECKI, 2005; ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009). Para caracterizar este efeito, é comumente usado o coeficiente de partição que pode ser definido, para um dado elemento, como a razão de seu teor na ferrita pelo seu teor na austenita.

Westin e Hertzman (2014) fizeram o mapeamento da composição química por EPMA modificada (“modified electron probe microanalysis”) do metal de base e de uma junta soldada pelo processo GTAW autógeno de um AILD UNS S32101. Ficou evidente a partição de diferentes elementos nas fases do aço, conforme ilustra Figura 3.30. Como a partição ocorre por difusão atômica, o coeficiente de partição é dependente da velocidade de resfriamento, sendo que menores velocidades de resfriamento permitem uma maior partição, enquanto que velocidades de resfriamento elevadas tendem a acarretar em um coeficiente próximo a 1.

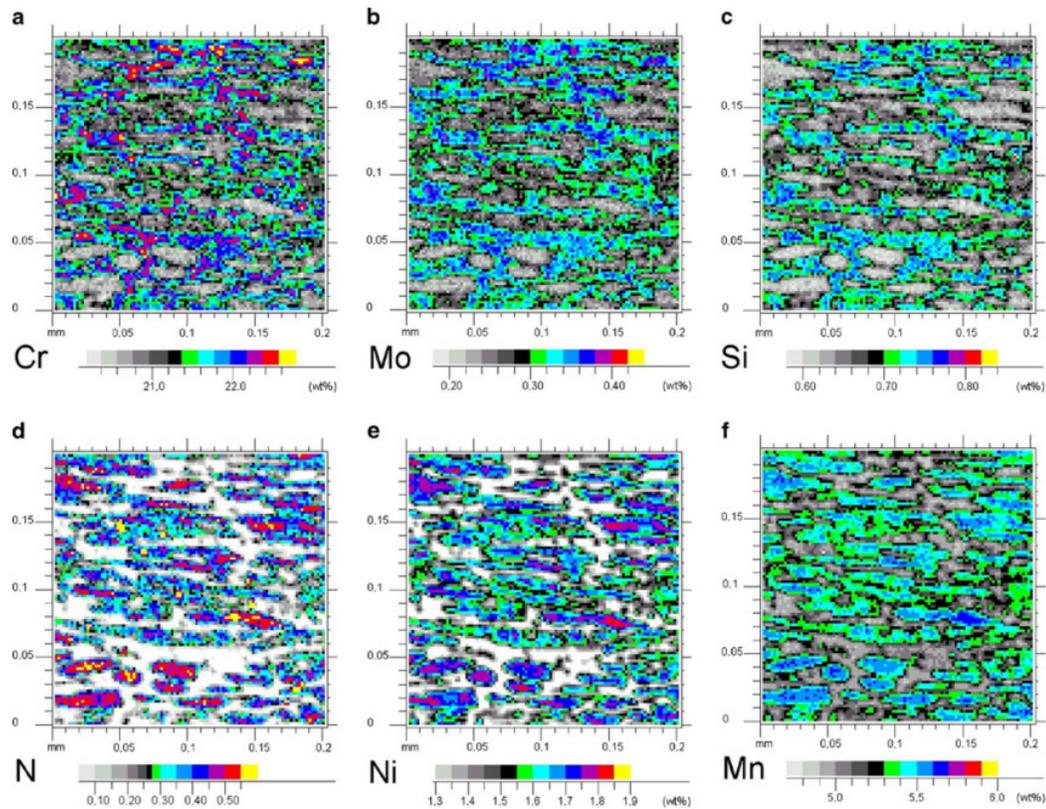


Figura 3.30: Composição química obtida por EPMA em um aço UNS S32101 (WESTIN; HERTZMAN, 2014).

Segundo Atamert e King(1992), Figura 3.31, a ZTA dos AID possuem duas regiões: a zona termicamente afetada de temperatura elevada (ZTATE), que é a região em que a temperatura de pico situa-se entre a temperatura de *liquidus* da liga e a de *solvus* da ferrita; e a zona termicamente afetada de temperatura baixa (ZTATB) em a temperatura de pico é menor que a temperatura de *solvus* da ferrita. A ZTATE passa pela dissolução da austenita original do metal base, crescimento de grãos ferríticos e a austenita volta a se precipitar durante o resfriamento, conforme já discutido. A ZTATB apresenta, durante o aquecimento, parcial dissolução da austenita, que durante o resfriamento atua como sítios para reformação da mesma e atua inibindo o crescimento dos grãos ferríticos. Essa austenita parcialmente dissolvida é chamada de austenita parcialmente transformada (PTA).

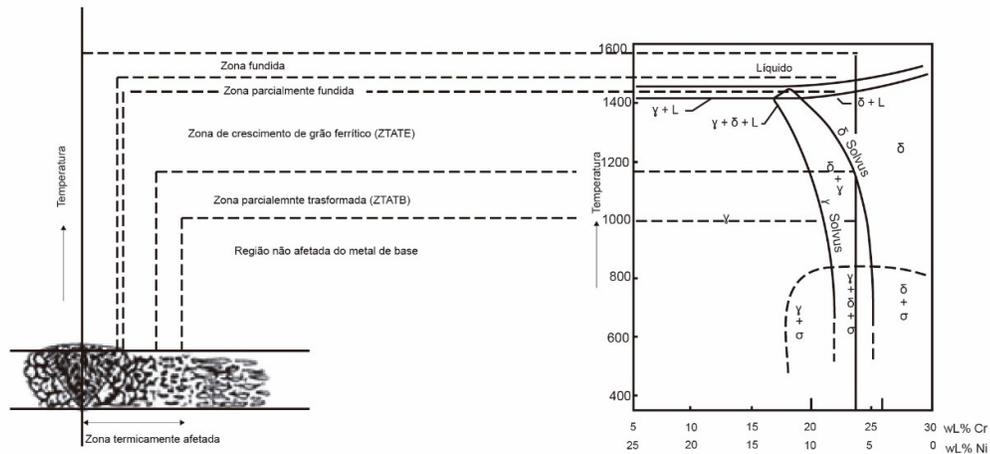


Figura 3.31: Diagrama esquemático da microestrutura de uma junta soldada de AID (ATAMERT; KING, 1992). Modificada.

A alta temperatura na ZTATE favorece o crescimento dos grãos ferríticos, sendo que seu tamanho é dependente do tempo e da temperatura (ATAMERT; KING, 1992). A evolução do tamanho dos grãos ferríticos de um aço superduplex submetido a 1350 °C por diferentes intervalos de tempo é mostrado na Figura 3.32.

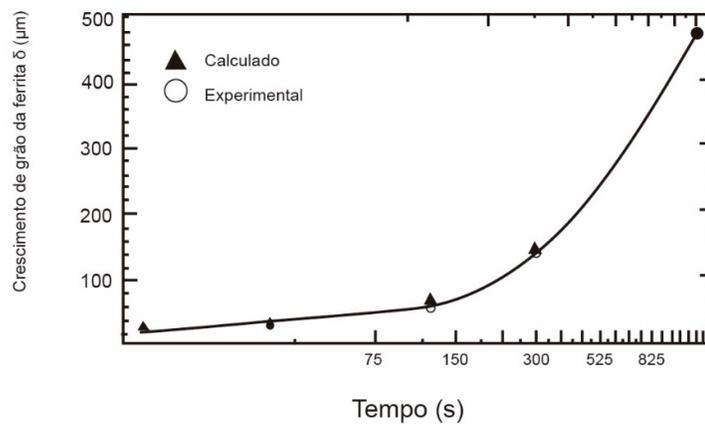


Figura 3.32: Tamanho de grão ferrítico para o aço Zeron 100 em função do tempo de exposição a 1350 °C (ATAMERT; KING, 1992).

A quantidade de austenita na ZTATE irá depender da composição química do material, do tamanho de grão ferrítico e da taxa de resfriamento (RAMIREZ, 1997). O crescimento de grão da ferrita reduz a área de contornos de grãos para a nucleação da austenita

alotriomórfica, para um dado volume de material (HERTZMAN; ROBERTS; LINDENMO, 1986). Por outro lado, a taxa de resfriamento irá influenciar no tempo disponível para a formação da austenita, sendo que elevadas taxas de resfriamento irão produzir soldas com menor fração de austenita na ZTATE (ATAMERT; KING, 1992), o que favorece a precipitação de nitretos nesta região (NILSSON, 1992; RAMIREZ, 1997; VERMA; TAIWADE, 2017).

Segundo Ramirez (1997), a fração de austenita na ZTATB é maior que na ZTATE. Portanto, a precipitação intragranular de nitretos é significativamente reduzida na primeira. No entanto, quando a velocidade de resfriamento supera um certo valor crítico, a resistência à corrosão localizada desta região pode ser afetada. Neste caso, os pites iniciam-se principalmente nos contornos α/α .

A energia de soldagem, a temperatura de pré-aquecimento e a temperatura de interpasse desempenham um importante papel na soldagem dos AID por definirem a microestrutura ZTA no que diz respeito ao balanço de fases, partição química (composição de cada fase) e formação de fases secundárias e intermetálicas.

3.3.3 Recomendações para soldagem dos AID

Todos os processos de soldagem por fusão podem ser utilizados, desde que procedimentos de soldagem adequados sejam seguidos (CARDOSO JUNIOR, 2012; KARLSSON, 2012; VERMA; TAIWADE, 2017). SMAW e GTAW são comumente usados para soldas menores e/ou em situações onde é exigido versatilidade. A soldagem TIG (GTAW) é o processo mais utilizado para a realizar o passe de raiz de soldas de tubos. O processo GMAW normalmente é usado em situações de soldagem na posição plana e que se requer alta taxa de deposição. O processo SAW é bastante aplicado em situações de soldagem de chapas mais espessas e que pode ser usada a posição de soldagem plana. Contudo, os processos de soldagem caracterizados por baixa energia de soldagem podem proporcionar uma excessiva ferritização na ZTA e na ZF e devem ser evitados ou usados com o devido cuidado, a não ser que sejam aplicados tratamentos térmicos de solubilização posteriormente (KARLSSON, 2012). Esses processos incluem soldagem por plasma (PAW), soldagem a laser (LW) e soldagem por feixe de elétrons (EBW) (VERMA; TAIWADE, 2017). O uso da soldagem por fricção (FSW) vem sendo reportada para os AIDs (RAI et al., 2011; THEODORO et al., 2015)

A composição química do metal depositado é importante para determinar a microestrutura da ZF, que é a região que experimenta maiores temperaturas de pico e tempos de permanência acima de uma temperatura crítica, seguida por um resfriamento acentuado. Em geral a solução para se obter uma microestrutura adequada na ZF, na condição “como soldada”, é a utilização de consumíveis de soldagem com maiores teores de Ni que o material de base (KARLSSON, 2012; VERMA; TAIWADE, 2017). Assim recomenda-se que os consumíveis possuam de 2 a 4% a mais de Ni que o metal de base, para manter a ZF com balanço de fases adequado após soldagem. O papel do Ni, neste caso, é favorecer a formação de austenita mesmo em condições de alta velocidade de resfriamento. A soldagem autógena só é recomendada para material de baixa espessura com procedimentos de soldagem especiais que requerem recozimento ou soldagem com adição de nitrogênio no gás de proteção.

A recomendação para soldagem de AID envolve a definição de um aporte de calor mínimo, para que a taxa de resfriamento não seja muito elevada, e máximo, para que não se resfrie muito lentamente. A temperatura de interpasse também deve ser controlada (em geral, menor que 250 °C), na soldagem multipasse para evitar a precipitação de fases danosas nos passes anteriores (WESTIN, 2010). A energia de soldagem máxima é frequentemente especificada pelos fabricantes de AID para evitar a precipitação de fases intermetálicas, especialmente a fase sigma (σ). Esta é também a razão para limitar a temperatura de interpasse máxima de aço inoxidável duplex soldado geralmente em 250 °C (WESTIN; JOHANSSON; PETTERSSON, 2013).

Segundo Karlsson (2012) os parâmetros adequados para soldagem dos AID são:

- Lean duplex UNS S32304: Energia de soldagem de 0,5 a 2,5 kJ/mm e temperatura interpasse máxima entre 150 e 250 °C;
- Duplex convencionais UNS S31803: Energia de soldagem de 0,5 a 2/2,5 kJ/mm e temperatura interpasse máxima entre 150 e 250 °C.
- Super duplex UNS S32750: Energia de soldagem de 0,2/0,3 a 1/1,5 kJ/mm e temperatura interpasse máxima entre 100 e 150 °C;

Segundo IMO (2009), para soldagem do AILD UNS S32304 a energia de soldagem deve ser entre 0,5 e 2,0 kJ/mm. Neste caso, o limite máximo é um pouco inferior ao mencionado por Karlsson (2012).

Tratamento térmico pós soldagem geralmente não é requerido, sendo que as propriedades desejadas podem ser atingidas através de um procedimento de soldagem adequado (WESTIN, 2010).

A escolha do gás de proteção irá depender basicamente do processo e do consumível de soldagem, porém pode ser modificada em função da composição química do metal de base, principalmente no sentido de reduzir a perda de N do mesmo. Adições de nitrogênio no gás de proteção e no gás de purga têm sido reportadas como benéficas para a soldagem autógena GTAW. As vantagens estão relacionadas ao aumento de resistência à corrosão localizada, devido à prevenção da perda de nitrogênio pelo metal base (HERTZMAN *et al.*, 1996; VILPAS; HANNINEN, 1999), a qual pode gerar uma microestrutura mais rica em ferrita na superfície do metal de solda com precipitados de nitreto de cromo nos grãos ferríticos expostos ao meio corrosivo, resultando na redução da resistência à corrosão localizada e da tenacidade (OGAWA; KOSEKI, 1989; BHATT *et al.*, 1999). Quanto maior o teor de nitrogênio do metal de base, maior a tendência de perda desse elemento durante a soldagem, podendo influenciar assim as propriedades desejadas. Na soldagem dos aços inoxidáveis lean duplex ligados ao nitrogênio esse fato possui grande importância (WESTIN; HERTZMAN, 2014).

Os processos de soldagem que geram escória, como os processos de soldagem com eletrodos revestidos e com arames tubulares “flux cored”, são menos susceptíveis ao fenômeno de perda de nitrogênio, já que a escória atua como uma barreira à saída desse gás (CARDOSO JUNIOR, 2012).

3.3.4 Processo de soldagem SAW

O processo de soldagem por arco submerso (SAW – *Submerged Arc Welding*) é um método no qual o calor requerido para fundir o metal é gerado por um arco elétrico estabelecido entre o arame de soldagem e a peça de trabalho. A ponta do arame, o arco elétrico, a poça de fusão e a peça de trabalho (na região soldada) são cobertos por uma camada de um material granulado denominado fluxo de soldagem. Assim, o arco elétrico não é visível, permanece submerso ao fluxo em questão. A Figura 3.33 mostra, esquematicamente, o processo SAW. O mesmo é empregado geralmente quando elevadas taxa de deposição e produtividade são requeridas, como na soldagem de chapas espessas em diversos tipos de indústrias, soldagem de filete em vigas e na solda

de revestimentos (FORTES; ARAÚJO, 2004).

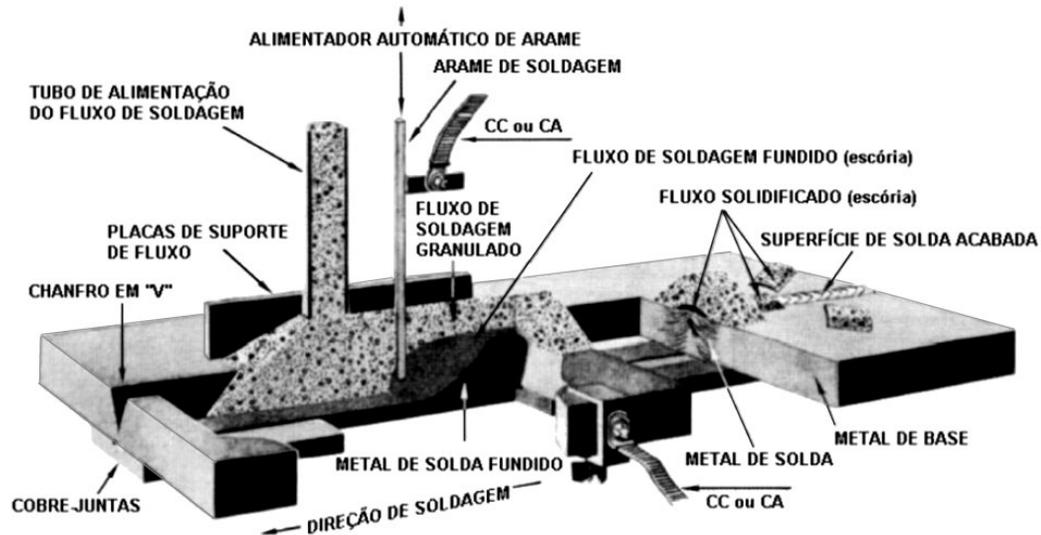


Figura 3.33: Desenho esquemático do processo SAW (FORTES; ARAÚJO, 2004).

Os fluxos para soldagem por arco submerso são compostos por minerais granulares e fusíveis que cobrem o arco e produzem proteção, ação escorificante e controle da geometria do cordão de solda. Eles influenciam fortemente a usabilidade e as propriedades mecânicas do metal de solda. Muitos fluxos diferentes estão disponíveis, cada um oferecendo características peculiares de desempenho, o que permite a otimização do processo para diferentes requisitos de aplicação (FORTES; ARAÚJO, 2004). Segundo o seu processo de fabricação, existem dois tipos de fluxo, os aglomerados e os fundidos. Os primeiros são fabricados através de aglomeração e posterior secagem/calcinção dos componentes e são mais empregados em função de seu menor custo de fabricação, enquanto os segundos são obtidos pela fusão dos componentes e posterior trituração em uma granulometria determinada.

O código ASME II Part C (2017) classifica os fluxos quanto a sua neutralidade, sendo que os fluxos neutros são definidos como aqueles que não produzem alterações significativas na composição química do metal depositado como resultado de mudanças na tensão do arco e, portanto, no comprimento do arco. Já os fluxos ativos, são definidos como aqueles que adicionam pequenas quantidades de manganês, silício ou ambos, que são elementos desoxidantes adicionados ao metal para melhorar a resistência à

formação de porosidade e trincas causadas pelos contaminantes do metal de base ou provenientes do próprio fluxo. Existem também os fluxos ligados, que segundo a ASME II Part C, são aqueles que podem ser usados com um arame de aço carbono para resultar em uma solda ligada, sendo, neste caso, os elementos de liga adicionados como ingredientes do fluxo. Essa mesma norma define o parâmetro de neutralidade (N) dado pela Equação 3.7.

$$N = 100 \cdot [\Delta Si(\%) + \Delta Mn(\%)] \quad (\text{Eq. 3.7})$$

N é o índice de neutralidade, ΔSi e ΔMn são, respectivamente, a diferença entre os teores de Si e Mn entre dois metais de solda sem diluição obtidos com os mesmos parâmetros de soldagem, exceto a tensão, que deve diferir em 8 V.

Uma outra forma de classificação dos fluxos é através do índice de basicidade definido pelo IIW (*International Institute of Welding*). Esse índice, conforme indica o próprio nome, classifica os fluxos quanto a sua basicidade (FORTES; ARAÚJO, 2004), conforme a Equação 3.8.

$$IB = \frac{CaO + CaF_2 + MgO + BaO + SiO + Li_2O + K_2O + Na_2O + 1/2(MnO + FeO)}{SiO_2 + 1/2(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)} \quad (\text{Eq. 3.8})$$

Os fluxos são considerados como básicos quando $IB > 1,5$, semi-básicos quando IB está entre 1 e 1,5 e ácidos quando $IB < 1$. Para escolha correta da combinação fluxo-aramé, diversos fatores devem ser avaliados, como: requerimentos mecânicos da junta; composição química do metal de base; espessura; limpeza do metal de base; posição de soldagem; dentre outros. Quanto maior a basicidade dos fluxos, menor o teor de oxigênio do metal de solda e, por consequência, maior tenderá a ser a tenacidade.

Embora seja muito difícil observar a transferência metálica do processo SAW (CHO et al., 2013), segundo Lancaster (1986) as gotas são transferidas por gravidade ou podem projetar lateralmente para colidir com a parede de fluxo fundido que se forma ao redor do arco. Esta transferência de metal é chamada transferência guiada por parede de fluxo (FWG), como mostrado na Figura 3.34.

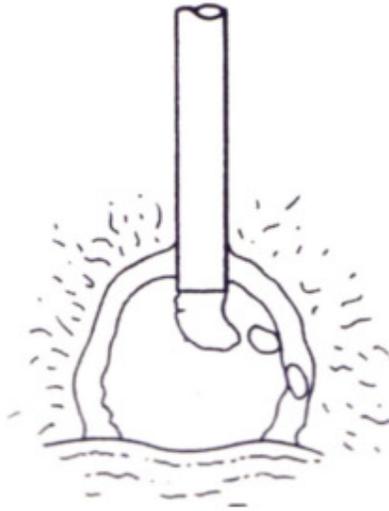


Figura 3.34: Transferência FWG no processo SAW (LANCASTER, 1986).

Mendez, Goett e Guest (2015) conseguiram realizar vídeos de alta velocidade na soldagem por arco submerso utilizando um túnel, através da solda, perpendicular a direção de soldagem. A câmera foi posicionada na extremidade do túnel, que foi fundido pela passagem do arco elétrico. Através desse estudo, eles concluíram que: não há indicação de curto-circuito na transferência SAW; acima de 500A se tem uma transferência globular não axial bastante caótica, envolvendo frequentes explosões, tanto para DC quanto para AC; as gotas são tão grandes que o efeito de capilaridade não é suficiente para mantê-las esféricas; os respingos e projeções ocorrem, mas são contidos pela parede de fluxo fundido. A Figura 3.35 mostra as imagens do interior da cavidade de fluxo.

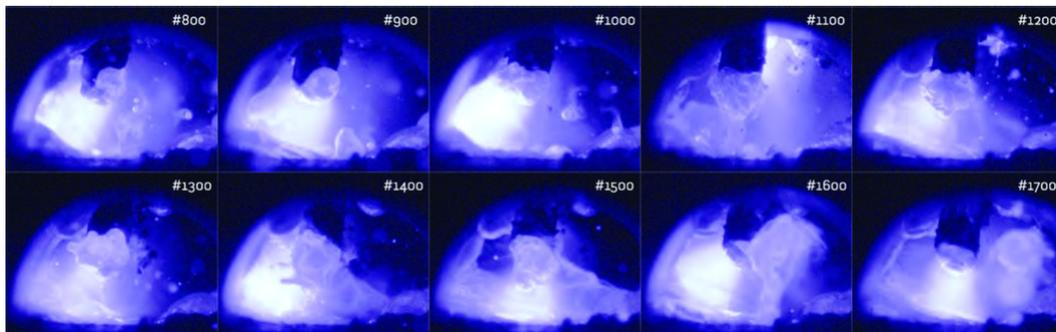


Figura 3.35: Transferência metálica em SAW para 500A, 30V e DCEP (MENDEZ; GOETT; GUEST, 2015).

A energia gerada pela fonte de soldagem é utilizada para fundir os arames, o fluxo e o metal de base. Christensen, Davies e Gjennundsen (1965) encontraram que a eficiência térmica do processo SAW está entre 0,90 e 0,99. Muitos estudos vem utilizando a eficiência térmica de 0,95 para simulação numérica envolvendo o processo SAW (SHOME, 2007; MOEINIFAR; KOKABI; HOSSEINI, 2011).

3.3.4.1 Variantes do processo SAW

Um dos fatores determinantes para a escolha do arco submerso é a sua elevada produtividade propiciada pela sua alta taxa de deposição e ciclo de trabalho. Diversas variantes deste processo foram desenvolvidas para aumentar ainda mais a sua produtividade. As formas mais comuns do processo SAW são:

- Arame único (*single wire*): apenas 1 arame utilizado;
- Arames geminados (*twin wire*): dois arames energizados por uma única fonte de soldagem;
- Arames tandem (*tandem wire*): múltiplos arames, sendo cada um deles energizado por uma fonte de soldagem;
- Adição de arame frio (*cold wire*): se refere à adição de arame não energizado na poça de fusão gerada pelo arco elétrico de um outro arame energizado. Assim, é possível aumentar a taxa de deposição sem aumento da energia de soldagem;
- Adição de pós metálicos: pós metálicos são adicionados ao fluxo, no arco elétrico ou na própria junta com objetivo de aumentar a taxa de deposição e/ou adicionar elementos de liga.

Pode-se também utilizar a combinação das variantes, como tandem mais twin, com duas tochas twin arc, cada uma com dois arames geminados; ou duas tochas, sendo a primeira com arame único e a segunda com arames geminados; dentre outras. Normalmente, quando se trabalha com duas ou mais fontes de soldagem, a primeira é em corrente contínua, sendo o eletrodo ligado ao polo positivo (CC+) para promover penetração. A outra (ou outras) é em corrente alternada (CA) para aumentar a deposição e reduzir o sopro magnético. Eventualmente, para CA balanços diferentes de onda (ex. 70% no polo negativo e 30% no polo positivo) também podem ser empregados através de fontes eletrônicas, permitindo uma enorme faixa de variação dos parâmetros.

3.3.4.2 Processo SAW com arame geminados e a adição de arame frio

Segundo Sharma, Arora e Mishra (2008), a soldagem com arames geminados (SAW Twin) é uma variante de soldagem do processo SAW caracterizada pelo uso de um tubo de contato com duas cavidades através das quais são alimentados dois arames. Este processo difere-se significativamente da soldagem em arco Tandem (duas fontes de alimentação), mas ligeiramente em relação ao processo convencional com um arame. Em vez de alimentar um arame, o alimentador está equipado com um conjunto duplo de roldanas e guias, para que os dois arames sejam alimentados simultaneamente, com a mesma taxa de alimentação. Ambos os arames são alimentados através de um tubo de contato comum para que a corrente de uma única fonte de energia seja distribuída entre os dois fios (Figura 3.36).

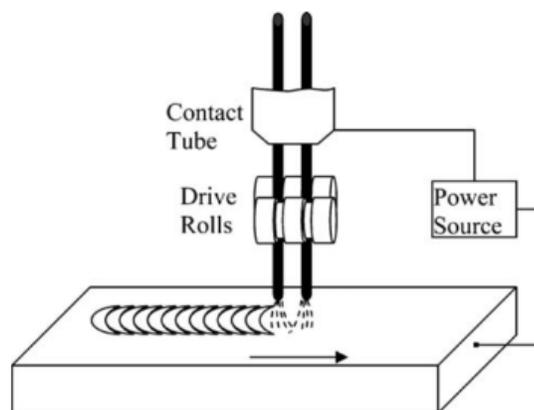


Figura 3.36: Processo de soldagem SAW com arames geminados (“twin-arc”) (SHARMA; ARORA; MISHRA, 2008).

Sharma *et al.* (2009) estudaram um modelo de transferência de calor para SAW com arames geminados. Neste trabalho, foi constatado que o modelo de fornecimento de energia para soldagem com arames geminados é diferente do modelo para um único arame, devido à interação mútua entre os dois arames, maior taxa de fusão e menor penetração. Nesse sentido, modelos utilizados para um arame precisam ser modificados para soldagem SAW com arames geminados.

Tušek (2000) estudou a taxa de deposição do SAW Twin em relação ao SAW convencional e em relação aos parâmetros de soldagem. A Figura 3.37 mostra que a

taxa de deposição do processo SAW Twin é significativamente maior que o SAW convencional. Tušek (2000) também modelou a taxa de deposição em função dos parâmetros de soldagem, chegando a Equação 3.9.

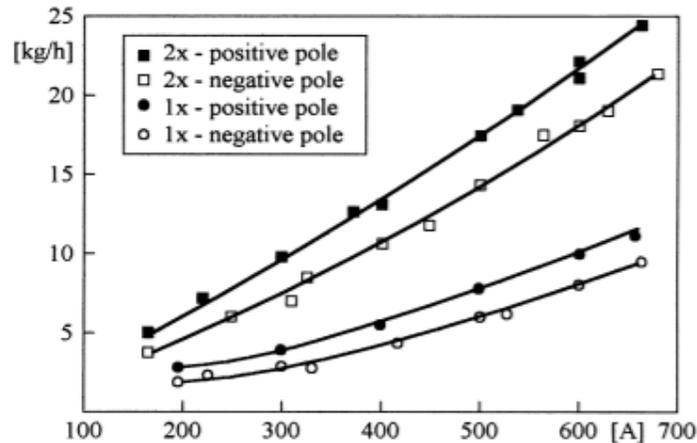


Figura 3.37: Taxa de deposição, em kg/h, em função da corrente de soldagem do processo SAW Twin versus SAW convencional (Single). Diâmetro do arame = 3mm; DPBC = 30mm; Tensão = 30V (TUŠEK, 2000).

$$DCEP \Rightarrow TD = 0,023931 - 0,739 + 3,6093 \cdot 10^{-6} \frac{I^2}{Ld^2} \quad (\text{Eq. 3.9})$$

$$DCEN \Rightarrow TD = 0,031931 - 0,876 + 3,0984 \cdot 10^{-6} \frac{I^2}{Ld^2}$$

Onde, TD é a taxa de deposição (kg/h), I é a corrente de soldagem (A), L é a DPBC (mm) e d o diâmetro dos arames (mm).

Segundo Sharma, Arora and Mishra (2008) o processo SAW com arames geminados pode aumentar de 30 a 50% a taxa de deposição em comparação ao processo SAW convencional, utilizando-se arames de menores diâmetros e mesma corrente de soldagem. Este autor, modelou a taxa de deposição partindo da equação definida por Tušek (2000) de forma a não levar em consideração a extensão do eletrodo, o que segundo Sharma, Arora and Mishra (2008) é impraticável de medir no chão de fábrica. Tanto Tušek (2000) quanto Sharma, Arora and Mishra (2008) trabalharam com soldagem de aços carbono.

Kesavan *et al.* (2016) avaliaram a adição de arame frio e a energia de soldagem no processo SAW convencional (com um arame quente) para soldagem de aço carbono. As taxas de deposição e a largura do cordão aumentaram com a corrente de soldagem. A taxa de deposição aumentou e o consumo de fluxo foi reduzido com a adição de arame frio.

Mohammadijoo *et al.* (2017) estudaram a adição de arame frio (AF) no processo SAW Tandem com dois arames, sendo o arame frio adicionado como um terceiro arame, para soldagem de aço carbono. Este trabalho encontrou um aumento de produtividade, associado a maior taxa de deposição, e também uma melhoria da tenacidade na ZTA. Ressalta-se que neste caso, a velocidade de soldagem foi aumentada para maiores adições de arame frio para manter o mesmo volume depositado por metro. Portanto, não se pode afirmar se a tenacidade foi melhorada em função apenas do arame frio ou da combinação entre este e a maior velocidade de soldagem, que resultou em uma menor energia de soldagem.

Ramakrishnan e Muthupandi (2012) conduziram experimentos com adição de arame frio no SAW Tandem para soldagem de chapas espessas (140mm) de aços carbono. Como resultado deste trabalho, o autor concluiu que a solda com arame frio teve menor diluição, diminuiu a ZTA em 30%, aumentou a quantidade de ferrita acicular melhorando as propriedades mecânicas, reduziu o número de passes em 40% e reduziu o consumo de fluxo em 30%.

Rigdal, Karlsson and Ostgren (2002) avaliaram a adição de arame frio no processo SAW convencional para soldagem de aços inoxidáveis duplex 2205 (Figura 3.38). Neste caso, foi empregado o arame quente de 3 mm e o arame frio de 2 mm, sendo a velocidade de alimentação de ambos iguais. Foram obtidas soldas com maior teor de austenita na ZF, que o autor atribuiu ao menor aporte de calor provocado pela adição de arame frio. As soldas foram submetidas à ensaios mecânicos e de corrosão e foram aprovados segundo normas internacionais de fabricação.



Figura 3.38: Cabeçote SAW com adição de arame frio (RIGDAL; KARLSSON; OSTGREN, 2002).

Todos os trabalhos mencionados acima utilizam arame frio, porém não no processo SAW Twin. Contudo, recentemente Castro (2016) realizou um trabalho avaliando a adição de arame frio entre arames quentes geminados (ICE™) para soldagem de aços carbono, concluindo que: há um aumento na taxa de deposição à medida que a razão arame frio/arame quente aumenta; a maior taxa de deposição é conseguida sem alteração no aporte térmico; a presença do arame frio na solda afeta a velocidade de alimentação dos arames quentes, sugerindo que a sua presença pode reduzir a capacidade do arco de fundir os mesmos; não foram percebidas alterações microestruturais consideráveis entre a soldagem sem e com arame frio; a zona termicamente afetada tende a ser mais estreita nas soldas realizadas com adição do arame frio quando se comparada a da solda realizada sem arame frio. Este autor propôs um modelo de fluxo de calor com base no balanço de energia, assumindo que parte do calor fornecido pelo arco elétrico foi usado para aquecer o arame frio e fundi-lo. Contudo, o modelo teórico desenvolvido, por não considerar o calor que retorna à poça na forma de energia térmica, superestimou o efeito do arame frio na temperatura da poça de fusão.

Os ganhos de taxa de deposição sem aumento da energia de soldagem foram reportados por todos os autores como sendo significativos. Isso resulta em menor número de passes de solda, menor consumo de fluxo, menor consumo de energia, menor distorção e menor custo total de soldagem. Contudo, a aplicação industrial do arame frio no processo SAW não se difundiu no mercado, isso está relacionado à dificuldade do correto posicionamento do arame frio no arco elétrico durante a soldagem. Oscilações de comprimento de arco, distância entre a peça e o bico de contato, corrente e velocidade de soldagem acarretam em variações significativas no

arco elétrico e conseqüentemente podem levar ao incorreto direcionamento do arame frio no arco. Quando o arame frio é adicionado entre dois arames quentes geminados, o mesmo é sempre posicionado no centro do arco elétrico, independente dos parâmetros de soldagem (Figura 3.39). Dessa maneira, é possível obter todas as vantagens supracitadas e reduzir as dificuldades operacionais. Na tecnologia de nome comercial ICE™ (*Integrated Cold Electrode*), a velocidade de adição do arame frio é relacionada à velocidade de alimentação dos arames quentes. Segundo ESAB (2018), o processo ICE™ também pode ser usado em *tandem arc*, com um arame único em CC+ colocado à frente (*“leading”*) e o ICE™ em CA em seguida (*“trailing”*). Essa é uma configuração bastante empregada na indústria, pois garante elevada penetração, devido à primeira tocha, e elevada taxa de deposição, em função do ICE™. Conforme observa-se na Figura 3.40, as taxas de deposição podem ser significativamente aumentadas utilizando-se a tecnologia ICE™.

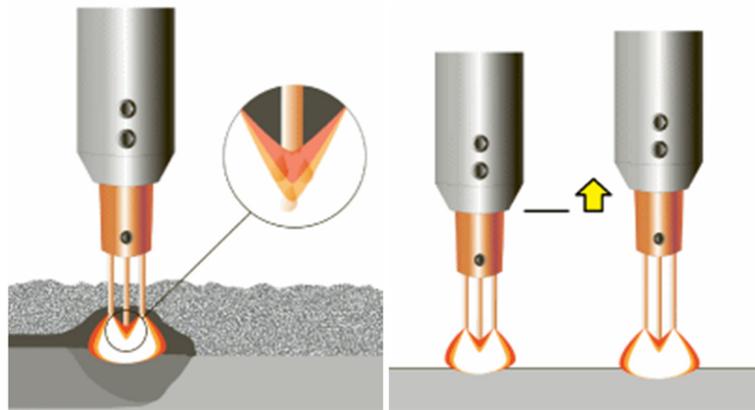


Figura 3.39: Tecnologia ICE™, um arame frio adicionado entre dois arames quentes geminados (ESAB, 2018).

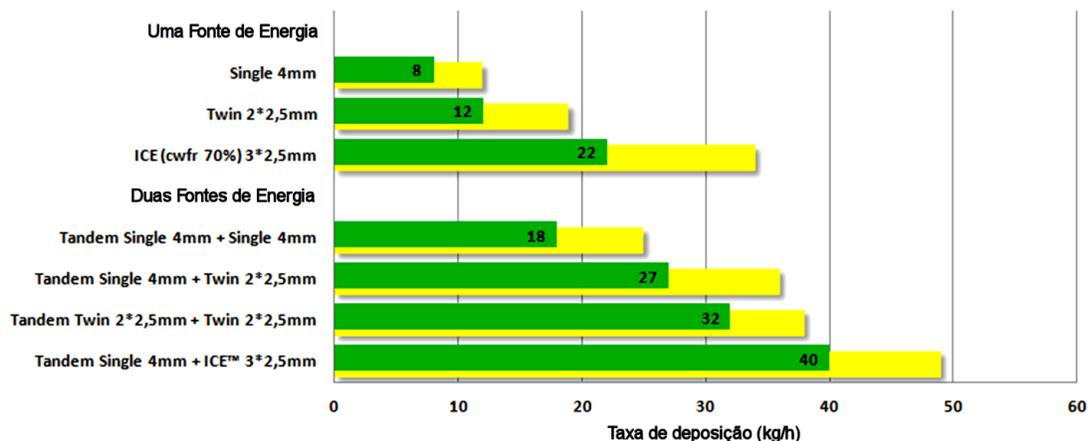
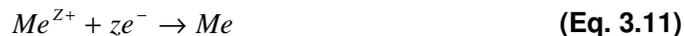


Figura 3.40: Taxa de deposição típica das variantes do processo SAW. As barras verdes representam os parâmetros típicos, enquanto as barras amarelas representam as faixas possíveis (ESAB, 2018). Figura traduzida.

Não foram encontrados trabalhos que utilizem a soldagem SAW com arames geminados e adição de arame frio para soldagem de aços inoxidáveis duplex. Com base na revisão bibliográfica acima, a utilização da tecnologia ICE para soldagem dos AID ainda é desconhecida e pode representar um caminho interessante, pois a soldagem dos AID é significativamente sensível à variações de composição química e ciclos térmicos e a adição de arame frio parece afetar esses dois fatores. Além disso, o trabalho vai de encontro com a demanda atual do mercado de aumento de produtividade, sem, necessariamente, aumentar a energia de soldagem.

3.4 Corrosão

A corrosão pode ser definida como o ataque destrutivo do metal pela interação com o ambiente, onde se observa a transferência de massa e carga elétrica. Ela é um processo eletroquímico, que usualmente não ocorre pela reação direta do metal com o meio, mas através da operação de várias reações eletroquímicas (MCCAFFERTY, 2010). A característica fundamental do mecanismo eletroquímico é a presença de um eletrólito. Para que a reação de corrosão ocorra, é necessário que ocorram simultaneamente a reação anódica, reação de oxidação (Equação 3.10), que libera elétrons, os quais se deslocam para outros pontos do metal onde ocorrem as reações catódicas, reações de redução (Equação 3.11), que consomem elétrons.



Um exemplo de reação catódica é a redução de dois íons de H^+ para liberar uma molécula de H_2 (Equação 3.12). Esta reação é predominante em ambientes corrosivos ácidos. Em ambientes básicos ou neutros predomina a reação de redução do oxigênio e da água (Equação 3.13). A Figura 3.41 apresenta de forma esquemática o mecanismo de corrosão do ferro em meios ácidos e básicos ou neutros.

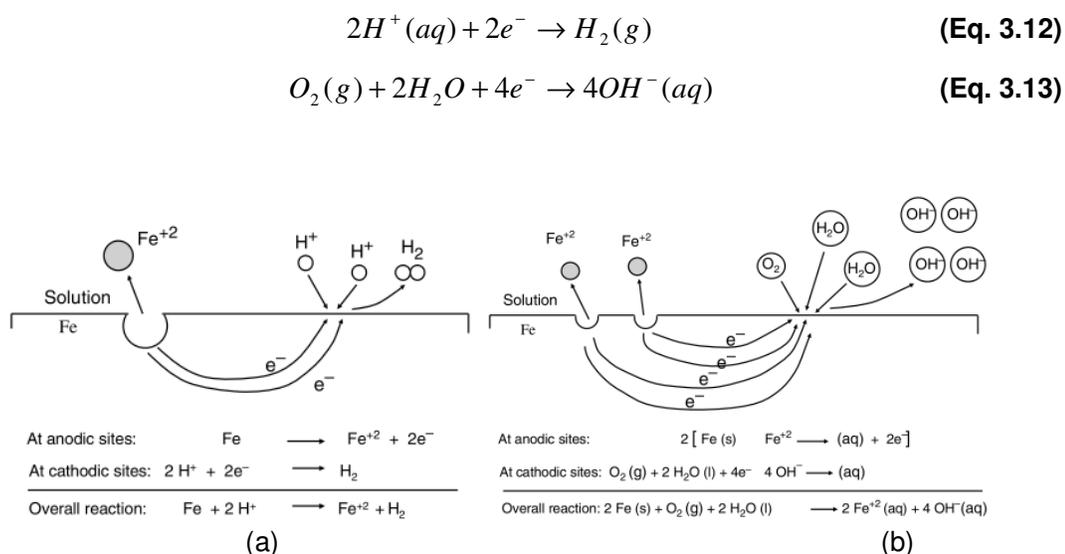


Figura 3.41: Exemplo de corrosão de uma liga de Fe em meio ácido (a) e em meio básico ou neutro (b) (MCCAFFERTY, 2010).

No processo corrosivo, portanto, há um fluxo de cargas originadas pelas reações de redução e oxidação, constituindo uma pilha eletroquímica quando o metal é imerso em uma dada solução, sendo que a resultante dessas cargas irá determinar o potencial de eletrodo ou simplesmente potencial.

A interface metal-solução e solução-atmosfera são de particular importância para o processo corrosivo, sendo a primeira de primordial interesse no estudo da corrosão (MCCAFFERTY, 2010). A interface metal-solução nem sempre é estável, sendo que as reações eletroquímicas podem ocorrer na superfície do metal, que neste caso passa a atuar como eletrodo. A solução contendo íons, ou o meio, é chamado de eletrólito. Quando as reações eletroquímicas se desenvolvem na superfície do metal, a interface

eletrodo/eletrólito adquire uma estrutura especial que é denominada dupla camada elétrica, onde é gerada uma diferença de potencial de forma similar à uma pilha eletroquímica, definida como potencial de eletrodo. Este é um importante parâmetro do processo de corrosão, tanto no aspecto termodinâmico quanto no cinético. Medidas do potencial do eletrodo são importantes na determinação da taxa de corrosão dos metais em vários meios e o controle deste potencial é objetivado no projeto da proteção anódica e catódica de um metal (FONTANA, 1986).

Quando o sistema está em equilíbrio, a corrente resultante das reações de redução e oxidação é igual a zero, e o potencial é o de equilíbrio. Ao passar uma corrente pelo sistema, o potencial se altera de forma a se opor à corrente aplicada e o material é dito como polarizado. Sendo que a magnitude da polarização é medida em termos da sobre voltagem com respeito ao potencial de equilíbrio de um eletrodo (FONTANA, 1986). A polarização de corpos de prova é uma das técnicas eletroquímicas utilizadas para determinar a resistência à corrosão dos materiais.

Fontana e Greene (1978) classificaram a corrosão em 8 tipos diferentes, são eles:

- Corrosão generalizada;
- Corrosão por frestas;
- Corrosão localizada ou por pite;
- Corrosão sob-tensão;
- Corrosão galvanica (entre dois metais);
- Corrosão intergranular;
- Corrosão seletiva;
- Corrosão por erosão.

Este trabalho irá se ater à corrosão generalizada e corrosão por pites, que serão as duas formas estudadas.

3.4.1 Polarização eletroquímica

A polarização eletroquímica ou polarização, como usualmente chamada, é a alteração do potencial do eletrodo em função da passagem de uma corrente elétrica. Se a polarização é anódica ocorre um deslocamento positivo do potencial de eletrodo, então o mesmo age mais “anodicamente” (MCCAFFERTY, 2010). Ao contrário, na polarização catódica o potencial de eletrodo é deslocado para a direção negativa. Um metal, que sofre corrosão numa dada solução de baixa resistividade elétrica, assume um potencial característico, designado como potencial de corrosão (E^*). Esse potencial é dado pela intersecção da curva de polarização anódica com a de polarização catódica ou, no caso de existir mais de uma curva de uma dada espécie, pela intersecção das curvas-soma (WOLYNEC, 2003).

Para impor experimentalmente a um eletrodo um potencial diferente do de corrosão é usado um potenciostato. Através do mesmo é possível, além de impor ao eletrodo o potencial desejado com relação ao eletrodo de referência, também medir a corrente de polarização e, inclusive, registrá-la em função do potencial. Pode-se, assim, obter as curvas de polarização experimentais, que representam a relação entre o potencial de eletrodo aplicado e a correspondente corrente medida no potenciostato. A Figura 3.42 ilustra esquematicamente um arranjo usado para o levantamento dessas curvas. A curva de polarização é resultante do efeito global de todas as reações que ocorrem simultaneamente sobre o eletrodo.

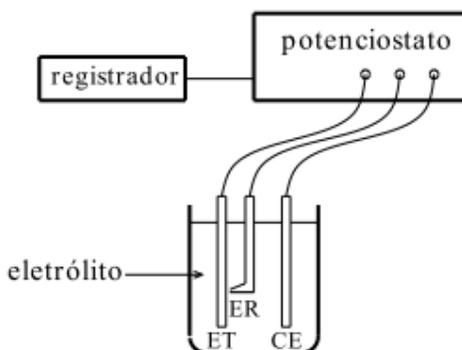


Figura 3.42: Arranjo experimental para a determinação do potencial de corrosão. ET = eletrodo de trabalho; ER = eletrodo de referência; CE = contra eletrodo (WOLYNEC, 2003).

Se o potencial aplicado pelo potenciostato for igual ao potencial de corrosão (E^*), nenhuma corrente será detectada pelo aparelho, pois neste potencial a corrente anódica (I_a) é totalmente neutralizada pela corrente catódica (I_c). No método potenciocinético ou potenciodinâmico varia-se continuamente o potencial de eletrodo (E) e registra-se a variação de corrente (ΔI), que também varia de uma forma contínua.

3.4.1.1 Polarização potenciodinâmica cíclica e o potencial de pite

Na Figura 3.43 é apresentado um esquema típico de uma curva de polarização de aço inoxidável em meio ácido, onde podem ser observadas regiões denominadas de catódica e anódica, esta última subdividida em regiões: ativa, passiva e transpassiva. Na porção catódica, ou nos potenciais abaixo do potencial de corrosão (E^*), a taxa de dissolução de metal é baixa, devido a predominância de reações catódicas, como a de evolução de hidrogênio ($2H^+ + 2e^- \rightarrow H_2$). Com o aumento do potencial há reversão de corrente no potencial de corrosão, e a partir daí tem início o trecho anódico da curva de polarização (MAGNABOSCO, 2001).

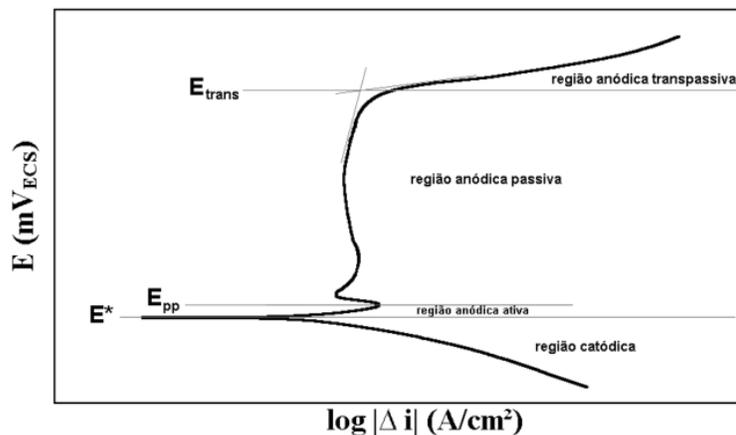


Figura 3.43: Esquema de curva de polarização típica de aços inoxidáveis em meio ácido (MAGNABOSCO, 2001).

Conforme observado na Figura 3.43, os aços inoxidáveis apresentam passivação, de forma que ao se aumentar o potencial acima de E^* , a corrente aumenta rapidamente até alcançar o potencial de início da passivação (E_{pp}). A partir desse valor, mesmo aumentando E , a corrente cai e permanece praticamente constante até chegar no

potencial de transpassivação (E_{trans}), que representa o momento que a camada de passivação é rompida e deixa de proteger o metal.

Apesar das excelentes propriedades protetivas das películas passivas dos aços inoxidáveis, pode-se ocorrer a quebra da passividade localmente, levando a fenômenos de corrosão localizada como a corrosão por pite (MAGNABOSCO, 2001). Segundo Sedriks (1986), uma das causas da quebra da película passiva é a presença de íons cloreto, os quais podem substituir as moléculas de água da película, criando complexos cloreto/metalo como os mostrados na Figura 3.44. Estes complexos são solúveis e ao serem removidos da película expõe o metal base ao meio corrosivo. Assim se tem o início de um processo autocatalítico e localizado de corrosão que origina, por exemplo, os pites. O potencial onde esse processo inicia-se é chamado potencial de pite (E_{pit}).

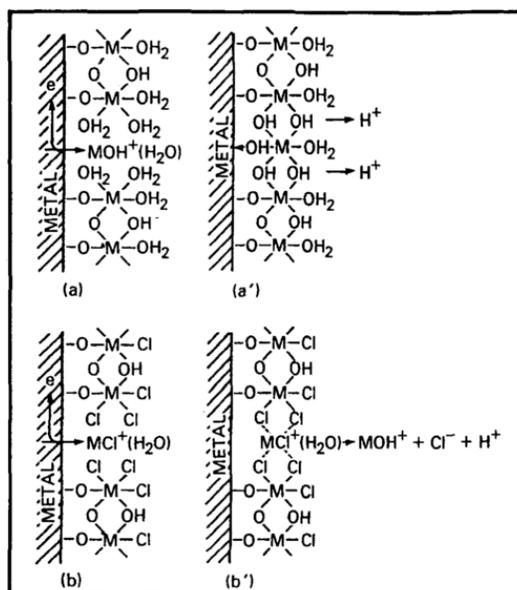


Figura 3.44: (a) formação da camada de passivação; (a') camada formada; (b) Cl⁻ substituem as moléculas de água (b') camada de passivação quebrada (SEDRICKS, 1986).

Sedriks (1986) ainda mostra de forma esquemática a redução do E_{pit} pela influência da presença dos íons cloreto (Figura 3.45(a)). Segundo esse mesmo autor, a presença de fases secundárias, fase sigma, chi, o sulfeto de manganês, os carbonetos e as zonas empobrecidas em cromo e molibdênio em torno dos precipitados, podem ter uma profunda influência tanto na manutenção como na degradação da passividade (Figura 3.45(b)).

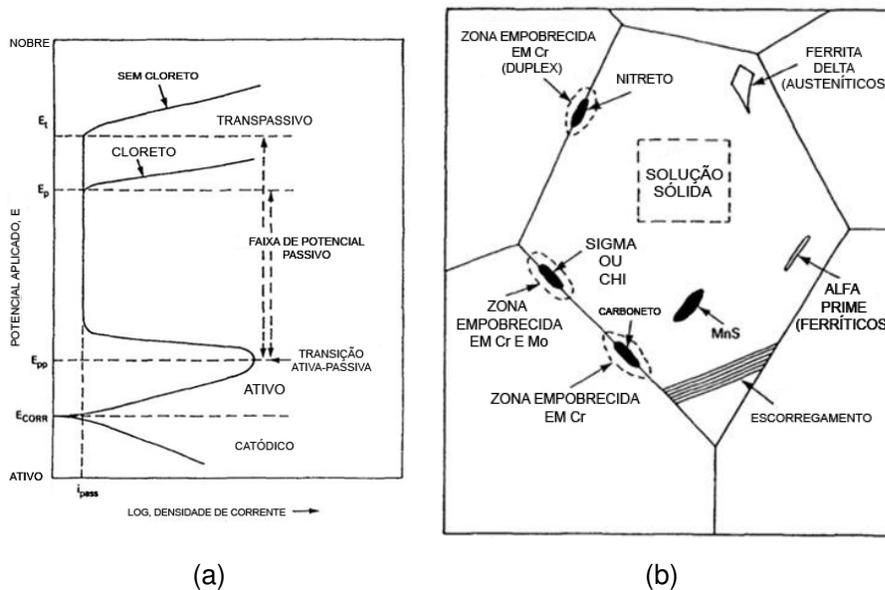


Figura 3.45: (a) Influência da presença de Cl^- na passivação dos aços inoxidáveis; (b) influência de precipitados, fases secundárias e deslocações na camada passiva (SEDRIKS, 1986).

As curvas de polarização cíclicas são utilizadas para estudo da corrosão por pite. Neste caso, assim que atingida a densidade de corrente de reversão Δi_{rev} definida (que, quanto maior, indica a maior penetração ou alargamento do pite, ou ainda um maior número de pites formados) a varredura de potencial é revertida, caminhando para potenciais catódicos. No momento em que a curva descendente cruza a curva original tem-se o chamado potencial de proteção (E_{prot1}), que recebe este nome pois abaixo deste não existe possibilidade de quebra da película passiva ou de sua não regeneração, estando o material imune a ocorrência de pites (MAGNABOSCO, 2001). Uma curva típica de polarização cíclica é apresentada na Figura 3.46.

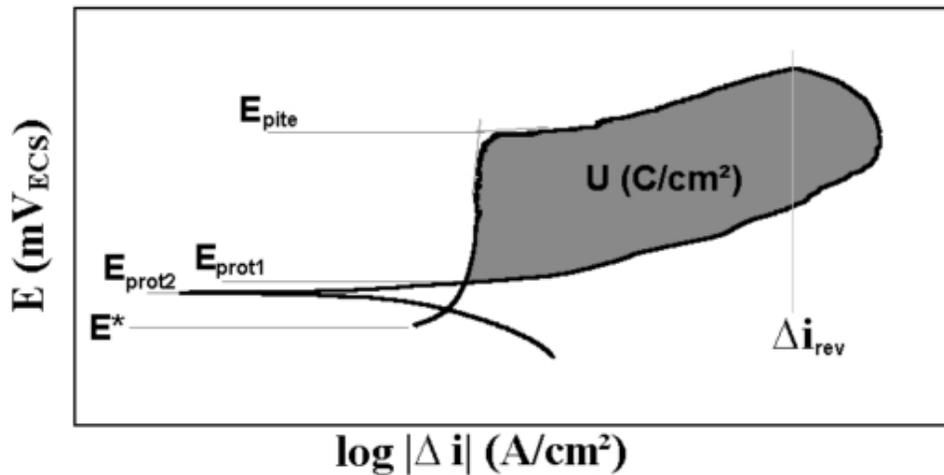


Figura 3.46: Esquema de curva de polarização cíclica de um aço inoxidável em solução contendo íons cloreto (MAGNABOSCO, 2001).

3.4.1.2 Polarização potenciodinâmica e a taxa de corrosão

Através da polarização é possível determinar a taxa de corrosão, em mm/ano por exemplo, dos materiais. Neste caso, a corrosão não necessariamente está restrita à corrosão por pite, podendo alcançar um nível de corrosão generalizada. A medida de taxa de corrosão é, em geral, associada à corrosão generalizada.

Segundo Enos e Scribner (1997), a densidade de corrente pode ser expressa conforme a Equação 3.14 como uma função do sobre potencial, η , em que η é a diferença entre o potencial aplicado e o potencial de circuito aberto ($E_{\text{aplicado}} - E_{\text{OPC}}$).

$$\eta = \beta \cdot \log \frac{I}{I_0} \quad (\text{Eq. 3.14})$$

Esta expressão é conhecida como equação de Tafel, onde β é a inclinação de Tafel, I é a densidade de corrente aplicada e I_0 é a densidade de corrente de troca (a taxa de reação no potencial reversível para essa reação particular). A inclinação de Tafel para as reações anódicas e catódicas que ocorrem no circuito aberto pode ser obtida a partir das regiões lineares da curva de polarização, conforme ilustrado na Figura 3.47. Uma vez que estas inclinações foram determinadas, é possível extrapolar as regiões anódicas e catódicas até o ponto em que as taxas de reação anódicas e catódicas (isto é, as correntes) são equivalentes. A densidade de corrente nesse ponto é a densidade

da corrente de corrosão (I_{corr}) e o potencial é o potencial de corrosão (E_{corr}). Uma condição essencial para que esse método possa ser utilizado é a de que o conjunto de valores experimentais de (η, I) , quando plotado num gráfico de η vs. $\log I$ determine pelo menos uma reta bem definida (WOLYNEC, 2003).

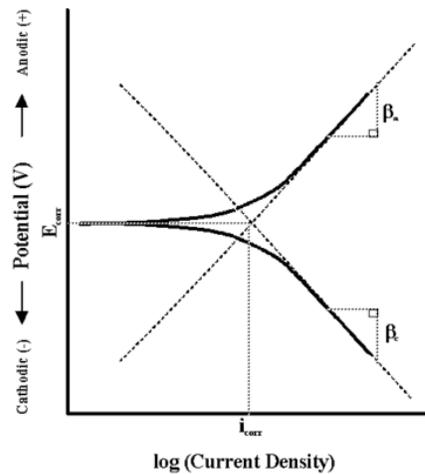


Figura 3.47: Cálculo da inclinação de Tafel e E_{corr} (ENOS; SCRIBNER, 1997).

A densidade de corrente de corrosão pode então ser combinada com a lei de Faraday e a taxa de corrosão pode ser calculada pela Equação 3.15 (KHATAK; RAJ, 2002).

$$R_{corr} = 0,0033 \cdot \frac{I_{corr} \cdot Eq}{\rho} \quad (\text{Eq. 3.15})$$

Onde R_{corr} é a taxa de corrosão, em mm/ano e Eq é o equivalente em peso do material, em g/mol.

3.4.2 Corrosão nos AID

O cromo, o molibdênio e o nitrogênio relativamente altos dos AID lhes conferem uma resistência à corrosão por pite significativa (IMOA, 2009). Principalmente em juntas soldadas, esta característica não é apenas determinada pela composição química, mas também pela história térmica. O *pitting resistance equivalent number* (PREN) mostra a influência dos elementos de liga na resistência à corrosão localizada (TAN et al., 2011). Uma vez que os elementos de liga são particionados entre as duas fases, com a ferrita rica em Cr e Mo e a austenita rica em Ni e N, a resistência à corrosão por pite é

determinada pela fase com menor PREN (WEBER; UGGOWITZER, 1998; PERREN et al., 2001; TAN et al., 2009 apud TAN et al., 2011).

Tan *et al.* (2011) ao submeterem juntas do AID UNS S32304 soldadas de forma autógena por plasma (PAW) ao ensaio de polarização para determinar a temperatura crítica de pite (TCP) constataram que: o corpo de prova soldado exibiu a TCP inferior ao metal de base, 23 e 33 °C, respectivamente; pites estáveis ocorreram preferencialmente nos grãos da ferrita na ZTA perto da linha de fusão (Figura 3.48(a)) e pites metastáveis foram nucleados na interface ferrita/austenita ou dentro dos grãos de ferrita; os pites se formaram preferencialmente na ferrita (Figura 3.48(b)). A explicação para isto, segundo este autor, é que durante os rápidos ciclos de resfriamento da soldagem, os elementos substitucionais alfa-gênicos não tem a capacidade de se difundirem significativamente para a ferrita, enquanto que o nitrogênio, que é um elemento intersticial gama-gênico, tem maior capacidade de se difundir para a austenita. Como resultado, a austenita passa a ter um PREN maior que a ferrita. Adicionalmente, o autor menciona que a precipitação de Cr_2N na ferrita também contribui para a menor resistência à corrosão por pite desta fase.

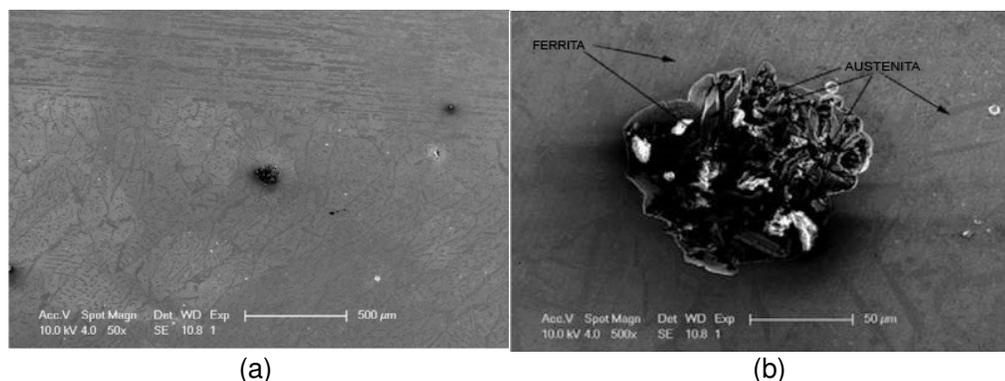


Figura 3.48: Morfologia dos pites de juntas soldadas pelo processo PAW após ensaio de TCP. (a) menor magnificação; (b) maior magnificação (TAN et al., 2011).

Chen *et al.* (2012) investigaram a resistência à corrosão por pite de ZTAs simuladas do aço UNS S32304, onde variou-se a taxa de resfriamento em 10, 20, 30, 50 e 100 °C/s entre 1200 e 800 °C. Todos os pites ocorreram na ferrita. A TCP reduziu com o aumento da taxa de resfriamento, segundo os autores, em função do menor PREN da ferrita, que determinou a resistência à corrosão por pite da ZTA. O menor PREN da ferrita para maiores taxas de resfriamento, Figura 3.49(a), foi atribuído ao menor tempo disponível

em altas temperaturas para difusão do Cr e Mo da austenita para ferrita e a maior tendência à precipitação de Cr_2N para elevadas taxas de resfriamento. Apesar disso, não foi encontrado evidências de precipitação dos mesmos próximo aos pites, pois, segundo os autores, estes precipitados são muito pequenos para serem observados no MEV.

Este mesmo trabalho identificou a ocorrência de pites próximo às inclusões não metálicas, caracterizadas como óxidos de Cr, Mn, Al, Fe e Ti, Figura 3.49(b). Apesar disto, Chen concluiu que as inclusões não foram o ponto chave para resistência à corrosão por pite, pois elas estavam presentes tanto na austenita quanto na ferrita e os pites ocorreram apenas na última.

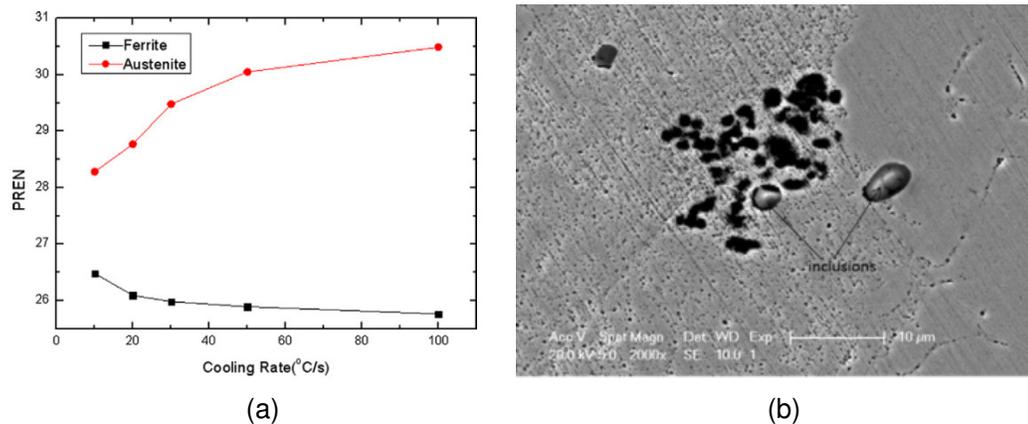


Figura 3.49: (a) PREN das fases em função da taxa de resfriamento em ZTA simuladas do aço UNS S32404 ($\text{PREN} = \text{Cr}\% + 3,3\text{Mo}\% + 20\text{N}\%$); (b) Pites próximo à inclusões não metálicas (CHEN et al., 2012).

Por fim, Liou, Hsieh e Tsai (2002) quantificaram o Cr_2N em ZTAs simuladas com diferentes ciclos térmicos para o AID 2205 com distintos teores de N. A quantidade de Cr_2N reduziu com redução da taxa de resfriamento, representada pelo aumento do $\Delta t_{8/5}$ na Figura 3.50(a). A nucleação dos pites foi atribuída à este precipitado. O potencial de pite, contudo, foi muito próximo para todas as taxas de resfriamento, Figura 3.50(b) e materiais. Isso leva a crer que o teor de N é menos relevante para o potencial de pite quando há presença de Cr_2N .

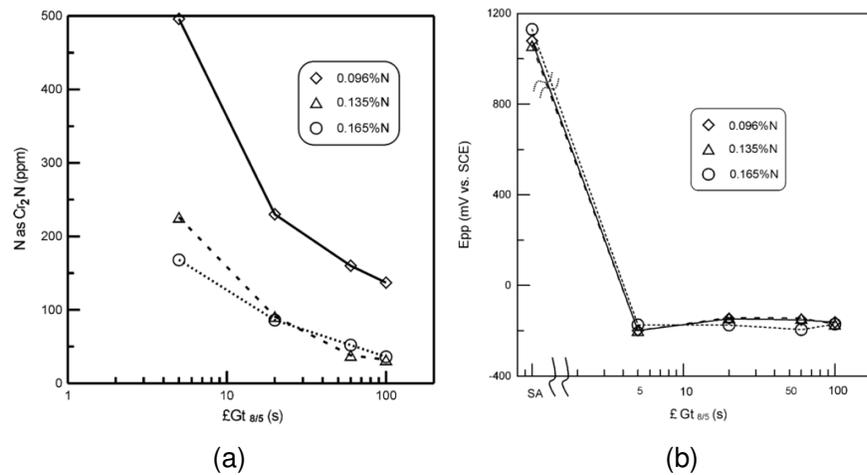


Figura 3.50: (a) Quantidade de Cr₂N em ZTAs simuladas com vários Δt_{8/5} para o AID 2205 com diferentes teores de N. (b) Efeito do Δt_{8/5} no potencial de pite (E_{pp}) das ZTAs. SA refere-se ao metal de base (LIOU; HSIEH; TSAI, 2002).

Portanto, a composição química das fases ferrita e austenita e a precipitação de Cr₂N são fundamentais para a resistência à corrosão por pite, e ambos os fatores são influenciados pelo ciclo térmico de soldagem, onde taxas de resfriamento menores produzem ferrita de maior PREN e geram menor precipitação de Cr₂N. Entretanto, taxas de resfriamento muito baixas podem levar à precipitação de outras fases deletérias, conforme já mencionado, o que seria prejudicial para a resistência à corrosão dos AIDs, como pode ser visto na Tabela 3-V. Pezzato *et al.* (2016) mostraram que a resistência à corrosão é reduzida pela presença das fases sigma e chi. Este autor menciona que a perda de tenacidade provocada por essas fases, entretanto, é mais danosa que a redução da resistência à corrosão.

Tabela 3-V: Parâmetros eletroquímicos de AID como recebido (AR) e após tratamento térmico para formação de aproximadamente 1% de fase sigma mais chi (PEZZATO *et al.*, 2016).

DSS	E_{corr} (V)	I_{corr} (A/cm ²)	E_{break} (V)	CPT (°C)
2205 (AR)	-0.19	$2.57 \cdot 10^{-7}$	0.97	58
2507 (AR)	-0.11	$1.15 \cdot 10^{-8}$	1.01	88
2205(1% $\sigma + \chi$)	-0.35	$5.77 \cdot 10^{-6}$	0.82	54.5
2507(1% $\sigma + \chi$)	-0.16	$1.47 \cdot 10^{-7}$	0.99	84.5

Quando submetidos aos ciclos de reaquecimento, como em soldas multipasses, por exemplo, pode ocorrer a formação de austenita secundária (γ_2). Está é mais susceptível

à corrosão localizada devido ao seu menor teor de Cr, Mo e N (NILSSON; KARLSSON; ANDERSSON, 1994), conforme evidenciado através da Figura 3.51 que mostra que a corrosão por pite se deu preferencialmente em uma região rica em γ_2 .

Segundo Ramirez (2001), acredita-se que a precipitação cooperativa do Cr_2N e da γ_2 tem uma relação direta com os menores teores de Cr e N da γ_2 , dado que o nitreto retira estes elementos da α , que posteriormente transformar-se-á em γ_2 . Desta maneira, a precipitação da γ_2 leva a uma diminuição na resistência à corrosão localizada (NILSSON; WILSON, 1993 apud RAMIREZ, 2001). Por um outro lado, devido à excelente tenacidade da austenita, a precipitação da γ_2 provoca a melhoria desta propriedade nas juntas soldadas dos AIDs (LIPPOLD; AL-RUMAIH, 1997; RAMIREZ, 2001).

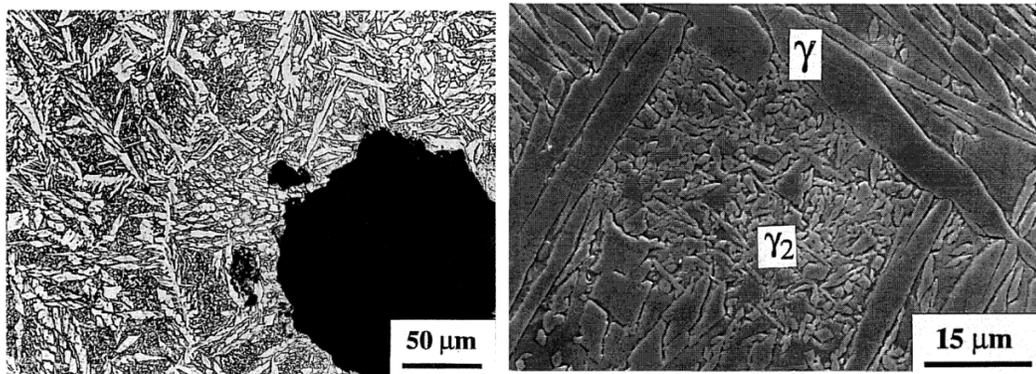


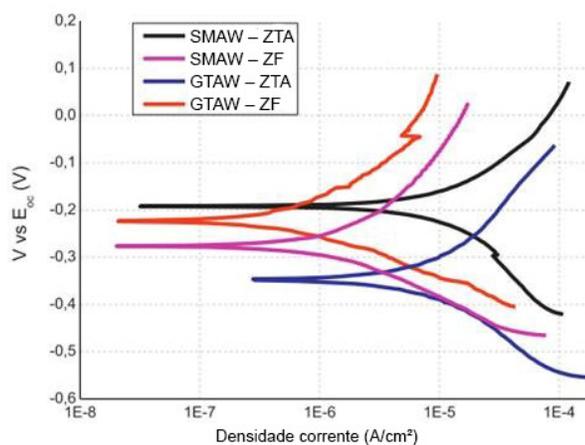
Figura 3.51: Corrosão localizada no metal de solda 25%Cr-4%Mo-9%Ni ocorrendo preferencialmente na austenita secundária (NILSSON; KARLSSON; ANDERSSON, 1995).

A corrosão generalizada nos AID é menos reportada na literatura do que a corrosão por pite. Como a corrosão generalizada é mais intensa, normalmente é mensurada em espessura perdida por tempo, por exemplo em mm/ano. Este tipo de corrosão é considerada menos crítica que a localizada por ser mais visual e facilmente monitorada (KHATAK; RAJ, 2002).

Segundo Pardal *et al.*(2013) em meios contendo ácido sulfúrico, em diferentes concentrações e temperaturas, as diversas designações de aços inoxidáveis duplex e superduplex apresentam comportamentos bem diferenciados com respeito a corrosão generalizada. As curvas de isocorrosão de diversos aços inoxidáveis duplex e

superduplex, para uma taxa de corrosão de 0,1 mm/ano com fluido estagnado de ácido sulfúrico, mostram que o AID UNS S31803 apresenta resistência à corrosão aceitável, à temperatura de 20°C, até concentrações de 30% de H₂SO₄. No entanto, o aço inoxidável superduplex UNS S32750 tem um limite de aplicação maior em relação à concentração de H₂SO₄ apresentando mesma taxa de corrosão para concentrações de 50%. No entanto, ligas contendo cobre, como as especificações UNS S32550 e UNS S32760, possuem taxa de corrosão comparável a uma liga de níquel (UNS S8028).

Makhdoom *et al.* (2017) estudaram a taxa de corrosão de soldas SMAW e GTAW em AID 2205. Os consumíveis utilizados foram de composição química 22%Cr-3%Mo-9%Ni para ambos os processos, sendo as curvas de polarização utilizadas para extrapolação de Tafel são apresentadas na Figura 3.52. A taxa de corrosão da ZF foi significativamente inferior a ZTA, que apresentou precipitação de Cr₂N e austenita secundária, os quais acarretaram em redução da resistência à corrosão desta região. Entre os processos avaliados, a taxa de corrosão do processo SMAW foi maior tanto na ZTA quanto na ZF, sendo isto atribuído à formação de uma quantidade relativamente maior de ferrita e nitreto de cromo em comparação ao GTAW.



(a)

Parâmetros Tafel							
Região da Solda		β_a (mV/década)	β_c (mV/década)	i_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	E_{corr} (mV)	Taxa de corrosão (mpy)	Qui-quadrado (χ^2)
GTAW	ZTA	347,3	237,7	4,00	-348,0	1,829	55,60 e - 15
	ZF	211,8	109,3	0,719	-223,0	0,328	20,75 e - 15
SMAW	ZTA	426,6	624,6	33,90	-192,0	15,48	86,80 e - 15
	ZF	347,9	157,3	0,877	-276,0	0,400	8,672 e - 15

(b)

Figura 3.52: (a) Curvas de polarização potenciodinâmica Tafel; e (b) parâmetros eletroquímicos obtidos. SMAW e GTAW (ZTA e ZF) (MAKHDOOM *et al.*, 2017).

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A influência da energia de soldagem e da velocidade de adição de arame frio nas características químicas, metalúrgicas e de resistência à corrosão de soldas duplex 22%Cr-9%Ni-3%Mo em aços lean duplex UNS S32304 foram avaliadas segundo o procedimento experimental apresentado, de forma simplificada, na Figura 4.1.

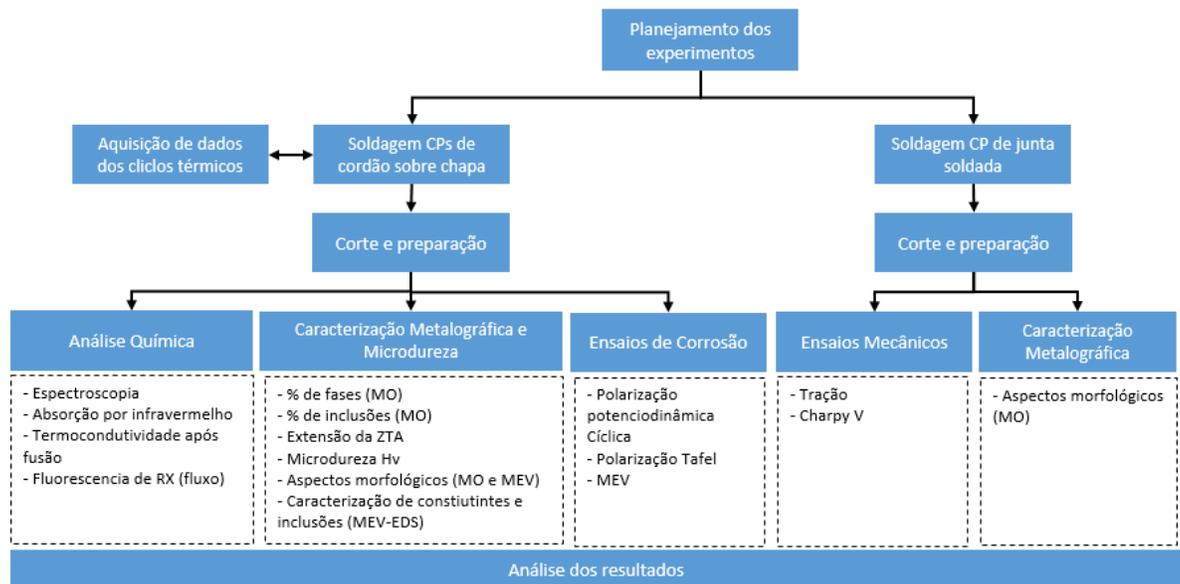


Figura 4.1: Fluxograma simplificado da parte experimental do trabalho.

4.1 Materiais

Foram utilizadas chapas de aço inoxidável lean duplex UNS S32304 de espessura nominal de 12mm, 300mm de largura e 300mm de comprimento, fornecidas pela APERAM South America. As chapas foram recebidas no estado recozido e decapado. Segundo o fabricante, a temperatura de recozimento foi entre 1050 a 1100°C, cujo valor objetivo é de 1070 °C. A Tabela 4-I apresenta as propriedades físicas do aço utilizado, conforme (DAVIS, 1994).

Tabela 4-I: Propriedades físicas do AID UNS S32304 (VOORT, 2004).

Densidade	7,8 g.cm ⁻³
Módulo de Elasticidade	200 Gpa
Coefficiente de Expansão Térmica Médio de 0°C a 100 °C	13,0 μm.m ⁻⁵ .°C ⁻¹
Coefficiente de Expansão Térmica Médio de 0°C a 538 °C	14,0 μm.m ⁻⁵ .°C ⁻¹
Condutividade Térmica	17 W.m ⁻¹ .K ⁻¹
Calor específico	450 J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
Resistividade Elétrica	0,8 μΩm
Temperatura de Fusão	1465 °C

Os consumíveis de soldagem empregados foram o arame sólido de especificação ASME II Part C A5.9 ER2209, diâmetro de 2,50mm, e o fluxo OK Flux 10.93, ambos fornecidos pela ESAB Indústria e Comércio LTDA. Segundo informação fornecida em catálogo pelo fabricante, o fluxo OK Flux 10.93 é um fluxo aglomerado básico não ligado para soldagem ao arco submerso de aços inoxidáveis de classificação EN ISO 14174 S A AF 2 56 54 DC, com índice de basicidade nominal de 1,70, densidade de 1 kg/dm³ e escória do tipo CaF₂-Al₂O₃-SiO₂. De forma a evitar qualquer variação entre os experimentos, utilizou-se o arame e fluxo de um mesmo lote de produção para todos os testes. A Tabela 4-II apresenta a faixa estabelecida por norma e a composição química real de cada um dos insumos utilizados nesse trabalho.

Tabela 4-II: Composição química, em % de massa, dos materiais utilizados e suas respectivas faixas normativas.

Material	Resultado	Concentração dos elementos em peso (%)									
		C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Cu	Mo	N
Chapa	UNS S32304 ⁽¹⁾	0,030	2,00	1,00	22,0-24,0	3,5-5,5	0,035	0,015	0,10-0,60	0,1-0,6	0,05-0,20
	Real	0,011	1,45	0,36	22,27	4,00	0,0232	0,0003	0,44	0,28	0,116
Arame	ER2209 ⁽²⁾	0,030	0,25-0,75	0,90	21,5-23,5	7,5-9,5	0,030	0,030	0,75	2,5-3,5	0,08-0,20
	Real	0,012	1,70	0,47	22,80	8,70	0,020	0,0010	0,10	3,10	0,170

⁽¹⁾ de acordo com ASTM A240 / A240M-17 (2017)

⁽²⁾ de acordo com ASME II PART C (2017)

Vale ressaltar que apesar do aço empregado ter baixo teor de Mo em sua composição (o que o classifica como um lean duplex), o consumível empregado foi um duplex convencional, com maior teor de Ni e Mo que o metal de base. Tal prática é muito utilizada no mercado, uma vez que o consumível de composição química mais próxima do AID UNS S32304 é o A5.9 ER2307 (ASME II PART C, 2017), de composição nominal

23% de Cr e 7% de Ni, o qual não é tão facilmente encontrado no mercado como o A5.9 ER2209 (ASME II PART C, 2017), de composição nominal 22% de Cr, 9% de Ni e 3% Mo. Do ponto de vista metalúrgico, a aplicação de um material mais ligado ao Mo, como o ER2209, é mais crítico em relação a formação de precipitados deletérios ricos em Mo, como as fases χ e π , contudo a formação dessas fases (e outras intermetálicas) dificilmente é um problema para soldagem para os AID lean e standard (KARLSSON, 2012). O custo do ER2209 é maior que do ER2307, pelo maior teor de Ni e Mo, de forma que esse seria uma desvantagem em relação a aplicação desse material em situações em que o ER2307 pode ser empregado.

4.2 Soldagem dos corpos de provas

Os equipamentos de soldagem utilizados foram uma coluna de soldagem SAW CAB 460 com cabeçote de soldagem tandem-ICE™ e fonte de soldagem Aristo AC/DC de 1000 amperes. Esse equipamento possui cabeçote de soldagem com duas tochas, uma de arame único e outra ICE™. Todos os experimentos foram realizados apenas com a tocha ICE™, que é composta por um sistema de arames geminados energizados (“twin-arc”) com a possibilidade de adição de arame frio entre os arames energizados, ou seja, adicionando-se até 3 arames na poça de fusão, essa configuração será chamada de ICE no decorrer do trabalho. A Figura 4.2 apresenta a imagem do equipamento utilizado, enquanto a Figura 4.3 detalha a tocha ICE™, onde os arames quentes são os arames energizados em “twin-arc” e o arame frio é o arame não energizado.

As chapas e consumíveis de soldagem foram recebidos em boa condição visual, sem nenhum tipo de dano. Antes da soldagem, as chapas foram esmerilhadas, utilizando-se disco de desbaste abrasivo específico para aços inoxidáveis, e o fluxo aglomerado foi ressecado a 300 °C por 2 h, conforme recomendação do fabricante ESAB.

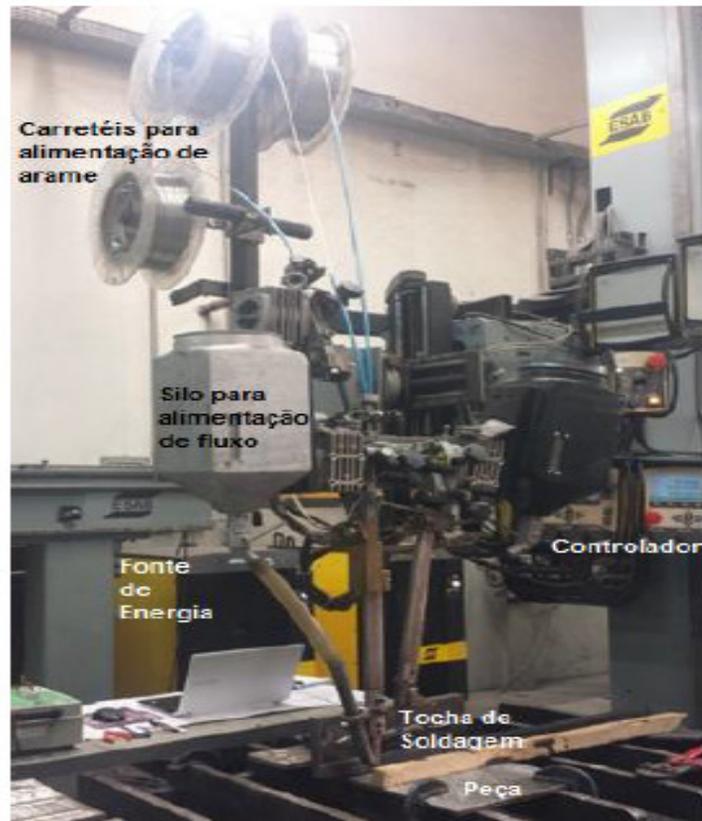


Figura 4.2: Fotos do equipamento utilizado para soldagem.

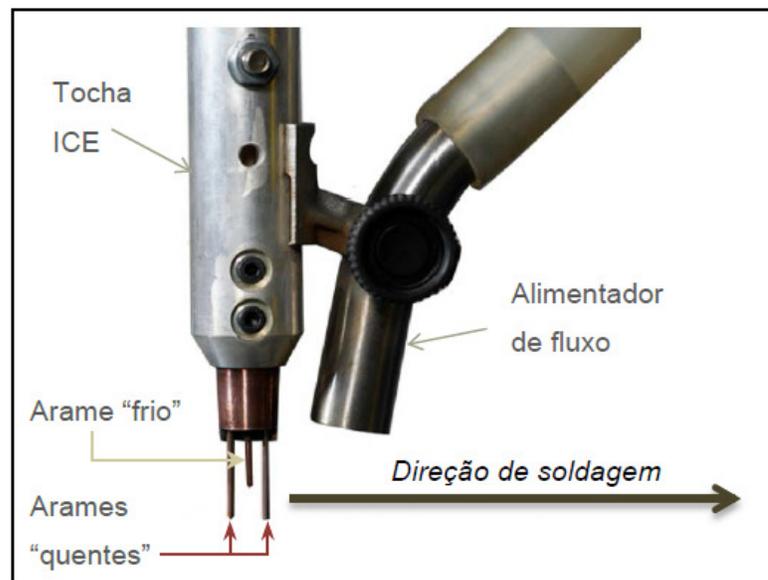


Figura 4.3: Tocha ICE e alimentador de fluxo (CASTRO, 2016).

Os parâmetros de soldagem foram determinados com base na recomendação da literatura de se manter a energia de soldagem entre 0,5 e 2,5 kJ/mm (KARLSSON, 2012) e nas condições operacionais do processo ICE. Contudo, um dos conjuntos de parâmetros foi propositalmente configurado para resultar em uma energia de 2,7 kJ/mm, de forma a extrapolar o limite superior indicado e estudar se adição de arame frio pode, de alguma forma, compensar a maior energia de soldagem sem haver danos metalúrgicos ao material.

Foram realizadas 3 configurações diferentes de corpos de provas: 1) cordões sobre chapas com passe único, chamados neste trabalho simplesmente de cordões ou cordões sobre chapas; 2) cordões sobre chapas sobrepostos para se obter um metal de solda sem diluição, denominados de metal de aporte puro; 3) e uma junta soldada com penetração total, chamada de junta soldada. Para todos os experimentos a corrente de soldagem, polaridade (DC+), tensão e a distância entre a peça e o bico de contato (DPBC=30mm) foram mantidas constantes. Foi variado apenas a velocidade de soldagem, para se obter distintas energias de soldagem (HI), e a velocidade de alimentação de arame frio (AF).

4.2.1 Cordões sobre chapas

A velocidade de soldagem foi modificada para se obter 4 energias de soldagem distintas. Para cada uma delas, variou-se a adição de arame frio (AF) em 0%, 50% e 100%. Esses valores percentuais correspondem à razão entre a velocidade de alimentação do arame frio em relação aos arames quentes, sendo a forma parametrizada pelo equipamento ICE™ para controlar AF. Dessa forma, foram obtidas 12 diferentes condições de soldagem, conforme detalhado através da Tabela 4-III. A identificação dos experimentos seguiu a lógica de “HI-AF”, ou seja, o experimento 1,6-50, por exemplo, corresponde a condição de teste com energia de soldagem de 1,6 kJ/mm e adição de arame frio de 50%.

Em cada chapa de 300 x 300mm foram soldados 3 cordões distribuídos conforme mostra a Figura 4.4. O primeiro cordão de uma determinada chapa foi sempre soldado em uma das extremidades, posteriormente a chapa era resfriada ao ar até uma temperatura inferior a 50°C, em seguida um novo cordão de solda era executado ao

lado do cordão anterior com um espaçamento entre eles de 75 mm. A abertura e fechamento do arco elétrico foi realizado a uma distância de 20 mm da borda da chapa.

Tabela 4-III: Parâmetros de soldagem utilizados em cada condição avaliada. Valores nominais parametrizados no equipamento.

Condição	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	HI (kJ/mm)	AF (%)
1,6-0					0
1,6-50	550	37	75	1,6	50
1,6-100					100
1,9-0					0
1,9-50	550	37	65	1,9	50
1,9-100					100
2,2-0					0
2,2-50	550	37	55	2,2	50
2,2-100					100
2,7-0					0
2,7-50	550	37	45	2,7	50
2,7-100					100

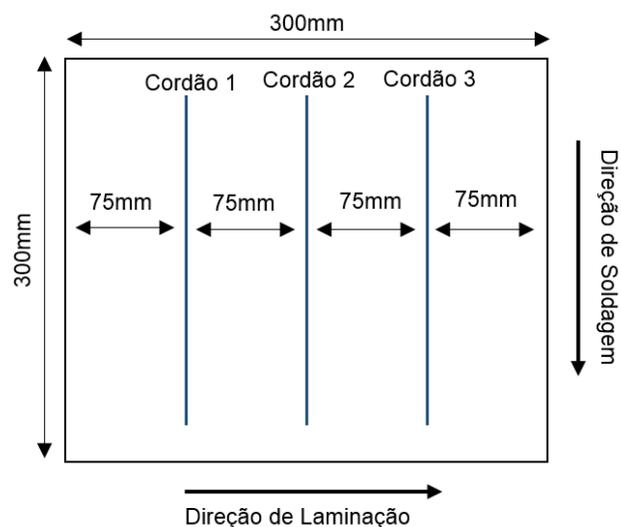


Figura 4.4: Distribuição dos cordões nas chapas de teste.

4.2.2 Metal de aporte puro

Foram produzidos corpos de prova (CP) de metal de solda sem diluição, sendo usado como substrato o mesmo material (chapa de AID UNS 32304) com 100x50x12mm. Sobre esta foram soldados 6 cordões de solda sobrepostos. Foram soldados 2 CPs, um

com 2,7 kJ/mm e 0% de AF e o outro com 2,7 kJ/mm e 100% de AF. Esses testes foram identificados como 2,7-0(SD) e 2,7-100(SD), em que “SD” se refere a “sem diluição”. Os parâmetros de soldagem foram os mesmos utilizados para as condições 2,7-0 e 2,7-100, Tabela 4-III.

4.2.3 Junta soldada

O teste de junta soldada foi realizado com o objetivo principal de avaliar as propriedades mecânicas da junta na condição mais extrema de energia de soldagem e adição de arame frio, portanto, foi utilizado o parâmetro de 2,7 kJ/mm e 100% de AF, mesmo parâmetro da condição 2,7-100 apresentado na Tabela 4-III. Neste caso, o CP foi identificado como 2,7-100(JS), onde “JS” faz referência a junta soldada. As chapas do AID UNS S32304 de 300x300x12 mm foram bixeladas usando fresa conforme configuração de chanfro apresentada na Figura 4.5(a).

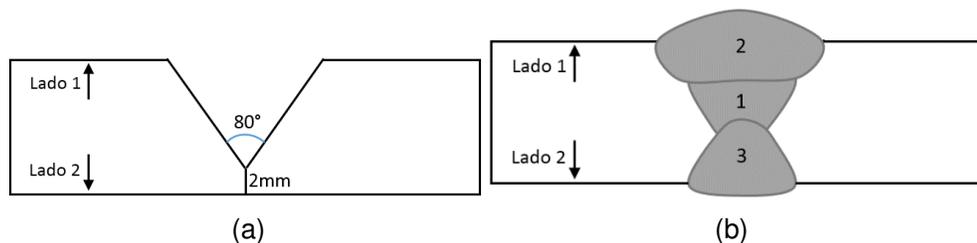


Figura 4.5: (a) Configuração de chanfro usada para junta soldada; (b) sequência de passes.

Inicialmente foram realizados dois passes pelo lado 1. Em seguida, realizou-se a goivagem do lado 2 com aproximadamente 3 mm de profundidade e 10 mm de abertura na superfície da chapa, e então efetuou-se o terceiro passe (Figura 4.5(b)). A goivagem foi realizada utilizando-se esmerilhadeira e disco de corte e desbaste específico para aços inoxidáveis. Todos os passes foram realizados com o mesmo parâmetro de soldagem.

4.3 Ciclos térmicos de soldagem

A aquisição dos ciclos térmicos foi realizada durante a soldagem dos cordões sobre chapas para as condições extremas de energia de soldagem. Complementarmente, foram feitos testes adicionais com AF igual a 20% (Tabela 4-IV).

Tabela 4-IV: Condições de soldagem utilizadas para aquisição dos ciclos térmicos.

Condição	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	HI (kJ/mm)	AF (%)
1,6-0					0
1,6-20 ⁽¹⁾	550	37	75	1,6	20
1,6-50					50
1,6-100					100
2,7-0					0
2,7-20 ⁽¹⁾	550	37	45	2,7	20
2,7-50					50
2,7-100					100

Nota: ⁽¹⁾ Usado apenas para registro térmico.

Para cada cordão de solda, o ciclo térmico foi registrado utilizando-se três termopares do tipo K, cromel-alumel, de 0,2 mm de diâmetro e faixa de utilização de até 1250 °C. Estes foram fixados no interior de furos de cerca de 2 mm de diâmetro realizados no lado oposto ao de soldagem e alinhados com o centro dos cordões de soldagem, conforme esquema apresentado na Figura 4.6 e foto da Figura 4.7. A fixação foi feita através de soldagem por descarga capacitiva da ponta do termopar no fundo do furo, o qual foi feito com uma broca reta para evitar que o fundo fosse cônico, o que poderia dificultar a fixação do termopar. A profundidade dos furos foi de cerca de 9,5 mm. Esta profundidade foi estabelecida a partir de testes preliminares mensurando-se a penetração para cada energia de soldagem, objetivando-se a distância mais próxima possível da zona fundida para permitir monitorar o ciclo térmico a partir de elevadas temperaturas de pico.

A coleta de dados foi realizada com frequência de aquisição de 300 Hz, durante 2 minutos, utilizando-se um sistema digital modelo DT9805 controlado pelo software Quickdata, ambos do fabricante Data Translation. Para tratamento dos dados foi utilizado o programa Sinal desenvolvido na UFMG (LabSEnd/LRSS) e o Origin da OriginLab.

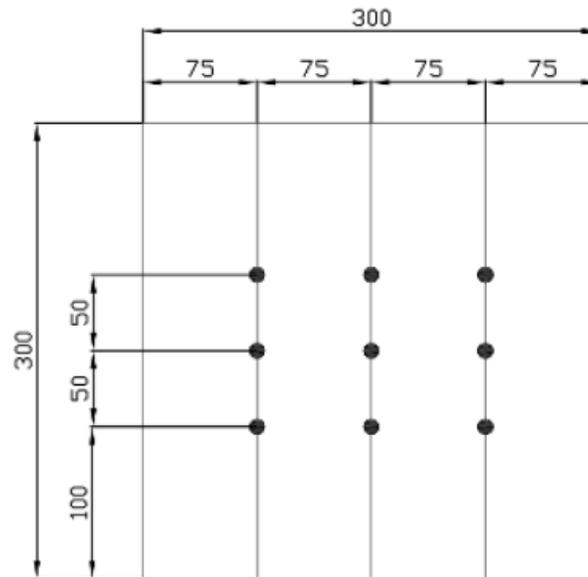
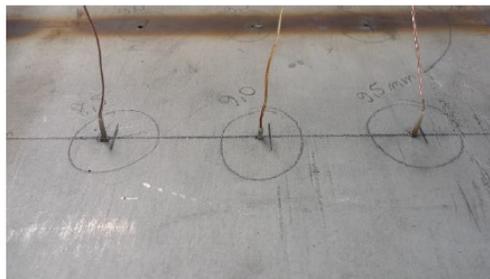


Figura 4.6: Localização dos termopares na parte posterior da chapa e alinhado com o centro da largura do cordão de solda. Medidas em mm.



(a)



(b)

Figura 4.7: (a) Foto da fixação dos termopares no lado de trás da chapa (b) e posição da chapa e termopares durante a soldagem.

4.4 Corte e preparação primária das amostras

Os cordões sobre chapas foram identificados segundo a condição de soldagem. Posteriormente, as chapas foram cortadas longitudinalmente aos cordões de solda de forma a separar cada condição de soldagem. As bordas, tanto no início quanto no fim, foram descartadas a partir do ponto onde se observou visualmente a perda de estabilização do cordão de solda. As amostras para todos os ensaios metalográficos,

de corrosão e dureza foram retiradas transversalmente na região central do cordão de solda. As análises químicas foram executadas nas sobras, após a extração de todas as amostras da região central. A Figura 4.8 apresenta o desenho esquemático da extração das amostras, enquanto a Tabela 4-V detalha as amostras extraídas. Os cortes foram realizados a frio com serra-fita ou disco, dependendo do tamanho da amostra e da capacidade de corte dos equipamentos.

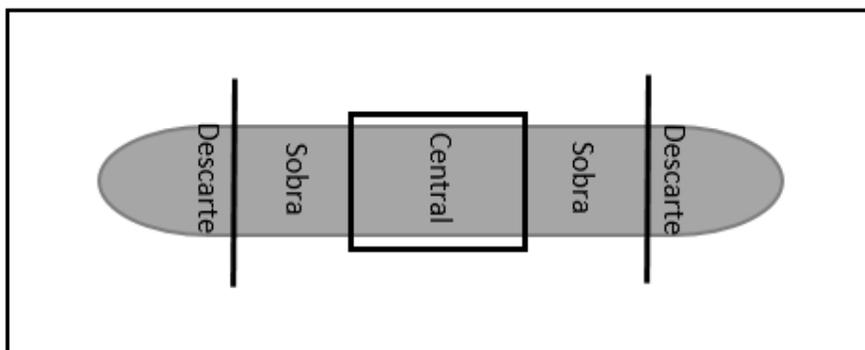


Figura 4.8: Esquema de corte para extração de amostras dos cordões sobre chapas.

Tabela 4-V: Detalhamento do corte das amostras retiradas dos testes de cordão sobre chapas.

Finalidade	Tipo	Dimensão LxExC ⁽¹⁾	Local	Quantidade
		(mm)		
Macrografia e Dimensional	Corte Transversal	25x12x5	Central	2
Metalografia	Corte Transversal	25x12x5	Central	1
Microdureza	Corte Transversal	25x12x5	Central	1
Corrosão da solda	Corte Transversal	25x12x5	Central	3
Corrosão da ZF ⁽²⁾	Corte Transversal	25x12x5	Central	3
Análise Química	Corte Longitudinal	25x12x30	Sobra	1

⁽¹⁾ L=Largura, E=Espessura e C=comprimento(no sentido da solda).

⁽²⁾ Posteriormente, cortes adicionais foram realizados para manter apenas a ZF exposta ao ensaio.

Os CPs de metal de aporte puro tiveram apenas sua superfície minimamente fresada para permitir a análise química (ver item 4.6). Já o CP de junta soldada foi seccionado conforme esquema da Figura 4.9, na qual é indicado o corte pela linha pontilhada, o tipo de ensaio e a quantidade de CPs preparados para o ensaio.

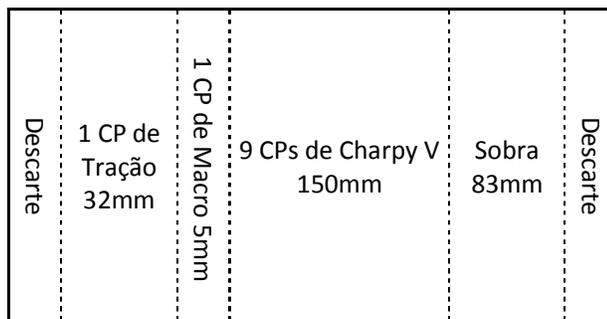


Figura 4.9: Esquema de corte para extração de amostras do CP de junta soldada.

4.5 Caracterização metalográfica

4.5.1 Cordões sobre chapas

A caracterização metalográfica foi realizada através dos ensaios de macrografia, microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) com espectroscopia por dispersão de energia de raios-x (EDS). Para todas essas caracterizações, utilizou-se o reagente BEHARA II para ataque metalográfico. A preparação deste consistiu em produzir uma solução padrão de “estoque” (solução 1) com 48g de bifluoreto de amônia, 400 mL de HCl e 800 mL de água destilada. No momento do ataque, foi adicionado 0,1g de metabissulfito de potássio para 10mL da solução 1, formando a solução final para o ataque (solução 2). O ataque feito por imersão da amostra na solução 2 por um tempo entre 5 e 10s, fazendo-se movimentos circulares. Após esse tempo, a amostra foi lavada imediatamente com água corrente, em seguida com álcool e secada com ar quente. A solução 2 foi preparada individualmente para cada amostra atacada.

Para análise macrográfica, as seções transversais foram retificadas e lixadas até 1200 mesh, posteriormente as amostras foram atacadas com reagente BEHARA II. O registro fotográfico foi realizado sem aumento utilizando uma câmera fotográfica. Conforme mostra desenho esquemático apresentado na Figura 4.10, a largura, penetração, reforço e as áreas depositada e fundida foram medidas nestas imagens com o software Image J, versão 1.51j8. Com o mesmo software, foram medidos o ângulo entre o metal de base e o cordão de solda. Foram realizadas três medições (triplicata) em amostras distintas extraídas da região central (Tabela 4-V) de cada cordão de solda.

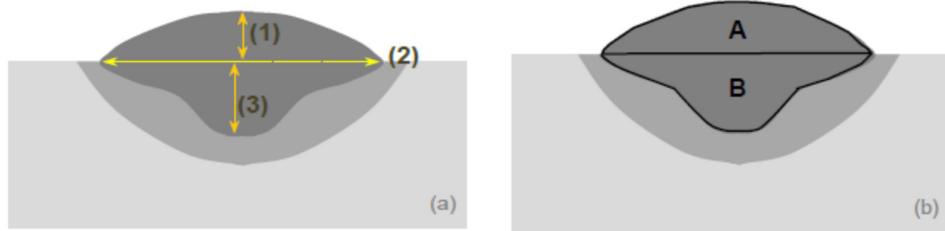


Figura 4.10: Perfil dimensional do cordão de solda. Sendo: (a) 1: reforço, 2: largura, 3: penetração (b) A: área depositada; B: área fundida (CASTRO, 2016).

A diluição foi calculada como a razão da área fundida pela área total do cordão (área depositada mais área fundida), conforme Equação 4.1. A taxa de deposição (TD) foi calculada a partir da área depositada e dos parâmetros da velocidade de soldagem, conforme Equação 4.2. Como variou-se apenas a velocidade de soldagem, mantendo-se a corrente de soldagem e DPBC constantes para todos os testes, foi calculada a média geral das taxas de deposição agrupando-se todos as condições de AF igual a 0, 50 e 100%.

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

$$TD(\text{kg/h}) = \frac{d(\text{g/cm}^3)}{1000} \cdot \frac{A(\text{mm}^2)}{100} \cdot \frac{Vel(\text{cm/min})}{60} \quad (\text{Eq 4.2})$$

Para análise micrográfica, as amostras foram embutidas, lixadas até 1200 mesh e polidas com pasta de diamante de 9 μm , 3 μm e 1 μm . Utilizou-se o microscópio ótico Leica-2500M, com aumento de 100 a 1000 vezes, para caracterização microestrutural que consistiu na identificação e análise da morfologia dos constituintes, quantificação da fração de inclusões na zona fundida e das frações de fases na ZF e ZTA.

A observação das inclusões na ZF foi realizada antes do ataque químico, em seguida, a amostra foi atacada para continuidade das análises micrográficas. A fração de inclusões na ZF foi determinada a partir de 10 campos obtidos por MO com ampliação de 1000x. As frações de austenita e ferrita na ZF e na ZTATE foram determinadas tomando-se a média de 10 campos com aumento de 500 vezes, em cada uma das regiões. Foi utilizado o Image J para determinação da fração de inclusões e de constituintes. Este software faz a distinção do constituinte claro (austenita) e escuro (ferrita) e calcula a área presente em cada um deles. A área e o perímetro da ZTATE

foram medidos ao longo de toda a sua extensão, utilizando várias imagens de MO com aumento de 100x e o software Image J. A largura média da ZTATE foi calculada como a razão entre a área e o perímetro da ZTATE (Equação 4.3).

$$Largura(ZTATE) = \frac{Área(ZTATE)}{Perímetro(ZTATE)} \quad \text{(Eq 4.3)}$$

Para análise de MEV-EDS, foram utilizadas as mesmas amostras usadas no MO, contudo, a preparação metalográfica foi repetida, diminuindo-se o tempo de imersão no reagente BEHARA II para 3s. Foram utilizados 3 equipamentos para MEV e apenas um para a análise de EDS, com o objetivo de evitar possíveis desvios gerados por equipamentos diferentes. São eles:

- Microscópio eletrônico de varredura de emissão por efeito de campo (FEG-MEV) equipado com espectroscopia por Dispersão de Energia de Raios X - FEI-Quanta FEG 250; (Disponibilizado pela APERAM)
- Microscópio eletrônico de varredura de emissão por efeito de campo (FEG-MEV) - Zeiss SIGMA VP; (Disponibilizado pelo CDTN)
- MEV: microscópio eletrônico de varredura de emissão por filamento de tungstênio FEI Inspect™ S50. (Disponibilizado pelo DEMET-UFMG)

O MB, a ZTA e a ZF foram observados utilizando microscopia eletrônica. Essas regiões foram varridas para identificação da presença de precipitados, principalmente nitretos de cromo, e inclusões. Através do EDS foi realizada a determinação semi-quantitativa da composição química das inclusões e das diferentes morfologias da austenita (GBA, WA e IGA) e da ferrita na ZF e ZTA.

A Tabela 4-VI apresenta um resumo das técnicas metalográficas utilizadas, como foram realizados e o objetivo de cada uma delas.

Tabela 4-VI: Detalhamento dos ensaios de caracterização metalográfica dos testes de cordão sobre chapas.

Ensaio	Análise	Como	Objetivo
Macrografia	Análise visual	Análise visual	Integridade da solda
	Análise dimensional	Medição da largura, penetração, reforço, área depositada e área fundida com o Image J	Geometria do cordão de solda
	Diluição	Calculada através da área fundida e área total	Efeito dos parâmetros na diluição
	Taxa de deposição	Calculada através da área depositada e parâmetros de soldagem	Influência das condições na taxa de deposição
MO	Microestrutura	Observação de amostra atacada	Morfologia das fases e presença de precipitados
	Largura da ZTATE	Através da Equação 4.3	Dimensão da ZTATE
	Fração de inclusões na ZF	Análise de área com Image J em amostra sem ataque	Quantidade de inclusões na ZF
	Fração de fases na ZF e ZTA	Análise de área com Image J em amostra com ataque	Fração de fases na ZF e a ferritização da ZTATE
MEV	Microestrutura	Observação de amostra atacada	Morfologia das fases e seus constituintes e presença de precipitados
MEV-EDS	EDS	Focando em cada uma das fases identificadas e inclusões	Composição das inclusões e dos constituintes da ZF e ZTATE

4.5.2 Junta soldada

No caso do CP de junta soldada, o objetivo principal foi obter as propriedades mecânicas da junta, assim realizou-se um escopo reduzido de análise metalográfica. Foi realizada macrografia da seção transversal da junta e MO. A preparação da amostra se deu de forma análoga à dos cordões sobre chapa (ver item 4.5.1).

4.6 Análise química

Para análise química da zona fundida dos cordões sobre chapas e do metal de aporte puro, foram utilizadas: absorção de infravermelho após fusão para os elementos C e S (equipamento LECO-CS844); termocondutividade após fusão para o N (equipamento LECO-TC436DR); e espectroscopia de emissão ótica para os demais elementos químicos (equipamento Thermo ARL-4460).

Tanto para os cordões quanto para o metal de aporte puro, a análise foi realizada na superfície da solda após mínimo desbaste com fresa para planificar a superfície. No caso dos cordões, respeitou-se a superfície da chapa como profundidade máxima de desbaste. A altura entre a chapa e a superfície de análise não foi igual para todas as amostras, uma vez que a geometria do cordão de solda variou entre os testes. Contudo, considerou-se que o cordão de solda possui composição química homogênea em sua secção transversal, o que é bastante razoável conforme trabalho realizado por Dupont e Marder (1996).

4.7 Fluorescência de raios-x

Este ensaio foi utilizado para determinar a composição de óxidos do fluxo aglomerado de soldagem utilizado neste trabalho. O procedimento de preparação consiste em moer 100 gramas do fluxo no moinho de bolas. Pesar 0,16g da amostra moída, 0,6g $\text{Sr}(\text{NO}_3)_2$, 0,8g $\text{Li}_2\text{B}_4\text{O}_7$ com 1% de brometo de lítio, 1,6g Na_2CO_3 . Misturar tudo no cadinho e pré-fundir na máquina de fusão Perl'X3, a 920 °C, por 8 minutos. Depois da pré-fusão, adicionar 4g de $\text{Li}_2\text{B}_4\text{O}_7$ com 1% de brometo de lítio e terminar a fusão a 1220 °C por 4 minutos. O equipamento para fusão foi o Panalytical Perl'X. É produzida, assim, uma pastilha que é inserida no Espectrômetro de Fluorescência de Raios-X (Panalytical Axios – DY 1223). A leitura é realizada utilizando a curva de calibração de óxidos.

4.8 Ensaio de Dureza

As secções transversais dos cordões de solda das condições 1,6-100, 1,9-100, 2,2-0, 2,2-50, 2,2-100 e 2,7-100 foram submetidas ao mapeamento de dureza da seção transversal abrangendo a ZF, ZTA e o MB. Foram realizadas 99 impressões com carga de 1 kgf espaçadas de 0,35 mm, cobrindo uma área de aproximadamente 6mm². O local de aplicação das impressões foi aleatório no sentido de não priorizar nenhum constituinte específico. A variação de dureza na superfície examinada foi representada com auxílio de uma escala de cores. Os valores de dureza ainda foram analisados estatisticamente fazendo gráficos do tipo “box plot” para a ZTA e a ZF, separadamente. O equipamento utilizado para o mapeamento de dureza foi o Future tech FV ARS 9000.

Adicionalmente, foi realizado o teste de microdureza na ferrita e austenita da ZF e ZTA para a condição 2,7-100. Aplicou-se a carga de 50 gf por 10 s para realizar 10

impressões em cada região. Para as medições na austenita, escolheu-se a GBA por seu maior tamanho.

4.9 Ensaios de corrosão

A resistência à corrosão por pite das secções transversais dos cordões de solda foi avaliada através do ensaio polarização potenciodinâmica cíclica, enquanto a resistência à taxa de corrosão da superfície dos cordões de solda foi estudada pela técnica de polarização potenciodinâmica Tafel.

4.9.1 Polarização potenciodinâmica cíclica – Secção transversal

A polarização potenciodinâmica cíclica (CPP) foi realizada na secção transversal dos cordões de solda (ZF, ZTA e MB) e na superfície dos mesmos (ZF). Os primeiros foram realizados para todas as condições de testes, enquanto que o ensaio na superfície foi realizado apenas para a condição de energia de soldagem de 2,7 kJ/mm, ou seja, 2,7-0, 2,7-50 e 2,7-100. Para cada teste de corrosão, foram utilizadas 3 amostras (triplicata) extraídas sequencialmente ao longo cordão de solda.

Para a realização dos ensaios eletroquímicos, um fio de cobre foi soldado na superfície contrária à superfície de trabalho. Em seguida, as amostras foram embutidas em resina epóxi transparente mantendo-se a área objetivada (secção transversal ou topo) exposta ao meio corrosivo (eletrólito). No caso do ensaio do topo do cordão de solda, a superfície da solda foi desbastada até aproximadamente 2mm de profundidade, de forma a produzir uma superfície plana com aproximadamente 400 mm². A Figura 4.11 mostra as amostras de secção transversal embutidas.



Figura 4.11: Exemplo de amostras de secção transversal com fio de cobre soldado embutidas em resina epóxi para ensaio de CPP.

Na sequência, as amostras foram lixadas em poltrizes com lixas de carbeto de silício $\Delta(\text{SiC})$ com granulometria de 80, 220, 400 e 600 mesh e água como solução refrigerante. Imediatamente após o lixamento até a lixa de 600 mesh, as amostras foram lavadas com água destilada e secas com álcool etílico absoluto e jato de ar quente. A fim de evitar frestas, a interface entre a amostra e a resina epoxi foi selada com araldite, pelo menos 12 h antes do teste. A área da superfície metálica de cada amostra foi medida utilizando-se o software Image J.

Foram realizados os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica com o potenciostato Autolab PGSTAT 100 e uma célula eletroquímica composta de um eletrodo de trabalho (material a ser estudado), um eletrodo de referência de Ag/AgCl saturado e um contra eletrodo de platina, como mostrado na

Figura 4.12. Como eletrólito, foi utilizada uma solução 1 M NaCl.

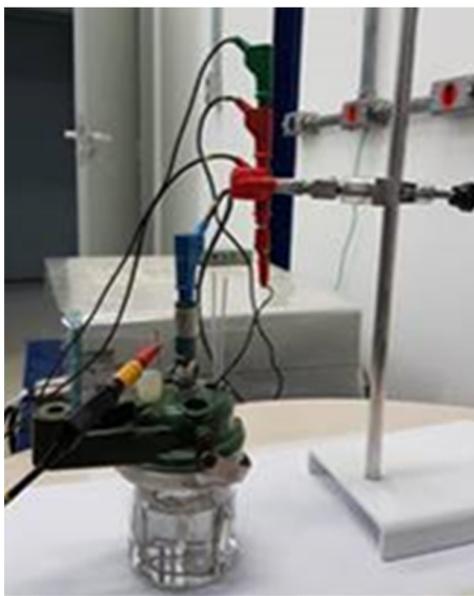


Figura 4.12: Célula eletroquímica.

O potencial de circuito aberto (OCP) foi monitorado por 1 hora. Os ensaios foram realizados em triplicata, a uma taxa de varredura de 1 mV/s, na faixa de potencial de $-20 \text{ mV}_{\text{Ag/AgCl}}$ abaixo do OCP, revertendo-se o sentido de varredura quando a densidade de corrente anódica atingiu 1 mA/cm^2 . O ensaio foi encerrado quando se atingia potencial -50 mV abaixo do OCP.

Após o ensaio de polarização, as amostras foram submetidas diretamente – sem polimento posterior para que não houvesse danos à superfície e/ou aos pites formados – à análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) para avaliação da morfologia e da região de ocorrência dos pites. O equipamento utilizado foi o microscópio eletrônico de com emissão por efeito de campo (FEG-MEV) Zeiss Sigma VP.

4.9.2 Polarização potenciodinâmica Tafel – Superfície do cordão

A superfície dos cordões de solda (apenas ZF) das condições 2,7-0, 2,7-50 e 2,7-100 foram submetidas à polarização potenciodinâmica seguida pela utilização da extrapolação da reta de Tafel para determinação da taxa de corrosão. Este ensaio será chamado neste trabalho de polarização potenciodinâmica Tafel (TPP).

Foi utilizado o mesmo procedimento para preparação das amostras e equipamentos descritos no item 4.9.1, entretanto, modificou-se os parâmetros elétricos de ensaio. As curvas de corrente-tensão potenciodinâmica foram varridas de -250 a 250mV versus potencial de circuito aberto (OCP) a uma taxa de varredura de 1 mV/s. OCP foi monitorado dentro de 60 minutos iniciais. Sobre as curvas de polarização obtidas se aplicou a extrapolação de Tafel para determinar os parâmetros eletroquímicos do ensaio e, em seguida, se calculou taxa de corrosão, em mm/ano, utilizando o software NOVA da Metrohm. A densidade considerada para o cálculo foi de 7,8 g/cm³ e o peso equivalente de 55,845 g/mol. O embasamento teórico desse cálculo é apresentado na revisão bibliográfica (ver item 3.4.1.2).

4.10 Ensaio mecânicos

A junta soldada foi usada para realização do ensaio de tração e Charpy V. O corpo de prova de tração foi retirado transversalmente ao cordão de solda, tração transversal, e suas dimensões foram conforme AWS D1.1(2008). As dimensões nominais da área útil do ensaio foram de 20 mm de largura e 12 mm de espessura (toda a espessura da chapa soldada). Em soldagem, a tração transversal é utilizada normalmente para qualificação de procedimentos de soldagem, pois abrange a ZF, ZTA e MB, portanto avalia tanto a resistência do metal de solda quanto a da ZTA. O equipamento utilizado para o ensaio de tração foi Losenhausenwerk Z. UPH 40.

Foram extraídos 9 CPs “full size” (55x10x10 mm) para ensaio de Charpy V. O entalhe foi realizado no centro da solda e espessura perpendicular a direção de soldagem, conforme ASTM A370-17a (2017), e as temperaturas de ensaios foram de -40, -50 e -60°C. Para cada temperatura foram ensaiados 3 CPs. O equipamento usado foi o Losenhausenwerk PSW 30. As superfícies de fratura foram observadas com macrografias e MEV.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Cordões sobre chapa

5.1.1 Ciclos térmicos de soldagem

Foram registrados os ciclos térmicos de soldagem (CT) para as condições de energia de 1,6 e 2,7 kJ/mm. Devido à presença de ruídos em elevadas temperaturas, selecionou-se a faixa de temperatura a partir de 1200 °C (definido como ponto $t=0s$) no resfriamento. No caso da energia de soldagem de 1,6 kJ/mm, a aquisição das adições de arame frio de 0 e 100% não foram bem-sucedidas devido à presença excessiva de ruídos e, por esse motivo, não serão apresentadas.

A partir das curvas da Figura 5.1 foi possível de determinar os $\Delta t_{12/5}$, $\Delta t_{12/9}$ e $\Delta t_{t/5}$, que representam o tempo de resfriamento entre as temperaturas 1200/500 °C, 1200/900 °C, 900/500 °C, respectivamente. A tabela com detalhe dos valores é apresentada no apêndice (ver item 11.2).

Como esperado, os Δt s aumentaram com o aumento da energia de soldagem para todas as faixas de temperaturas, isto é, a maior energia de soldagem provocou um resfriamento mais lento. As Figura 5.2 apresentam os Δt s representados na forma gráfica para as energias de soldagem de 2,7 e 1,6 kJ/mm, respectivamente.

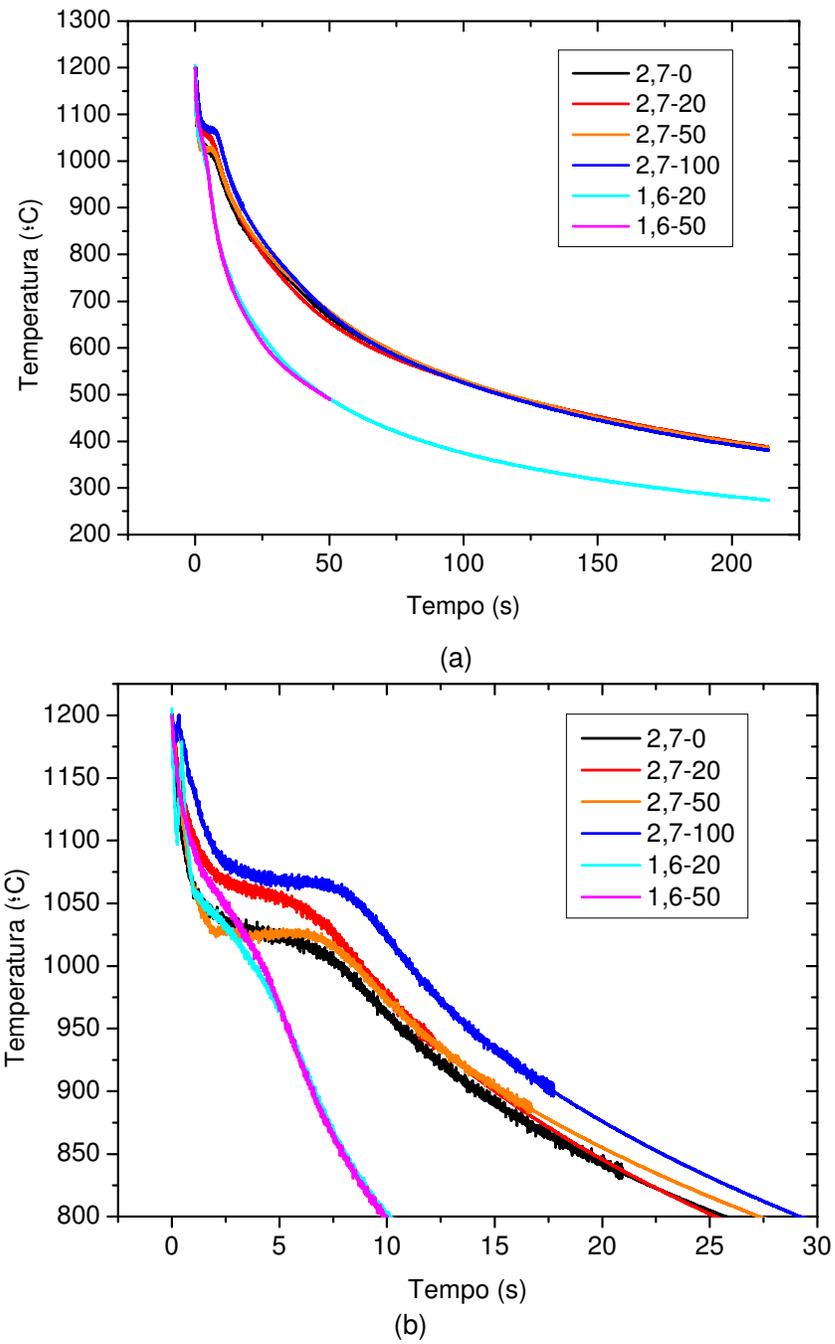


Figura 5.1: Ciclo térmico de resfriamento da soldagem: a) de 0 a 250s; c) de 0 a 30s.

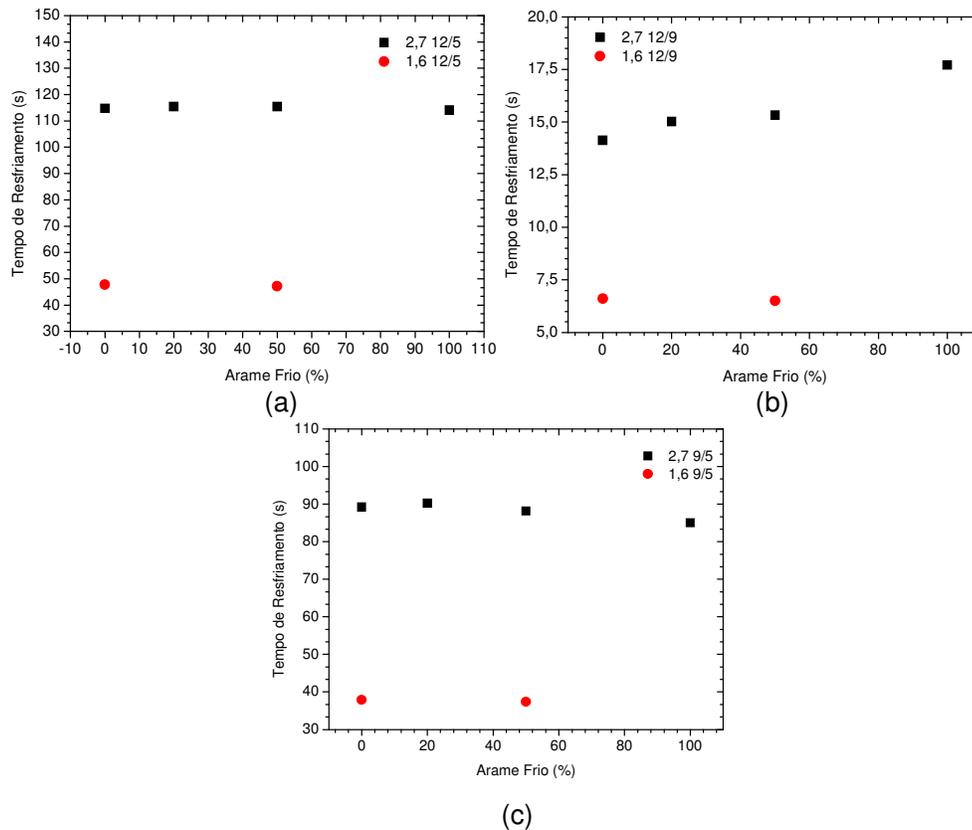


Figura 5.2: Variação de tempo versus adição de arame frio para energia de soldagem de 1,6 e 2,7 kJ/mm: (a) $\Delta t_{12/5}$; (b) $\Delta t_{12/9}$; (c) $\Delta t_{9/5}$.

O $\Delta t_{12/9}$ sofreu influência de um patamar de temperatura bastante pronunciado que ocorreu entre 1100 e 1000 °C para 2,7 kJ/mm e entre 1100 e 900 °C para 1,6 kJ/mm. A presença desses patamares deve estar ligada à liberação de calor latente da transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ ou da solidificação da poça de fusão. Como a transformação em estado sólido da $\alpha \rightarrow \gamma$ acontece continuamente desde aproximadamente 1350 °C e sua variação de entalpia é baixa em relação à variação de entalpia de solidificação, é provável que este patamar esteja relacionado com a solidificação da poça de fusão. A possível explicação para isso é que até a temperatura inicial do patamar ($T_{pat,0}$) a poça de fusão líquida esteja superaquecida e se resfrie até a temperatura *liquidus* (T_L), fornecendo calor sensível ao sistema. Quando a poça de fusão começa a se solidificar, a temperatura é mantida praticamente constante e a transformação de fase *Liquidus* \rightarrow *Solidus* libera calor latente (L). Em seguida, com a poça já no estado sólido, o resfriamento volta a liberar calor sensível. Como impacto disso, a ZTA (representada pelo ponto de fixação do termopar) ao receber o calor latente da solidificação da poça

de fusão tem sua taxa de resfriamento reduzida (quase anulada) e um patamar de temperatura é gerado. A temperatura do final do patamar observado ($T_{pat,f}$) representa, portanto, o momento em que a quantidade de calor latente recebida da solidificação da poça de fusão é menor que o calor específico do material, e ele volta a se resfriar. A Figura 5.3 representa de forma esquemática essa explicação.

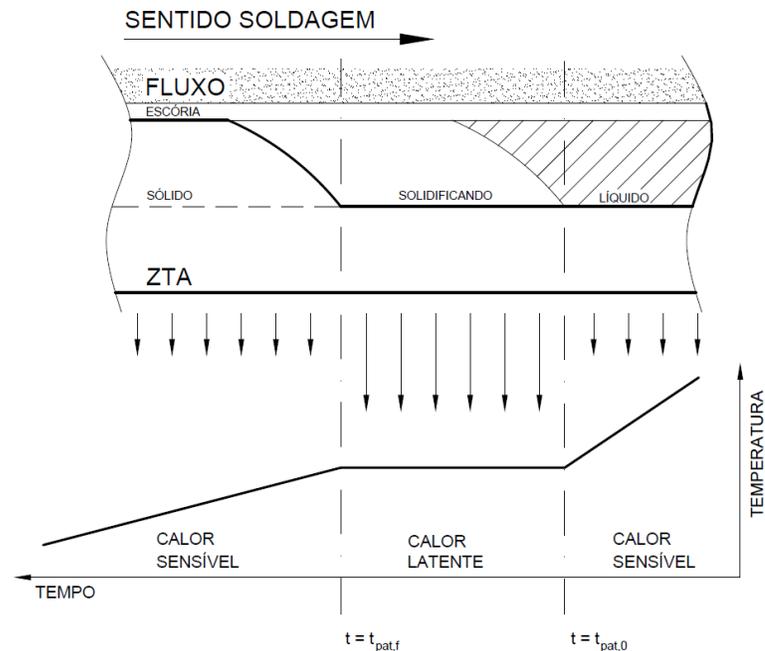


Figura 5.3: Esquema de variação de temperatura na ZTA durante a solidificação da poça de fusão. O comprimento das setas representa a quantidade de calor.

A maior adição de arame frio aumenta a taxa de deposição contribuindo, portanto, para um maior volume da poça de fusão. A maior massa de metal líquido aumenta a quantidade de calor latente liberado pela solidificação aumentando o tempo de patamar para maiores AF. A variação da temperatura de patamar deve estar associada a pequenas variações de distância de fixação dos termopares em relação à linha de fusão.

O maior $\Delta t_{12/9}$ favorecerá a formação de austenita na ZTA. A formação de fases deletérias, tomando-se como exemplo Cr_2N , $M_{23}C_6$ e Sigma, acontecem em temperaturas inferiores a $1000^\circ C$ para os AID UNS S32304 e UNS S32205, segundo cálculos realizados por Ramirez (2001) utilizando o Thermocalc. Desta maneira, o menor $\Delta t_{9/5}$ irá desfavorecer a formação dessas fases. As diferenças de $\Delta t_{12/9}$ e $\Delta t_{9/5}$

entre os experimentos são pequenas (máxima de cerca de 3s) e seria difícil afirmar se, em função das mesmas, serão percebidas diferentes frações de fases na ZTA e/ou precipitação de fases, considerando-se os métodos experimentais propostos neste trabalho.

Espera-se que o arame frio provoque um efeito refrigerante na poça de fusão (XIANG et al., 2016), uma vez que parte da energia é usada para fundir uma massa adicional de arame. Este efeito pode ser estimado em termos da redução da energia disponível para superaquecer a poça de fusão, pois conhecendo-se a velocidade de alimentação do arame frio, o valor do calor específico do aço e o seu calor de fusão é possível estimar a energia mínima demandada para aquecimento e fusão do arame frio, conforme Equação 5.1.

$$Q = Q_s + Q_L = \frac{\pi \cdot d^2 \cdot V_{AF} \cdot \rho}{4} \cdot [\Delta H_f + \Delta H_a] \quad (\text{Eq. 5.1})$$

$$\Delta H_a = \int_{298K}^{1738K} c(T)$$

Onde: Q é a quantidade de calor para aquecimento e fusão do arame frio; Q_L é o calor latente de fusão; Q_s é a quantidade de calor para o aquecimento; ρ é o peso específico do arame; d é o diâmetro do arame frio; V_{AF} é a velocidade de alimentação do arame frio; ΔH_f é a entalpia na fusão e ΔH_a é a entalpia de aquecimento entre 1465°C e 25°. Foram assumidos o calor específico e o calor latente de fusão do aço inoxidável austenítico 304 (VALENCIA; QUESTED, 2008), sendo:

$$\Delta H_f = 290J / g \quad (\text{Eq. 5.2})$$

$$C(T) = 0,443 + 2 \cdot 10^{-4} T - 8 \cdot 10^{-10} T^2 \rightarrow \Delta H_a = 929,71J / g$$

O efeito da adição de arame frio na energia de soldagem para fins de determinação da temperatura da poça de fusão é apresentado na Tabela 5-l. A adição de arame frio como 50% da velocidade de alimentação dos arames quentes, por exemplo, provoca um efeito similar à redução de 4,2% da energia de soldagem na redução da temperatura máxima da poça de fusão. É válido ressaltar que a energia consumida para fundir o arame frio, apesar de possivelmente provocar um resfriamento da poça de fusão, por balanço de energia, retorna para a peça durante a solidificação e resfriamento em estado sólido,

uma vez que a massa de material é maior. Isto, contudo, acontecerá em um maior intervalo de tempo devido ao aumento do volume da poça de fusão. O abaixamento da temperatura máxima da poça de fusão pode impactar na composição química, na diluição e na microestrutura da zona fundida.

Tabela 5-I: Quantidade de calor para aquecimento e fusão do arame frio (Q) em função de AF e variação percentual em relação a HI.

AF(%)	Q		
	(kJ/min)	(kJ/mm)	%
0	0,0	0,00	0,0
50	51,5	0,07	4,2
100	103,8	0,14	8,5

5.1.2 Caracterização macrográfica e dimensional

A Figura 5.4 apresenta as macrografias dos cordões das 12 condições de soldagem executadas nesse trabalho. Através da análise visual, é possível observar soldas isentas de qualquer tipo de descontinuidade macroscópica. Além disso, constata-se o aumento da área depositada em função da adição de arame frio, tal efeito é mais notório visualmente quando se compara as condições extremas de 0 e 100% de AF para cada energia de soldagem.

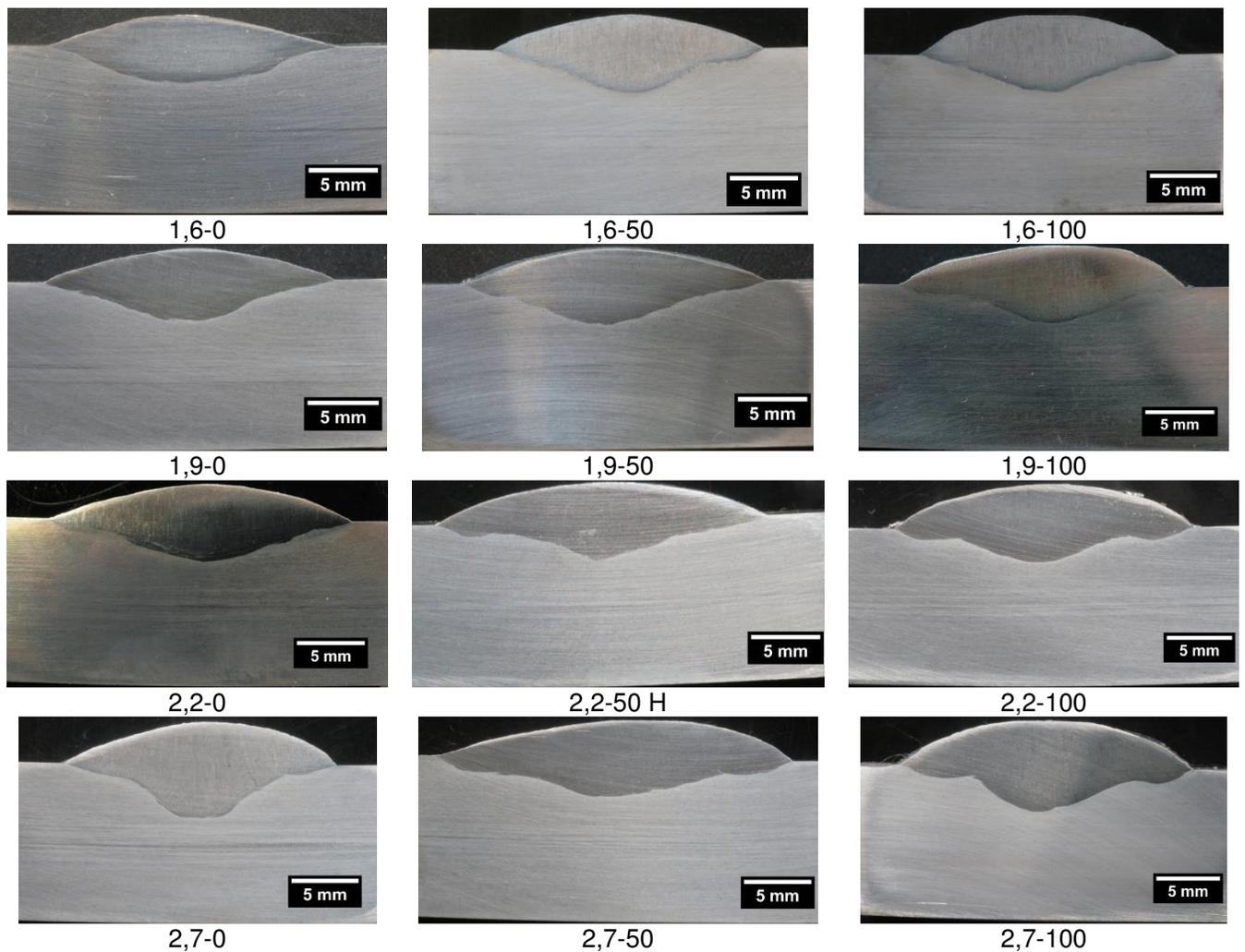


Figura 5.4: Macrografia das juntas soldadas.

A Tabela 5-II e a Figura 5.5 apresentam o resultado da análise dimensional dos cordões de solda. Os dados mostram uma tendência clara de aumento do reforço com aumento da energia de soldagem e da adição de arame frio e da redução do ângulo entre o cordão e a superfície da chapa com aumento de AF. Entretanto, através da análise visual dos gráficos não é possível concluir sobre a influência de HI e AF sobre os demais parâmetros, sendo que para tal será usada uma abordagem estatística apresentada no item 5.1.2.1.

Tabela 5-II: Análise dimensional do cordão de solda: Média e desvio padrão (σ) da largura, penetração, altura do reforço e ângulo entre o cordão e a chapa.

Condição	Largura (mm)		Penetração (mm)		Reforço (mm)		Ângulo (°)	
	Média	σ	Média	σ	Média	σ	Média	σ
1,6-0	20,5	0,5	2,8	0,1	2,2	0,1	162,0	3,4
1,6-50	19,8	0,5	3,1	0,3	2,5	0,1	152,8	2,1
1,6-100	20,0	1,0	2,7	0,3	2,9	0,1	144,6	0,8
1,9-0	20,7	0,2	2,9	0,2	2,4	0,1	153,9	3,6
1,9-50	21,2	0,6	3,4	0,3	2,5	0,1	155,7	3,3
1,9-100	20,2	0,4	2,7	0,0	2,9	0,3	147,7	4,9
2,2-0	22,7	0,5	2,7	0,3	2,5	0,1	156,1	3,6
2,2-50	24,8	0,4	3,0	0,0	2,9	0,1	154,3	0,8
2,2-100	23,2	0,2	2,9	0,2	3,1	0,1	145,4	3,0
2,7-0	21,2	0,5	4,0	0,0	3,3	0,0	140,0	11,1
2,7-50	26,4	0,5	2,8	0,1	2,9	0,1	152,9	11,1
2,7-100	24,2	1,4	3,3	0,3	3,6	0,2	145,0	3,8

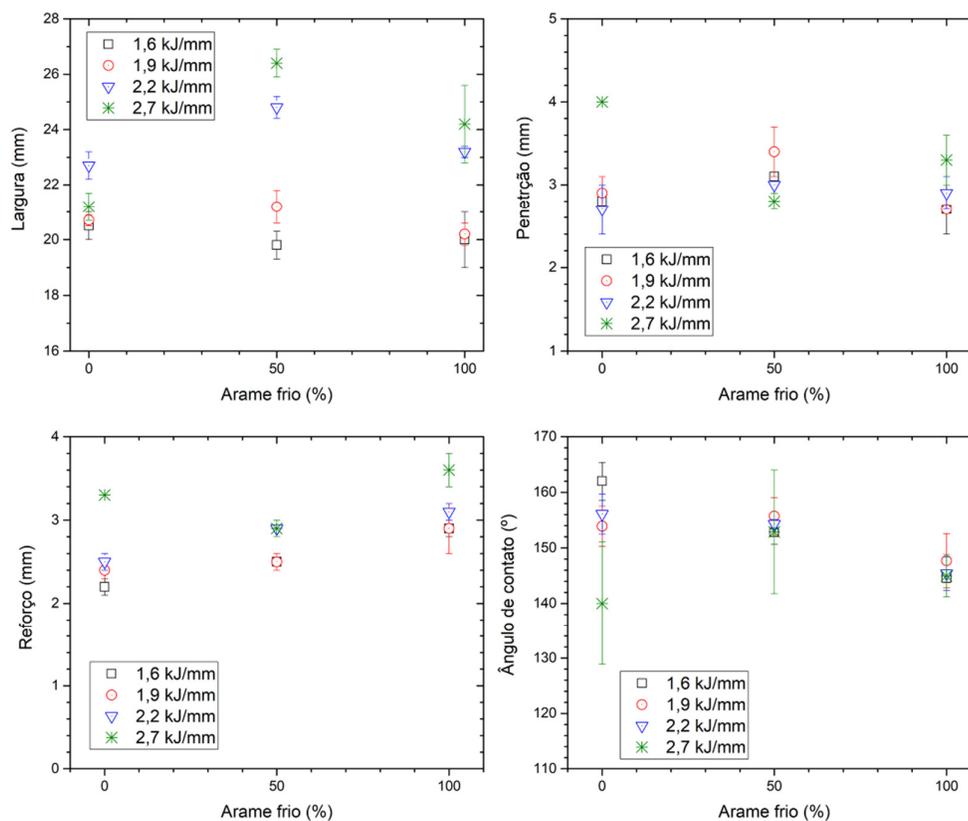


Figura 5.5: Análise dimensional do cordão de solda: Largura, penetração, altura do reforço e ângulo entre o reforço e a chapa.

Tabela 5-III: Análise dimensional do cordão de solda: Média e desvio padrão (σ) da área fundida, área depositada, área total e da diluição.

Condição	Área Fundida (mm ²)		Área Depositada (mm ²)		Área Total (mm ²)		Diluição (%)	
	Média	σ	Média	σ	Média	Σ	Média	σ
1,6-0	32,1	1,6	28,7	2,3	60,7	3,4	53%	2%
1,6-50	32,6	2,8	34,2	1,5	66,8	3,3	49%	2%
1,6-100	27,1	1,2	41,3	1,6	68,3	1,6	40%	2%
1,9-0	31,2	0,7	31,7	0,3	62,8	0,4	50%	1%
1,9-50	35,0	0,7	36,9	0,5	71,9	1,1	49%	0%
1,9-100	28,2	3,1	45,3	0,3	73,6	2,8	38%	3%
2,2-0	35,0	3,1	37,1	1,9	72,1	4,6	49%	2%
2,2-50	36,8	3,6	48,3	1,3	85,1	4,9	43%	2%
2,2-100	35,2	2,6	51,7	0,7	86,9	2,3	40%	2%
2,7-0	39,2	2,9	46,9	1,6	86,1	3,0	46%	2%
2,7-50	42,1	0,6	53,1	0,9	95,2	1,5	44%	0%
2,7-100	39,1	1,7	64,6	4,9	103,7	4,2	38%	2%

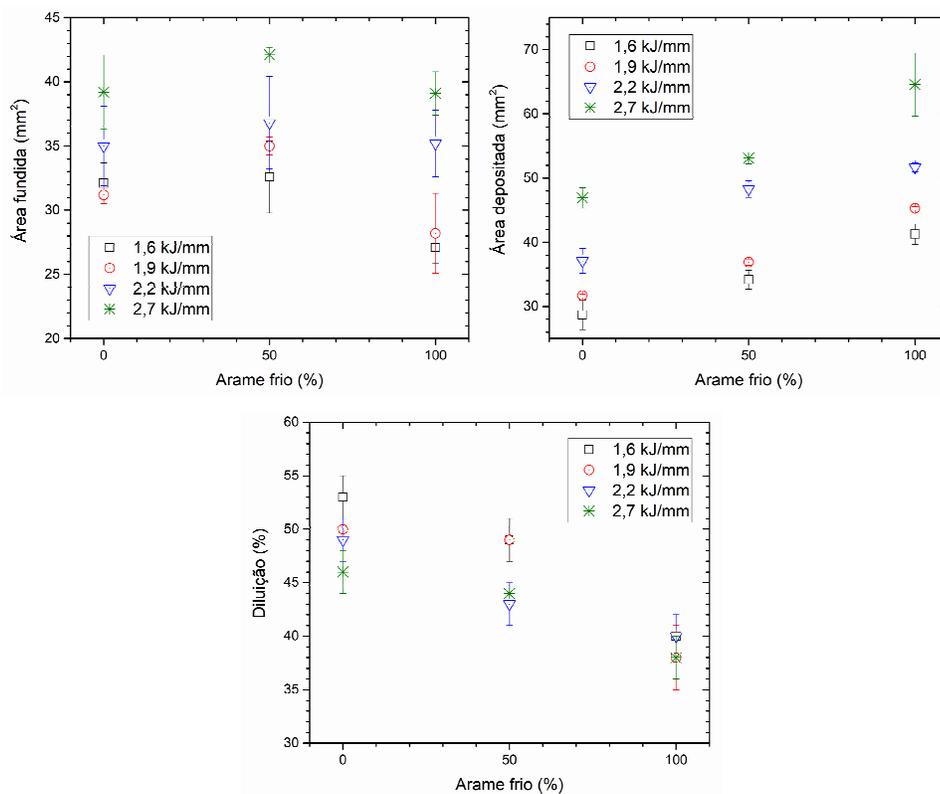


Figura 5.7: Análise dimensional do cordão de solda: Área fundida, área depositada, área total e diluição.

5.1.2.1 Modelamento estatístico dos parâmetros dimensionais

Os parâmetros dimensionais largura, penetração, reforço, área depositada, área fundida e área total foram modelados estatisticamente com o auxílio do software MINITAB. Foram obtidas equações por regressão linear múltipla usando a técnica “Stepwise Forward” com alfa de entrada, remoção de 0,15 e considerando como variáveis de entrada HI, AF, seus valores quadráticos e o produto HI x AF. Com o objetivo de otimizar a regressão múltipla, os dados foram normalizados previamente. Os parâmetros normalizados são apresentados na Tabela 5-IV.

Tabela 5-IV: Parâmetros normalizados da análise dimensional do cordão de solda.

Condição	HI	AF	HI ²	AF ²	HIxAF	Largura	Penetração	Reforço	A. Fundida	A. Depositada	A. Total	Diluição
1,6-0	-1,18	-1,17	1,39	1,38	1,38	-0,73	-0,59	-1,50	-0,53	-1,41	-1,27	1,57
1,6-50	-1,18	0,00	1,39	0,00	0,00	-1,05	0,20	-0,76	-0,42	-0,88	-0,81	0,79
1,6-100	-1,18	1,17	1,39	1,38	-1,38	-0,96	-0,85	0,23	-1,64	-0,20	-0,70	-0,96
1,9-0	-0,47	-1,17	0,22	1,38	0,55	-0,64	-0,33	-1,01	-0,73	-1,12	-1,11	0,99
1,9-50	-0,47	0,00	0,22	0,00	0,00	-0,41	0,98	-0,76	0,12	-0,62	-0,44	0,79
1,9-100	-0,47	1,17	0,22	1,38	-0,55	-0,87	-0,85	0,23	-1,39	0,19	-0,31	-1,34
2,2-0	0,24	-1,17	0,06	1,38	-0,28	0,29	-0,85	-0,76	0,12	-0,60	-0,42	0,79
2,2-50	0,24	0,00	0,06	0,00	0,00	1,26	-0,07	0,23	0,52	0,48	0,54	-0,37
2,2-100	0,24	1,17	0,06	1,38	0,28	0,52	-0,33	0,72	0,16	0,81	0,68	-0,96
2,7-0	1,41	-1,17	2,00	1,38	-1,66	-0,41	2,54	1,21	1,05	0,35	0,62	0,21
2,7-50	1,41	0,00	2,00	0,00	0,00	2,00	-0,59	0,23	1,70	0,95	1,30	-0,18
2,7-100	1,41	1,17	2,00	1,38	1,66	0,98	0,72	1,95	1,03	2,06	1,93	-1,34

O modelamento matemático produziu as equações apresentadas na Tabela 5-V com seus respectivos R². Segundo Quinino, Reis e Bessegato (1991) um modelo é considerado adequado para o nível de significância de 5% quando o valor de R² é superior a 79%, considerando o número de regressores igual a 5 (k=5) e o tamanho da amostra igual a 12 (n=12), como é o caso da análise realizada. Assim, o modelamento foi considerado adequado para o reforço, área depositada, área fundida, área total e diluição, enquanto a largura e, principalmente, a penetração não apresentaram uma correlação significativa com a energia de soldagem, adição de arame frio, HI x AF, HI² e AF².

Tabela 5-V: Análise estatística dos parâmetros dimensionais normalizados dos cordões de solda.

Parâmetro	Variáveis	Equação	R ²
Largura (L)	HI; AF; HI ² ; AF ² ; HIxAF	$L = 0,753 HI + 0,280 HIAF$	63,83%
Penetração (P)	HI; AF; HI ² ; AF ² ; HIxAF	$P = 0,457 HI$	20,93%
Reforço (R)	HI; AF; HI ² ; AF ² ; HIxAF	$R = 0,724 HI + 0,552 AF$	82,87%
Área Depositada (AD)	HI; AF; HI ² ; AF ² ; HIxAF	$AD = 0,7789 HI + 0,6031 AF + 0,0811 HIAF$	97,65%
Área Fundida (Afun)	HI; AF; HI ² ; AF ² ; HIxAF	$Afun = 0,793 HI - 0,187 AF + 0,243 HI^2 - 0,337 AF^2 + 0,187 HIAF$	91,42%
Área total (At)	HI; AF; HI ² ; AF ² ; HIxAF	$At = 0,8893 HI + 0,4024 AF + 0,1238 HIAF$	96,68%
Diluição (D)	HI; AF; HI ² ; AF ² ; HIxAF	$D = -0,350 HI - 0,871 AF + 0,171 HIAF$	90,71%

A interpretação da Tabela 5-V, permite afirmar que:

- Largura e penetração: não apresentam correlação significativa com HI e AF;
- Reforço: aumenta com a energia de soldagem e a adição de arame frio, sendo HI mais relevante que AF;
- Área depositada e área total: aumentam com HI e AF, sendo HI mais relevante que AF;
- Área fundida: aumenta com HI e reduz com AF;
- Diluição: reduz com HI com AF, e AF possui maior relevância que HI.

Em relação à área fundida, ressalta-se que de 0 para 50% de arame frio, houve um aumento da área fundida. Como a redução da área fundida com aumento do arame frio ocorreu de forma mais significativa ao comparar as condições de 50% e 100% de AF, isso levou à interpretação estatística que a área fundida reduz com o aumento do arame frio, contudo, tal fato precisa ser visto separadamente, de 0 a 50% e 50% a 100%. O aumento da área fundida até 50% de AF deve estar relacionado ao aumento da largura do cordão de solda, o que acaba por aumentar a área de contato do arco e metal líquido com a chapa. Já a redução da área fundida de 50 a 100% pode estar relacionado com a redução da largura e uma redução energia disponível para fusão do metal de base pelo arco, devido ao gasto adicional de energia para fundir o arame frio e o efeito refrigerante na poça. Este comportamento também foi observado por Castro (2016) para soldas com ICE™ em aço carbono. Outro ponto a ser destacado é que a profundidade da penetração foi relativamente pouco afetada pela adição de arame frio, sugerindo a possibilidade de se produzir soldas com menor diluição e suficiente penetração, evitando-se problemas como falta de fusão.

A área depositada seguiu uma tendência clara, conforme esperado, de aumento com o aumento de AF e de HI, como resultado do aumento da taxa de deposição e redução da velocidade de soldagem, respectivamente. Assim, o que pode ser observado somando-se as áreas fundidas e depositadas, é um aumento da área total do cordão de solda com o aumento de AF e HI, onde o incremento da área depositada para maiores AF é suficiente para compensar a redução da área fundida. Vale ressaltar que ao reduzir a velocidade de avanço para obter as diferentes energias de soldagem, a área fundida aumentou, contudo, a área depositada aumentou mais ainda, pois a poça de fusão se tornou mais volumosa.

Como resultado da variação das áreas depositadas e fundidas, a diluição foi afetada. A diluição é um importante parâmetro para soldagem de aços inoxidáveis, principalmente em situações onde o metal de adição possui composição dissimilar em relação ao metal de base (DUPONT; MARDER, 1996), o que, quase sempre, ocorre na soldagem dos AID, uma vez que o consumível normalmente apresenta maiores teores de Ni para minimizar a ferritização da zona fundida. Como esperado, a diluição reduziu com o aumento de AF para todas as condições de testes, portanto, espera-se que isso afete a composição química da zona fundida. Desta maneira, a soldagem SAW com adição de arame frio é uma alternativa para minimizar a diluição, o que pode ser considerado particularmente importante em soldas de revestimento, como cladeamento de tubulações na indústria de Óleo e Gás.

A Figura 5.8 mostra a variação prevista pela modelagem estatística da diluição como função da energia de soldagem e da adição de arame frio. O modelo indica que, para 100% de arame frio, o efeito da energia de soldagem na diluição tende a ser minimizado. Ao contrário, para 0% de AF a energia de soldagem possui maior efeito sobre a diluição. Este comportamento está associado com as variações descritas anteriormente da área fundida e da área depositada. Ribeiro et al. (2015) encontraram resultados similares para soldas GMAW com adição de arame frio em aço carbono, onde foi constatado que a diluição tem menos sensibilidade em relação a corrente de soldagem e velocidade de alimentação do arame quente, quando a velocidade de alimentação do arame frio aumenta.

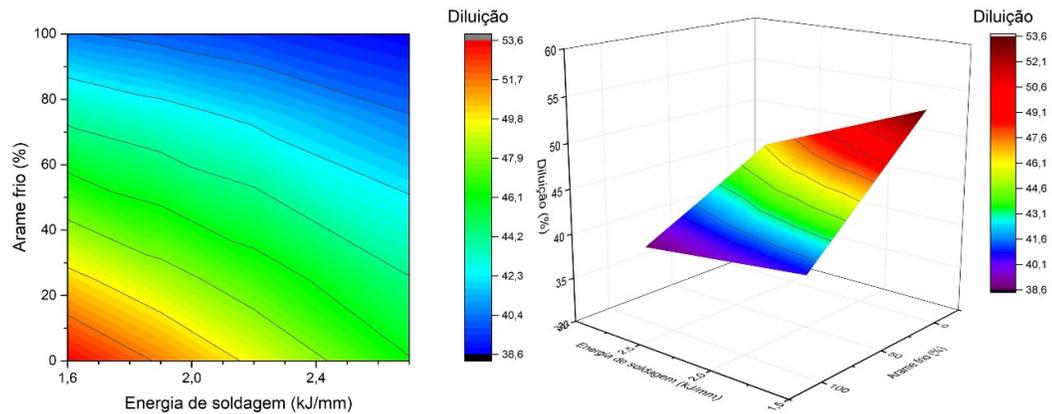


Figura 5.8: Modelamento estatístico da diluição em função da energia de soldagem e adição de arame frio.

Uma outra análise estatística foi realizada para área depositada. A partir de um balanço de massa simples, desprezando perdas de material no processo e um eventual fornecimento de material de adição pelo fluxo, pode-se mostrar que a área depositada (AD) pode ser escrita como uma somatória da área depositada pelos arames quentes (AD_{HOT}) e pelo arame frio (AD_{Cold}), conforme Equação 5.3.

$$AD = AD_{HOT} + AD_{Cold} = \frac{2wA}{v} + \frac{AD_{HOT}}{2} AF = \frac{wA}{v} (2 + AF) = \eta \frac{(2 + AF)}{v} \quad (\text{Eq. 5.3})$$

Onde, w é velocidade de alimentação dos arames quentes, A é a área de cada arame, v é a velocidade de soldagem e AF é a porcentagem de arame frio. w pode ser considerado razoavelmente constante, pois a corrente, a tensão e a distância entre a peça o bico de contato não foram alterados para os experimentos. Como w e A são constantes, essas variáveis foram agrupadas em η . Considerando este modelo, a área depositada foi plotada como uma função de $(2+AF)/V$, conforme mostra a Figura 5.9.

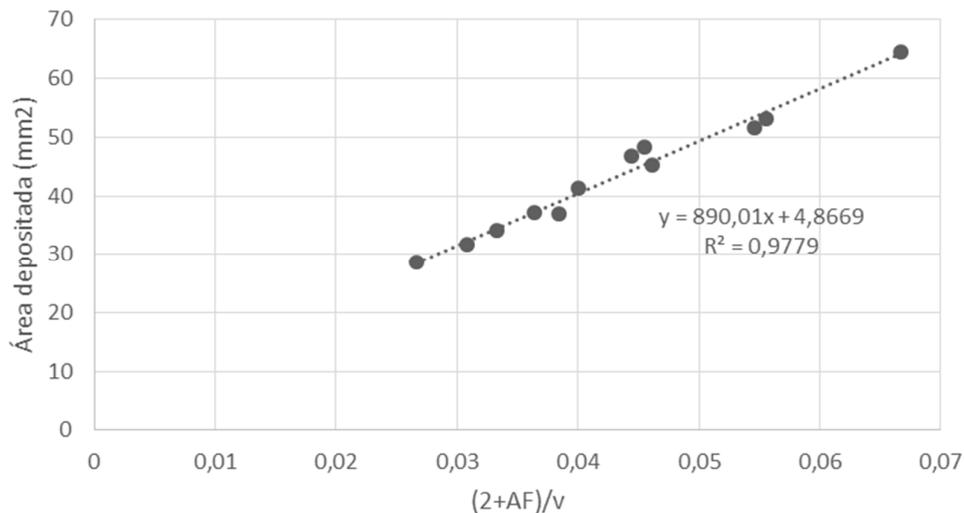


Figura 5.9: Gráfico e regressão linear da área depositada (AD) como função de $\frac{(2 + AF)}{v}$.

Como pode ser observado, a área depositada seguiu uma equação linear, com R^2 igual a 0,9779, apresentando uma excelente correlação entre os parâmetros avaliados. Considerando a Equação 5.3, esperava-se, contudo, que a relação obtida com os dados experimentais cruzasse a intersecção dos eixos. Contudo, o modelo linear em questão apresentou um termo constante inesperado igual a 4,9 mm², o que representa 11% do valor médio da área depositada.

Esse fato pode estar relacionado a maior velocidade de alimentação dos arames quentes quando $AF=0$, como foi relatado por Castro (2016). Este autor observou que para uma mesma corrente de soldagem, a velocidade de alimentação dos arames quentes diminui quando o arame frio é adicionado e apontou como possíveis causas deste efeito, a programação eletrônica do equipamento de soldagem ou o resfriamento do arco pelo arame frio, diminuindo sua capacidade de fusão dos arames quentes. Segundo Ribeiro et al. (2015), no processo GMAW, a adição de arame frio reduz a tensão do arco e, no caso de fontes de tensão constante, a corrente é aumentada para retornar a tensão parametrizada. Isso confirma a hipótese que o arame frio afeta o arco elétrico e o equipamento para manter a corrente de soldagem e a tensão constante reduziu a velocidade de alimentação dos arames quentes.

Adicionalmente, outros fatores podem ter contribuído com esse comportamento, como problemas na determinação da área depositada, inclusive devido à distorção da região da solda e uma variação no valor da a porcentagem de arame frio real em relação ao valor nominal parametrizado no equipamento.

Em resumo, os resultados dimensionais mostram uma influência importante da energia de soldagem e da adição de arame frio na área depositada e fundida do cordão de solda, o que impactou significativamente na diluição, que por sua vez, terá influência sobre a composição química, microestrutura, propriedades mecânicas e de corrosão da zona fundida.

5.1.3 Taxa de deposição e aspectos de produtividade

O aumento da área depositada para uma mesma energia de soldagem, conforme debatido no item anterior, indica o aumento da taxa de deposição para o aumento de AF. A taxa de deposição (TD) foi calculada através da Equação 4.2, utilizando-se as áreas depositadas (AD), Tabela 5-III, as velocidades de soldagem, Tabela 4-III, e densidade (d) igual a 7,8 g/cm³ (DAVIS, 1994). A Figura 5.10 apresenta os valores calculados da taxa de deposição. Como esperado, esta aumentou com o aumento de AF.

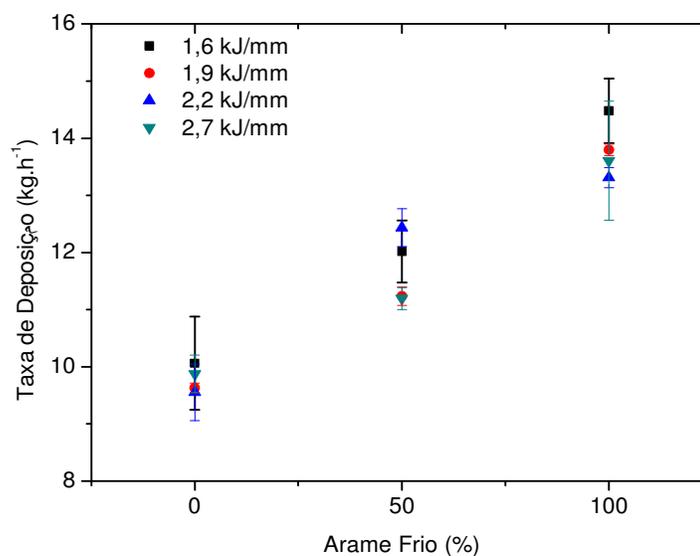


Figura 5.10: Taxa de deposição calculada a partir da área depositada e velocidade de soldagem para as condições de teste.

Ressalta-se que a velocidade de soldagem não afeta a taxa de deposição, apesar de afetar as dimensões do cordão de solda, que depende apenas da massa de metal adicionado à poça de fusão pelo tempo. No caso da soldagem SAW com fluxo neutro, a taxa de deposição é influenciada pela velocidade de alimentação de arame (quente e frio) e perdas, como vaporização do metal e respingos, as quais são assumidas como constantes entre as condições de teste. Como os principais parâmetros que influenciam a velocidade de alimentação de arame foram mantidos constantes, considerou-se adequado o agrupamento dos resultados de taxa de deposição em função apenas da adição do arame frio, conforme apresentado na Figura 5.11.

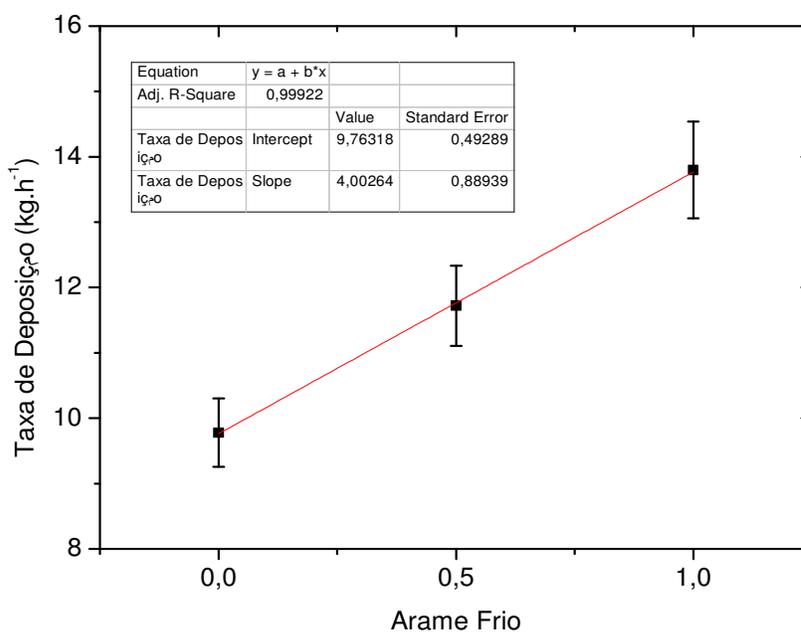


Figura 5.11: Taxa de deposição calculada a partir da área depositada e velocidade de soldagem agrupando-se AF.

A regressão linear da taxa de deposição em função da adição de arame frio representou um modelo matemático com R^2 próximo a 1. Para a condição de teste (corrente de soldagem, DPBC, tensão, polaridade e consumíveis de soldagem) a taxa de deposição pode ser escrita em função da adição de arame frio como:

$$TD[\text{kg}\cdot\text{h}^{-1}] = 4,0\cdot\text{AF} + 9,8 \quad (\text{Eq. 5.4})$$

Os resultados obtidos mostram que a taxa de deposição aumentou mais de 40% quando se usou AF=100%, o que é extremamente relevante para aumento de produtividade,

principalmente na soldagem de aços inoxidáveis duplex, onde o aumento da energia de soldagem é restringida pela possível formação de fases intermetálicas deletérias associadas à baixa velocidade de resfriamento durante a soldagem (KARLSSON, 2012). Do ponto de vista teórico, esperava-se um aumento da taxa de deposição de 25 e 50%, respectivamente, para 50% e 100% de arame frio, contudo os resultados obtidos foram inferiores, o que está relacionado à menor velocidade de alimentação dos arames quentes quando os arames frios são adicionados, conforme já discutido.

A produtividade de uma condição de soldagem pode ser definida pela Equação 5.5:

$$Pd(m/h) = \frac{TD(kg/h) \cdot \omega}{M(kg/m)} \quad (\text{Eq. 5.5})$$

Onde Pd é a produtividade, ω o ciclo de trabalho e M a quantidade de metal depositado requerido por comprimento para a junta em questão. A ciclo de trabalho é a razão entre o tempo de arco aberto e o tempo total de trabalho, por exemplo, se o equipamento em 8 horas de trabalho permanece apenas 4 horas com arco aberto, o ciclo de trabalho seria de 0,5. A quantidade de metal depositado depende basicamente da geometria da junta, a qual, por sua vez, é definida em função do projeto da peça.

Para aumentar a produtividade, portanto, buscam-se produzir juntas que requerem uma menor quantidade de metal depositado (reduzir M), operações mais eficientes (aumentar ω) e processos/parâmetros de soldagem com maiores taxas de deposição (aumentar TD). Assumindo M e ω constantes para uma determinada condição de fabricação, a produtividade fica diretamente proporcional à taxa de deposição.

A produtividade possui grande impacto sobre os custos da soldagem, uma vez que, de uma forma geral, a mão de obra representa mais que 70% do mesmo, conforme pesquisa realizada nos EUA (MILLER et al., 2002). Portanto, uma das maneiras mais efetivas de se reduzir o custo da soldagem é aumentar a produtividade. Desta maneira, a adição de arame frio mostra-se como uma opção de redução de custo na soldagem pelo aumento de produtividade provocado pela maior taxa de deposição.

5.1.4 Análise química da zona fundida

A Tabela 5-VI apresenta a concentração em peso dos principais elementos químicos presentes na zona fundida de cada uma das doze condições de testes. Foi observado o aumento do teor de Mo para maior adição de arame frio como reflexo da menor diluição. O Ni seguiu comportamento similar, com exceção da energia de soldagem de 1,9 kJ/mm de 0 para 50% de AF. Contudo, isso pode ser justificado pelo fato que para essas duas condições, a variação da diluição foi apenas de 50% para 49%, respectivamente, e considerando o erro de 1%, as diluições podem ser consideradas iguais.

Tabela 5-VI: Composição química dos cordões de solda.

Condição	Concentração dos elementos em peso (%)										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	N
1,6-0	0,0106	1,2480	0,5487	0,0201	0,0015	22,2936	6,3919	1,7947	0,2566	0,0097	0,1236
1,6-50	0,0104	1,3542	0,4868	0,0196	0,0021	22,5149	6,4015	1,7234	0,2517	0,0138	0,1254
1,6-100	0,0105	1,4110	0,4897	0,0188	0,0016	22,5273	6,6672	1,8931	0,2381	0,0139	0,1306
1,9-0	0,0118	1,2531	0,5099	0,0202	0,0027	22,3713	6,4464	1,7720	0,2492	0,0138	0,1267
1,9-50	0,0117	1,3688	0,4997	0,0197	0,0017	22,2846	6,3521	1,7340	0,2671	0,0140	0,1343
1,9-100	0,0115	1,3880	0,4707	0,0195	0,0021	22,3667	6,4799	1,7879	0,2473	0,0140	0,1284
2,2-0	0,0111	1,2643	0,5194	0,0203	0,0035	22,3918	6,4941	1,7969	0,2478	0,0140	0,1201
2,2-50	0,0101	1,3257	0,5128	0,0191	0,0022	22,4934	6,7379	1,9252	0,2337	0,0138	0,1303
2,2-100	0,0123	1,3720	0,4932	0,0192	0,0022	22,4911	6,7457	1,9470	0,2344	0,0138	0,1288
2,7-0	0,0107	1,2616	0,5245	0,0201	0,0030	22,4442	6,5669	1,8296	0,2484	0,0137	0,1230
2,7-50	0,0116	1,2485	0,5213	0,0206	0,0020	22,3304	6,6125	1,8849	0,2459	0,0140	0,1256
2,7-100	0,0100	1,2457	0,6576	0,0202	0,0024	22,2172	6,5913	1,9541	0,2321	0,0097	0,1248

A composição química e a história térmica da zona fundida irão determinar a sua microestrutura e, conseqüentemente, a suas propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Existem vários modelos utilizados para prever a microestrutura de um aço inoxidável a partir de sua composição química, sendo que um dos mais usados na área de soldagem é o diagrama WRC-1992 (RAMIREZ, 2001). A Tabela 5 VII apresenta, para os cordões feitos, os valores de cromo equivalente (Cr_{eq}), níquel equivalente (Ni_{eq}), a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} e o $PREN_{16}$. Com base no Cr_{eq} e Ni_{eq} , utilizou-se o diagrama WRC-1992 para determinar o número de ferrita (FN), Figura 5.12. Tal determinação é dada através da análise visual dos pontos plotados entre as retas de FN constante, portanto, é sujeita a erro experimental significativo.

O número de ferrita (FN), determinado a partir do diagrama WRC-1992, apresentou-se extremamente elevado para um metal de solda de microestrutura duplex. Esperava-se um valor de FN próximo a 50, enquanto os valores obtidos situaram-se entre 80 e 90, o que indica que o diagrama não seja adequado para metal de solda duplex, particularmente considerando-se que os valores de Ni_{eq} se encontram próximos do limite inferior do diagrama. Na seção 5.1.5.2, a fração de fases será quantificada por análise de imagem e então estes resultados serão reavaliados. Apesar disso, de forma qualitativa, é possível verificar que as soldas com maior adição de arame frio possuem uma menor relação Cr_{eq}/Ni_{eq} e, conseqüentemente, menor FN, o que está associado à menor diluição.

Tabela 5-VII: Cromo equivalente (Cr_{eq}), níquel equivalente (Ni_{eq}), relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , número de ferrita (FN) e $PREN_{16}$ para o metal de base e cordões de solda.

Condição	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}/Ni_{eq}	FN WRC 1992	$PREN_{16}$
MB 2304	22,57	6,81	3,31	NA ⁽¹⁾	25,07
1,6-0	24,10	9,30	2,59	90	30,19
1,6-50	24,25	9,34	2,60	90	30,21
1,6-100	24,43	9,71	2,52	85	30,86
1,9-0	24,15	9,46	2,55	87	30,25
1,9-50	24,03	9,51	2,53	84	30,16
1,9-100	24,16	9,51	2,54	86	30,32
2,2-0	24,20	9,35	2,59	90	30,24
2,2-50	24,43	9,76	2,50	84	30,93
2,2-100	24,45	9,81	2,49	83	30,98
2,7-0	24,28	9,46	2,57	89	30,45
2,7-50	24,23	9,59	2,53	85	30,56
2,7-100	24,18	9,50	2,55	82	30,66

Nota: $Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7.\%Nb$ / $Ni_{eq} = \%Ni + 35.\%C + 20.\%N + 0,25.\%Cu$ / $PREN_{16} = \%Cr + 3,3.\%Mo + 16.\%N$. ⁽¹⁾ Não se aplica. O diagrama WRC-1992 é limitado a Ni_{eq} de 9 a 18% e Cr_{eq} de 17 a 31%, portanto o MB em questão encontra-se fora do escopo de uso dessa ferramenta.

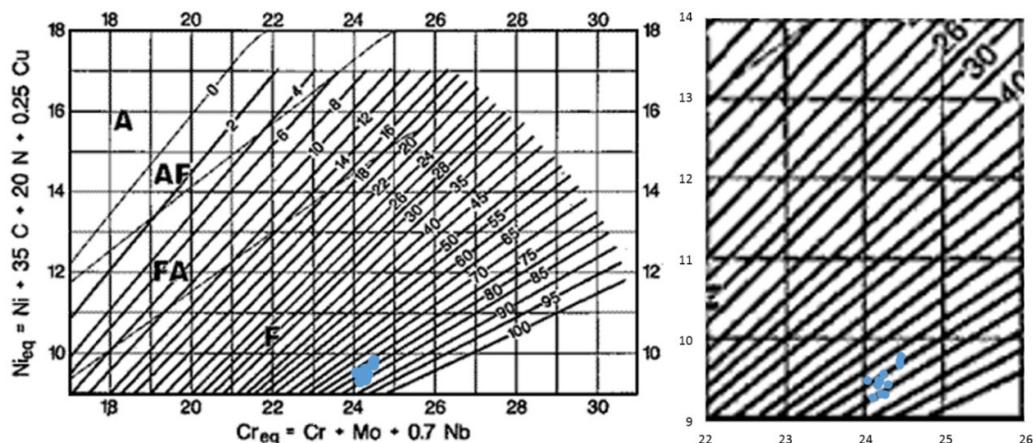


Figura 5.12: Número de ferrita (FN) usando o diagrama WRC-1992 (KOTECKI; SIEWERT, 1992).

O $PREN_{16}$ da zona fundida é mais elevado que o do metal de base, uma vez que o metal de adição utilizado apresenta maior teor de Mo e N. Dessa maneira, espera-se que a resistência à corrosão por pite da ZF seja maior que a da ZTA e do MB e, ainda, que a mesma aumente com o aumento da adição de arame frio.

Com o objetivo de avaliar a influência da adição do arame frio na composição química do metal depositado desconsiderando-se a diluição, foram produzidos corpos de provas de metal de aporte puro nas condições extremas de AF, mantendo-se a energia de soldagem constante em 2,7 kJ/mm. A composição química obtida é apresentada na Tabela 5-VIII e os parâmetros C_{eq} , Ni_{eq} , $Cr_{eq/Ni_{eq}}$, FN e $PREN_{16}$ são apresentados na Tabela 5-IX. É possível observar que, com a adição de arame frio, o metal de aporte puro fica mais rico nos elementos C, Mn, P, Cr, Ni, Mo, N e mais pobre em Si e S. O primeiro grupo faz parte da composição do arame, enquanto o Si e o S vêm tanto do arame quanto do fluxo. Como resultado, a relação $Cr_{eq/Ni_{eq}}$ e o FN reduzem com a adição de arame frio.

Tabela 5-VIII: Composição química do metal depositado sem diluição para 2,7 kJ/mm e AF igual a 0 e 100%.

Condição	Concentração dos elementos em peso (%)								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N
2,7-0 (SD)	0,0086	1,1116	0,6803	0,0144	0,0075	22,3491	8,0780	2,9337	0,1390
2,7-100 (SD)	0,0092	1,2061	0,6586	0,0177	0,0071	22,3808	8,4834	2,9550	0,1464

Tabela 5-IX: Cromo equivalente (Cr_{eq}), níquel equivalente (Ni_{eq}), relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , número de ferrita (FN) e $PREN_{16}$ para o metal depositado sem diluição.

Condição	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}/Ni_{eq}	$PREN_{16}$	FN
					WRC-1992
2,7-0 (SD)	25,30	11,19	2,26	34,25	63
2,7-100 (SD)	25,34	11,76	2,16	34,47	54

A Tabela 5-X apresenta a variação percentual dos elementos químicos durante a soldagem para 0 e 100% de AF e HI igual a 2,7 kJ/mm. Fica evidenciado que a adição de arame frio possui influência sobre as reações entre o metal de solda e o fluxo de soldagem/escória na poça de fusão e/ou na evaporação dos elementos metálicos no arco elétrico. Quando o arame frio é adicionado e a tensão é mantida constante, a quantidade de metal líquido em relação à de fluxo de soldagem fundido aumenta, reduzindo portanto a capacidade de interação do fluxo sobre a poça. Isso explica o fato que a perda dos elementos originários do arame (como C, Mn, P, Cr, Ni, Mo e N) reduziu e o ganho dos elementos originários do fluxo (Si e S) também foi menor. O teor de S do metal de solda aumentou em relação ao do arame, o que é usual, pois a principal fonte deste elemento é o fluxo de soldagem.

Tabela 5-X: Variação percentual entre a composição química (em % peso) do metal depositado sem diluição e do arame de solda.

Condição	Variação de composição (%)								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N
2,7-0 (SD)	-28,33	-34,61	44,74	-28,00	650,00	-1,98	-7,15	-5,36	-18,24
2,7-100 (SD)	-23,33	-29,05	40,13	-11,50	610,00	-1,84	-2,49	-4,68	-13,88

Um outro fator que pode contribuir para os desvios na composição química seria uma menor evaporação dos elementos de ligas provenientes do arame frio em relação aos arames quentes, uma vez que os arames quentes são pré-aquecidos por efeito Joule e interagem eletricamente com o arco, assim, recebem calor mais eficientemente que o frio. Além disso, é esperado que as gotículas dos arames quentes tenham contato com as regiões mais quentes do arco elétrico, favorecendo a maior evaporação metálica. Ao contrário, pelo posicionamento central do arame frio no sistema ICE™, o arame frio e suas gotas devem ter menor contato direto com o arco, sendo fundido preferencialmente pela parede de fluxo que se forma ao redor do arco elétrico (LANCASTER, 1986) ou

mesmo quando em contato com a poça de fusão líquida. Com o aumento da porcentagem de arame frio, aumenta-se a fração de arame com menor evaporação.

Por fim, um outro fator adicional seria que o arame frio rouba calor do arco para o seu aquecimento e fusão. Isto causa um efeito refrigerante no arco e na poça de fusão (XIANG et al., 2016), conforme estimado no item 5.1.1, e deve afetar também a evaporação e reações químicas da poça.

Dessa maneira, a diluição não foi o único fator que contribuiu para a modificação da composição química do metal de solda para as diferentes adições de arame frio. A redução da perda dos elementos de liga do arame, seja pela menor interação relativa de fluxo e/ou menor evaporação dos mesmos também contribuiu para isso.

O estudo do arco elétrico do processo SAW é pouco reportado na literatura devido à dificuldade de observação do mesmo (CHO et al., 2013; MENDEZ; GOETT; GUEST, 2015), especialmente para o caso de *twin arc* com adição de arame frio, sobre o qual não foi encontrado nenhum estudo. Este é um tema relevante e atrativo que merece ser considerado em trabalhos futuros, mas não é o foco principal do presente trabalho.

Foi calculada, por balanço de massa, a composição química teórica esperada para as condições 2,7-0 e 2,7-100. Com base nesses dados, foi possível correlacionar os valores calculados e reais, conforme mostra a Figura 5.13. Em linhas gerais, o balanço de massa pode ser considerado um modelo razoável. Exceto para os teores de C, Si e S, os valores calculados e reais foram bastante próximos.

Tabela 5-XI. Este cálculo foi feito com base nos valores de diluição destes testes, da composição química do arame, da variação entre a composição do arame e do metal depositado sem diluição e composição química da chapa, conforme Equação 5.6.

$$C_{E,ZF} = C_{E,A} \cdot (1 + \Delta C_{E,A/SD}) \cdot (1 - D) + C_{E,MB} \cdot D \quad (\text{Eq. 5.6})$$

Onde, $C_{E,ZF}$ é a composição do elemento E na zona fundida, $C_{E,A}$ é a composição de E no arame, $\Delta C_{E,A/SD}$ é a variação de composição de E entre o arame e o metal depositado sem diluição, D é a diluição e $C_{E,MB}$ é a composição de E no metal de base.

Com base nesses dados, foi possível correlacionar os valores calculados e reais, conforme mostra a Figura 5.13. Em linhas gerais, o balanço de massa pode ser considerado um modelo razoável. Exceto para os teores de C, Si e S, os valores calculados e reais foram bastante próximos.

Tabela 5-XI: Composição química calculada por balanço de massa, real (medida) e a diferença percentual do valor calculado em relação ao medido.

Condição	Valor	Concentração dos elementos em peso (%)								
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N
2,7-0	Calculado	0,0095	1,2679	0,5359	0,0184	0,0042	22,3163	6,2250	1,7272	0,1287
2,7-100		0,0097	1,3001	0,5470	0,0198	0,0045	22,3416	6,7928	1,9459	0,1350
2,7-0	Real	0,0107	1,2616	0,5245	0,0201	0,0030	22,4442	6,5669	1,8296	0,1230
2,7-100		0,0100	1,2457	0,6576	0,0202	0,0024	22,2172	6,5913	1,9541	0,1248
2,7-0	Diferença	-11%	1%	2%	-8%	41%	-1%	-5%	-6%	5%
2,7-100		-3%	4%	-17%	-2%	89%	1%	3%	0%	8%

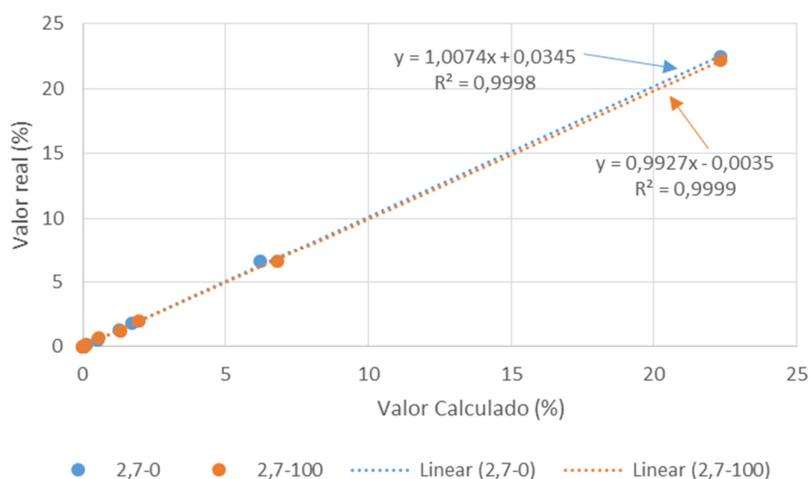


Figura 5.13: Composição química calculada por balanço de massa versus a composição química real.

5.1.5 Caracterização microestrutural

A Figura 5.14 apresenta a microscopia ótica (MO) com baixa magnificação (100x) da região de transição entre o metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida.

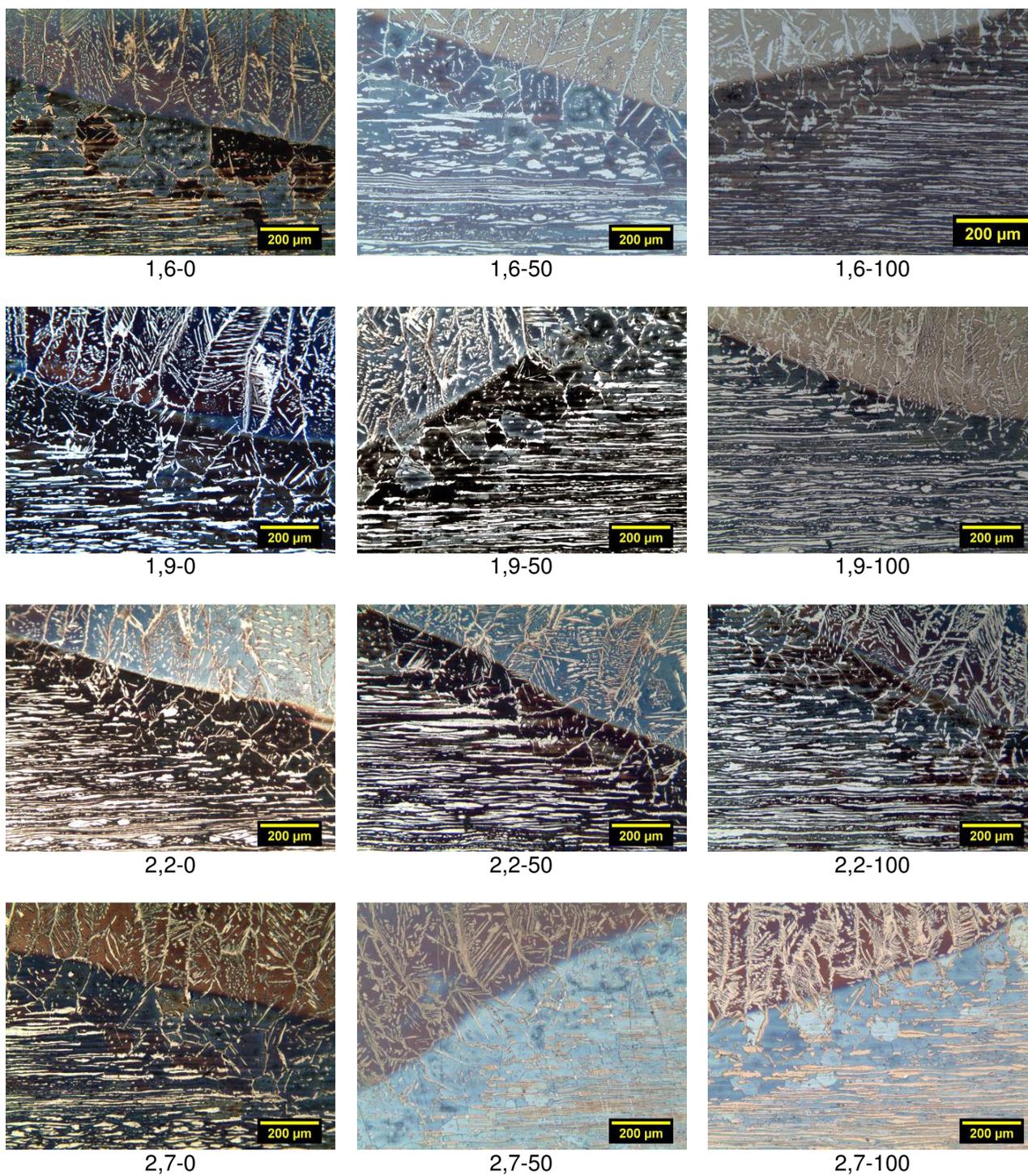


Figura 5.14: Microestrutura da região de transição MB/ZTA/ZF dos cordões de solda observada por MO. Ataque: Behara II.

Observa-se a austenita (clara) dispersa na matriz ferrítica (escura). Por essas imagens, percebe-se que essas três regiões se distinguem em relação à quantidade e morfologia da austenita, bem como pelo tamanho de grão ferrítico. Destaca-se o fato de que a ZTA apresentou uma significativa ferritização provocada pela exposição e permanência à temperaturas em que o material pode se tornar completamente ferrítico, associada à elevada taxa de resfriamento na soldagem. A caracterização microestrutural do MB, ZF e a ZTA será apresentada de forma separada nos itens 5.1.5.1, 5.1.5.2 e 5.1.5.3 deste trabalho.

5.1.5.1 Metal de base UNS S32304

A observação do metal de base no estado como-recebido no microscópio ótico (MO) e no microscópio eletrônico de varredura (MEV) revelou uma microestrutura típica dos AID laminados, formada por uma matriz de ferrita (no MO, região escura) com ilhas alongadas de austenita (no MO, região clara) alinhadas com o sentido da laminação do material, conforme mostra a Figura 5.15. Foram observadas, também, algumas ilhas de austenita sem morfologia definida dispersas na ferrita, entre as lamelas de austenita. Durante a observação destes materiais no MO e MEV com aumento de até 2000X, não foi evidente a presença de nenhum tipo de precipitado e/ou outras fases além de ferrita e austenita. Contudo, observou-se a presença de inclusões tanto na ferrita quanto na austenita, conforme evidenciado pela Figura 5.16.

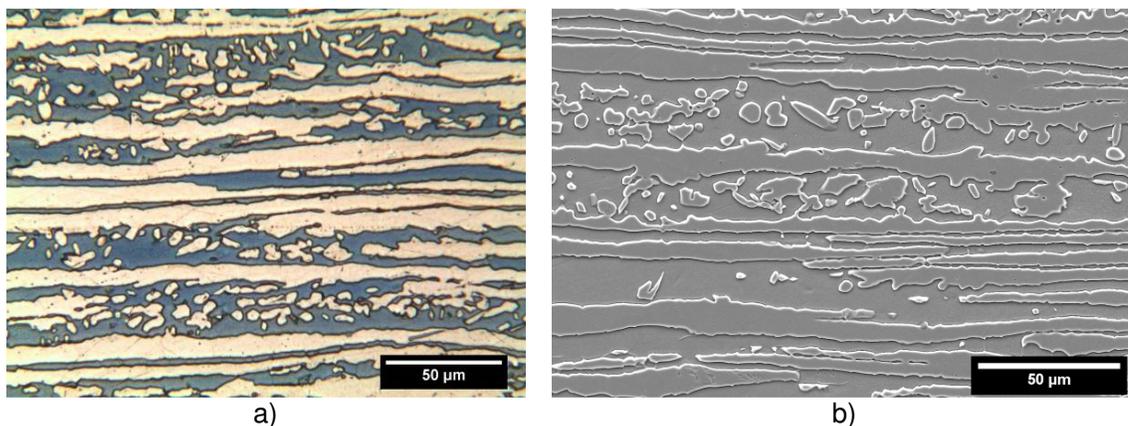


Figura 5.15: Microestrutura do metal de base UNS S32304 observada por: a) MO e b) MEV. Ataque: Behara II.

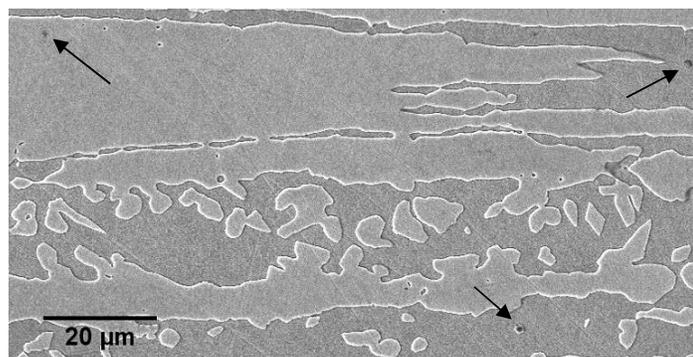


Figura 5.16: Microestrutura do metal de base UNS S32304 observada por MEV evidenciando inclusões. Ataque: Behara II.

Foi realizada análise por EDS da composição química das inclusões do MB em amostras sem ataque químico. O mesmo procedimento foi realizado para a zona fundida e zona termicamente afetada. Medidas realizadas na amostra atacada tenderam a não ter resultado satisfatório, possivelmente pela remoção de inclusões durante o ataque metalográfico. A Figura 5.17 apresenta o metal de base sem ataque químico e os pontos analisados por EDS. A Tabela **5-XII** mostra exemplos da composição química obtida. Os mais elevados teores de Fe e mais baixos teores de O, Cr e Mn para os pontos 1, 2 e 3 da direita, podem estar relacionados ao fato das inclusões serem pequenas e a região da análise por EDS ter abrangido uma parte da matriz. Desprezando estes aspectos, os resultados mostram que as inclusões são majoritariamente constituídas de óxidos de cromo e manganês com traços de óxidos de Al, Si, Ti, e Fe. O AID são desoxidados com FeSi, SiMn e Al, assim inclusões contendo Si, Cr, S, Al, Mg, Mn e Cr estão frequentemente presentes nestes aços (MAPELLI; NOLLI, 2003).

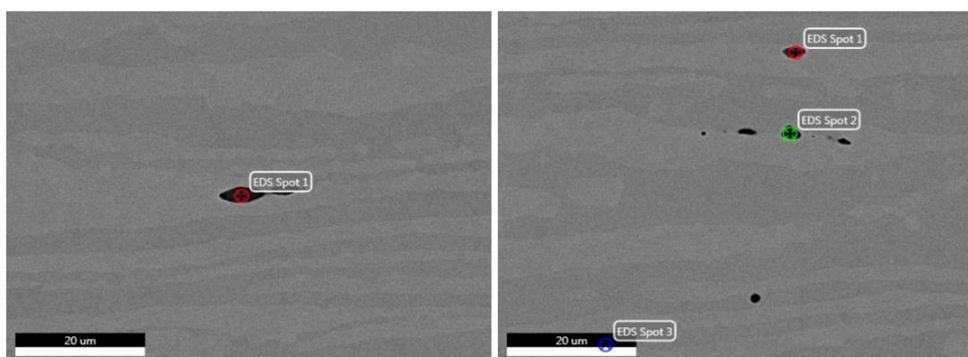


Figura 5.17: Microestrutura do metal de base UNS S32304 evidenciando as regiões submetidas ao EDS das inclusões. Ataque: sem ataque.

Tabela 5-XII: EDS das inclusões do metal de base para os pontos da Figura 5.17.

Elemento	Spot 1 (Fig. 5.17b)	Spot 1 (Fig.5.17b)	Spot 2 (Fig.5.17b)	Spot 3 (Fig.5.17b)
O	25,1	19,3	19,4	17,4
Mg			0,3	
Al	1,6	1,8	1,3	1,8
Si	0,2	0,2	1,0	0,2
Ca			0,4	
Ti	1,5	0,5		0,7
Cr	43,6	33,7	32,0	36,9
Mn	25,4	16,0	16,1	18,6
Fe	2,6	27,0	29,2	23,2
Ni		1,5	0,4	1,3

A fração volumétrica das fases e das inclusões foram determinadas. A microestrutura do metal de base apresenta uma proporção balanceada de ferrita e austenita de $49,5\pm 1,5$ e $50,5\pm 1,5\%$, respectivamente. A fração de inclusões foi de $0,13 \pm 0,04\%$. Segundo Luo et al. (2012) inclusões não metálicas do MB são malélicas para a resistência à corrosão dos AID. Apesar disso, não se encontra reportado na literatura qual seria o valor aceitável para a fração de inclusões. Em trabalho realizado por Cardoso Junior (2012) foi reportado um teor de inclusões de 0,02% para o mesmo AID (UNS S32304), inferior ao valor encontrado de $0,13\pm 0,04$.

5.1.5.2 Zona fundida (ZF)

A Figura 5.18 apresenta a microestrutura típica da zona fundida dos cordões de solda, representadas pelas condições de soldagem extremas. Sendo a condição 1,6-0 a menos favorável à formação de austenita na ZF e a condição 2,7-100 a mais favorável. Em ambos os casos, é possível observar a presença de austenita de contorno de grão (GBA), austenita de Widmanstätten (WA) e austenita intragranular (IGA), conforme indicado na Figura 5.18. Essa microestrutura foi comum para todas as condições de teste. Ao aumentar HI e AF, observa-se uma maior fração de austenita, sendo marcante o aumento do tamanho da GBA e WA.

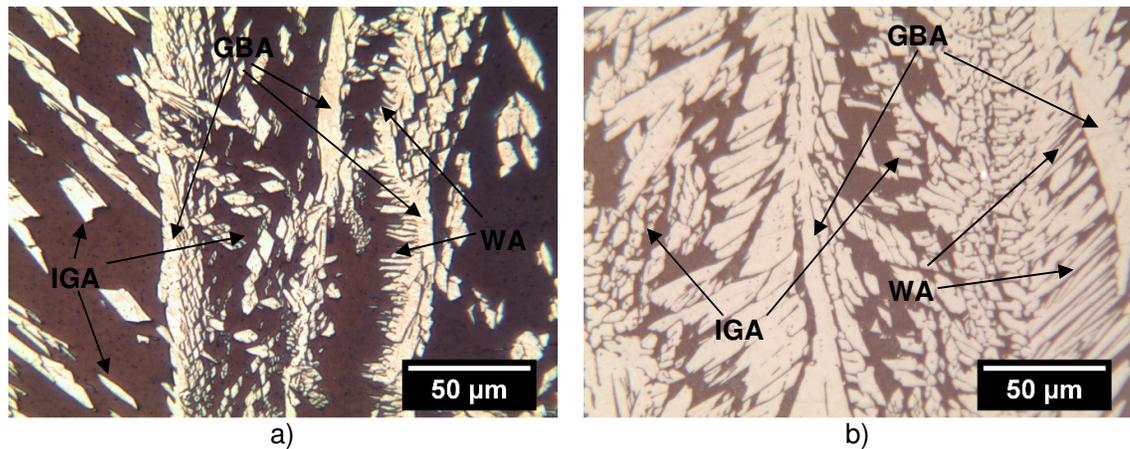


Figura 5.18: Microestrutura da ZF observada por MO dos cordões de solda para a) HI=1,6kJ/mm e AF=0 (1,6-0) e b) HI=2,7kJ/mm e AF=100% (2,7-100). Ataque: Behara II.

A microestrutura representativa de cada condição de teste é mostrada na Figura 5.19. Ao comparar condições de mesma energia de soldagem, fica evidente, através das micrografias, o aumento da fração de austenita com o aumento da participação do arame frio. Selecionando-se as micrografias das condições de similar diluição e maior energia de soldagem, como 1,6-100 e 2,2-100 e 1,9-100 e 2,7-100, é possível observar a influência de cada um desses parâmetros de forma separada, ratificando o papel da energia de soldagem e diluição na microestrutura de soldas de aços inoxidáveis duplex. Maiores energias de soldagem promovem menores velocidades de resfriamento da zona fundida, favorecendo, portanto, a formação de austenita a partir da ferrita. A menor diluição também favorece a formação de austenita, pela maior concentração de N e Ni na ZF.

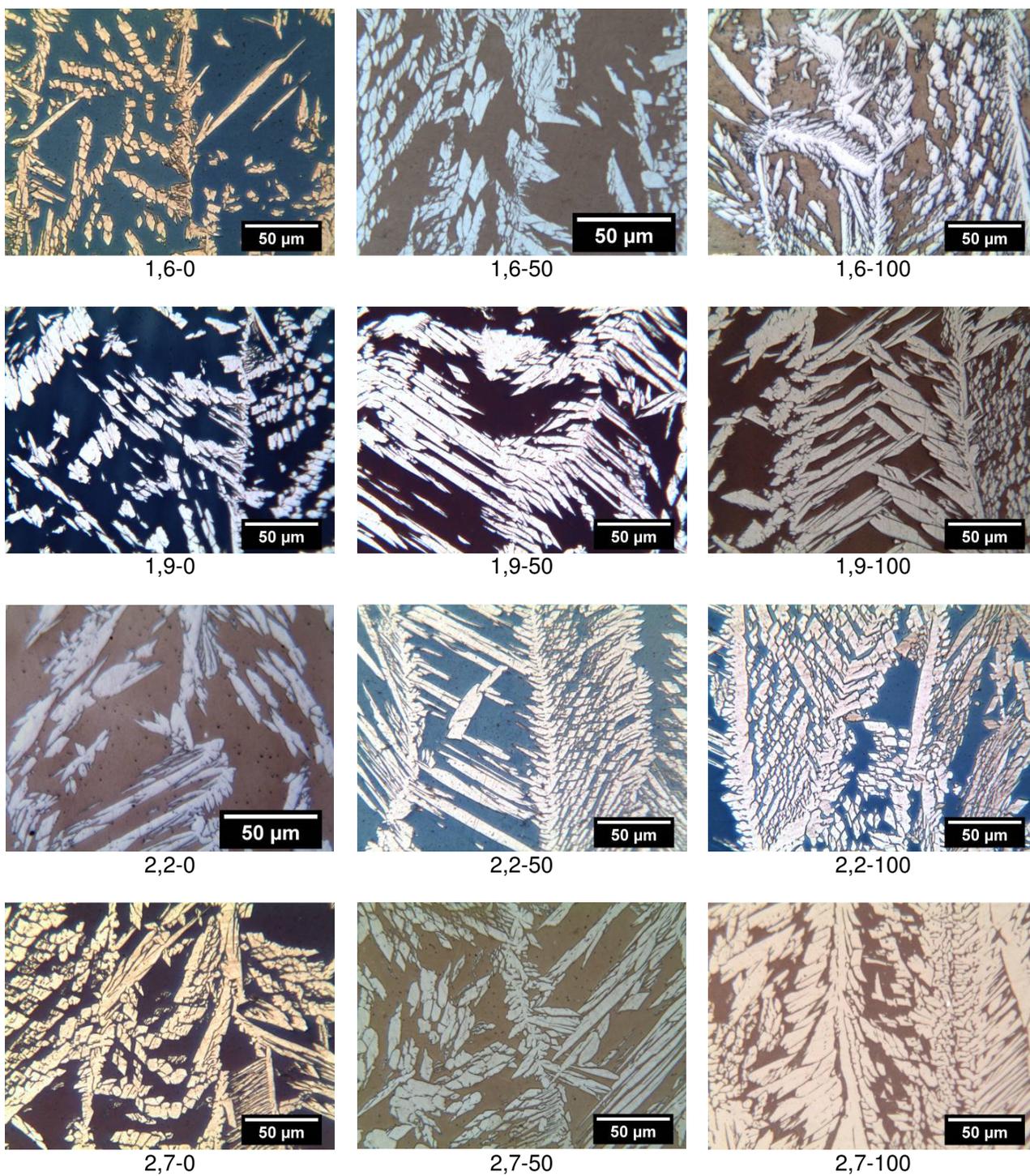


Figura 5.19: Microestrutura da ZF dos cordões de solda observada por MO. Ataque: Behara II.

A Figura 5.20 mostra a austenita formada na ZTA crescendo na transição entre a ZTA e a ZF. Observa-se que essa cresce de forma aparentemente não diferenciada entre as duas regiões, inclusive quando na forma de ripas de austenita de Widmanstätten. Como esta última guarda uma relação cristalográfica com a ferrita, isto mostra a continuidade da estrutura cristalina da ferrita da ZTA para a ZF, definindo o fenômeno de epitaxia.

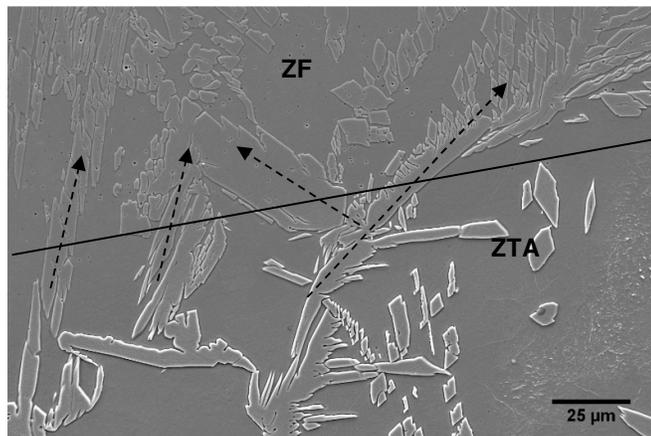


Figura 5.20: Microestrutura da ZTA/ZF dos cordões de solda observada por MEV mostrando crescimento da austenita a partir da ZTA para ZF. Amostra 2.2-0. Ataque: Behara II.

A fração volumétrica de austenita na ZF é apresentada na Figura 5.21. A quantidade de austenita aumentou com o aumento da adição de arame frio e com o aumento da energia de soldagem, confirmando, portanto, a relevante influência desses parâmetros na microestrutura da ZF. Isto sugere que através do controle de AF é possível, de certa forma, controlar a composição química, a microestrutura e possivelmente a resistência à corrosão da ZF. O efeito da energia de soldagem na microestrutura de soldas de AID já foi vastamente estudado, contudo, não foram encontrados registros na literatura sobre o efeito da adição de arame frio na microestrutura de soldas duplex.

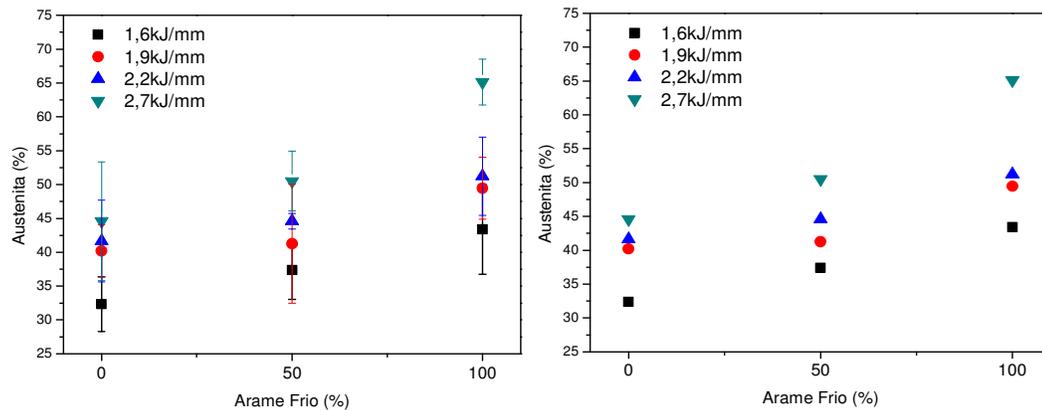


Figura 5.21: Fração volumétrica de austenita na ZF dos cordões de solda. A direita, sem barras de erro para melhor visualização.

As frações de ferrita medidas para as zonas fundidas situam-se entre aproximadamente 35 e 70%, e se mostraram muito distintas daquelas estimadas através do número de ferrita, determinado pelo diagrama WRC-1992 (ver a Tabela 5 VII), que estão entre 82 e 90. Assim, pode-se afirmar que o diagrama em questão não representa uma boa ferramenta para predição de microestrutura de soldas similares às executadas neste trabalho.

Através da análise por microscopia eletrônica, Figura 5.22, é possível confirmar a microestrutura da zona fundida composta por GBA, WA e IGA em uma matriz ferrítica. Uma extensa varredura foi realizada por MEV em todas as amostras, através da qual não foi encontrado a presença de precipitados intermetálicos, como nitreto de cromo, fase sigma, dentre outras na ZF das soldas, mesmo para as condições de energia de soldagem de 2,7 kJ/mm, a qual situa-se acima do limite máximo recomendado pela literatura de 2,5 kJ/mm (KARLSSON, 2012) para soldagem de ligas duplex lean e standard. Vale ressaltar que as composições químicas da ZF das soldas deste trabalho encontram-se entre o lean duplex e o standard em relação aos teores de Mo e Ni, uma vez que o metal de base é lean duplex e o metal de aporte puro é duplex standard, porém com a diluição, a composição química da ZF é intermediária entre os dois graus citados.

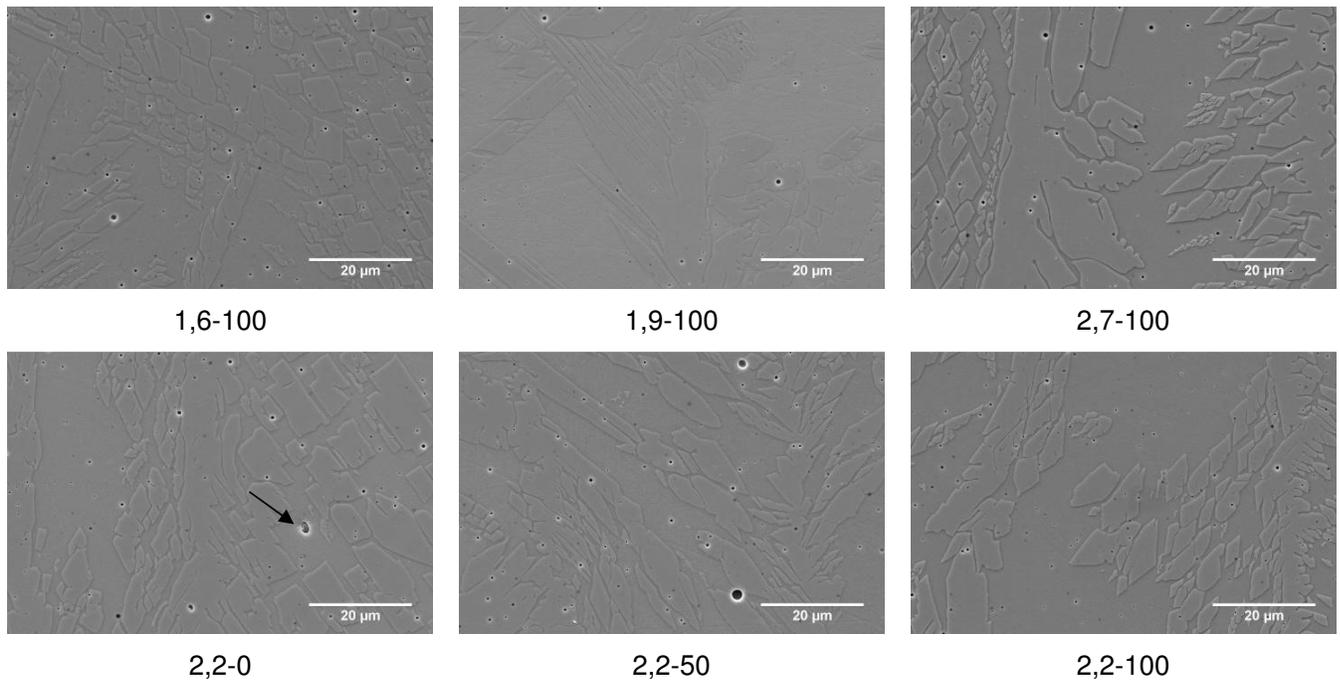


Figura 5.22: Microestrutura da ZF dos cordões de solda observada por MEV. Ataque: Behara II.

A composição química dos constituintes da ZF obtida por EDS é apresentada na Tabela 5-XIII. Como a análise química do nitrogênio por EDS, nos AID, não é adequada em função do baixo teor desse elemento e, também, pelo seu baixo número atômico, a concentração do mesmo foi calculada por balanço de massa, aplicando a Equação 5.7, considerando-se a saturação do N na ferrita de 0,05% (YANG et al., 2011) e a concentração de N idêntica para os constituintes GBA, WA e IGA.

$$N_{\gamma} = \frac{N_{ZF} - [(1 - \gamma) \cdot 0,05]}{\gamma} \quad (\text{Eq. 5.7})$$

Onde, N_{γ} é a concentração de N na austenita, N_{ZF} é a concentração de N total na ZF (obtida por espectroscopia – Tabela 5-VI) e γ é a fração de austenita na ZF. Em seguida, o $PREN_{16}$ foi calculado, como uma estimativa da resistência à corrosão de cada uma das fases. A composição química por EDS dos constituintes não foi realizada para todas as situações, contudo, escolheu-se aquelas que possibilitam avaliar o efeito da energia de soldagem e da adição de arame frio.

Tabela 5-XIII: Composição química dos constituintes presentes na ZF obtida por EDS.

Condição	Constituinte	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N	PREN ₁₆ ⁽²⁾	PREN ₀₋₃₀ ⁽³⁾
1,6-100	GBA	1,81	0,39	22,45	6,54	1,32	0,27	0,236	30,58	33,88
	WA	1,85	0,43	22,73	6,79	1,69	0,44	0,236	32,08	35,38
	IGA	1,91	0,38	22,30	7,18	1,27	0,38	0,236	30,26	33,56
	Ferrita	1,94	0,66	22,13	6,81	1,49	0,36	0,050	27,85	27,05
1,9-100	GBA	1,67	0,33	22,38	6,48	1,37	0,29	0,209	30,24	33,16
	WA	1,74	0,46	21,52	7,10	1,35	0,30	0,209	29,31	32,23
	IGA	1,71	0,30	21,73	6,84	1,21	0,41	0,209	29,06	31,98
	Ferrita	1,65	0,31	22,32	6,35	1,47	0,35	0,050	27,97	27,17
2,2-0	GBA	1,68	0,30	22,04	6,16	1,07	0,40	0,218	29,06	32,12
	WA	1,67	0,31	21,57	6,59	1,06	0,35	0,218	28,56	31,62
	IGA	1,65	0,48	21,84	6,61	1,28	0,37	0,218	29,56	32,61
	Ferrita	1,64	0,36	22,26	6,21	1,52	0,41	0,050	28,08	27,28
2,2-50	GBA	1,66	0,39	22,29	6,38	1,35	0,37	0,230	30,43	33,65
	WA	1,74	0,30	22,39	6,23	1,32	0,32	0,230	30,43	33,65
	IGA	1,60	0,33	22,41	6,28	1,37	0,36	0,230	30,61	33,83
	Ferrita	1,65	0,41	22,29	6,27	1,53	0,39	0,050	28,14	27,34
2,2-100	GBA	1,78	0,52	22,27	6,74	1,69	0,33	0,204	31,11	33,96
	WA	1,87	0,32	22,00	7,34	1,45	0,30	0,204	30,05	32,90
	IGA	1,82	0,46	20,81	7,83	1,39	0,28	0,204	28,66	31,51
	Ferrita	1,80	0,35	22,51	6,64	1,82	0,28	0,050	29,32	28,52
2,7-0	GBA	1,71	0,38	21,64	6,71	1,20	0,41	0,214	29,02	32,01
	WA	1,68	0,40	21,38	6,89	1,28	0,38	0,214	29,02	32,02
	IGA	1,82	0,40	21,10	7,20	1,19	0,42	0,214	28,45	31,44
	Ferrita	1,57	0,40	22,25	6,22	1,94	0,29	0,050	29,45	28,65
2,7-50	GBA	1,63	0,40	21,88	6,67	1,25	0,34	0,200	29,20	32,00
	WA	1,70	0,42	21,72	6,68	1,29	0,40	0,200	29,17	31,97
	IGA	1,62	0,37	20,60	7,74	1,03	0,43	0,200	27,19	29,99
	Ferrita	1,61	0,42	22,21	6,50	1,69	0,42	0,050	28,59	27,79
2,7-100	GBA	1,81	0,36	22,10	7,20	1,39	0,32	0,165	29,32	31,63
	WA	1,77	0,37	21,65	7,69	1,32	0,39	0,165	28,64	30,95
	IGA	1,79	0,37	21,14	7,83	1,21	0,37	0,165	27,77	30,08
	Ferrita	1,70	0,44	23,80	5,66	2,45	0,29	0,050	32,69	31,89

Nota: ⁽¹⁾ N calculado por balanço de massa, conforme Equação 5.3; ⁽²⁾PREN₁₆ = %Cr + 3,3.%Mo + 16.%N; ⁽³⁾ Para ferrita PREN₀ = %Cr + 3,3.%Mo e para austenita PREN₃₀ = %Cr + 3,3.%Mo + 30.%N.

A análise da

Tabela 5-XIII em conjunto com a diluição e fração de austenita permitiu elaboração da Tabela 5-XIV, em que se dividiu os resultados de composição química das fases presentes na ZF em dois grupos: um em que o PREN₁₆ da ferrita é menor que dos constituintes da austenita; e outro em que ocorre o inverso.

Tabela 5-XIV: Resumo dos resultados de EDS dos constituintes da ZF apresentando a comparação entre o PREN₁₆ e PREN₀₋₃₀.

Condição	PREN ₁₆	Menor PREN ₁₆	PREN ₀₋₃₀	Menor PREN ₀₋₃₀	Fração de Austenita (%)	Diluição (%)
1,6-100	$\alpha < IGA < GBA < WA$	27,85	$\alpha < IGA < GBA < WA$	27,05	43	40
1,9-100	$\alpha < IGA < WA < GBA$	27,97	$\alpha < IGA < WA < GBA$	27,17	49	38
2,2-0	$\alpha < WA < GBA < IGA$	28,08	$\alpha < WA < GBA < IGA$	27,28	42	49
2,2-50	$\alpha < WA = GBA < IGA$	28,14	$\alpha < WA = GBA < IGA$	27,34	45	43
2,2-100	$IGA < \alpha < WA < GBA$	28,66	$\alpha < IGA < WA < GBA$	28,52	51	40
2,7-0	$IGA < GBA = WA < \alpha$	28,45	$\alpha < IGA < GBA = WA$	28,65	45	46
2,7-50	$IGA < \alpha < WA < GBA$	27,19	$\alpha < IGA < WA < GBA$	27,79	50	44
2,7-100	$IGA < WA < GBA < \alpha$	27,77	$\alpha < IGA < WA < GBA$	31,89	65	38

A análise da Tabela 5-XIV propicia as seguintes observações:

- A ferrita (α) e a austenita intragranular (IGA) sempre apresentam menores PREN₁₆; quando se aplica o PREN₀₋₃₀, a ferrita sempre apresenta o menor PREN.

- O PREN da ferrita aumentou com a energia de soldagem, o que propicia maior tempo para difusão em altas temperaturas de Cr e Mo da austenita para ferrita. Para uma mesma energia de soldagem, o PREN da ferrita aumentou com o aumento do arame frio em função da menor diluição.

- O PREN da austenita, especialmente da austenita intragranular, reduz com o aumento da energia de soldagem e da fração de austenita. Nesse caso, a menor velocidade de resfriamento permite a difusão do Cr e Mo da austenita para ferrita. Além disso, a alta fração de austenita acaba diminuindo o teor de N médio na mesma. O mesmo foi observado por Chen et al. (2012).

- O PREN de todos os constituintes na ZF é superior ao do metal de base, conforme esperado.

Ressalta-se que o EDS é uma análise semiquantitativa e pode trazer erros, para minimizá-los foi utilizado apenas um equipamento, o qual possui calibração para execução desse tipo de análise.

A microscopia eletrônica de varredura revelou a presença de micro inclusões não metálicas em todas as soldas, conforme apresentado na Figura 5.22. As mesmas possuem formato esférico e, quando observadas após ataque químico, tendem a aparecer como vazios. Contudo, a seta na imagem 2,2-0 da Figura 5.22 indica uma das inclusões não arrancada da matriz. A fração e tamanho das inclusões variaram de acordo com as condições testadas. Ressalta-se que Cardoso Junior (2012) observou inclusões de mesma morfologia em soldas SMAW, GMAW e FCAW de aços inoxidáveis duplex de composição química similares às deste trabalho. Kang e Lee (2013) também observaram inclusões similares em ZF de AID obtidas com SMAW.

A Figura 5.23 apresenta a fração volumétrica e diâmetro médio das inclusões na ZF. É importante ressaltar os valores relativamente elevados dos desvios padrões destas medidas. Isto decorre dos pequenos tamanhos e quantidades dessas inclusões. Os valores encontram-se detalhados no apêndice (ver item 11.2).

Considerando-se a elevada dispersão das medidas, não foi possível constatar um efeito claro da energia e de AF sobre a fração de inclusões. Cardoso Junior (2012) observou níveis de fração de inclusões de 0,5 a 0,6% para o processo SMAW e de 0,4 a 0,6% para o processo FCAW em ZFs de composição química semelhantes às deste trabalho, mas produzidas sem adição de arame frio e com energia de soldagem de aproximadamente 1,6 kJ/mm.

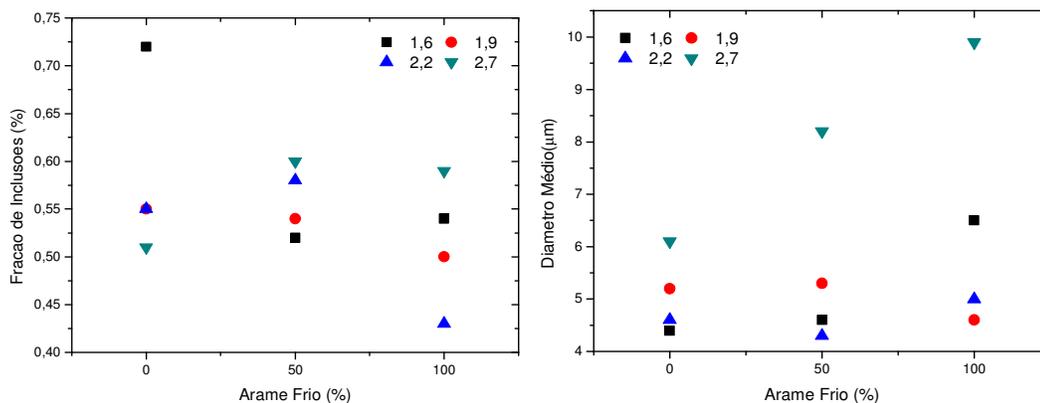


Figura 5.23: Fração volumétrica e diâmetro médio das inclusões na ZF dos cordões de solda.

O diâmetro médio também não apresentou relação clara, mas, aparentemente, as inclusões foram maiores para a condição de maior energia. O que é justificado pelo fato de que em condições de maior energia de soldagem o maior movimento de rotação da poça aumenta a possibilidade de colisão e coalescência das inclusões (GRONG; MATLOCK, 1986). O diâmetro médio das inclusões apresentou pequena variação em relação à adição de arame frio para as energias de soldagem de 1,6, 1,9 e 2,2 kJ/mm. Contudo, para energia de soldagem mais alta, de 2,7 kJ/mm, foi verificado um aumento do diâmetro médio das inclusões para maiores AF.

A quantidade e diâmetro das inclusões possivelmente irá impactar a tenacidade do metal de solda. Cardoso Junior (2012) constatou que soldas obtidas pelo processo GMAW com menores quantidades de inclusões não metálicas apresentaram maior energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V que as com maiores quantidades de inclusões (obtidas pelos processos SMAW e FCAW).

Está bem estabelecido que a resistência do metal de solda à coalescência de micro vazios é influenciada pela fração volumétrica, forma e distribuição de inclusões não metálicas (FARRAR, 1976 apud GRONG; MATLOCK, 1986). Por esta razão, as propriedades de impacto na região de fratura dúctil normalmente aumentam com a diminuição das concentrações de oxigênio (HANNERZ; LOWERY, 1975; DEVILLERS et al., 1983 apud GRONG; MATLOCK, 1986). Essa diminuição está relacionada à quantidade de inclusões não metálicas no metal de solda (ABSON, 1989 apud RAMIREZ, 2008). Nos aços carbono ferríticos, inclusões atuam como nucleadores de ferrita acicular, que possuem um papel importante na melhoria da tenacidade do metal de solda (LIU; OLSON, 1987; FOX; BROTHERS, 1995; ZHANG; FARRAR, 1996), contudo não foi encontrada literatura específica sobre a influência de inclusões não metálicas na microestrutura de soldas de aço inoxidáveis duplex.

Apesar de ter sido realizada avaliação da tenacidade através do teste de impacto Charpy V na condição 2,7-100, que apresenta uma das maiores frações de inclusões e o maior diâmetro médio, não foi executado um estudo sistêmico sobre o assunto neste trabalho. No item 5.2, o assunto será debatido novamente ao se apresentar os resultados do teste de impacto Charpy V.

Também foi realizada a análise química por EDS de inclusões presentes na zona fundida, como mostrado na Tabela 5-XV. O ensaio de EDS foi realizado antes do ataque para as condições 1,6-100 e 2,7-50, sendo que essas condições foram consideradas representativas de todas as outras. As inclusões de menores diâmetros ($\leq 3,5 \mu\text{m}$) apresentaram menores teores de O e maiores teores de Fe e Cr que a inclusão de $6 \mu\text{m}$, o que era esperado em função de uma possível maior participação da matriz nos resultados da análise. Levando em conta este fator, as inclusões parecem ser ricas principalmente em O, Al, Si, e Mn e, possivelmente, elas são preferencialmente óxidos desses elementos.

Tabela 5-XV: Composição química das inclusões presentes na ZF obtida por EDS.

Elemento	Concentração em peso (%)				
	1,6-100				2,2-50
O	20,29	15,80	28,81	38,63	19,51
Na				8,77	
Mg			4,03	0,32	
Al	10,56	7,59	15,92	18,67	9,35
Si	7,76	5,97	10,18	19,24	8,31
Mo	0,64	0,73	0,24	0,16	
K				1,85	
Ca			4,79	1,01	
Cr	12,90	16,10	8,71	1,72	12,37
Mn	17,27	13,16	9,58	7,30	19,93
Fe	28,30	37,89	17,74	2,34	28,05
Ni	2,28	2,76			2,01
Diâmetro aprox.	1,8μm	2μm	3,5μm	6μm	3,4μm

A composição química do fluxo, puro e virgem, foi determinada por fluorescência de raios-x e o seu resultado é apresentado na Tabela 5-XVI. Assim, os elementos Al, Si, Ca, K das inclusões devem ter como origem principal o fluxo de soldagem, enquanto que os demais elementos metálicos provieram do metal de base. A presença de sódio detectada em uma inclusão não era esperada. Ela pode resultar de alguma contaminação durante a preparação da amostra e/ou soldagem.

Tabela 5-XVI: Composição química do fluxo de soldagem por fluorescência de raios-x.

Material	Concentração em peso (%)									
	Al ₂ O ₃	CaF ₂	CaO	MgO	MnO	SiO ₂	K ₂ O	ZrO ₂	TiO ₂	FeO
OK Flux 10.93	38,67	49,15	0,16	0,00	0,00	8,96	2,28	0,70	0,01	0,07

5.1.5.3 Zona termicamente afetada (ZTA)

A zona termicamente afetada (ZTA) das soldas de cordão sobre chapa apresentaram significativa ferritização em função do ciclo térmico de soldagem, conforme esperado na soldagem dos aços inoxidáveis lean duplex UNS S32304. A Figura 5.24 exemplifica a microestrutura típica da zona termicamente afetada dos cordões de solda, através da qual é possível observar a zona termicamente afetada de temperatura elevada (ZTATE) e a zona termicamente afetada de temperatura baixa (ZTATB). A delimitação visual precisa da transição entre essas duas zonas não é simples. A microestrutura da ZTATB é predominantemente composta por austenita de contorno de grão parcialmente transformada (PTA).

Na ZTATE são observadas GBA, WA e IGA em uma matriz de grãos ferríticos. Um aspecto fundamental desta região é o crescimento de grão da ferrita e a sua tendência a ficar com geometria mais equiaxial, como reportado também por outros autores (UREÑA et al., 2007; YANG et al., 2012). Com aumento de 1000 vezes, já é possível observar a presença de ilhas de precipitados no interior dos grãos ferríticos. Uma discussão mais profunda sobre esses precipitados será realizada mais adiante.

A Figura 5.26 apresenta a ZTA de todas as condições avaliadas. Por uma análise qualitativa é possível verificar que a fração de austenita na ZTA aumenta com o aumento da energia de soldagem. Além disso, as condições de maior energia possuem maior quantidade de GBA e estas são mais espessas. Tal fato fica bastante evidente na Figura 5.26 ao se comparar as condições extremas de energia de soldagem, ou seja, 1,6 e 2,7 kJ/mm. A espessura da ZTA de alta temperatura também tende a ser maior para maiores energias de soldagem. Qualitativamente não é possível notar uma influência significativa da adição de arame frio (AF) nas características da ZTA.

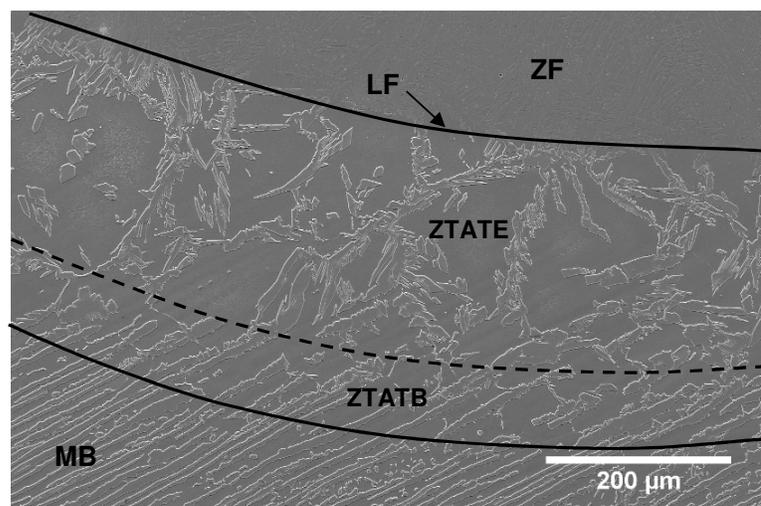


Figura 5.24: Regiões da ZTA dos cordões de solda observada por MEV. Amostra 2,7-0. Ataque: Behara II.

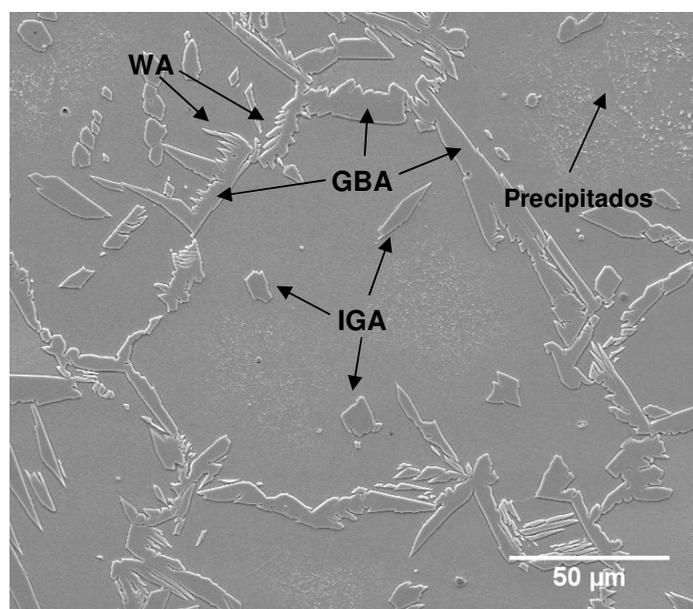


Figura 5.25: Microestrutura típica da ZTA dos cordões de solda observada por MEV. Amostra 2,2-100. Ataque: Behara II.

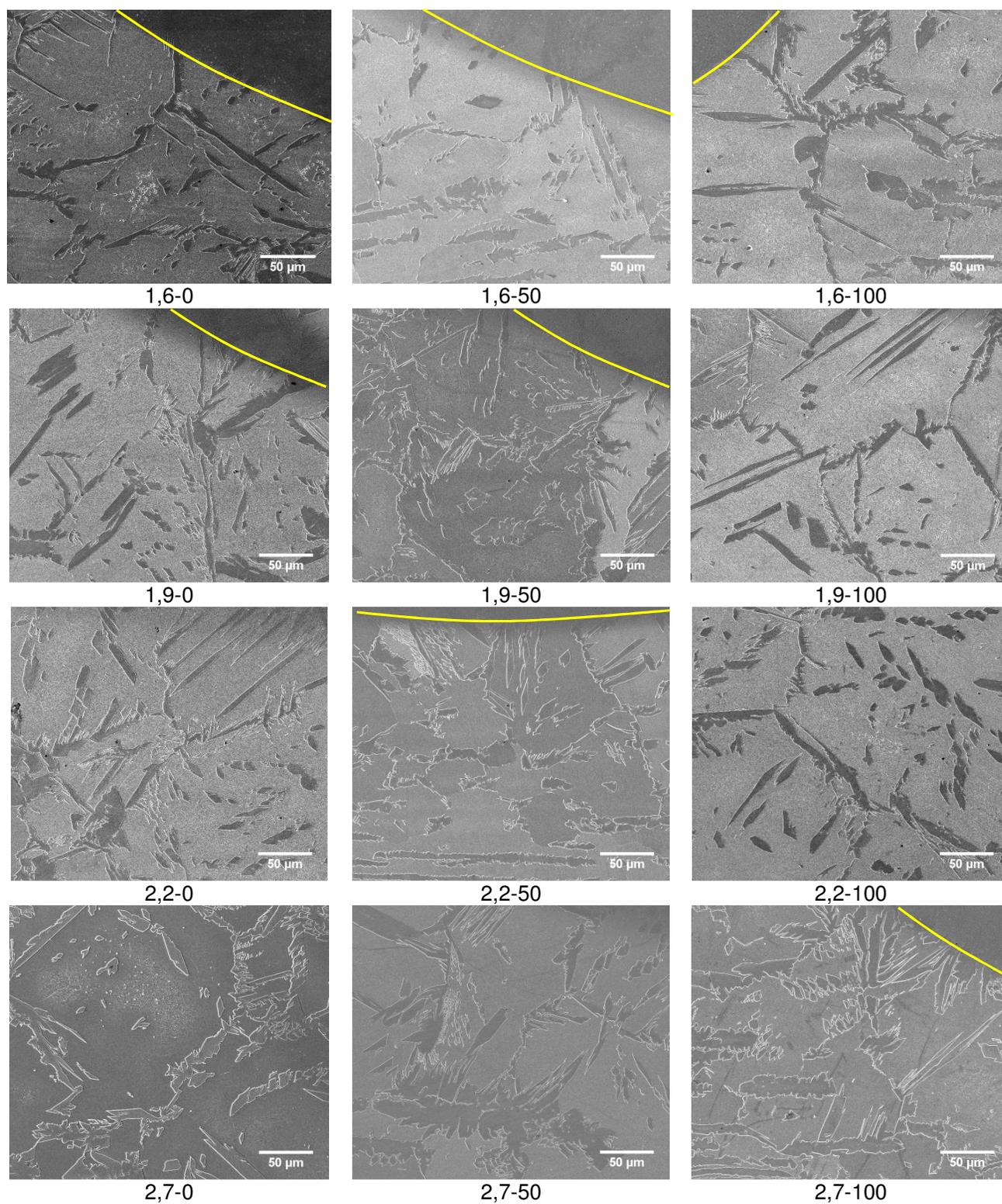


Figura 5.26: Microestrutura da ZTA dos cordões de solda observada por MEV. A região superior a linha amarela é a ZF. Ataque: Behara II.

Nas imagens da Figura 5.26 também é possível observar a presença de inclusões escuras, que são as mesmas inclusões presentes no metal de base, e a presença de precipitados, principalmente no centro dos grãos ferríticos com baixa presença de austenita. Estes se assemelham à nitretos de cromo, de acordo com a comparação visual com outros trabalhos reportados na literatura (LIAO, 2001; RAMIREZ; BRANDI; LIPPOLD, 2004; MAGALHÃES et al., 2017).

A Figura 5.27(a) apresenta várias placas de austenita de Widmanstätten (WA) crescendo, a partir da austenita de contorno de grão para o interior de um grão de ferrita na ZTA. A WA tem uma relação cristalográfica bem definida com a matriz e sua ponta cresce segundo direções bem definidas e como forma de placas, que permite formar interfaces de menor energia. Por ser formada à temperaturas mais baixas, o formato de placas minimiza a energia de deformação, pois, nestas temperaturas, a matriz é mais rígida e as mudanças de forma e volume associadas com a transformação são mais difíceis de serem acomodadas. Já a Figura 5.27(b) mostra um grão de austenita intragranular de formato aproximadamente retangular, que representa um formato atípico na microestrutura dos testes realizados. Em geral, grãos ou partículas com formato angular e interfaces planas também apresentam interfaces de baixa energia. A energia de interface, quando pelo menos uma das fases é cristalina, é anisotrópica e seu valor depende do plano cristalino. Assim, pode-se minimizar a energia de superfície total não apenas minimizando a área total das interfaces, mas, também (ou alternativamente), fazendo planos cristalinos de menor energia de superfície prevalecerem na interface.

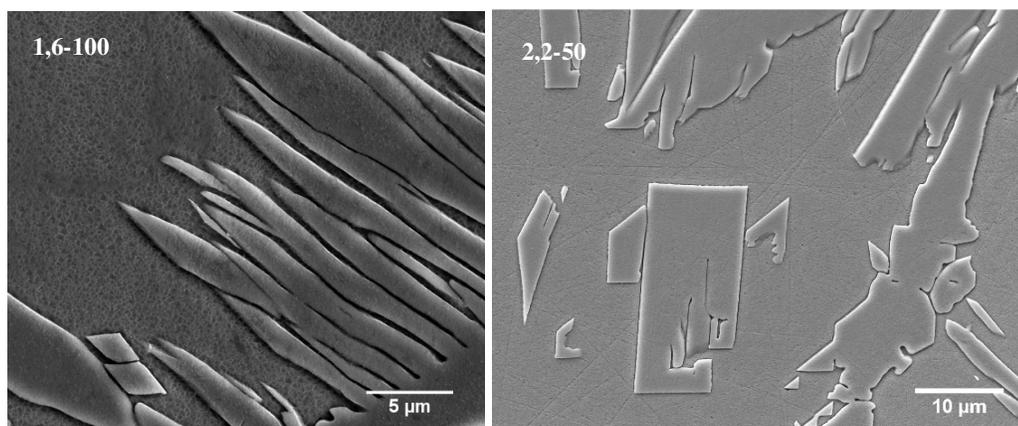


Figura 5.27: WA crescendo sobre a ferrita na ZTA (esquerda) e IGA de formato atípico (bordas retangulares). Ataque: Behara II. MEV.

Foi verificada a presença de nitretos de cromo na ZTA de todas as amostras, independente da energia de soldagem e adição de arame frio, conforme ilustrado pela Figura 5.28. Como foi utilizada apenas a técnica de microscopia eletrônica de varredura para identificação dos mesmos, não se considerou adequada a tentativa de quantificação da fração e tamanho desses precipitados.

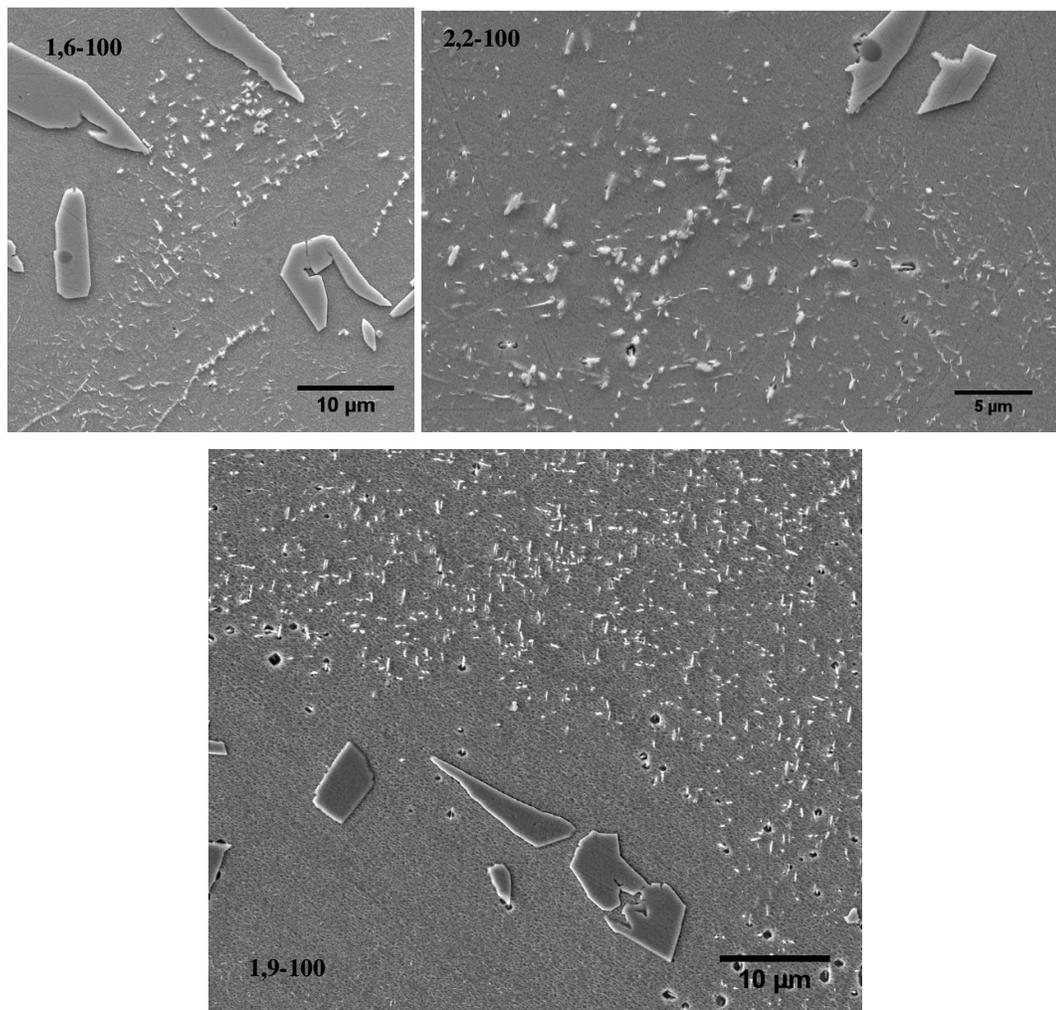


Figura 5.28: Nitretos de cromo na ZTA dos cordões de solda. Ataque: Behara II. MEV.

Em geral, eles apresentaram aspectos de bastonetes e encontraram-se agrupados no interior e nos contornos dos grãos ferríticos na ZTATE. A presença de precipitados foi mais marcante em regiões com baixa ou nenhuma presença de GBA, WA e IGA. A solubilidade do nitrogênio na ferrita cai rapidamente com a diminuição da temperatura, atingindo um nível de cerca de 0,05% a 1100 °C, enquanto a solubilidade do N na

austenita é de 0,33% à mesma temperatura (HERTZMAN; FERREIRA; BROLUND, 1997). A ferritização gerada pelo ciclo térmico de soldagem na ZTA leva à saturação de N na ferrita e a precipitação de nitretos nesta região (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; ZHANG et al., 2017). A resistência à corrosão, então, é reduzida pela presença de Cr_2N (TAN et al., 2011; SALVADOR; ANTUNES, 2016).

Um fator indicativo da menor resistência à corrosão pela presença de Cr_2N foi que, em algumas amostras em que o ataque metalográfico com Behara II foi mais intenso, o mesmo levou a formação de cavidades nas regiões adjacentes aos precipitados, como pode ser observado na Figura 5.29. Acredita-se que estas cavidades resultem da corrosão localizada na região empobrecida em Cr formada em torno dos dos nitretos. Não foi possível caracterizar por EDS estes precipitados, uma vez que eles são pequenos, com comprimento inferior a 500 nm.

Na zona termicamente afetada também foi identificada a presença de inclusões não metálicas que atuaram como sítios de nucleação da austenita, conforme mostra a Figura 5.30. A imagem central desta figura foi obtida por elétrons retroespalhados (“back scattering”), que é mais sensível à composição química das regiões. Através desta, é possível observar um ponto bastante escuro no centro da austenita. Ramirez (2001) também observou a nucleação da austenita a partir de inclusões na ZTA de AID.

A composição química das inclusões representadas pela Figura 5.30 determinada por EDS e é apresentada na Tabela 5-XVIII. Conforme esperado, as inclusões não metálicas presentes na ZTA possuem composição química similares às do metal de base como recebido, sendo identificadas majoritariamente como óxidos de Cr e Mn com traços de óxidos de Al, Si, Ti, e Fe.

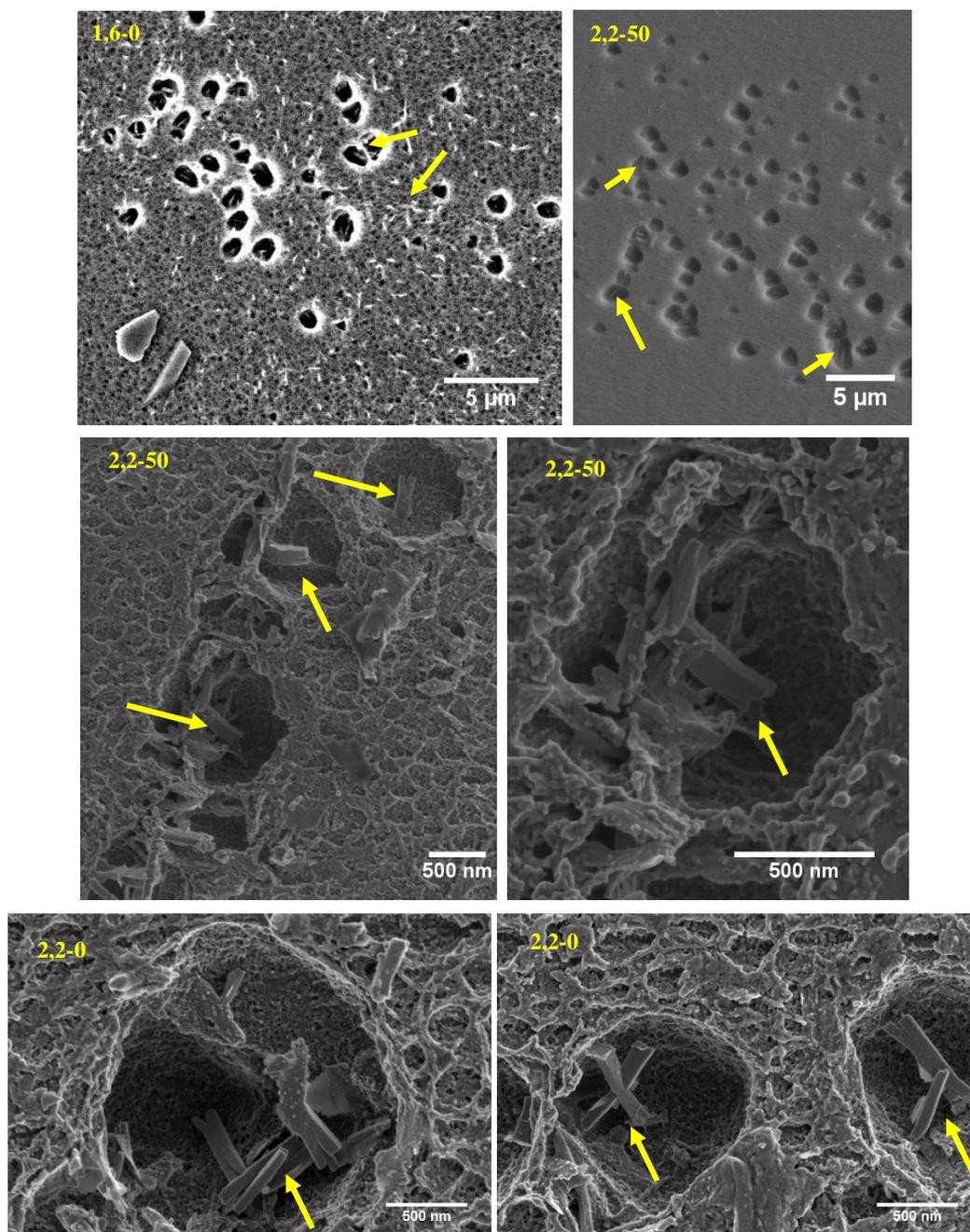


Figura 5.29: Nitretos de cromo na ZTA com região adjacente corroída pelo ataque metalográfico. As setas indicam alguns nitretos de cromo. Ataque: Behara II. MEV

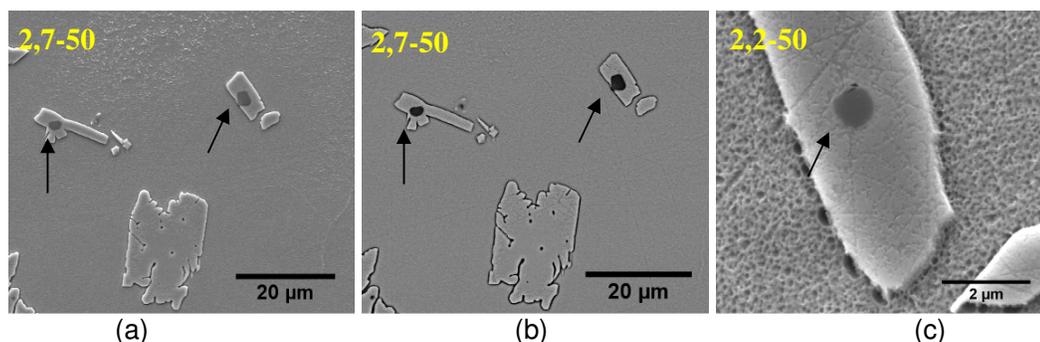


Figura 5.30: (a) Inclusões não metálicas possivelmente atuando como nucleante da austenita na ZTA.. MEV, elétrons secundários. (b) Mesma região anterior, mas utilizando elétrons retro espalhados (c) Detalhe com maior ampliação feito com elétrons secundários. Ataque: Behara II.

Tabela 5-XVII: Composição química das inclusões presentes na ZTA obtida por EDS.

Elemento	Concentração em peso (%)			
	2,2-50(1)	2,2-50(2)	1,6-100(1)	1,6-100(2)
O	21,69	26,47	20,64	14,99
Al	1,06	5,07	1,77	0,80
Si	0,18		0,37	0,17
Ca	0,12			
Ti	0,89	0,93	0,79	0,92
Cr	38,77	38,27	42,10	42,20
Mn	19,96	26,25	23,69	21,85
Fe	16,49	2,43	10,63	18,14
Ni	0,85			0,91

A fração volumétrica de austenita na ZTATE das condições testadas é mostrada na Figura 5.31. As ZTATE dos cordões de solda apresentaram significativa heterogeneidade em relação a fração de austenita ao longo de sua largura e de seu perímetro, ao redor do cordão de solda. Além disso, como os cordões apresentaram diferentes geometrias, mesmo tentando obter as micrografias com aumento de 500x para determinação de fração de fases em uma mesma região, os desvios padrões das medições foram relativamente altos (ver Apêndice 11.2).

Apesar da variabilidade elevada dos resultados, pode-se observar, para todos os valores de AF, uma tendência da quantidade de austenita na ZTATE aumentar com o aumento da energia de soldagem. Maiores energias de soldagem propiciam menores

velocidades de resfriamento, conforme evidenciado pelos ciclos térmicos, o que favorece a decomposição da ferrita em austenita na ZTA.

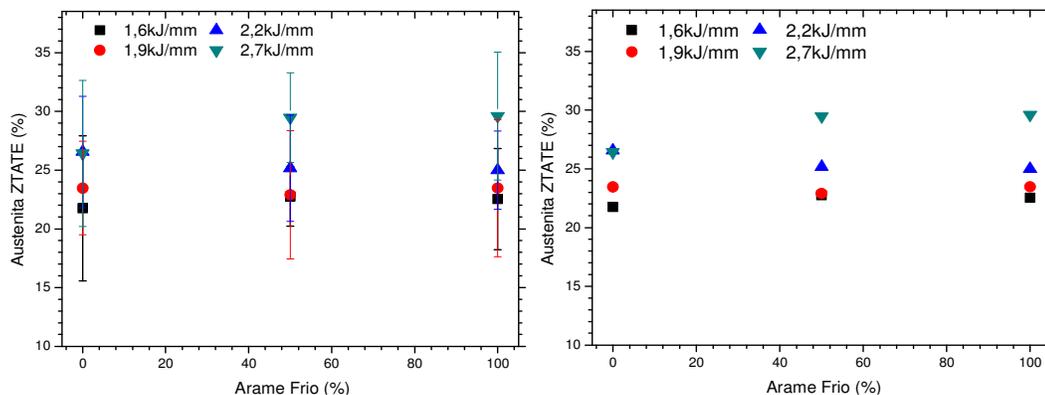


Figura 5.31: Fração volumétrica de austenita na ZTATE dos cordões de solda. Com e sem barras de erros, para melhor visualização.

O efeito da adição de arame frio na fração de austenita na ZTATE foi menos significativo. Apesar disso, é válido ressaltar que, para as condições de energia de soldagem de 1,6 e 2,7 kJ/mm, observou-se o aumento da fração de austenita para maiores AF. Isto pode estar relacionado ao maior $\Delta t_{12/9}$ associado à liberação de calor latente pela poça de fusão de maior massa quando AF é maior (ver item 5.1.1). Para 2,7 kJ/mm, o aumento do $\Delta t_{12/9}$ com AF foi maior, o que está condizente com o resultado de fração de fases, em que o aumento da quantidade de austenita se deu de forma mais pronunciada. Para os testes com 1,9 e 2,2 kJ/mm, desconsiderando-se a condição em que AF = 0, observa-se, também, uma leve tendência de aumento de quantidade de austenita com AF. É importante enfatizar, finalmente, que todas estas observações têm baixa significância estatística, necessitando confirmação em um trabalho futuro.

A Tabela 5-XVIII apresenta a composição química obtida por EDS dos diferentes constituintes presentes na ZTATE. O EDS dos constituintes da ZTATE foi realizado apenas para algumas amostras, englobando os extremos de energia de soldagem. O teor de N nas diferentes formas da austenita identificado como N(b) foi calculado por balanço de massa, de forma similar ao cálculo realizado para a ZF, porém nesse caso considerou-se o teor de N total do metal de base e a fração de austenita da ZTATE. Já o teor de N identificado como N(s) se refere ao valor de saturação a 1100 °C, informado pela literatura (HERTZMAN; FERREIRA; BROLUND, 1997). Quando $N(b) > N(s)$, considerou-se N(s) para o cálculo do $PREN_{16}$ e quando $N(s) > N(b)$, considerou-se N(b).

para o cálculo do $PREN_{16}$. Para a ferrita, foi considerado o valor de saturação de 0,05% a 1100 °C. Esta metodologia foi adotada devido a ocorrência de precipitação de Cr_2N na ZTATE, evidenciando que os valores de saturação deste elemento nas fases foram excedidos.

Tabela 5-XVIII: Composição química dos constituintes presentes na ZTATE obtida por EDS.

Cond.	Constituinte	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N(b)	N(s)	$PREN_{16}^{(2)}$	$PREN_{0-30}^{(3)}$
1,6-100	GBA	1,84	0,22	21,82	4,02		0,57	0,34	0,33	27,10	31,72
	WA	1,87	0,23	21,85	4,10		0,56	0,34	0,33	27,13	31,75
	IGA	1,83	0,25	21,83	4,08		0,51	0,34	0,33	27,11	31,73
	Ferrita	1,67	0,27	22,26	3,76	0,73	0,52	0,05	0,05	25,47	24,67
2,2-100	GBA	1,87	0,36	21,53	4,11	0,34	0,55	0,32	0,33	27,70	32,11
	WA	1,88	0,37	21,82	3,98	0,36	0,53	0,32	0,33	28,05	32,46
	IGA	1,80	0,36	21,97	3,96	0,34	0,44	0,32	0,33	28,14	32,55
	Ferrita	1,81	0,39	21,74	4,16	0,76	0,61	0,05	0,05	25,05	24,25
2,7-50	GBA	1,88	0,45	21,56	4,15	0,36	0,55	0,27	0,33	27,15	31,00
	WA	1,83	0,21	21,18	4,44	0,15	0,56	0,27	0,33	26,07	29,92
	IGA	1,80	0,24	22,27	3,89	0,14	0,48	0,27	0,33	27,13	30,98
	Ferrita	1,77	0,29	22,41	4,14	0,79	0,68	0,05	0,05	25,82	25,02
2,7-100	GBA	1,72	0,18	21,93	4,10	0,15	0,55	0,27	0,33	26,81	30,64
	WA	1,82	0,42	21,01	4,59	0,49	0,68	0,27	0,33	27,01	30,84
	IGA	1,81	0,43	20,85	4,72	0,00	0,52	0,27	0,33	25,23	29,07
	Ferrita	1,67	0,24	21,64	4,53	1,13	0,70	0,05	0,05	26,17	25,37

Nota: Teor de N na austenita: N(b) calculado por balanço de massa; N(s) valor de saturação a 1100 °C (HERTZMAN; FERREIRA; BROLUND, 1997). O teor de N na ferrita foi considerado como o valor de saturação. ⁽²⁾ $PREN_{16} = \%Cr + 3,3.\%Mo + 16.\%N$. ⁽³⁾ Para ferrita $PREN_0 = \%Cr + 3,3.\%Mo$ e para austenita $PREN_{30} = \%Cr + 3,3.\%Mo + 30.\%N$.

Se, ao atingir o valor de saturação na ferrita, todo o nitrogênio excedente se difundisse para a austenita, o balanço de massa preveria a precipitação de Cr_2N apenas na condição 1,6-100 (a única em que $N(b) > N(s)$), pois todas as outras condições apresentaram $N(s) > N(b)$. Entretanto, esse precipitado foi encontrado na ZTATE de todas as condições, levando a afirmar que a difusão do N da ferrita para a austenita não ocorreu de forma completa, mesmo este elemento sendo bastante pequeno e possuindo alta difusividade. Isto é esperado, pois pela alta difusividade do nitrogênio na ferrita, a cinética de precipitação na ferrita é rápida e, na austenita, é lenta (BOBADILLA et al., 2015). Assim, é difícil manter uma supersaturação apreciável na ferrita e é fácil na austenita. Além disso, os valores de saturação caem exponencialmente quando o material é resfriado. Desta forma, o cálculo utilizado para o balanço de massa contém

um inconsistência por não levar em conta a precipitação de nitretos, contudo o mesmo será usado como uma estimativa.

Em geral, o PREN da austenita tendeu sempre a ser maior que o da ferrita e o PREN da ferrita tendeu a aumentar com o aumento da energia de soldagem, assim como observado para a ZF. O teor de Mo aumenta na ferrita para condição de maior energia de soldagem, já para os demais elementos as variações não mostraram tendências significativas, pelo menos em parte, devido ao método de medida usado e a variabilidade natural das características da ZTA ao longo desta. Ao se comparar o $PREN_{16}$ e $PREN_{0-30}$, observa-se uma diferença significativa do PREN da austenita, explicado pelo fator de multiplicação do N por 30. Esse aspecto será debatido mais a fundo ao e apresentar os resultados de corrosão por pites.

A área, perímetro e largura média da ZTATE são apresentadas na Tabela 5-XIX. Conforme já esperado, a largura da ZTATE aumentou com o aumento da energia de soldagem, entretanto não foi possível observar diferenças significativas entre as larguras dessa região para diferentes adições de arame frio e a energia de soldagem constante, conforme ilustrado pela Figura 5.32. Assim, não foi identificado aumento da largura da ZTATE como impacto do aumento $\Delta t_{12/9}$ constatado para maiores com AF, possivelmente pelo fato que as variações $\Delta t_{12/9}$ foram muito pequenas para uma mesma energia de soldagem.

Tabela 5-XIX: Área, perímetro e largura da ZTATE de algumas condições de soldagem.

Condição	Área (mm ²)	Perímetro (mm)	Largura (μm)
1,6-0	4,02	41,21	97,19
1,6-50	4,04	42,14	96,10
1,6-100	3,63	41,10	88,37
1,9-100	4,94	43,29	114,17
2,2-0	5,34	44,91	118,97
2,2-50	5,64	45,79	123,05
2,2-100	4,35	36,57	118,97
2,7-0	5,98	47,56	125,67
2,7-50	6,43	53,01	121,24
2,7-100	5,90	44,40	133,02

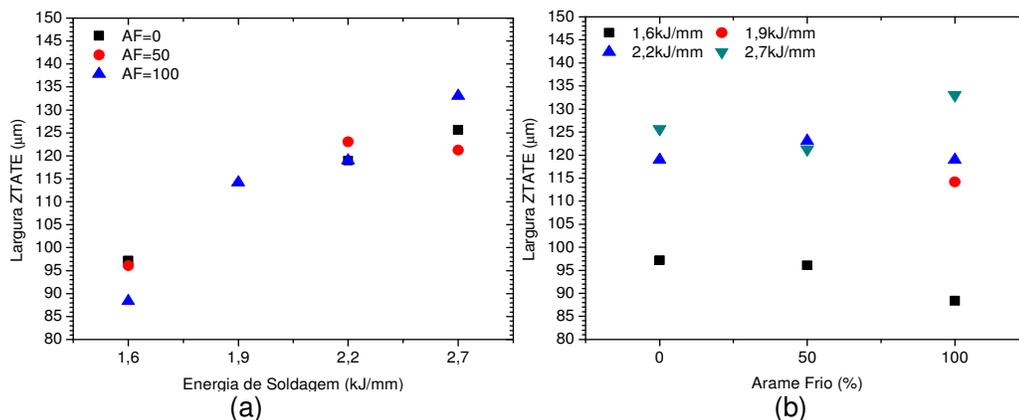


Figura 5.32: (a) Largura da ZTATE em função da energia de soldagem; (b) adição de arame frio.

5.1.6 Dureza

Uma forma de caracterizar as propriedades mecânicas de cordões de solda é através da medição da dureza dos mesmos. O resultado dos mapeamentos de dureza de alguns cordões é mostrado na Figura 5.33. A dureza das regiões foi maior na ZF, intermediária no MB e menor na ZTA, mas com uma variação de dureza relativamente pequena, de 220 Hv1 a 260 Hv1. Estes valores apresentam-se relativamente baixos, considerando que normas internacionais de fabricação limitam a dureza de juntas soldadas de AID em 350 Hv (SBM, 2011).

A maior dureza da zona fundida deve-se ao maior teor de elementos de liga, principalmente Mo, em comparação ao metal de base. Ocorreu um amaciamento na ZTA, o que provavelmente está relacionado a ferritização desta região. Nos AID a ferrita possui menor dureza que a austenita primária (MUTHUPANDI et al., 2003; NOWACKI; ŁUKOJC, 2005), o que foi confirmado através de testes de microdureza em regiões específicas da estrutura, Figura 5.34. Também foi observado que, para a condição de menor energia de soldagem (1,6 kJ/mm), a dureza da ZF próxima a superfície é maior que a dureza próxima a linha de fusão. Isso pode estar relacionado a segregação dos elementos de liga durante a solidificação, porém mais testes, como mapeamento composicional, são necessários para confirmar essa questão.

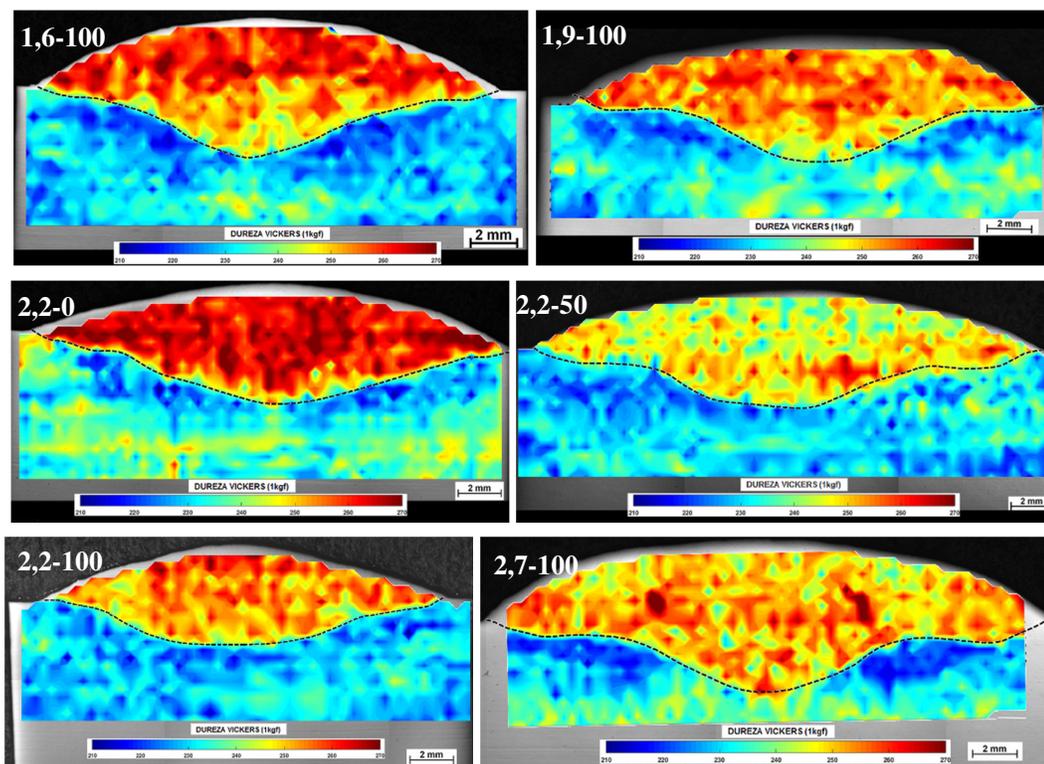


Figura 5.33: Mapeamento de dureza dos cordões de solda. Micro dureza Vickers com carga de 1 kgf. Espaçamento de 0,35 mm entre pontos.

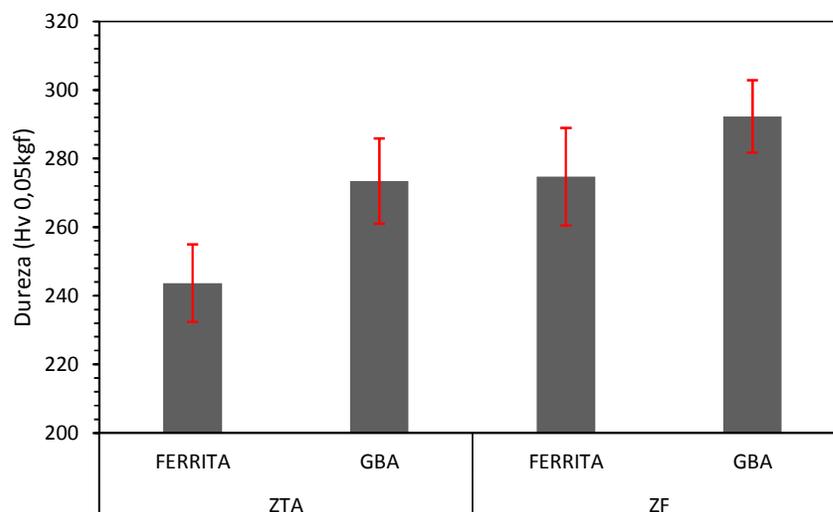
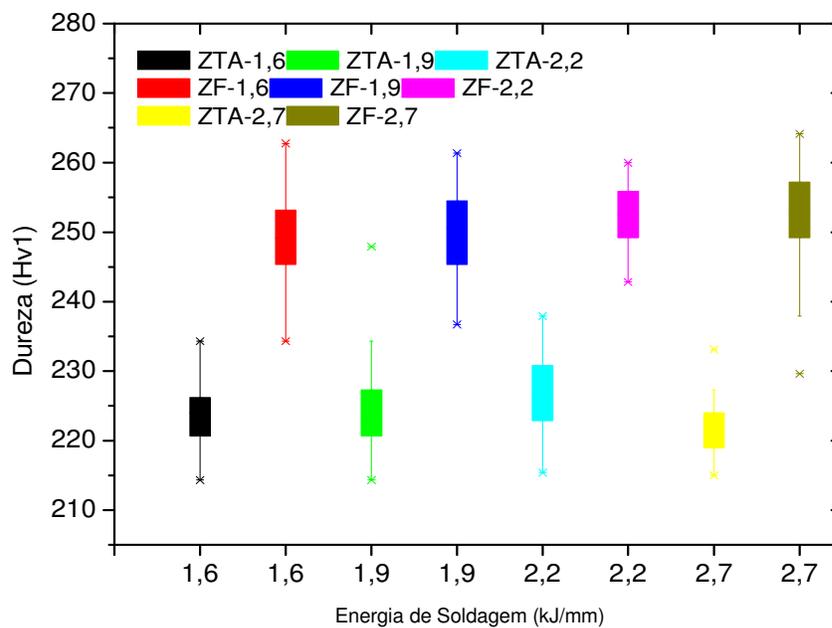


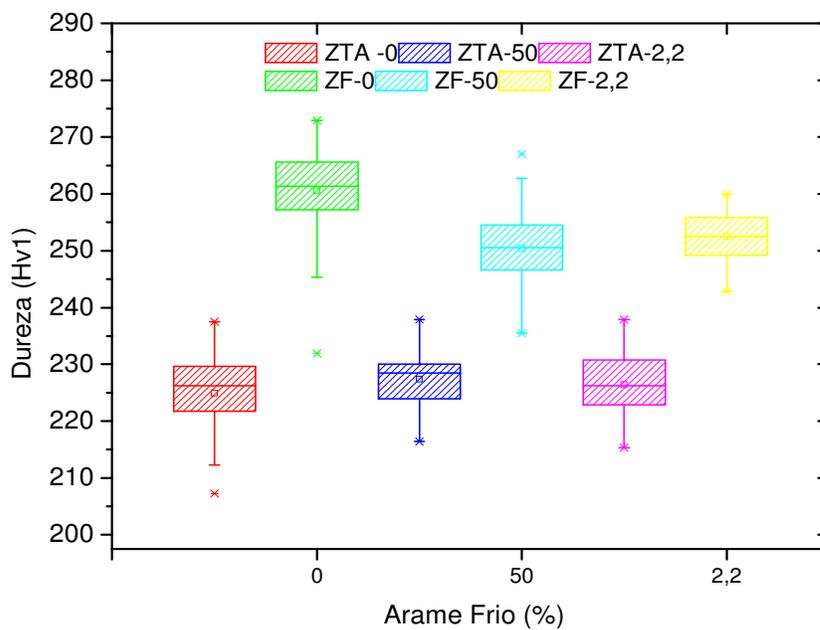
Figura 5.34: Microdureza Vickers de constituintes na ZF e na ZTA. Carga de 0,05 kgf. Condição de soldagem: 2,7-100.

Outro fator importante a ser observado é que para os cordões de solda com penetração central com perfil “dediforme”, houve uma região de amaciamento mais pronunciado na ZTA, o que é claramente visível na amostra 2,7-100. Essa região é caracterizada por receber fluxo de calor de cima (cordão de solda) e da lateral (“dediforme”), o que aumenta a largura da ZTA. A ferritização característica da ZTATE, por sua vez, causa o “amaciamento” da microestrutura em AID.

Foi possível elaborar gráficos “box plot” segregando-se os resultados de dureza da ZTA e ZF, conforme apresentado na Figura 5.35. Esses gráficos realçam a maior dureza da ZF em relação a ZTA e mostram, ainda, que a mediana da dureza das regiões não variou significativamente com a energia de soldagem. Em relação a adição de arame frio (para HI igual a 2,2 kJ/mm), foi verificado, comparando AF=0 e AF=50/100%, que a dureza da ZF reduziu ligeiramente com a adição de arame frio, o que possivelmente está relacionado ao maior teor de Ni pela menor diluição. Não foi perceptível a influência de AF na dureza da ZTA. Encontraram-se alguns pontos discrepantes, conforme ilustrado na Figura 5.35, que possivelmente foram em função da dificuldade para delimitação exata entre a ZF e ZTA.



(a)



(b)

Figura 5.35: Diagrama “box plot” dos resultados de dureza na ZF e ZTA dos cordões de solda, em função da energia de soldagem (a) e da adição de arame frio (b).

5.1.7 Corrosão

Os CPs de secção transversal dos cordões de solda apresentaram potencial de pite bem definidos, ao contrário dos CPs do topo do cordão de solda. Por esse motivo, os últimos foram também submetidos a polarização potenciodinâmica Tafel. Os cordões de solda apresentaram $PREN_{16}$ significativamente superiores ao do metal de base. Devido à elevada resistência à corrosão dos mesmos, os seus potenciais de pite são elevados. Assim, o aumento da densidade de corrente devido à formação e crescimento do pite fica sobreposto à reação eletroquímica de geração de oxigênio a partir do íon OH^- ($4OH^- \rightarrow O_2 + 2H_2O + 4e^-$). Desta forma, torna-se bastante difícil determinar o potencial de pite através da leitura das curvas de polarização cíclica (RAMIREZ, 2001). Portanto, optou-se por realizar adicionalmente a polarização potenciodinâmica Tafel para essas amostras (superfície do cordão), obtendo-se a taxa de corrosão, em mm/ano.

Desta maneira, os resultados dos ensaios de corrosão serão divididos em duas secções: polarização potenciodinâmica cíclica dos CPs de secção transversal (contendo ZF, ZTA e MB) dos cordões de solda de todas as 12 condições de soldagem; e polarização potenciodinâmica Tafel da superfície dos cordões de solda das condições de soldagem com 2,7 kJ/mm e 0, 50 e 100% de AF.

5.1.7.1 Polarização potenciodinâmica cíclica – Secção transversal

A Figura 5.36 apresenta as curvas de polarização cíclica (CPP) para todas as condições avaliadas. A curva mostrada nesta figura para cada condição é uma das curvas obtidas dos ensaios realizados em triplicata. Foi selecionada aquela CPP com potencial de pite (E_{pit}) mais próximo do E_{pit} médio.

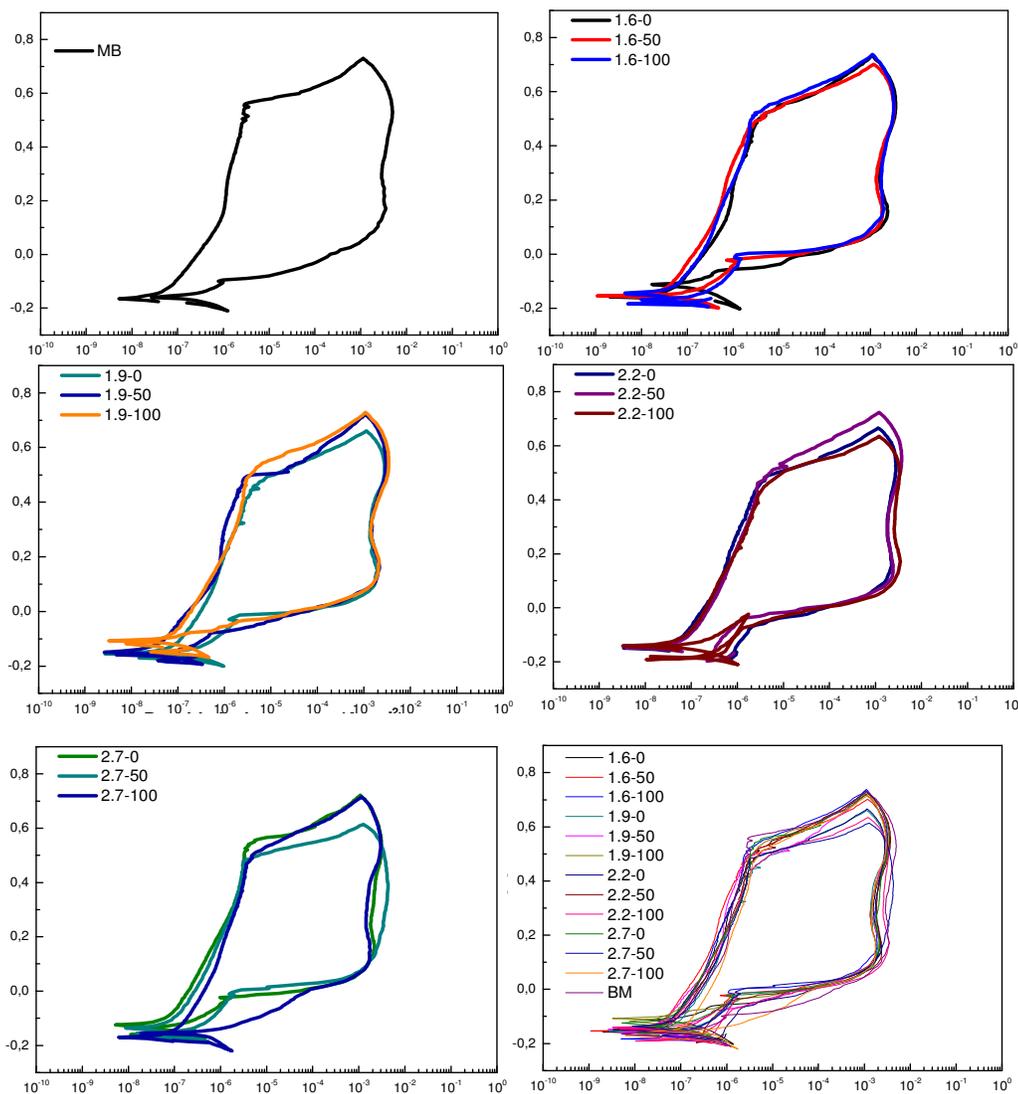


Figura 5.36: Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica das soldas, em 1 mol.L⁻¹ de NaCl e temperatura ambiente. Eixos verticais (y): Potencial $E_{Ag/AgCl}$ (V). Eixos horizontais(x): Densidade de corrente (A/cm²).

Através das CPP apresentadas na Figura 5.36 foram determinados o potencial de circuito aberto (OCP), o potencial de corrosão (E_{corr}), a corrente crítica (i_c) e o potencial de pite (E_{pit}), apresentados na Tabela 5-XX. A resistência à corrosão por pite de uma liga aumenta com o aumento do potencial de pite de um material. A discussão desses resultados será realizada em seguida, após apresentação das micrografias dos pites.

Tabela 5-XX: Parâmetros eletroquímicos obtidos pelo ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica.

Condição	OCP (mV _{Ag/AgCl})		E _{corr} (mV _{Ag/AgCl})		i _c (μA)		E _{pit} (mV _{Ag/AgCl})	
	Média	Σ	Média	σ	Média	σ	Média	σ
MB	-163	7	-162	6	0,081	0,025	558	4
1,6-0	-155	16	-159	17	0,031	0,006	522	10
1,6-50	-132	16	-136	16	0,019	0,004	518	28
1,6-100	-138	6	-140	7	0,029	0,004	519	5
1,9-0	-141	13	-145	13	0,007	0,005	479	12
1,9-50	-148	9	-151	7	0,023	0,012	505	15
1,9-100	-166	37	-169	37	0,094	0,110	487	10
2,2-0	-152	11	-156	11	0,040	0,017	481	1
2,2-50	-151	5	-151	5	0,029	0,001	463	14
2,2-100	-154	14	-154	14	0,028	0,013	436	20
2,7-0	-127	4	-130	6	0,045	0,015	549	8
2,7-50	-129	13	-125	14	0,030	0,006	509	12
2,7-100	-171	9	-171	9	0,058	0,024	499	4

A Figura 5.37 mostra pites formados no metal de base, na condição como recebido, e a Figura 5.38 apresenta os pites dos cordões de solda. No metal de base, observa-se o ataque por pite tanto da ferrita quanto da austenita. Já a Figura 5.39, apresenta o aspecto típico dos pites dos cordões de solda após ensaio de polarização cíclica. Para todas as condições de ensaio os pites ocorreram preferencialmente na ZTA (Figura 5.39), entretanto também houve a incidência no metal de base, sendo que em nenhuma das condições avaliadas houve presença de pites na ZF, corroborando que o maior PRE_{N16} da ZF e a ausência de nitreto de cromo acarretaram em um maior potencial de pite dessa região em relação à ZTA e ao MB.

Quando presentes na ZTA, os pites atacaram preferencialmente a ferrita, conforme pode ser visto na Figura 5.38. A Tabela 5-XVIII mostra que a ferrita em geral possui um menor PRE_{N0-30} em relação à austenita em função, principalmente, de sua menor concentração de N. Além disso, ocorreu precipitação de Cr₂N na ferrita da ZTA, o que, provavelmente, foi o principal fator que contribuiu para a redução da resistência à corrosão dessa fase. Nas imagens fica evidente que a GBA e WA foram preservadas integralmente, já a IGA parece ter sido atacada parcialmente.

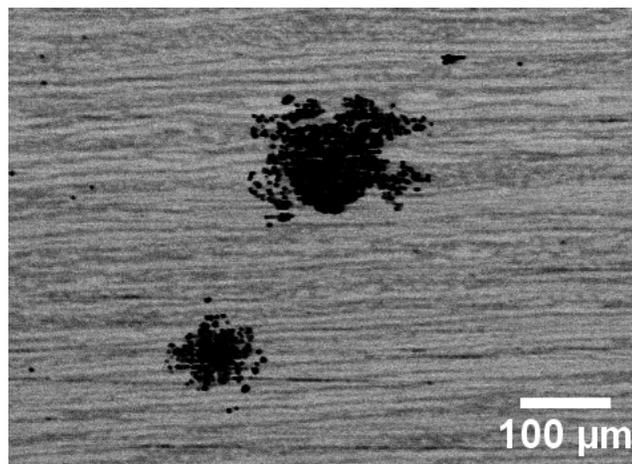


Figura 5.37: Pite após ensaios de polarização cíclica do MB. Sem ataque. MEV.

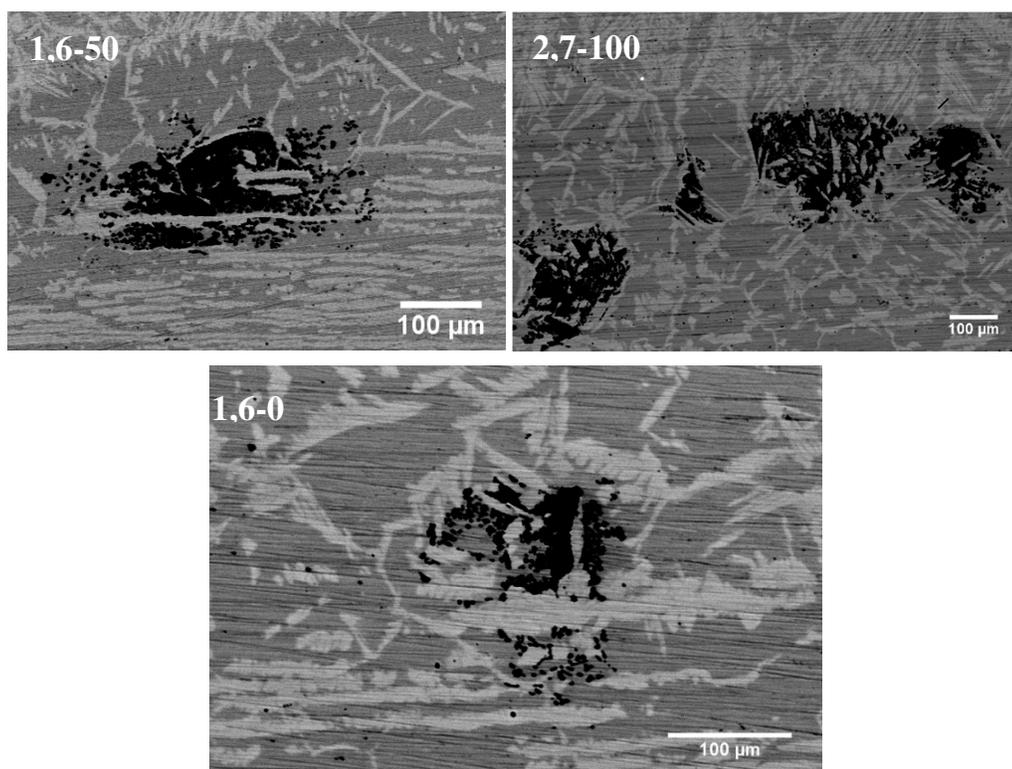


Figura 5.38: ZTA dos cordões de solda com ataque preferencial dos pites na ferrita. Sem ataque. MEV.

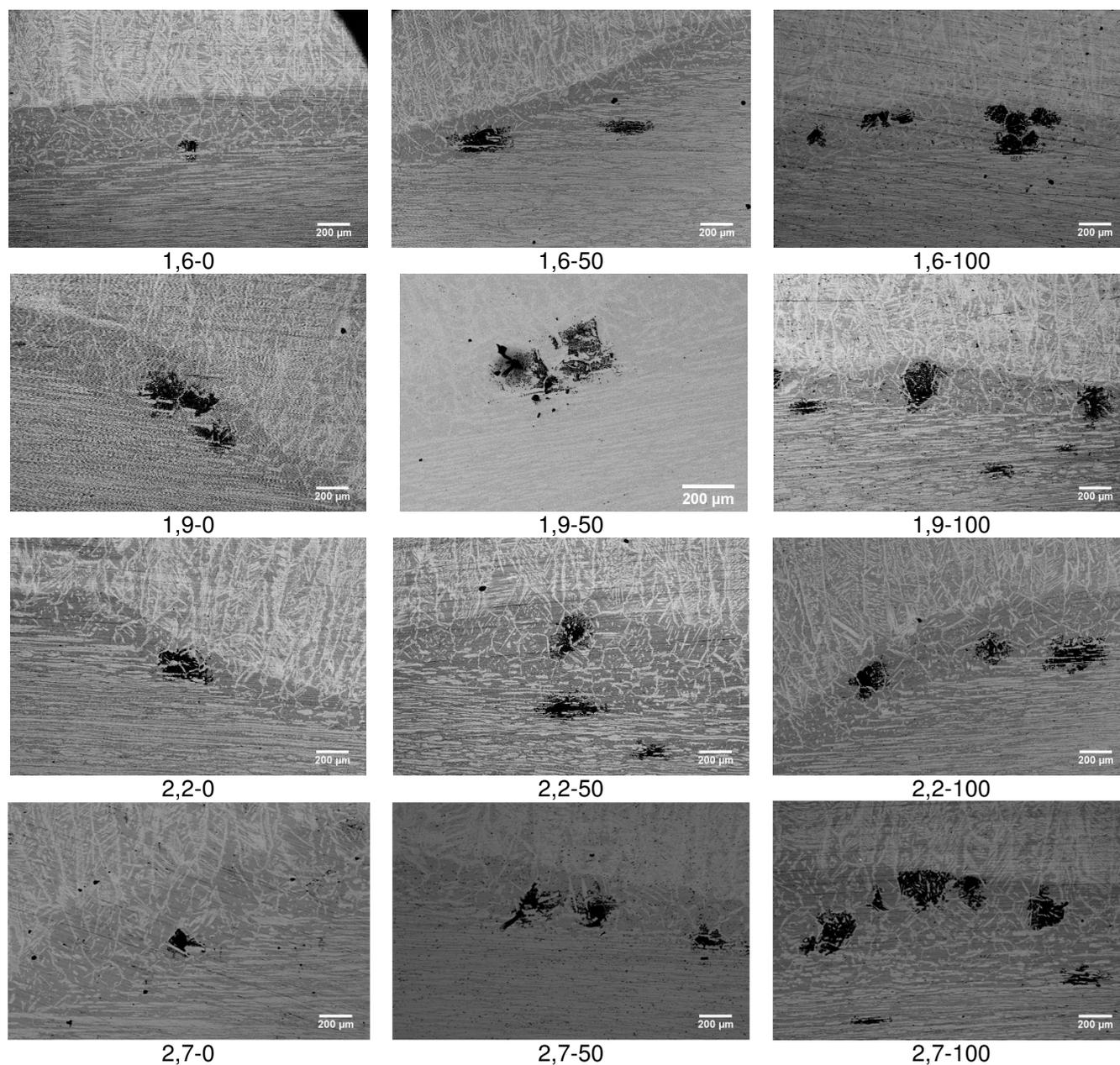


Figura 5.39: Localização dos pites após ensaio de polarização cíclica. Cordões de solda. Sem ataque. MEV.

Vale ressaltar que as micrografias apresentadas foram realizadas nas amostras após ensaio de corrosão sem nenhum tratamento superficial, como polimento ou ataque metalográfico, mantendo-se, assim, o aspecto original dos pites. Por esse motivo, são vistos alguns riscos nas imagens, já que para o ensaio de polarização foi realizado

lixamento de até 600 mesh, conforme especificado pela norma ASTM (ASTM G61, 2014).

Para auxiliar a discussão sobre a influência de HI e AF na resistência à corrosão por pite foi elaborada a Figura 5.40, que apresenta o potencial de pite (E_{pit}) médio e seu desvio padrão de todas as 12 condições de soldagem avaliadas. Primeiramente, conforme já esperado, observa-se que o E_{pit} das soldas foi menor que o do metal base, mostrando certa degradação da resistência à corrosão dos AID após soldagem. A redução do E_{pit} foi de cerca de 1,6% para o melhor resultado (2,7-0) e de cerca de 22% para o pior resultado (2,2-100). Quando se considera a média de todos os resultados, a redução foi de aproximadamente 10%.

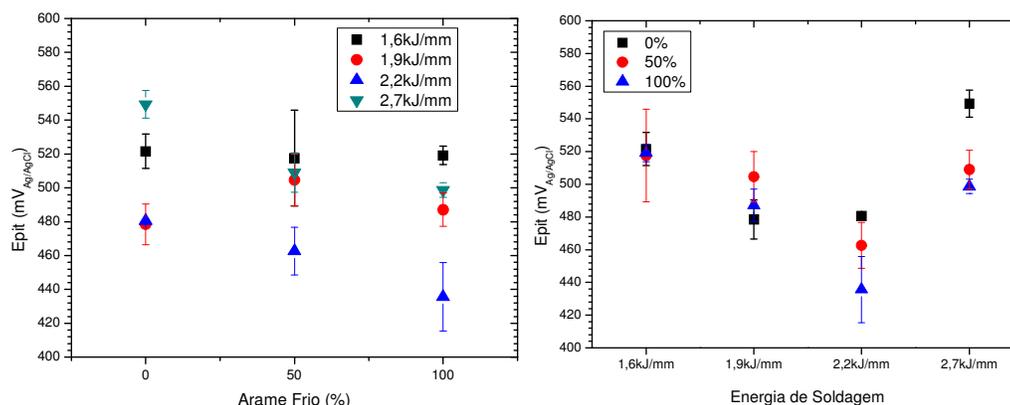


Figura 5.40: Potencial de pite (E_{pit}) das soldas.

Não foi identificado um efeito claro da adição de arame frio no comportamento do E_{pit} , uma vez que para a energia de soldagem de 1,6 e 1,9 kJ/mm a adição de arame frio provocou uma elevação desse parâmetro, enquanto para 2,2 e 2,7 kJ/mm houve a redução do potencial de pite. Para altas energias, contudo, observa-se uma tendência de redução do potencial de pite para maiores AF. Mais testes seriam necessários para confirmação desse comportamento. Caso se confirme, isso pode sugerir que aumentando a energia de soldagem, essa queda do E_{pit} poderia ser compensada.

Assumindo que AF não afetou significativamente o E_{pit} , foi calculada a média dos resultados para cada HI, conforme apresentado na Figura 5.41. O potencial de pite reduziu com o aumento da energia de soldagem até 2,2 kJ/mm, porém recuperou-se para HI igual a 2,7 kJ/mm, voltando praticamente ao mesmo valor médio obtido para 1,6 kJ/mm. Acredita-se que isso ocorreu em função da combinação de duas variáveis, a

fração de austenita (que afeta a composição das fases e a precipitação de Cr_2N) e a largura da ZTATE. Ao aumentar HI de 1,6 até 1,9 kJ/mm, a fração de austenita na ZTATE aumentou 14,4% na média agrupando todos as AFs (de 22,3 para 25,6%), porém a largura da ZTATE aumentou 39,6%. Ao comparar a 2,2 e 2,7 kJ/mm, observa-se um aumento de 11,5% na fração de austenita e 11,6% na largura da ZTATE. Ou seja, o aumento proporcional da austenita em relação a largura foi maior, o que pode ter propiciado o melhor E_{pit} . A maior fração de austenita, do ponto de vista teórico, leva a uma menor precipitação de nitreto de cromo na ferrita.

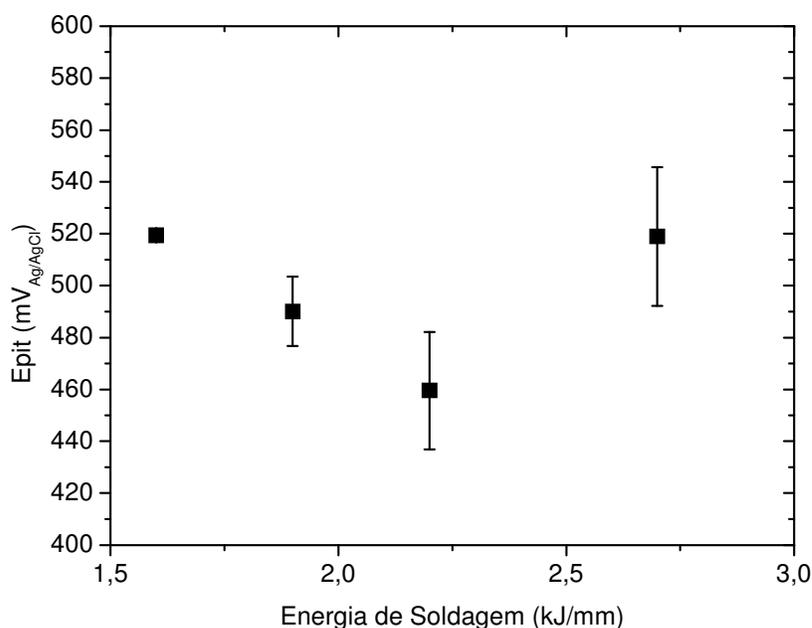


Figura 5.41: Média do potencial de pite (E_{pit}) para cada energia de soldagem, desconsiderando AF.

Ao comparar o $\text{PRE}_{\text{N}16}$ e o $\text{PRE}_{\text{N}0-30}$ da ZTA (onde ocorreram os pites), foi observado que o $\text{PRE}_{\text{N}0-30}$ apresenta uma melhor correlação com os resultados de potencial de pite, pois os pites ocorreram preferencialmente na ferrita e o $\text{PRE}_{\text{N}0-30}$ da ferrita foi sempre menor que dos constituintes da austenita. Ao contrário, o $\text{PRE}_{\text{N}16}$ mostrou a IGA com menor PREN em algumas situações, porém os pites não atacaram este constituinte.

Acredita-se que a precipitação de nitreto de cromo na ferrita tenha sido mandatória para a redução do potencial de pite, uma vez que esse precipitado retira cromo e nitrogênio da matriz, favorecendo o ataque corrosivo nas regiões adjacentes (POHL; STORZ;

GLOGOWSKI, 2007; HOSSEINI; HURTIG; KARLSSON, 2017). Segundo Mccafferty (2010), o mecanismo da iniciação do pite não é conhecido com grande certeza, contudo é bem aceito que o pite em meio contendo cloreto inicia-se por três possíveis mecanismos, penetração, redução de espessura e ruptura da camada passiva. No primeiro caso, os íons Cl^- penetram na camada passiva pelas vacâncias dos íons de O e atingem o metal. No segundo, os íons reagem com a camada passiva, reduzindo sua espessura. No terceiro, há a presença de descontinuidades, como inclusões e precipitados, que impedem a formação adequada e uniforme da camada de passivação.

A Figura 5.42 apresenta de forma esquemática uma proposta de mecanismo do ataque por pite na presença de Cr_2N verificada neste trabalho. Com a precipitação de Cr_2N é gerada uma descontinuidade na matriz e uma região de baixo teor de Cr e N nas adjacências, sendo que a camada passiva apresenta uma ruptura pelos precipitados e/ou pelo baixo teor de Cr (Figura 5.42 (a)). Assim, os íons Cl^- atingem mais facilmente o metal, iniciando-se a formação do pite. Em seguida, o pite cresce através de um processo auto catalítico sustentado pela oxidação do Fe e redução do O (Figura 5.42 (b)). A reação do Fe^{2+} com a água produz H^+ , aumentando o pH no interior do pite. O excesso de cargas positivas no pite, atrai mais ânions de cloro, o que favorece o crescimento contínuo do pite.

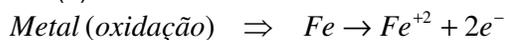
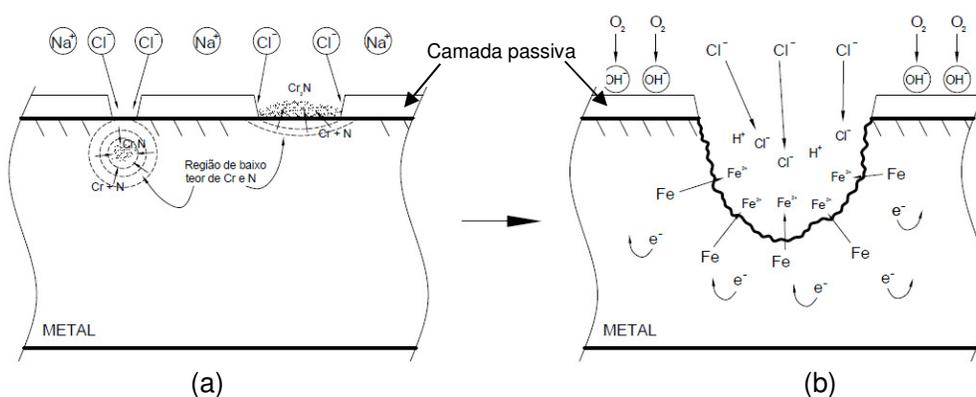


Figura 5.42: Mecanismo de (a) formação e (b) crescimento do pite na presença de Cr_2N .

O aumento (recuperação) do E_{pit} para HI igual a 2,7 kJ/mm sugere que essa energia seja adequada para soldagem do aço UNS S32304, levando-se em consideração as variáveis deste trabalho, como o processo de soldagem (SAW twin-arc e twin-arc com adição de arame frio), a combinação fluxo/arame e a espessura das chapas.

5.1.7.2 Polarização potenciodinâmica Tafel – Superfície do cordão

Os ensaios de polarização cíclica da superfície dos cordões de solda (composta integralmente de zona fundida) não apresentaram potencial de pite bem definido, conforme já debatido. Portanto, diferentemente dos parâmetros eletroquímicos obtidos diretamente das curvas de polarização cíclica para as secções transversais, neste caso, esses parâmetros foram determinados aplicando a polarização potenciodinâmica com extrapolação de Tafel.

O potencial medido no eletrodo de trabalho versus o tempo é apresentado na Figura 5.43(a) e a corrente no eletrodo de trabalho versus o potencial aplicado é apresentado na Figura 5.43(b). Aplicando-se a extrapolação de Tafel sobre essas curvas, foi possível obter os parâmetros eletroquímicos do ensaio, conforme apresentado na Tabela 5-XXI. A taxa de corrosão calculada representa uma boa estimativa da resistência à corrosão do material no meio em questão.

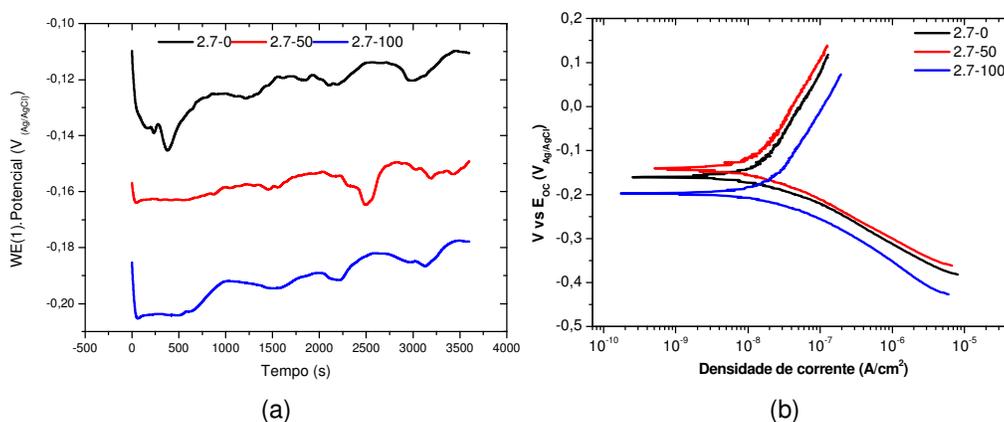


Figura 5.43: Curvas do ensaio de escaneamento de polarização potenciodinâmica Tafel da superfície dos cordões de solda. Ensaio realizado em 1 mol.L⁻¹ NaCl e temperatura ambiente.

Tabela 5-XXI: Parâmetros eletroquímicos e taxa de corrosão obtidos pela polarização potenciodinâmica Tafel.

Condição	OCP (mV _{Ag/AgCl})		E _{corr,obs} (mV _{Ag/AgCl})		E _{corr,cal} (mV _{Ag/AgCl})		i _{corr} (A)		Taxa de Corrosão (mm/ano)	
	Média	σ	Média	σ	Média	σ	Média	Σ	Média	σ
2,7-0	-133	22	-158	18	-159	19	3,62E-08	7,96E-09	9,87E-04	2,18E-04
2,7-50	-122	24	-144	16	-143	16	7,28E-09	4,14E-09	1,97E-04	8,86E-05
2,7-100	-154	35	-176	30	-177	30	3,86E-09	1,72E-09	1,71E-04	7,20E-05

A Figura 5.44 mostra a taxa de corrosão para cada condição avaliada. A adição de arame frio reduziu drasticamente a taxa de corrosão (T_{corr}), sendo que com a adição de 50% de arame frio T_{corr} reduziu cerca de 5 vezes. Ao aumentar AF para 100%, T_{corr} reduziu ainda mais.

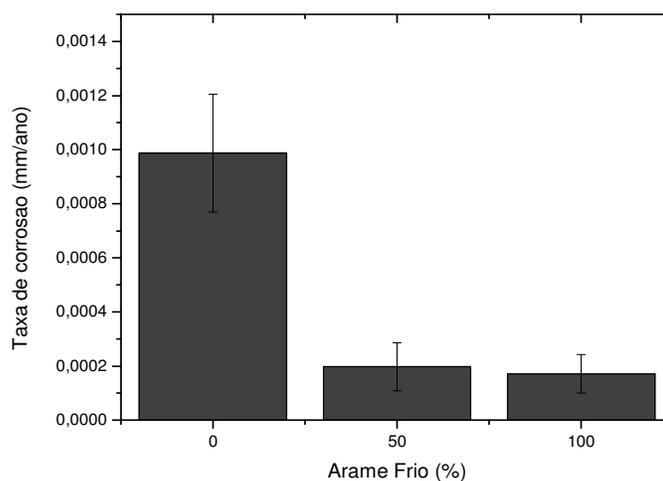


Figura 5.44: Taxa de corrosão obtida pela polarização potenciodinâmica Tafel da superfície dos cordões de solda obtidos com HI igual a 2,7 kJ/mm. Ensaios realizados em 1 mol.L⁻¹ NaCl e temperatura ambiente.

A maior resistência à corrosão generalizada das condições com maior adição de arame frio é explicada pela composição química da zona fundida se tornar mais rica em Ni, Mo e N quando AF aumenta, pelo efeito da redução da diluição e das menores perdas de elementos de liga.

O molibdênio atua aumentando a resistência à corrosão generalizada e por pite (OLSSON; LANDOLT, 2003; OSORIO et al., 2016). O níquel aumenta a resistência à corrosão generalizada e além disso favorece a formação da austenita, que é uma fase mais resistente a esse tipo de corrosão. O nitrogênio também atua na formação da

camada passiva nos AID (OLSSON, 1995), além de ser um elemento fortemente gamagênico e favorecer a formação de austenita. O significativo aumento da fração de austenita na ZF quando AF aumenta também contribui para a redução da T_{corr} .

5.2 Junta soldada

Com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas de juntas soldadas de AID produzidas com adição de arame frio pelo processo SAW, uma das condições estudadas através de testes de cordões sobre chapa foi escolhida para realização de ensaios mecânicos. A condição selecionada foi a que representa maior produtividade na fabricação do ponto de vista prático, ou seja, a condição de maior energia de soldagem e maior adição de arame frio, 2,7 kJ/mm e AF igual a 100%. Conforme já discutido, maior AF resulta em maior taxa de deposição e maior HI propicia, para uma solda multipasses, menor número de passes, o que aumenta o tempo efetivo de arco aberto.

A Figura 5.45 apresenta a macrografia da junta soldada, através da qual é possível observar que os parâmetros foram adequados para se obter uma solda com penetração total livre de defeitos macroscópicos. O reforço do primeiro lado soldado apresentou-se excessivo, entretanto isso foi proposital, visto que optou-se pela não alteração das condições de soldagem (por exemplo, maior velocidade de soldagem ou menor alimentação de arame frio).



Figura 5.45: Macrografia da junta soldada. Ataque: Behara II.

A Figura 5.46 mostra o corpo de prova de tração retangular após o ensaio. A ruptura ocorreu no metal de base em uma região distante da solda.



Figura 5.46: Corpo de prova de tração retangular após ensaio.

Conforme apresentado pela Tabela 5-XXII, o limite de resistência, limite de escoamento e alongamento obtidos no ensaio de tração foram superiores aos requeridos por norma para o AID USN S32304 (ASTM A240 / A240M-17, 2017). Já era esperado que a ruptura não aconteceria na zona fundida em função do maior teor de elementos de liga e dureza da mesma, porém se esperava a ruptura na região da ZTA, em função do amaciamento observado no ensaio de dureza. Entretanto, essa região é bastante estreita, na ordem de 134 μm para energia de soldagem de 2,7 kJ/mm (conforme Tabela 5-XIX) e não afetou o resultado de limite de resistência da junta soldada. Assim, o procedimento de soldagem mostra-se adequado em relação às características de resistência mecânica da junta soldada. As alterações microestruturais observadas na ZTA, principalmente o amaciamento dessa região, não foram danosas para o ensaio de tração.

Tabela 5-XXII: Resultados do ensaio de tração retangular da junta soldada e valores especificado pela norma ASTM A240 (ASTM A240 / A240M-17, 2017).

Valor	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Estricção (%)	Local de Ruptura
ASTM A240 UNS S323404	>600	>400	>25	NA	NA
Resultado real	716,04	605,49	30,65	53,96	Metal de base

O resultado do ensaio de Charpy V realizado no centro de solda (zona fundida), é apresentado na Tabela 5-XXIII. Normalmente, quando requerido, as normas de

fabricação internacionais especificam que este ensaio seja realizado a uma temperatura menor ou igual a de serviço e que a média da energia absorvida seja superior a 27J (AWS D1.1, 2008). Considerando esse aspecto, a energia absorvida na ZF da solda produzida pode ser considerada adequada para -40, -50 e -60 °C. Obviamente, a energia absorvida diminuiu com a redução da temperatura de ensaio, conforme Figura 5.47.

Tabela 5-XXIII: Resultados do ensaio Charpy V “full size” do centro de solda.

Temperatura (°C)	Energia Absorvida (J)				
	Valores Individuais			Média	Desvio Padrão
-40	80	61	45	62,0	17,5
-50	51	59	59	56,3	4,6
-60	35	39	61	45,0	14,0

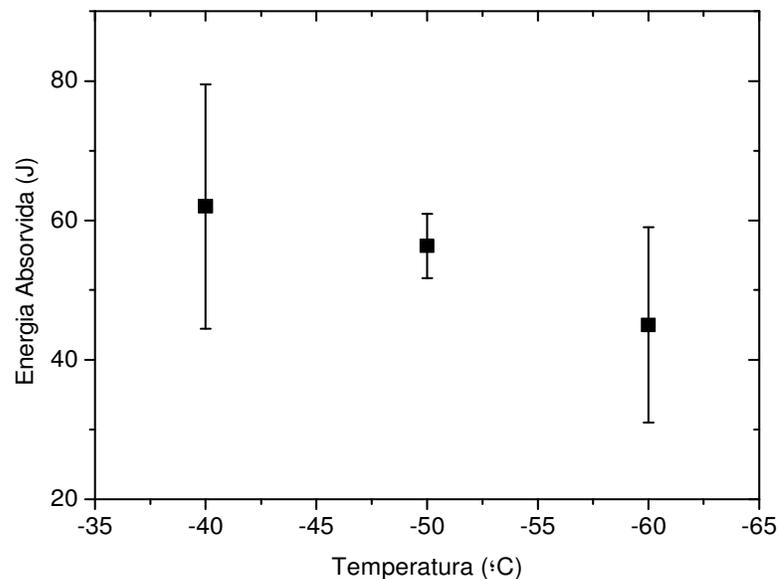


Figura 5.47: Energia absorvida em função da temperatura no ensaio Charpy V.

Ramirez (2001) realizou ensaio de Charpy V a -40 °C em ZTA simuladas do aço UNS S32304 sendo obtida uma energia absorvida de 33 a 38J, o que mostra que os valores obtidos para a ZF são superiores aos reportados por Ramirez na ZTA. Cardoso Junior *et al.*(2012), por sua vez, realizaram o ensaio Charpy V em soldas de composição química similares às deste trabalho, porém realizadas pelos processos SMAW, FCAW e GMAW. Nesse caso, as energias absorvidas na ZF à -30 °C solda foram 41, 56 e 86J, respectivamente. Os resultados alcançados, portanto, são superiores aos obtidos por

Cardoso Junior *et al.*(2012) para SMAW e FCAW, enquanto para o processo GMAW não se pode afirmar, uma vez que esse autor realizou o teste a uma temperatura superior (-30°C) às empregadas neste trabalho.

A melhor tenacidade das soldas SAW em relação as soldas FCAW e SMAW pode estar relacionada à maior energia de soldagem, de 2,7 kJ/mm em comparação à utilizada por Cardoso Junior *et al.*(2012) de aproximadamente 1,6 kJ/mm. Outro fator que pode ter contribuído foi a adição de arame frio. Tanto a energia de soldagem quando a adição de arame frio contribuíram para aumento da fração de austenita na ZF, o que melhora a tenacidade dos AID.

A Figura 5.48 mostra a superfície de fratura dos corpos de prova do ensaio Charpy V. É possível verificar que a fratura possui mecanismo misto de clivagem e microcavidades. A clivagem deve estar associada com as regiões de ferrita e as microcavidades com as de austenita em combinação com inclusões não metálicas. Não foi identificado diferença significativa do mecanismo de fratura com a temperatura de ensaio.

A Figura 5.49 apresenta a micrografia típica da ZF e ZTA. Como a solda foi realizada com 3 passes foram produzidas regiões reaquecidas pelos passes posteriores, as quais foram identificadas com sufixo "R". Através de comparação visual é possível constatar que a ZF da junta soldada apresenta maior quantidade de austenita que as dos cordões de solda, o que é explicado pela menor diluição obtida em um chanfro em V em comparação ao cordão sobre chapas. Dessa maneira, é provável que o teor de Ni e N da ZF da junta soldada seja superior ao dos cordões de solda, favorecendo a formação de austenita do primeiro.

A ZF reaquecida apresentou precipitação de austenita secundária intragranular de morfologia acicular, Figura 5.50. Como não foi verificado a presença de nitretos de cromo na ZF dos cordões de solda, considera-se pouco provável a presença de precipitados na última, devido à maior quantidade de austenita, favorecendo a solubilização do N. A austenita secundária intragranular possivelmente foi nucleada por inclusões não metálicas, já que é possível observar na MO a presença de algumas inclusões nas extremidades desse constituinte. Contudo, tanto a precipitação de nitretos de cromo quanto austenita secundária nucleadas pelas inclusões não metálicas devem ser confirmadas por MEV.

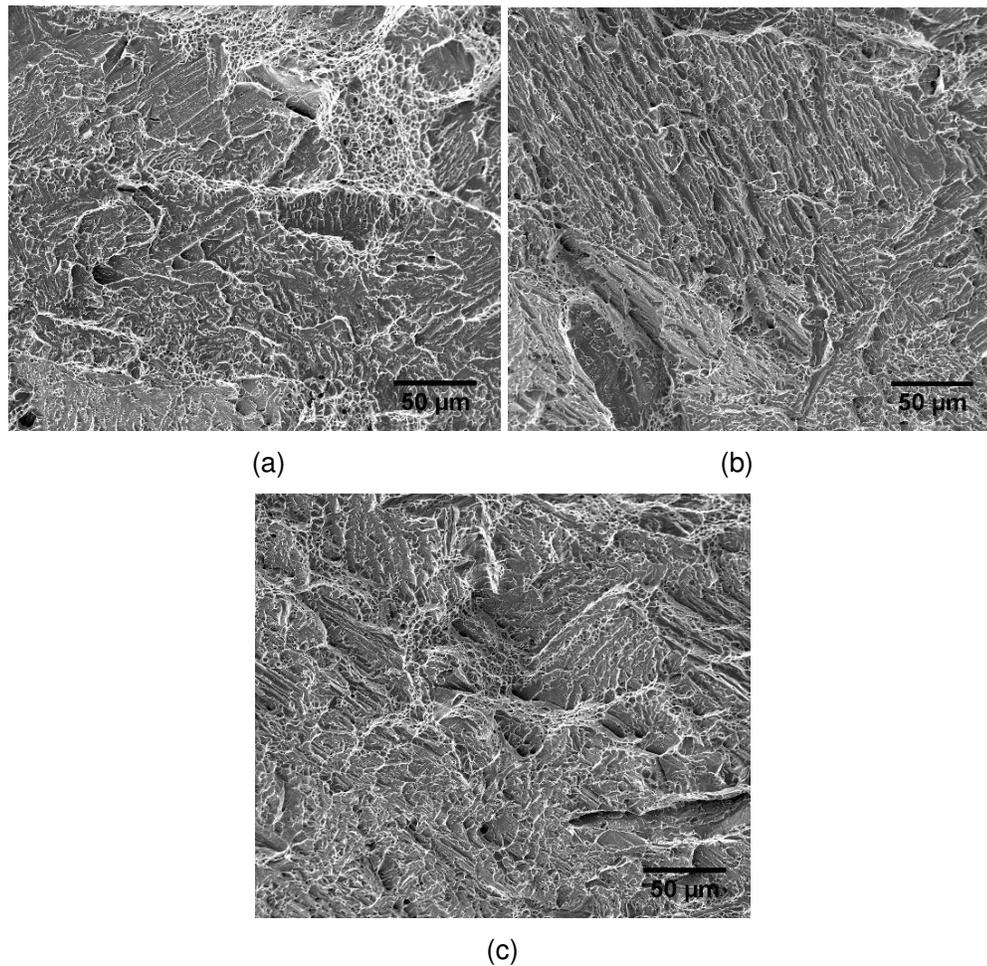
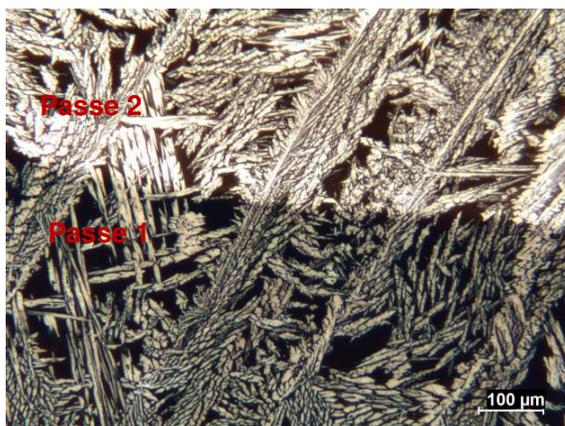
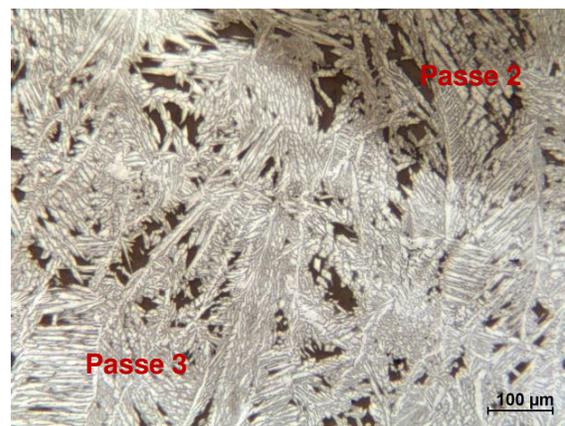


Figura 5.48: Superfície de fratura dos corpos de prova submetidos ao ensaio Charpy V à: (a) -40°C ; -50°C ; -60°C . MEV.

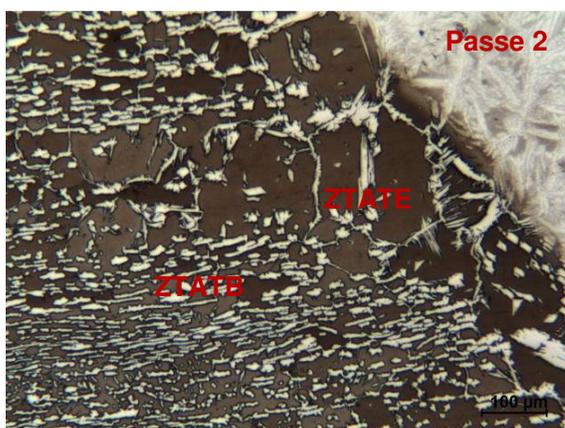
Como esperado, a ZTATE apresentou significativa ferritização. As regiões reaquecidas apenas 1 vez (R1), apresentaram crescimento de WA, na forma de placas finas, e IGA. Não foi observado a presença de austenita secundária intragranular de formato acicular, como no caso da ZF. O reaquecimento provocou o aumento da espessura da largura da ZTATE e maior dissolução da PTA na ZTATB. A região da ZTA reaquecida por dois ciclos térmicos (R2), mostrou maior ferritização, apresentando pequena presença de GBA nos contornos dos grãos ferríticos. Visualmente, não é possível notar diferenças apreciáveis entre a ZTA dos cordões de solda e da junta soldada para uma mesma energia de soldagem.



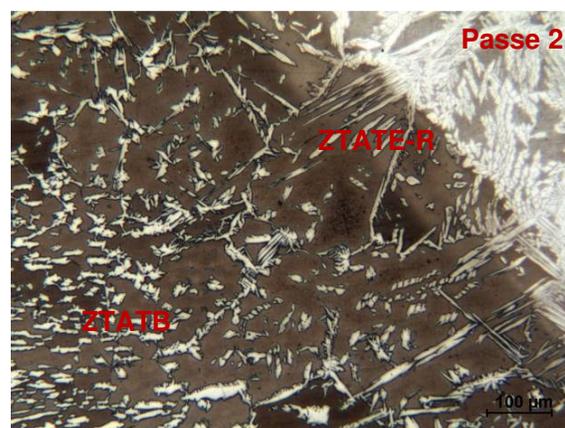
ZF - Transição entre passo 1 e 2



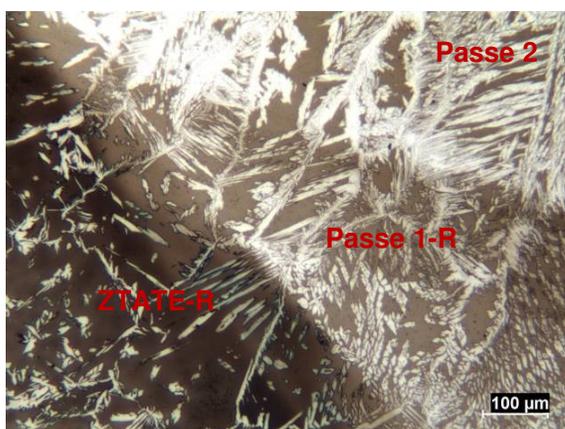
ZF - Transição entre passo 3



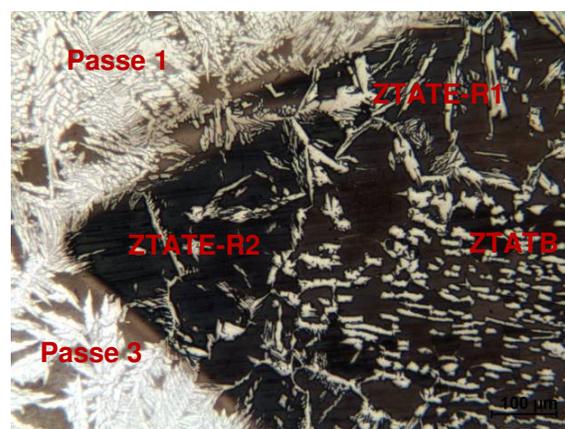
ZTA – Passo 2



ZTA – Região reaquecida do passo 1 pelo 2



ZTA e ZF – Passo 1 reaquecido pelo 2



ZTA – Transição entre passo 1 e 3

Figura 5.49: Micrografia da junta soldada por MO. Ataque: Behara II.

Nota: Sufixo R1: Um ciclo de reaquecimento; Sufixo R2: Dois ciclos de reaquecimento.

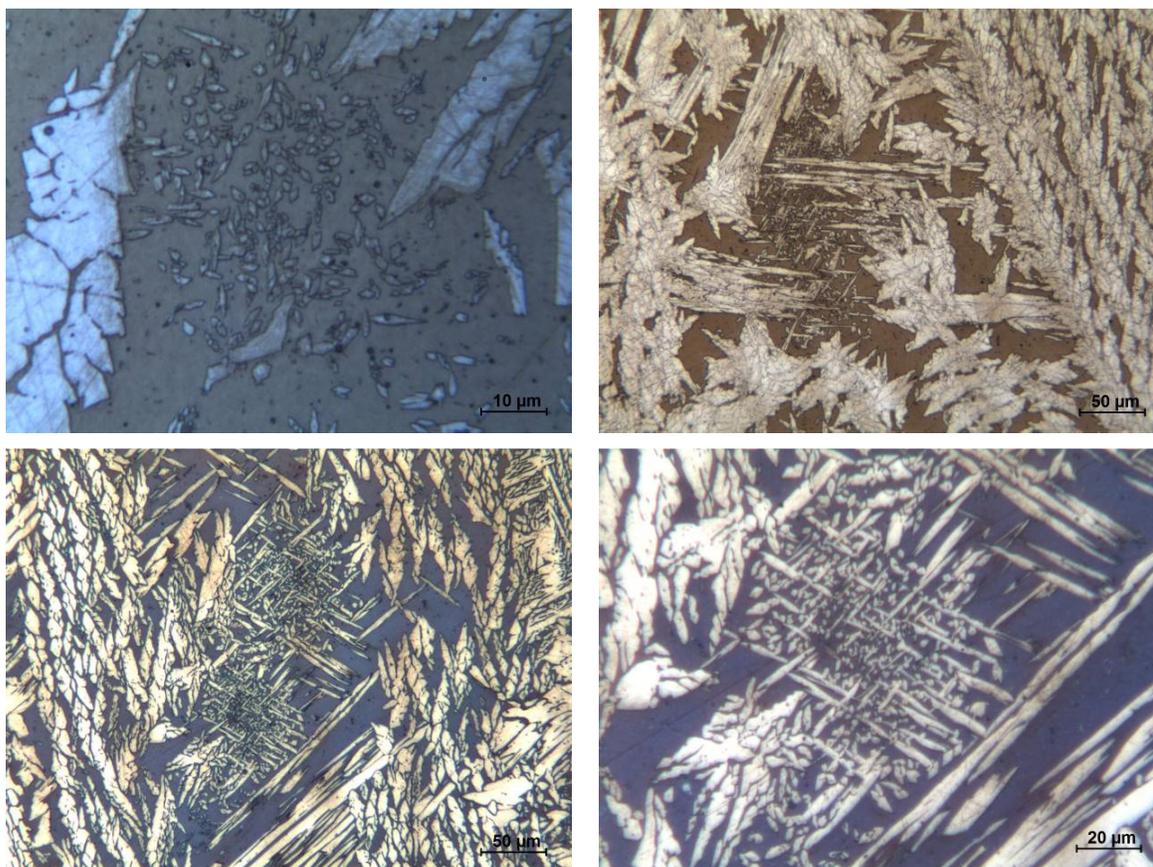


Figura 5.50: Região da ZF reauecida do passe 1 com precipitação de γ_2 , por MO.

Ataque: Behara II.

6 CONCLUSÕES

Neste trabalho foi feita uma avaliação sobre o efeito da energia e da adição de arame frio na soldagem SAW com arames geminados de AID UNS S32304. Foram realizados corpos de provas de cordões sobre chapas, metal de aporte puro e junta soldada, os quais foram caracterizados dos pontos de vista químico, metalográfico, mecânico e de resistência à corrosão. As principais conclusões são apresentadas abaixo.

Ciclos térmicos de soldagem

O aumento da energia de soldagem acarretou em menor velocidade de resfriamento. Observou-se a presença de um patamar de temperatura entre 1100 e 900°C, o qual foi atribuído a liberação de calor latente pela solidificação da poça de fusão. A maior energia de soldagem provocou o aumento do tempo de patamar devido ao aumento da massa da poça.

A adição de arame frio influenciou os tempos de resfriamento, reduzindo o $\Delta t_{12/5}$ e $\Delta t_{9/5}$, porém aumentando o $\Delta t_{12/9}$. Este comportamento foi atribuído ao fato de que o aumento do arame frio aumentou a massa e a extensão da poça de fusão, fazendo com que o calor latente de solidificação fosse liberado por um período de tempo maior, alargando o patamar observado.

Análise dimensional

As dimensões dos cordões de solda foram afetadas pela energia de soldagem e arame frio. O reforço, a área depositada e a área total da seção transversal do cordão aumentaram com o aumento da energia e do arame frio, enquanto que a área fundida reduziu com o aumento da quantidade de arame frio. Isso acarretou na redução da diluição para maiores energias e velocidades de arame frio. Constatou-se que, quando o arame frio aumenta, o efeito da energia de soldagem na diluição diminuiu, o que foi atribuído ao possível efeito de proteção em relação ao calor do arco elétrico gerado por uma poça de fusão de maior volume.

Taxa de deposição

A taxa de deposição aumentou proporcionalmente à adição de arame frio, alcançando um incremento maior que 40% comparando-se os extremos, 0 e 100% de arame frio. Isso provocou um igual incremento de produtividade para um mesmo ciclo de trabalho. A adição de arame frio é uma alternativa interessante para aumento de produtividade na soldagem de AID.

Composição química da zona fundida

A energia de soldagem não afetou de forma significativa o PREN das soldas. A adição do arame frio, em contrapartida, produziu soldas de maior PREN, o que foi atribuído à redução da diluição e à menor perda de elementos químicos pelos consumíveis quando o arame frio foi introduzido.

Com a adição de arame frio, observou-se menor variação entre a composição química do metal de aporte puro e os arames, indicando menor perda química. As possíveis explicações para isso foram: menor interação entre o metal líquido e a escória; a redução da temperatura média da poça de fusão; e/ou a menor evaporação dos elementos químicos do arame frio em relação aos arames quentes (que ficam em contato direto com a raiz do arco).

Microestrutura da zona fundida

Não foi observada a presença de precipitados independentemente da adição de arame frio e/ou energia de soldagem. A fração de austenita aumentou com a energia de soldagem e com a adição de arame frio, sendo o primeiro justificado pela menor velocidade de resfriamento e o segundo pela menor diluição, produzindo soldas com maior teor de Ni e N (elementos gamagênicos).

Foi observada a presença de inclusões de óxidos metálicos (preferencialmente de Al, Si e Mn) em todas as ZFs, não sendo possível notar um impacto claro dos parâmetros avaliados na fração e diâmetro dessas inclusões. Contudo, pareceu haver uma tendência de aumento do diâmetro das inclusões para maiores adições de arame frio em condição de alta energia de soldagem. A fração de inclusões foi da mesma ordem

de grandeza em comparação ao reportado na literatura para soldas de composição química similares.

O PREN da ferrita aumentou com o aumento da energia de soldagem e da adição de arame frio. Para energias de soldagem de 1,6 e 1,9 kJ/mm, a ferrita apresentou menor PREN que os constituintes da austenita. A partir da 2,2 kJ/mm, o PREN da austenita intragranular (IGA) passou a ser menor que o da ferrita.

Microestrutura da zona termicamente afetada

Como esperado, foram observadas a ZTATE e ZTATB, a primeira com maior ferritização e presença de GBA, WA, IGA, já a segunda com menor ferritização e austenita na morfologia de PTA. Inclusões não metálicas provenientes do metal de base, atuaram nucleando a austenita intragranular. As ZTATEs apresentaram precipitação de nitreto de cromo, os quais, em algumas situações tiveram a sua adjacência corroída pelo ataque metalógrafo, formando cavidades, o que indicou a deterioração da resistência à corrosão provocada por esse precipitado.

Maiores energias de soldagem produziram ZTATE de maior largura e com maior fração de austenita. Não foi possível perceber o impacto claro da adição de arame frio nas características microestruturais da ZTA. Assim como para a ZF, o PREN da ferrita aumentou com a energia de soldagem, porém não foi observada influência da adição de arame frio neste parâmetro.

Dureza dos cordões de solda

A dureza da ZF foi maior que a da ZTA e do MB em função do maior teor de elementos de liga da primeira e , ainda, observou-se um amaciamento da ZTA em relação ao MB. A variação da energia de soldagem provocou o alargamento da região amaciada. A dureza da austenita foi maior que a da ferrita tanto na ZF quanto na ZTA, evidenciando que o amaciamento da ZTA foi provocado pela ferritização desta região.

Resistência à corrosão por pites

Os pites aconteceram preferencialmente na ZTA, sendo o ataque na ferrita, indicando a menor resistência à corrosão por pites desta região e deste constituinte. O aumento da energia de soldagem até 2,2 kJ/mm reduziu o potencial de pite, depois o potencial voltou a aumentar para 2,7 kJ/mm. Isto provavelmente está associado com a largura da ZTA e à precipitação de nitretos de cromo, uma vez que o aumento da largura da ZTA foi mais pronunciado entre as energias baixas. Para energia mais alta, a largura aumentou relativamente pouco, enquanto a fração de austenita aumentou significativamente, o que possivelmente levou à menor precipitação de nitretos de cromo.

Apesar de não ter sido observada uma influência clara da adição de arame frio no potencial de pite, verificou-se uma tendência de redução desse potencial para o aumento do arame frio.

O $PREN_{0-30}$ dos constituintes mostrou melhor correlação com o potencial de pite do que o $PREN_{16}$. O baixo $PREN_{0-30}$ da ferrita e a precipitação de nitretos de cromo nesta fase foram responsáveis pela formação dos pites e mandatórios para o potencial de pite. Foi mostrado, de forma esquemática, que a camada passiva apresenta uma quebra da continuidade nas adjacências dos precipitados em função do menor teor de Cr e N dessa região, facilitando a penetração dos cloretos até o metal e provocando a redução do potencial de pite.

As superfícies dos cordões de solda (ZF) não apresentaram potencial de pite bem definido, o que foi explicado pela sobreposição deste potencial com o potencial da reação eletroquímica de oxidação dos íons OH^- . Isto é um outro fator que indica a maior resistência à corrosão desta região em relação a ZTA.

Resistência à corrosão da superfície dos cordões (ZF)

A taxa de corrosão reduziu significativamente com o aumento da adição de arame frio, sendo possível afirmar que a resistência à corrosão generalizada da ZF dos cordões de solda aumenta com o aumento do arame frio. Assim, é possível concluir que a adição de arame frio é uma alternativa para a redução da taxa de corrosão de soldas de AID, levando-se em consideração às condições de teste deste trabalho.

Propriedades mecânicas da junta soldada

A energia de soldagem e a adição de arame frio extremas (2,7 kJ/mm e 100% de AF) produziram uma solda com resistência mecânica maior que a do metal de base e maior que o mínimo requerido por normas internacionais de fabricação. As energias absorvidas pela ZF, no teste de impacto Charpy V, foram satisfatórias (em relação à essas normas) para temperaturas de até -60°C, indicando maior tenacidade que de soldas SMAW e FCAW, de composição química similares e produzidas com menor energia de soldagem, reportadas na literatura.

Geral

A adição de arame frio afetou significativamente as características dimensionais, a produtividade, a microestrutura e a resistência à corrosão generalizada da zona fundida, sendo possível produzir cordões de solda com maior produtividade, menor diluição, maior fração de austenita na ZF e, como consequência, menor taxa de corrosão. Apesar de ter sido observada uma variação no ciclo térmico, o impacto da adição de arame frio nas propriedades da ZTA não foi significativo. A energia de soldagem comportou-se como o esperado, do ponto de vista microestrutural, e observou-se um efeito importante dessa variável na resistência à corrosão por pite da ZTA. A corrosão por pites foi determinada pelo PREN e precipitação de nitretos de cromo na ferrita da ZTA, os quais produziram sítios de formação dos pites pelo menor teor de Cr e N da matriz nas regiões adjacentes.

Foi possível produzir soldas com boas resistência à corrosão e propriedades mecânicas utilizando-se uma energia de soldagem superior à recomendada pela literatura de 2,5 kJ/mm e elevada adição de arame frio, o que sugere que esse valor de energia é conservador e pode ser extrapolado para as condições deste trabalho.

7 CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS AO CONHECIMENTO

Com este trabalho foi possível produzir conhecimento inédito sobre a influência de arame frio em soldas de aços inoxidáveis duplex. De maneira específica, os seguintes pontos merecem ser ressaltados:

- Foi verificado que a adição de arame frio exerce influência sobre o ciclo térmico de soldagem dos AID, aumentando o $\Delta t_{12/9}$, o que ocorre em função da maior quantidade de calor latente gerada pela solidificação de uma poça de fusão de maior massa, o que é relevante uma vez que nos AID a formação de austenita a partir da ferrita acontece, em sua maior parte, nesta faixa de temperatura. Na ZF isso pode ter impactado no aumento da fração de austenita com o aumento da adição de arame frio. Na ZTA, apesar de não ter sido constatado um impacto claro desse efeito na microestrutura, este fato abre a possibilidade de estudos futuros explorando o maior volume da poça de fusão como artifício de controle da taxa de resfriamento e microestrutura;

- As características químicas, metalúrgicas e de resistência à corrosão da zona fundida foram impactadas pela adição de arame frio. A maior velocidade de alimentação de arame frio reduziu a diluição e minimizou perda de elementos químicos do consumível em relação à zona fundida, produzindo soldas com maior fração de austenita e PREN. Como consequência disso, a taxa de corrosão da ZF reduziu drasticamente com a adição de arame frio. Desta maneira, através desse trabalho foi possível definir uma maneira efetiva de melhorar a resistência à corrosão da ZF de soldas em AID e, ainda, reduzir o custo de soldagem pela maior produtividade;

- O potencial de pite da ZTA reduziu com o aumento da energia de soldagem até um determinado ponto, e em seguida esse comportamento se reverteu, mostrando que existe relação entre o potencial de pite e a largura da ZTA, além da fração de austenita e precipitação de nitretos de cromo;

- A precipitação de nitretos de cromo foi determinante para a resistência à corrosão por pite. Foi proposto de forma esquemática um mecanismo para tal;

- Soldas realizadas com energia de soldagem maior que 2,5 kJ/mm – limite máximo recomendado pela literatura para soldagem do aço UNS S32304 – apresentaram

comportamento relativamente melhor em relação a resistência à corrosão por pites e resistência mecânica adequada, mostrando que essa energia provavelmente pode ser extrapolada, resultando em maior produtividade.

8 RELEVÂNCIA DOS ASSUNTOS

Os AID estão sendo cada dia mais utilizados para diversas aplicações industriais e devido à sua complexidade microestrutural, a soldagem dos mesmos passa a ser um desafio. Os procedimentos de soldagem são bastante restritivos, o que leva à baixa produtividade da soldagem na fabricação envolvendo os AID. Este trabalho estudou um conceito soldagem de alta produtividade, envolvendo a utilização de arames geminados com adição de arame frio para soldagem desses materiais, o que é inovador no ambiente acadêmico e no ambiente industrial.

O trabalho também investigou temas de elevado interesse científico, como:

- A influência da energia de soldagem e da adição de arame frio nas características dimensionais, microestruturais e de resistência à corrosão de soldas de AID;
- A correlação entre microestrutura, o PREN de microconstituente e à resistência à corrosão em função da energia de soldagem e adição de arame frio;
- A precipitação de nitretos de cromo e sua relação com a resistência à corrosão nos AID;
- A taxa de corrosão de soldas duplex produzidas com diferentes adições de arame frio.

9 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Investigar o impacto da adição do arame frio nas características do arco elétrico, já que há indicações que a tensão do arco e a velocidade de fusão do eletrodo são alteradas ao introduzir o arame frio.
- Investigar o modo de transferência metálica no processo SAW com arames geminados e adição de arame frio.
- Elaborar um modelamento matemático para o fluxo de calor na junta soldada quando há a presença de arame frio.
- Medir a variação de temperatura da poça de fusão provocada pela alimentação do arame frio e estudar o impacto disso no movimento da mesma no estado líquido.
- Estudar a influência das inclusões não metálicas no metal de solda de AID em relação as propriedades mecânicas e resistência à corrosão.
- Investigar de forma quantitativa a relação entre nitretos de cromo e o potencial de pite.
- Aprofundar no mecanismo do ataque por pite nos AID em ambientes salinos quando há presença de nitretos de cromo.
- Modelar matematicamente a taxa de deposição para o processo SAW *twin arc* com a adição de arame frio levando-se em consideração uma ampla faixa de operação.
- Investigar o efeito do o aumento adicional da energia de soldagem (acima de 2,7kJ/mm) na microestrutura e potencial de pite da junta, especialmente na ZTA.
- Realizar testes de corrosão localizados (“micro-cell”) em cada uma das regiões da junta.

10 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABSON, D. J. Non-Metallic Inclusions in Ferritic Steel Weld Metals—a Review. *Welding in the World*, v. 27, n. 3/4, p. 76–101, 1989.

ALVAREZ-ARMAS, I. Duplex Stainless Steels : Brief History and Some Recent Alloys. *Recent Patents on Mechanical Engineering*, v. 1, n. 1, p. 51–57, 2008.

ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. *Duplex Stainless Steel*. 1. ed. London: ISTE Ltd, 2009. 433 p.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS SECTION II : *Materials Part C- Specifications for Welding Rods Electrodes and Filler Metals*. 2015 ed., ASME, New York, 2017. 969 p.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS STANDARD; *A240 / A240M-17*. Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017. 15 p.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS STANDARD. *A370-17A*; Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017. 50 p.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS STANDARD. *G61-86*; Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014. 5 p.

ATAMERT, S.; KING, J. E. Intragranular Nucleation of Austenite. *Zeitschrift für Metallkunde*, v. 82, n. 3, p. 230–239, 1991.

ATAMERT, S.; KING, J. E. Super Duplex Stainless Steels Part 1 Heat Affected Zone Microstructures. *Materials Science and Technology*, v. 8, n. 10, p. 896–912, 1992.

AMERICAN WELDING SOCIETY D1.1. *Structural Welding Code — Steel*. 21.ed. Miami: American Welding Society, 2008. 533 p.

BAIN, E. C.; GRIFFITHS, E. Introduction to the Iron-Chromium-Nickel Alloys. *Trans.*

AIME, v. 75, p. 166–213, 1927.

BARCIK, J. Mechanism of σ -phase Precipitation in Cr-Ni Austenitic Steels. *Materials Science and Technology*, v. 5, n.1, p. 5–15, 1988.

BERGMAN, B. G.; SHOEMAKER, D. P. The Space Group of the σ -FeCr Crystal Structure. *The Journal of Chemical Physics*, v. 19, n. 4, p. 515, 1951.

BHADESHIA, H.; HONEYCOMBE, R. *Steels: Microstructure and Properties*. 3. ed. Burlington, MA, USA: Elsevier, 2006. 360 p.

BHATT, R. B.; KAMAT, H. S.; GHOSAL, S. K.; DE, P. K. Influence of Nitrogen in the Shielding Gas on Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 8, n. 5, p. 591–597, 1999.

BOBADILLA, M.; TSCHIPTSCHIN, A.; BOBADILLA, M.; TSCHIPTSCHIN, A. On the Nitrogen Diffusion in a Duplex Stainless Steel. *Materials Research*, v. 18, n. 2, p. 390–394, 2015.

CASTRO, M. M. Influência da Adição de Arame Frio na Morfologia do Cordão na Soldagem ao Arco Submerso com Dois Arames TWIN. 2016. 2016. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2016. 90p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

CHARLES, J. Structure and Mechanical Properties of Duplex Stainless Steels. In: CONFERENCE DUPLEX STAINLESS STEELS '94, England. *Anais...* England: 1994.

CHARLES, J. Why and Where Duplex Stainless Steels. In: CONFERENCE DUPLEX STAINLESS STEELS '97, Netherlands. *Anais...* Netherlands: 1997.

CHARLES, J. Duplex Families and Applications: a Review Part 1: From Duplex Pioneers up to 1991. *Stainless Steel World*, p. 1–5, jul. 2015.

CHATER, J. The European Market for Duplex Stainless Steels : Rapid Growth Expected. *Stainless Steel World*, p. 1–4, mar. 2010.

CHEN, L.; TAN, H.; WANG, Z.; LI, J.; JIANG, Y. Influence of Cooling Rate on Microstructure Evolution and Pitting Corrosion Resistance in the Simulated Heat-Affected Zone of 2304 Duplex Stainless Steels. *Corrosion Science*, v. 58, p. 168–174,

2012.

CHO, D.-W.; SONG, W.-H.; CHO, M.-H.; NA, S.-J. Analysis of Submerged Arc Welding Process by Three-Dimensional Computational Fluid Dynamics Simulations. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 213, n. 12, p. 2278–2291, 2013.

CHRISTENSEN, N.; DAVIES, V.; GJENNUNDTSEN, K. Distribution of Temperatures in Arc Welding. *British Welding Journal*, v. 12, p. 54–75, 1965.

CORTIE, M. B.; JACKSON, E. M. L. E. M. Simulation of the Precipitation of Sigma Phase in Duplex Stainless Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 28, n. 12, p. 2477–2484, 1997.

DANOIX, F.; CHAMBRELANDS, S.; MASSOUD, J. P.; AUGER, P. Influence of Ni, Mo and Other Elements on the Microstructural Evolution of the Ferritic Phase of Duplex Stainless Steels Aged at 300-400°C: an Atom-probe Investigation. In: DUPLEX STAINLESS STEELS '91, France. *Anais...* France: 1991.

DAVIS, J. R. *ASM Speciality Handbook: Stainless Steels*. 1. ed. Ohio: ASM International, 1994. 576 p.

DELONG, W. T. Ferrite in Austenitic Stainless Steel Weld Metal. *Welding Journal*, p. 273-286, 1974.

DEVILLERS, L.; KAPLAN, D.; MARANDET, A.; RIBESAND, P.; RIBOUD, V. The Effects of Residual, Impurity and Micro-Alloying Elements on Weldability and Weld Properties. In: THE WELDING INSTITUTE CONFERENCE 1993, London. *Anais...* London: 1983.

DUPONT, J. N.; MARDER, A. R. Dilution in Single Pass Arc Welds. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, v. 27, n. 3, p. 481–489, 1996.

ENOS, D. G.; SCRIBNER, L. L. *The Potentiodynamic Polarization Scan - Technical Report 33*. 2. ed., Farnborough Hampshire, UK: Solartron Instruments, 1997. 14 p.

ERBING, M.-L.; GROTH, H. Duplex Stainless Steels – Weight Saving in Structural Applications. In: PROCEEDINGS OF NEW STEEL CONSTRUCTION, *Anais...*1993.

ESAB. *The ICE™ advantage.* Disponível em:

<<http://www.esab.com/automation/en/process/subarc-ICE/advantageice/index.cfm>>.

ESPY, R. H. Weldability of Nitrogen-Strengthened Stainless Steels. *Welding Journal*, v. 61, n. 5, p. 149–156, 1982.

FARRAR, R. A. The Role of Inclusions in the Ductile Fracture of Weld Metals. *Welding and Metal Fabrication*, v. 44, n. 8, p. 578–581, 1976.

FONTANA, M. G. *Corrosion Engineering*. 3.ed. New York: McGraw-Hill, 1986. 556 p.

FONTANA, M. G.; GREENE, N. D. *Corrosion Engineering* 2.ed. New York: McGraw-Hill, 1978. 488 p.

FORTES, C.; ARAÚJO, W. Apostila de Arco submerso. *Esab*, p. 144, 2004.

FOX, A. G.; BROTHERS, D. G. The Role of Titanium in the Non-metallic Inclusions which Nucleate Acicular Ferrite in the Submerged ARC Weld (SAW) Fusion Zones of Navy HY-100 Steel. *Scripta Metallurgica et Materiala*, v. 32, n. 7, p. 1061–1066, 1995.

GENET, M.; OROBAN, C. Steel, Alloys and Stainless. In: STAINLESS STEEL WORLD 2010, Beaune. *Anais...* Beaune: 2010.

GRONG, O.; MATLOCK, D. K. Microstructural Development in Mild and Low-Alloy Steel Weld Metals. *International Metals Reviews*, v. 31, n. 1, p. 27–48, 1986.

GUNN, R. *Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications*. 1. ed. UK: Woodhead Publishing, 1997. 216 p.

HALL, E. O.; ALGIE, S. H. The Sigma Phase. *International Materials Reviews*, v. 11, n. 1, p. 61–88, 1966.

HANNERZ, N. E.; LOWERY, J. F. Influence of Micro-Slag Distribution on MIG-MAG Weld Metal Impact Properties. *Metal Construction*, v. 1, n. 7, p. 21–25, 1975.

HERTZMAN, S.; FERREIRA, P. J.; BROLUND, B. An Experimental and Theoretical Study of Heat-Affected Zone Austenite Reformation in Three Duplex Stainless Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 28, n.2, p. 277–285, 1997.

HERTZMAN, S.; PETTERSSON, R. J.; BLOM, R.; KIVINEVA, E.; ERIKSSON, J. Influence of Shielding Gas Composition and Welding Parameters on the N-content and

Corrosion Properties of Welds in N-Alloyed Stainless Steel Grades. *ISIJ International*, v. 36, n. 7, p. 968–976, 1996.

HERTZMAN, S.; ROBERTS, W.; LINDENMO, M. Microstructure and Properties of Nitrogen Alloyed Duplex Stainless Steel After Welding Treatments. In: DUPLEX STAINLESS STEELS '86, The Netherlands. *Anais...* The Netherlands: 1986.

HOLLOWAY, G. B.; FARRAR, J. C. M. Welding Consumables of Duplex and Superduplex Stainless Steels-Optimizing Properties After Heat Treatment. In: PROC. DUPLEX STAINLESS STEELS 91, France. *Anais...* France: 1991. p. 571

HOSSEINI, V. A.; HURTIG, K.; KARLSSON, L. Effect of multipass TIG welding on the corrosion resistance and microstructure of a super duplex stainless steel. *Materials and Corrosion*, v. 68, n. 4, p. 405–415, 2017.

HSIEH, C.-C.; WU, W. Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels. *ISRN Metallurgy*, v. 2012, n. 4, p. 1–16, 2012.

HULL, F. Delta Ferrite and Martensite Formation in Stainless Steels. *Welding Journal*, v.51, n. 5, p. 193–203, 1973.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION. *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel*. 2. ed. London, UK: IMO, 2009. 63 p.

JETT, E. R.; FOOTE, F. The Fe-Cr Alloy System. *Metals and Alloys*, v. 7, n. 8, p. 207–210, 1936.

JUNIOR, F. C. P.; REICK, W. R.; PADILHA, A. F. Estudo Comparativo entre a Precipitação da Fase Sigma em um Aço Inoxidável Superferrítico e em um Aço Inoxidável Duplex. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS 2000, 14, São Pedro, SP. *Anais...* São Pedro, SP: 2000.

CARDOSO JUNIOR, R. C. *Avaliação Espessas Do Aço Inoxidável Lean Duplex UNS S32304 Soldadas pelos Processos SMAW , GMAW E FCAW*. Belo Horizonte: Universidade Federal De Minas Gerais, 2012. 105 p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Mecânica)

CARDOSO JUNIOR, R. C.; BRACARENSE, A. Q.; CAMPOS, F. R.; SOUZA, C. S.; DA SILVEIRA, D. M.; CUNHA LINS, V. de F. Avaliação da Soldagem Multipasse de Chapas

Espessas de Aços Inoxidáveis Lean Duplex UNS S32304 Soldadas pelos Processos SMAW, GMAW e FCAW – Parte 1: Propriedades Mecânicas. *Soldagem e Inspeção*, v. 17, n. 4, p. 306–316, 2012.

KAÇAR, R. Effect of Solidification Mode and Morphology of Microstructure on the Hydrogen Content of Duplex Stainless Steel Weld Metal. *Materials and Design*, v. 25, n. 1, p. 1–9, 2004.

KANG, D. H.; LEE, H. W. Study of the Correlation Between Pitting Corrosion and the Component Ratio of the Dual Phase in Duplex Stainless Steel Welds. *Corrosion Science*, v. 74, p. 396–407, 2013.

KARLSSON, L. Welding Duplex Stainless Steels – a Review of Current Recommendations. *Welding in the World*, v. 56, n. 05/06, p. 65–76, 2012.

KESAVAN, R. D.; KUMARAGURUBARAN, D. B.; KUMAR, D. T. S.; KUMAR, K. G. Influence of Heat Input Variation Using Cold Wire on Performance of Inverted Type Submerged Arc Welding Process – IS 2062 Carbon Steel. *International Journal of Advanced Multidisciplinary Research (IJAMR)*, v. 3, n. 6, p. 39–50, 2016.

KHATAK, H. S.; RAJ, B. *Corrosion of Austenitic Stainless Steels: Mechanism, Mitigation and Monitoring*. 1.ed. Cambridge, UK: Woodhead Publishing, 2002. 400 p.

KOBAYASHI, D. Y.; WOLYNEC, S. Evaluation of the Low Corrosion Resistant Phase Formed During the Sigma Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels. *Materials Research*, v. 2, n. 4, p. 239–247, 1999.

KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. a. WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals : A Modification of the WRC-1988 Diagram. *AWS Annual Meeting*, p. 171–178, 1992.

LA VECCHIA, G. M.; BERTANZI, R.; ROBERT, R. Infragilimento a 450°C in un Acciaio Inossidabile Austenitico Ferritico. *L'acciaio inossidabile*, v. 2, p. 16–21, 1994.

LANCASTER, J. F. *The Physics of Welding*. 2. ed. Oxford, UK: Pergamon, 1986. 360 p.

LEE, K. M.; CHO, H.; CHOI, D. C. Effect of Isothermal Treatment of SAF 2205 Duplex Stainless Steel on Migration of δ/γ Interface Boundary and Growth of Austenite. *Journal*

of Alloys and Compounds, v. 285, n. 1–2 Complete, p. 156–161, 1999.

LIAO, J. Nitride Precipitation in Weld HAZs of a Duplex Stainless Steel. *ISIJ International*, v. 41, n. 5, p. 460–467, 2001.

LIU, H. Y.; HSIEH, R. I.; TSAI, W. T. Microstructure and Pitting Corrosion in Simulated Heat-affected Zones of Duplex Stainless Steels. *Materials Chemistry and Physics*, v. 74, n. 1, p. 33–42, 2002.

LIPPOLD, J. C.; AL-RUMAIH, A. M. Toughness and Pitting Corrosion of Duplex Stainless Steel Weld Heat-Affected Zone Microstructures Containing Secondary Austenite. In: CONFERENCE DUPLEX STAINLESS STEELS '97, The Netherlands. 1997.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. 1.ed. Hoboken, USA: John Wiley & Sons, 2005. 139 p.

LIU, H.; JIN, X. Secondary Austenite Morphologies in Fusion Zone of Welded Joint after Postweld Heat Treatment with a Continuous Wave Laser. *Journal of Materials Science and Technology*, v. 28, n. 3, p. 249–254, 2012.

LIU, S.; OLSON, D. L. The Influence of Inclusion Chemical Composition on Weld Metal Microstructure. *Journal of Materials Engineering*, v. 9, n. 3, p. 237–251, 1987.

LUO, H.; DONG, C. F.; LI, X. G.; XIAO, K. The Electrochemical Behaviour of 2205 Duplex Stainless Steel in Alkaline Solutions With Different Ph in the Presence of Chloride. *Electrochimica Acta*, v. 64, p. 211–220, 2012.

MAEHARA, Y.; OHMORI, Y.; MURAYAMA, J.; FUJINO, N.; KUNITAKE, T. Effects of Alloying Elements on Sigma-related Phase Precipitation in Super Duplex Stainless Steels. *Metal Science*, v. 17, n.11, p. 541–547, 1993.

MAGALHÃES, C. H. X. M.; FARIA, G. L. de; LAGOEIRO, L. E.; SILVA, J. D. Characterization of the Austenite Reformation Mechanisms as a Function of the Initial Ferritic State in a UNS S32304 Duplex Stainless Steel. *Materials Research*, v. 20, n. 6, p. 1470–1479, 2017.

MAGNABOSCO, R. *Influência da Microestrutura no Comportamento Eletroquímico do Aço Inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)*. São Paulo: Escola Politécnica - USP, 2001. 181 p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais)

MAKHDOOM, M. A.; AHMAD, A.; KAMRAN, M.; ABID, K.; HAIDER, W. Microstructural and Electrochemical Behavior of 2205 Duplex Stainless Steel Weldments. *Surfaces and Interfaces*, v. 9, n. 12, p. 189–195, 2017.

MAPELLI, C.; NOLLI, P. Formation Mechanism of Non-metallic Inclusions in Different Stainless Steel Grades. *ISIJ International*, v. 43, n. 8, p. 1191–1199, 2003.

MCCAFFERTY, E. *Introduction to Corrosion Science*. 1. ed. New York, NY: Springer New York, 2010. 575 p.

MENDEZ, P. F.; GOETT, G.; GUEST, S. D. High - Speed Video of Metal Transfer in Submerged Arc Welding. *Welding Journal*, v. 94, n. 10, p. 326–333, 2015.

MERELLO, R.; BOTANA, F. J.; BOTELLA, J.; MATRES, M. V.; MARCOS, M. Influence of chemical composition on the pitting corrosion resistance of non-standard low-Ni high-Mn–N duplex stainless steels. *Corrosion Science*, v. 45, n. 5, p. 909–921, 2003.

MILLER, C.; FRENCH, R.; CRAWFORD, M. H.; SAENGER, F. Welding-Related Expenditures and Productivity Measurement in U.S. *Manufacturing, Construction, and Mining Industries*. n. 5, p. 110, 2002.

MODENESI, P. J. *Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis*. 1. ed. São Paulo: SENAI-SP, 2001. 100 p.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P.; SANTOS, D. *Introdução à metalurgia da soldagem*. Belo Horizonte, MG. p. 1–21, 2012.

MOEINIFAR, S.; KOKABI, A. H.; HOSSEINI, H. R. M. Effect of Tandem Submerged Arc Welding Process and Parameters of Gleeble Simulator Thermal Cycles on Properties of the Intercritically Reheated Heat Affected Zone. *Materials and Design*, v. 32, n. 2, p. 869–876, 2011.

MOHAMMADIJOO, M.; COLLINS, L.; HENEIN, H.; IVEY, D. G. Evaluation of Cold Wire Addition Effect on Heat Input and Productivity of Tandem Submerged Arc Welding for Low-Carbon Microalloyed Steels. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, p. 1–13, 2017.

MUTHUPANDI, V.; BALA SRINIVASAN, P.; SESHADRI, S. K.; SUNDARESAN, S. Effect of Weld Metal Chemistry and Heat Input on the Structure and Properties of Duplex

Stainless Steel Welds. *Materials Science and Engineering A*, v. 358, n. 1–2, p. 9–16, 2003.

NILSSON, J. O. Super Duplex Stainless-Steels. *Materials Science and Technology*, v. 8, n. 8, p. 685–700, 1992.

NILSSON, J. O.; KARLSON, L.; ANDERSSON, J. O. Formazione ed Effetto Dell'austenite Secondaria nei Cordoni di Saldatura di Acciai Inossidabili Duplex e Superduplex. *L' acciaio Inossidabile*, v.1, p. 18-22, 1994.

NILSSON, J. O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J. O. Secondary Austenite Formation and its Relation to Pitting Corrosion in Duplex Stainless Steel Weld Metal. *Materials Science and Technology*, v. 11, n. 3, p. 276–283, 1995.

NILSSON, J. O.; WILSON, A. Influence of Isothermal Phase-Transformations on Toughness and Pitting Corrosion of Super Duplex Stainless-Steel Saf-2507. *Materials Science and Technology*, v. 9, n. 7, p. 545–554, 1993.

NORBERG, P. Applicability of Duplex Stainless Steels Above 300°C. In: DUPLEX STAINLESS STEELS '86, Sweden. *Anais...* Sweden: 1986.

NORSTRÖM, L.; PETTERSSON, S.; NORDIN, S. σ -Phase Embrittlement in Some Ferritic-austenitic Stainless Steels. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, v. 12, n. 7, p. 229–234, 1981.

NOWACKI, J.; ŁUKOJC, A. Structure and Properties of the Heat-Affected Zone of Duplex Steels Welded Joints. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 164–165, p. 1074–1081, 2005.

OGAWA, T.; KOSEKI, T. Effect of Composition Profiles on Metallurgy and Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steel Weld Metals. *Welding Research Supplement*, p. 181–191, mai 1989.

OLSSON, C. A.; LANDOLT, D. Passive Films on Stainless Steels - Chemistry , Structure and Growth. *Electrochimica Acta*, v. 48, n. 9, p. 1093–1104, 2003.

OLSSON, C. O. A. The Influence of Nitrogen and Molybdenum on Passive Films Formed on the Austenoferritic Stainless Steel 2205 Studied by AES and XPS. *Corrosion Science*, v. 37, n. 3, p. 467–479, 1995.

OLSSON, J.; LILJAS, M. 60 years of DSS applications. In: NACE CORROSION 94 CONFERENCE, Baltimore. *Anais...* Baltimore: 1994.

OLSSON, J.; SNIS, M. Duplex - A New Generation of Stainless Steels for Desalination Plants. *Desalination*, v. 205, n. 1–3, p. 104–113, 2007.

OSORIO, A. G.; FERNANDES, K. B.; SALOMÃO, L.; MUMBACH, E.; DE ARAÚJO, D. B.; SOUZA, D. Estudo da Transferência de Elementos Químicos do Fluxo para o Metal Fundido na Soldagem a Arco Submerso. *Revista Materia*, v. 21, n. 2, p. 510–524, 2016.

PADILHA A. F.; PLAUT R. L.; RIOS, P. R. Stainless steels heat treatment In: TOTTEN G. E. *Steel heat treatment handbook*. 2. ed. Boca Raton, FL, USA: CRC Press; 2007. c. 12, p. 695-739.

PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S. M.; PONZIO, E. a.; SCHMITT, V. M. Uma Revisão da Resistência à Corrosão em Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex. *Revista Virtual de Química*, v. 5, n. 4, p. 658–677, 2013.

PERREN, R. a; SUTER, T. a; UGGOWITZER, P. J.; WEBER, L.; MAGDOWSKI, R.; BÖHNI, H.; SPEIDEL, M. O. Corrosion Resistance of Super Duplex Stainless Steels in Chloride Ion Containing Environments: Investigations by Means of a New Microelectrochemical Method.II. Influence of Precipitates. *Corrosion Science*, v. 43, p. 727–745, 2001.

PEZZATO, L.; LAGO, M.; BRUNELLI, K.; BREDI, M.; PIVA, E.; CALLIARI, I. Effect of Secondary Phases Precipitation on Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steels. *Materials Science Forum*, v. 879, n. 1, p. 1495–1500, 2016.

POHL, M. Ferrite/Austenite Ratio of Duplex Stainless Steels. *Zeitschrift für Metallkunde*, v. 86, p. 97–102, 1995.

POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of Intermetallic Precipitations on the Properties of Duplex Stainless Steel. *Materials Characterization*, v. 58, n. 1, p. 65–71, 2007.

QUININO, R. C.; REIS, E. A.; BESSEGATO, L. F. Using the Coefficient of Determination R² to Test the Significance of Multiple Linear Regression *Teaching Statistics*, v. 35, p. 84-88, 2013.

RAI, R.; DE, A.; BHADSHIA, H. K. D. H.; DEBROY, T. Review: Friction Stir Welding Tools. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 16, n. 4, p. 325–342, 2011.

RAMAKRISHNAN, M.; MUTHUPANDI, V. Application of Submerged Arc Welding Technology with Cold Wire Addition for Drum Shell Long Seam Butt Welds of Pressure Vessel Components. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, p. 1–12, 2012.

RAMIREZ, A. J. *Estudo da Precipitação de Nitreto de Cromo e Fase Sigma por Simulação Térmica da Zona Afetada pelo Calor na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex*. São Paulo: Escola Politécnica - USP, 1997. 151 p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais).

RAMIREZ, A. J. *Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex*. São Paulo: Escola Politécnica - USP, 2001. 241 p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais).

RAMIREZ, A. J.; BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. Secondary Austenite and Chromium Nitride Precipitation in Simulated Heat Affected Zones of Duplex Stainless Steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 9, n. 4, p. 301–313, 2004.

RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S. D. The Relationship Between Chromium Nitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 34, n. 8, p. 1575–1597, 2003.

RAMIREZ, J. E. Characterization of High-Strength Steel Weld Metals: Chemical Composition, Microstructure, and Nonmetallic Inclusions. *Welding Journal*, v. 87, n. 3, p. 65–75, 2008.

REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A. F. Three Types of Embrittlement in Ferritic-Austenitic Duplex Stainless Steels. *Metalurgia Internacional*, v. 3, n. 8, p. 46–50, 1990.

REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A. F. Recrystallization-Transformation Combined Reactions During Annealing of a Cold Rolled Ferritic-Austenitic Duplex Stainless Steel. *ISIJ International*, v. 38, p. 567–571, 1998.

RIBEIRO, R. A.; SANTOS, E. B. F.; ASSUNÇÃO, P. D. C.; MACIEL, R. R.; BRAGA, E. M. Predicting Weld Bead Geometry in the Novel CW-GMAW Process. *Welding Journal*, v. 94, n. September, p. 301s–311s, 2015.

RIGDAL, S.; KARLSSON, L.; OSTGREN, L. Synergic Cold Wire (SCW™) Submerged Arc Welding. *Svetsaren*, v. 57, n. 2, p. 26–21, 2002.

SALVADOR, C. F.; ANTUNES, R. A. FCAW Repair Welding Cycles, HAZ Microstructure and Corrosion Resistance of 2304 Duplex Stainless Steel. *Corrosion Engineering Science and Technology*, v. 51, n. 8, p. 573–580, 2016.

SBM, The Netherlands. SPF 92033A1; FPSO Fabrication, Welding and Erection Specification. The Netherlands, 2011.

SCHAEFFLER, A. L. Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal. *Metal Progress*, v. 56, n.11, p. 680-680B, 1949.

SEDRIKS, A. J. Effects of Alloy Composition and Microstructure on the Passivity of Stainless Steels. *Corrosion*, v. 42, n. 7, p. 376–389, 1986.

SHARMA, A.; ARORA, N.; MISHRA, B. K. A Practical Approach Towards Mathematical Modeling of Deposition Rate During Twin-Wire Submerged Arc Welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 36, n. 5–6, p. 463–474, 2008.

SHARMA, A.; CHAUDHARY, A. K.; ARORA, N.; MISHRA, B. K. Estimation of Heat Source Model Parameters for Twin-Wire Submerged Arc Welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 45, n. 11–12, p. 1096–1103, 2009.

SHOME, M. Effect of Heat-Input on Austenite Grain Size in the Heat-Affected Zone of HSLA-100 Steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 445–446, p. 454–460, 2007.

SICUPIRA, D. C.; JUNIOR, R. C.; BRACARENSE, A. Q.; FRANKEL, G. S.; CUNHA LINS, V. de F. Cyclic Polarization Study of Thick Welded Joints of Lean Duplex Stainless Steel for Application in Biodiesel Industry. *Materials Research-Ibero-American Journal of Materials*, v. 20, n. 1, p. 161–167, 2017.

SIEURIN, H.; SANDSTROM, R. Austenite Reformation in the Heat-Affected Zone of Duplex Stainless Steel 2205. *Materials Science and Engineering A*, v. 418, n. 1–2, p. 250–256, 2006.

SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. Duplex Stainless Steel - a Tale of Two Phases. In:

CONFERENCE OF STAINLESS STEEL 1994, Ohio. *Anais...* Ohio: 1994.

SOLOMON, H. D.; TREATING, J. H. Age Hardening in a Duplex. *Stainless Steel*. v. 3, n. 1, p. 3–15, 1983.

SOUTHWICK, P. D.; HONEYCOMBE, R. W. K. Decomposition of Ferrite to Austenite in {26Cr 5Ni} Stainless Steel. *Metal Science*, v. 7, n. 7, p. 253–261, 1980.

SOUZA, C. S. *Avaliação da Resistência à Corrosão Localizada do Aço Inoxidável Lean Duplex UNS S32304 Soldado pelos Processos SMAW, GMAW e FCAW*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2012. 100 p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Química)

TAN, H.; JIANG, Y.; DENG, B.; SUN, T.; XU, J.; LI, J. Effect of Annealing Temperature on the Pitting Corrosion Resistance of Super Duplex Stainless Steel UNS S32750. *Materials Characterization*, v. 60, n. 9, p. 1049–1054, 2009.

TAN, H.; WANG, Z.; JIANG, Y.; HAN, D.; HONG, J.; CHEN, L.; JIANG, L.; LI, J. Annealing Temperature Effect on the Pitting Corrosion Resistance of Plasma Arc Welded Joints of Duplex Stainless Steel UNS S32304 in 1.0M NaCl. *Corrosion Science*, v. 53, n. 6, p. 2191–2200, 2011.

TAN, H.; WANG, Z.; JIANG, Y.; YANG, Y.; DENG, B.; SONG, H.; LI, J. Influence of Welding Thermal Cycles on Microstructure and Pitting Corrosion Resistance of 2304 Duplex Stainless Steels. *Corrosion Science*, v. 55, p. 368–377, 2012.

THEODORO, M. C.; PEREIRA, V. F.; MEI, P. R.; RAMIREZ, A. J. Dissimilar Friction Stir Welding Between UNS S31603 Austenitic Stainless Steel and UNS S32750 Superduplex Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, v. 46, n. 3, p. 1440–1447, 2015.

TOTTEN G. E. *Steel heat treatment: Metallurgy and Technologies*. 2. ed. Boca Raton, FL, USA: CRC Press; 2007. 848 p.

TRIXITSCHKE, W.; TAMMAN, G. Zeitschrift für Anorganische. *Chemie* 55, p. 402–411, 1907.

TSUGE, H.; TARUTANI, Y.; KUDO, T. The Effect of Nitrogen on the Localized Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Simulated Weldments. *Corrosion*. v. 44, n. 5, p.

305–314, 1988.

TUŠEK, J. Mathematical Modeling of Melting Rate in Twin-Wire Welding. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 100, n. 1, p. 250–256, 2000.

UREÑA, A.; OTERO, E.; UTRILLA, M. V.; MÚÑEZ, C. J. Weldability of a 2205 Duplex Stainless Steel Using Plasma Arc Welding. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 182, n. 1–3, p. 624–631, 2007.

VALENCIA, J. J.; QUESTED, P. Thermophysical Properties. In: *ASM Handbook: Casting* 10. ed. Ohio: ASM International, 2008. v. 15, p. 468–481.

VASCONCELLOS, P. I. G.; ROSENTHAL, R.; PARANHOS, R. P. da R. Estudo da Soldagem de Tubos de Aço Inoxidável Duplex e Superduplex na Posição 5G. *Soldagem e Inspecao*, v. 15, n. 3, p. 191–199, 2010.

VERMA, J.; TAIWADE, R. V. Effect of Welding Processes and Conditions on the Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Weldments—A Review. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 25, p. 134–152, 2017.

VIANA, A. K. N. *Influência do Molibdênio nas Propriedades Mecânicas e de Corrosão dos Aços Inoxidáveis Duplex UNS S31803 E UNS S32304*. Rio de Janeiro: Universidade Federal de Minas Gerais, 2014. 130 p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica)

VILPAS, M.; HANNINEN, H. The Role of Nitrogen in Improving Pitting Corrosion Resistance of High-Alloy Austenitic and Duplex Stainless Steel Welds. *High Nitrogen Steels '98*, v. 318–3, p. 603–608, 1999.

VOORT, G. F. Vander. *ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures*. Ohio: ASM International, 2004. 1184 p.

WANG, S. H.; CHIU, P. K.; YANG, J. R.; FANG, J. Gamma Phase Transformation in Pulsed GTAW Weld Metal of Duplex Stainless Steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 420, n. 1–2, p. 26–33, 2006.

WEBER, L.; UGGOWITZER, P. J. Partitioning of Chromium and Molybdenum in Super Duplex Stainless Steels with Respect to Nitrogen and Nickel Content. *Materials Science*

and Engineering A, v. 242, n. 1, p. 222–229, 1998.

WEISS, B.; STICKLER, R. Phase Instabilities During High Temperature Exposure of 316 Austenitic Stainless Steel. *Metallurgical Transactions*, v. 3, n. 4, p. 851–866, 1972.

WESTIN, E. *Microstructure and Properties of Welds in the Lean Duplex Stainless Steel LDX 2101*. Stockholm, Sweden: Royal Institute of Technology, 2010. 65 p. (Tese, Doutorado em Engenharia - Metalurgia Física)

WESTIN, E. M.; HERTZMAN, S. Element Distribution in Lean Duplex Stainless Steel Welds. *Welding in the World*, v. 58, n. 2, p. 143–160, 2014.

WESTIN, E. M.; JOHANSSON, M. M.; PETTERSSON, R. F. A. Effect of Nitrogen-Containing Shielding and Backing Gas on the Pitting Corrosion Resistance of Welded Lean Duplex Stainless Steel LDX 2101. *Welding in the World*, v. 57, p. 467–476, 2013.

WOLYNEC, S. *Técnicas Eletroquímicas de Corrosão*. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 2003. 167 p.

XIANG, T.; LI, H.; WEI, H. L.; GAO, Y. Effects of Filling Status of Cold Wire on the Welding Process Stability in Twin-Arc Integrated Cold Wire Hybrid Welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 83, n. 9–12, p. 1583–1593, 2016.

YANG, Y.; WANG, Z.; TAN, H.; HONG, J.; JIANG, Y.; JIANG, L.; LI, J. Effect of a Brief Post-Weld Heat Treatment on the Microstructure Evolution and Pitting Corrosion of Laser Beam Welded UNS S31803 Duplex Stainless Steel. *Corrosion Science*, v. 65, p. 472–480, 2012.

YANG, Y.; YAN, B.; LI, J.; WANG, J. The Effect of Large Heat Input on the Microstructure and Corrosion Behaviour of Simulated Heat Affected Zone in 2205 Duplex Stainless Steel. *Corrosion Science*, v. 53, n. 11, p. 3756–3763, 2011.

ZHANG, Z.; FARRAR, R. A. Role of Non-metallic Inclusions in Formation Acicular Ferrite in Low Alloy Weld Metals. *Materials Science and Technology*, v. 12, n. 3, p. 237–261, 1996.

ZHANG, Z.; JING, H.; XU, L.; HAN, Y.; ZHAO, L.; ZHANG, J. Influence of Microstructure and Elemental Partitioning on Pitting Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welding Joints. *Applied Surface Science*, v. 394, p. 297–314, 2017.

11 APÊNDICE

11.1 Modelamento estatístico dos parâmetros dimensionais: Dados de regressão realizadas no software Minitab

Análise de Regressão: Ad versus HI; AF; HI2; AF2; HIAF Seleção Forward de Termos

α para inserir = 0,25

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Regressão	3	10,7413	3,58043	124,56	0,000
HI	1	6,6742	6,67421	232,19	0,000
AF	1	4,0008	4,00075	139,18	0,000
HIAF	1	0,0663	0,06634	2,31	0,163
Erro	9	0,2587	0,02874		
Total	12	11,0000			

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
0,169541	97,65%	96,86%	95,98%

Coeficientes

Termo	Coef	EP de Coef	Valor-T	Valor-P	VIF
HI	0,7789	0,0511	15,24	0,000	1,00
AF	0,6031	0,0511	11,80	0,000	1,00
HIAF	0,0811	0,0534	1,52	0,163	1,00

Equação de Regressão

Ad = 0,7789 HI + 0,6031 AF + 0,0811 HIAF

Análise de Regressão: Ad versus HI; AF Seleção Forward de Termos

α para inserir = 0,25

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Regressão	2	10,6750	5,33748	164,21	0,000
HI	1	6,6742	6,67421	205,33	0,000
AF	1	4,0008	4,00075	123,08	0,000
Erro	10	0,3250	0,03250		
Total	12	11,0000			

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
0,180289	97,05%	96,45%	95,83%

Coeficientes

Termo	Coef	EP de Coef	Valor-T	Valor-P	VIF
HI	0,7789	0,0544	14,33	0,000	1,00
AF	0,6031	0,0544	11,09	0,000	1,00

Equação de Regressão

$$Ad = 0,7789 HI + 0,6031 AF$$

Análise de Regressão: Larg versus HI; AF; HI2; AF2; HIAF
Seleção Forward de Termos

α para inserir = 0,25

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Regressão	2	7,0218	3,5109	8,83	0,006
HI	1	6,2341	6,2341	15,67	0,003
HIAF	1	0,7877	0,7877	1,98	0,190
Erro	10	3,9782	0,3978		
Total	12	11,0000			

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
0,630727	63,83%	56,60%	29,70%

Coeficientes

Termo	Coef	EP de Coef	Valor-T	Valor-P	VIF
HI	0,753	0,190	3,96	0,003	1,00
HIAF	0,280	0,199	1,41	0,190	1,00

Equação de Regressão

$$Larg = 0,753 HI + 0,280 HIAF$$

Ajustados e Diagnósticos para Observações Atípicas

Obs.	Larg	Ajuste	Resíd	Resíd Pad
10	-0,406	0,601	-1,007	-2,16

R Resíduo grande

Análise de Regressão: Pen versus HI; AF; HI2; AF2; HIAF
Seleção Forward de Termos

α para inserir = 0,25

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Regressão	1	2,302	2,3023	2,91	0,116
HI	1	2,302	2,3023	2,91	0,116

Erro	11	8,698	0,7907
Total	12	11,000	

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
0,889211	20,93%	13,74%	0,00%

Coeficientes

Termo	Coef	EP de Coef	Valor-T	Valor-P	VIF
HI	0,457	0,268	1,71	0,116	1,00

Equação de Regressão

Pen = 0,457 HI

Ajustados e Diagnósticos para Observações Atípicas

Obs.	Pen	Ajuste	Resíd	Resíd Pad	R
10	2,539	0,647	1,892	2,35	R

R Resíduo grande

Análise de Regressão: Reforço (Ref) versus HI; AF; HI2; AF2; HIAF Seleção Forward de Termos

α para inserir = 0,25

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Regressão	2	9,115	4,5576	24,18	0,000
HI	1	5,764	5,7635	30,58	0,000
AF	1	3,352	3,3517	17,78	0,002
Erro	10	1,885	0,1885		
Total	12	11,000			

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
0,434139	82,87%	79,44%	70,66%

Coeficientes

Termo	Coef	EP de Coef	Valor-T	Valor-P	VIF
HI	0,724	0,131	5,53	0,000	1,00
AF	0,552	0,131	4,22	0,002	1,00

Equação de Regressão

Ref = 0,724 HI + 0,552 AF

Ajustados e Diagnósticos para Observações Atípicas

Obs.	Ref	Ajuste	Resíd	Resíd Pad	R
10	1,212	0,376	0,836	2,31	R

11 0,226 1,024 -0,798 -2,03 R
R Resíduo grande

**Análise de Regressão: Angulo versus HI; AF; HI2; AF2; HIAF
 Seleção Forward de Termos**

α para inserir = 0,25

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Regressão	3	7,514	2,5047	6,47	0,013
HI	1	2,104	2,1044	5,43	0,045
AF	1	2,712	2,7121	7,00	0,027
HIAF	1	2,698	2,6976	6,96	0,027
Erro	9	3,486	0,3873		
Total	12	11,000			

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
0,622353	68,31%	57,75%	16,25%

Coefficientes

Termo	Coef	EP de Coef	Valor-T	Valor-P	VIF
HI	-0,437	0,188	-2,33	0,045	1,00
AF	-0,497	0,188	-2,65	0,027	1,00
HIAF	0,517	0,196	2,64	0,027	1,00

Equação de Regressão

Angulo = -0,437 HI - 0,497 AF + 0,517 HIAF

Ajustados e Diagnósticos para Observações Atípicas

Obs.	Angulo	Ajuste	Resíd	Resíd Pad
10	-1,728	-0,894	-0,833	-2,07

R Resíduo grande

**Análise de Regressão: Afun versus HI; AF; HI2; AF2; HIAF
 Seleção Forward de Termos**

α para inserir = 0,25

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Regressão	5	10,0565	2,0113	14,92	0,001
HI	1	6,3128	6,3128	46,84	0,000
AF	1	0,3866	0,3866	2,87	0,134
HI2	1	0,6034	0,6034	4,48	0,072
AF2	1	1,0342	1,0342	7,67	0,028
HIAF	1	0,3515	0,3515	2,61	0,150

Erro	7	0,9435	0,1348
Total	12	11,0000	

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
0,367124	91,42%	85,30%	77,65%

Coeficientes

Termo	Coef	EP de Coef	Valor-T	Valor-P	VIF
HI	0,793	0,116	6,84	0,000	1,10
AF	-0,187	0,111	-1,69	0,134	1,00
HI2	0,243	0,115	2,12	0,072	1,75
AF2	-0,337	0,122	-2,77	0,028	1,66
HIAF	0,187	0,116	1,61	0,150	1,00

Equação de Regressão

$$\text{Afun} = 0,793 \text{ HI} - 0,187 \text{ AF} + 0,243 \text{ HI2} - 0,337 \text{ AF2} + 0,187 \text{ HIAF}$$

Ajustados e Diagnósticos para Observações Atípicas

Obs.	Afun	Ajuste	Resíd	Resíd
				Pad
9	0,163	-0,431	0,594	2,00 R

R Resíduo grande

Análise de Regressão: At versus HI; AF; HI2; AF2; HIAF

Seleção Forward de Termos

α para inserir = 0,25

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Regressão	3	10,6345	3,54483	87,28	0,000
HI	1	8,6987	8,69866	214,18	0,000
AF	1	1,7812	1,78118	43,86	0,000
HIAF	1	0,1546	0,15463	3,81	0,083
Erro	9	0,3655	0,04061		
Total	12	11,0000			

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
0,201527	96,68%	95,57%	95,49%

Coeficientes

Termo	Coef	EP de Coef	Valor-T	Valor-P	VIF
HI	0,8893	0,0608	14,64	0,000	1,00
AF	0,4024	0,0608	6,62	0,000	1,00
HIAF	0,1238	0,0635	1,95	0,083	1,00

Equação de Regressão

$$At = 0,8893 HI + 0,4024 AF + 0,1238 HIAF$$

**Análise de Regressão: Diluicao versus HI; AF; HI2; AF2; HIAF
Seleção Forward de Termos**

α para inserir = 0,25

Análise de Variância

Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Regressão	3	9,9782	3,3261	29,30	0,000
HI	1	1,3475	1,3475	11,87	0,007
AF	1	8,3374	8,3374	73,44	0,000
HIAF	1	0,2933	0,2933	2,58	0,142
Erro	9	1,0218	0,1135		
Total	12	11,0000			

Sumário do Modelo

S	R2	R2(aj)	R2(pred)
0,336942	90,71%	87,61%	87,59%

Coefficientes

Termo	Coef	EP de Coef	Valor-T	Valor-P	VIF
HI	-0,350	0,102	-3,45	0,007	1,00
AF	-0,871	0,102	-8,57	0,000	1,00
HIAF	0,171	0,106	1,61	0,142	1,00

Equação de Regressão

$$\text{Diluicao} = -0,350 HI - 0,871 AF + 0,171 HIAF$$

11.2 Tabelas adicionais

Tabela 11-I: Tempo de resfriamento $\Delta t_{12/5}$, $\Delta t_{12/9}$ e $\Delta t_{9/5}$.

Condição	Tempo de Resfriamento (s)		
	$\Delta t_{12/5}$	$\Delta t_{12/9}$	$\Delta t_{9/5}$
1,6-20	47,8	6,6	37,9
1,6-100	47,1	6,5	37,4
2,7-0	114,7	14,1	89,2
2,7-20	115,4	15,0	90,2
2,7-50	115,4	15,3	88,2
2,7-100	114,1	17,7	85,0

Tabela 11-II: Taxa de deposição calculada a partir da área depositada e velocidade de soldagem para as condições de teste.

Condição	TD (kg.h ⁻¹)	
	Média	σ
1,6-0	10,1	0,8
1,6-50	12,0	0,5
1,6-100	14,5	0,6
1,9-0	9,6	0,1
1,9-50	11,2	0,2
1,9-100	13,8	0,1
2,2-0	9,6	0,5
2,2-50	12,4	0,3
2,2-100	13,3	0,2
2,7-0	9,9	0,3
2,7-50	11,2	0,2
2,7-100	13,6	1,0

Tabela 11-III: Fração volumétrica de ferrita e austenita do aço UNS S32304 no estado como-recebido.

Medida	Ferrita (%)	Austenita (%)
1	49,703	50,297
2	50,232	49,768
3	49,898	50,102
4	47,037	52,963
5	50,845	49,155
Média	49,5	50,5
Desvio Padrão	1,5	1,5

Tabela 11-IV: Fração volumétrica de inclusões do aço UNS S32304 no estado como-recebido.

Medida	Inclusões (%)
1	0,130
2	0,158
3	0,094
4	0,184
5	0,100
Média	0,13
Desvio Padrão	0,04

Tabela 11-V: Fração volumétrica e diâmetro médio das inclusões na ZF dos cordões de solda.

Condição	Fração de Inclusões(%)		Diâmetro médio (μm)	
	Média	σ	Média	σ
1,6-0	0,72	0,12	4,4	0,5
1,6-50	0,52	0,09	4,6	0,6
1,6-100	0,54	0,10	6,5	1,1
1,9-0	0,55	0,12	5,2	0,9
1,9-50	0,54	0,08	5,3	0,9
1,9-100	0,50	0,11	4,6	0,9
2,2-0	0,55	0,10	4,6	0,2
2,2-50	0,58	0,14	4,3	0,4
2,2-100	0,43	0,10	5,0	1,0
2,7-0	0,51	0,08	6,1	0,8
2,7-50	0,60	0,09	8,2	1,1
2,7-100	0,59	0,14	9,9	1,6

Tabela 11-VI: Fração volumétrica de austenita na ZTATE dos cordões de solda.

Condição	Austenita (%)	
	Média	σ
1,6-0	22	6
1,6-50	23	3
1,6-100	23	4
1,9-0	23	4
1,9-50	23	5
1,9-100	23	6
2,2-0	27	5
2,2-50	25	5
2,2-100	25	3
2,7-0	26	6
2,7-50	29	4
2,7-100	30	5