

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

**Influência dos Parâmetros de Soldagem e do
Tratamento Térmico sobre a Suscetibilidade à
Corrosão Sob Tensão de Juntas Soldadas do Aço
Inoxidável Austenítico AISI 317L usado na Indústria
de Petróleo e Gás Natural**

Pedro Duarte Antunes

Itajubá, agosto de 2016

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

Pedro Duarte Antunes

**Influência dos Parâmetros de Soldagem e do
Tratamento Térmico na Suscetibilidade à Corrosão
Sob Tensão de Juntas Soldadas do Aço Inoxidável
Austenítico AISI 317L usado na Indústria de Petróleo
e Gás Natural**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica como parte requisitos para
obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Projeto e Fabricação

Orientador: Professor Doutor Edmilson Otoni Correa
Coorientador: Professor Doutor Cleiton Carvalho Silva

Agosto de 2016
Itajubá - MG

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

Trabalho aprovado , 01 de setembro de 2016:

Professor

Orientador: Prof. Dr. Edmilson O. Corrêa

Professor

Coorientador: Prof. Dr. Cleiton C. Silva

Professor

Prof. Dr. Ricardo Risso

Professor

Prof. Dr. Wanderlay Xavier Pereira

Professor

Prof. Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro

Professor

Prof. Dr. José Luís Gonçalves

*Este trabalho é dedicado às crianças adultas que,
quando pequenas, sonharam em se tornar cientistas.*

Agradecimentos

Aos docentes Prof. Dr. Edmilson Otoni e Prof. Dr. Cleiton Carvalho, pelas orientações, ensinamentos, paciência, confiança e principalmente pela amizade.

A todos os Professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UNIFEI.

Ao Laboratório de Materiais do Instituto de Engenharia Mecânica - IEM da UNIFEI.

Ao Laboratório de Pesquisa e Tecnologia da Soldagem - LPTS da Universidade Federal do Ceará (UFC).

A todos funcionários da Pró-Reitoria de Pós-Graduação da UNIFEI.

A todos os Professores e Técnicos do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET/MG) - Unidade Varginha, pelo apoio e incentivo à qualificação.

À minha mãe Malu, meu pai Zé e toda minha família pelo incentivo e por acreditar nos meus objetivos.

Aos meus amores Paôla e Clara por todo amor, dedicação e principalmente pelas amizades.

Ao Professor e amigo José Luis Gonçalves por todo apoio.

Aos amigos da república Rep'n'Roll.

À Agência Nacional de Petróleo - ANP e à Petrobras por meio do Programa de Formação de Recursos Humanos pela concessão da bolsa de estudos.

*“A mente que se abre a uma ideia,
jamaís voltará ao seu tamanho original”
(Albert Einstein)*

Resumo

Neste trabalho foi investigado a influência dos parâmetros de soldagem e do tempo de tratamento térmico de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas e sobre a suscetibilidade ao trincamento por corrosão sob tensão (CST) de juntas soldadas do aço inoxidável austenítico AISI 317L em solução aquosa de $MgCl_2$ (43%). Dois tipos de metais de adição (AWS ER317L e AWS ER2209) foram usados com o intuito de se produzir juntas soldadas com zonas fundidas de diferentes composições químicas, além de dois diferentes valores de aporte térmico (4 e 8 kJ/cm) que foram usados para verificar a influência deste parâmetro na precipitação de fases deletérias indesejáveis. As amostras foram envelhecidas em dois diferentes períodos de tempo: 50 e 100 horas, em forno mufla à 700 ° C. Para analisar a microestrutura das juntas soldadas foi utilizado um Microscópio Ótico (MO) e um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). As propriedades mecânicas das juntas soldadas foram analisadas por meio de testes de tração e microdureza Vickers. Para avaliar a suscetibilidade das juntas soldadas ao trincamento por corrosão sob tensão, foi usado o método de teste sob carga constante seguido da caracterização microestrutural dos corpos de prova testados. A suscetibilidade à CST foi avaliada em termos do tempo para fratura. Os valores de microdureza encontrados nas juntas soldadas apresentaram uma boa correlação com a microestrutura e com os ensaios de tração. As juntas soldadas com o metal de adição AWS ER2209 apresentaram limites de escoamento e de resistência à tração superiores em relação às juntas soldadas com o metal de adição AWS ER317L. A condição de soldagem que apresentou juntas com maior resistência mecânica foi usando o eletrodo AWS ER2209 e energia de 4 kJ/cm. O tratamento térmico de envelhecimento (TTE) influenciou positivamente na resistência à CST. O eletrodo AWS ER2209 apresenta-se como o metal de adição mais indicado para uso nas soldas de reparo a serem realizadas em equipamentos da indústria de petróleo compostos de aço inoxidável austenítico AISI 317L e sujeitos à CST.

Palavras-chaves: Aço Inoxidável Austenítico AISI 317L. Soldagem de Aços Dissimilares. Tratamento Térmico de Envelhecimento. Corrosão Sob Tensão (CST).

Abstract

In this study, it was investigated the influence of welding parameters and the heat treatment time of aging on the mechanical properties and on the susceptibility to stress corrosion cracking (SSC) of austenitic stainless steel AISI 317L weldments in aqueous MgCl_2 (43%). Two types of filler metals (AWS ER317L AWS and ER2209) were used in order to produce welded joints with fusion zones of different chemical compositions, and two different heat input values (4 and 8 kJ/cm) were used to check the influence of this parameter in the precipitation of undesirable deleterious phases. The samples were thermally treated on two different periods: 50 and 100 hours in a muffle furnace at 700 ° C. To analyze the microstructure of welded joints, an Optical Microscope and Scanning Electron Microscope (SEM) were used. The weldments mechanical properties were analyzed through tensile and Vickers hardness tests. The susceptibility to stress corrosion cracking of weldments was evaluated by the constant load test method followed by microstructural characterization of the tested specimens. The susceptibility to SCC was assessed in terms of time to fracture. The microhardness values found in the weldments showed a good correlation with the microstructure and the tensile tests. Weldments with the filler metal AWS ER2209 had yield strength and tensile strength had considerably higher yield and tensile strength than joints welded with the filler of metal AWS ER317L. The welding parameters that presented higher mechanical strength was AWS ER2209 electrode and heat input of 4 kJ/cm. The aging heat treatment influenced positively in SCC resistance. The AWS ER2209 electrode is presented as the filler metal most suitable for use in the repair welds of austenitic stainless steel AISI 317L equipments used in oil compounds industry and subject to SCC.

Key-words: Stainless Steel AISI 317L. Dissimilar Weldments. Heat Treatment. Stress Corrosion Cracking (SCC)

Lista de ilustrações

Figura 1 – Pré-requisitos para a ocorrência da Corrosão Sob Tensão.	26
Figura 2 – Corrosão sob tensão em estado crítico de um tubo de aço inoxidável AISI 316Ti (TECHNOLOGIES, 2011).	27
Figura 3 – O efeito da tensão inicial sobre o tempo para fratura de um aço <i>maraging</i> em solução de NaCl 3,5% (COTTIS, 2000)	30
Figura 4 – Comportamento do tempo de fratura de alguns aços inoxidáveis em relação à tensão aplicada [Adaptado de (CRAMER; COVINO, 2003)] . .	30
Figura 5 – Comportamento da velocidade da trinca em relação à temperatura do meio corrosivo. Δ : Aço AISI 304 sensitizado; \circ : Aço AISI 304; \diamond : Aço AISI 304L. Em solução de NaCl 22% e $\sigma = 240$ Mpa (SPEIDEL, 1981).	33
Figura 6 – Efeito da temperatura sobre início do tempo de fratura por corrosão sob tensão em aços inoxidáveis (KIRK; BECK; FONTANA, 1959).	35
Figura 7 – Efeito do teor de Ni sobre a CST em ligas Fe-Cr-Ni expostas à solução de MgCl ₂ (42%) a 154° C (COPSON, 1959).	36
Figura 8 – Taxas de deformação em função da ductilidade de duas ligas em meio corrosivo e em meio inerte (CRAMER; COVINO, 2003).	39
Figura 9 – Ensaio sob deformação constante para um material em dois meio distintos, um inerte e um que causa CST (WOLYNEC, 1979).	40
Figura 10 – Gráfico do tempo para a fratura em função da tensão aplicada para CPs lisos em ensaios de corrosão sob tensão (CRAMER; COVINO, 2003). . .	41
Figura 11 – Diagrama de equilíbrio binário Fe-Cr (COLOMBIER, 1993)	44
Figura 12 – Curva de transformação isotérmica de precipitação em aço AISI 316. As curvas indicam o tempo necessário, a cada temperatura, para o início da precipitação da fase indicada (carbonetos ou sigma) (SILVA; MEI, 1988).	45
Figura 13 – Diagrama de fase Fe-Ni (LESLIE, 1991)(Adaptado)	46
Figura 14 – Diagrama de equilíbrio Cr-Ni (FOLKHARD, 1988)	47
Figura 15 – Tipos de diagramas de equilíbrio para os sistemas ferro-elementos de liga (SILVA; MEI, 1988)	49
Figura 16 – Influência do teor de cromo na taxa de corrosão atmosférica de uma liga ferro-cromo (SCHWEITZER, 1996).	50
Figura 17 – Diagrama de Schaeffler (SCHAEFFLER, 1949).	54
Figura 18 – Diagrama da série 300 dos aços inoxidáveis austeníticos (ARCELOR MITTAL INOX BRASIL, 2001).	56
Figura 19 – Taxa de corrosão de vários aços inoxidáveis a 20°C em meio de ácido sulfúrico desaerado (CRAMER; COVINO, 2003)	58

Figura 20	– Micrografia de uma solda de aço AISI 317L evidenciando a presença de ferrita-delta no centro das dendritas de austenita. Modo III de solidificação (NAGE et al., 2004).	59
Figura 21	– Micrografia do aço AISI 317L fundido evidenciando a presença de ferrita-delta no espaço interdendrítico. Modo II de solidificação (MATAYA et al., 2003).	60
Figura 22	– Amostra de aço inoxidável SAF 2205 solubilizada a 1150°C por uma hora, e resfriada em água. Ferrita (preta) e austenita (clara). Ataque: Behara modificado (MAGNABOSCO; SANTOS; MELO, 2009).	61
Figura 23	– Estrutura cristalina da fase σ onde em um sistema Fe-Cr, (a) “A” corresponde ao cromo e “B” corresponde ao ferro e (b) é a representação esquemática de um dos sítios tetraédricos presentes (JOUBERT, 2008).	64
Figura 24	– Diagrama ternário Fe-Cr-Ni (PADILHA et al., 2007).	66
Figura 25	– Precipitação da fase σ nos contornos de grão em uma amostra de aço inoxidável AISI 316L (MEV) (VILLANUEVA et al., 2006).	66
Figura 26	– Microestrutura da zona fundida do metal de solda do aço inoxidável AISI 317L, apresentando: 1) ferrita δ ; 2) Austenita γ ; 3) e 4) Precipitação da fase σ nos contornos de grão (MEV) (FARNESE et al., 2014).	67
Figura 27	– Distribuição percentual dos principais problemas causados por corrosão (ROBERGE, 2012)	71
Figura 28	– Velocidade de corrosão em função da concentração de agentes oxidantes para metais não passiváveis (CARBÓ, 2001).	72
Figura 29	– Velocidade de corrosão em função da concentração de agentes oxidantes para metais passiváveis (CARBÓ, 2001)	73
Figura 30	– Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70% (VIEIRA et al., 2006).	77
Figura 31	– Microestrutura do aço inoxidável AISI 444 soldado com o eletrodo AWS E309L mostrando as trincas de corrosão sob tensão na interface ZTA/ZF. Reagente: Vilellas (ANTUNES et al., 2013).	78
Figura 32	– Desenho esquemático da secção transversal de uma solda (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).	81
Figura 33	– Representação esquemática dos modos de solidificação em soldas de aços inoxidáveis austeníticos, mostrando as morfologias das fases (SUUTALA; TAKALO; MOISIO, 1979).	83
Figura 34	– Seção pseudobinária do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% de ferro (SHANKAR et al., 2003).	84
Figura 35	– Esquema do processo de soldagem GMAW (MODENESI et al., 2013).	88
Figura 36	– Ciclo de imposição de corrente no MIG Pulsado.	89

Figura 37	– Área delimitada por funções hiperbólicas, onde ocorre a formação de uma gota por pulso (UEGURI; HARA, 1985).	91
Figura 38	– Soldagem com arame tubular através de proteção gasosa (ORDÓÑEZ, 2004).	92
Figura 39	– Comparação entre (a) arame sólido do processo MIG/MAG e (b) eletrodo tubular.	93
Figura 40	– Diagrama de fases hipotético para uma liga de composição C_0 que pode ser endurecida por precipitação (CALLISTER, 2012).	95
Figura 41	– Gráfico esquemático da temperatura em função do tempo mostrando os tratamentos térmicos de solubilização e de envelhecimento (CALLISTER, 2012).	95
Figura 42	– Diagrama esquemático mostrando a resistência e a dureza como função do logaritmo do tempo de envelhecimento a uma temperatura constante (CALLISTER, 2012).	96
Figura 43	– Diagrama de precipitação isotérmica de fase sigma (tempo-temperatura-precipitação, TTP) para o aço UNS S31803 (MAGNABOSCO, 2005).	97
Figura 44	– Curva de dureza do aço 15-5PH em função da temperatura de precipitação para 2h de tratamento (BAJGUIRANI, 2002).	98
Figura 45	– Dimensões das chapas cortadas em milímetros.	104
Figura 46	– Perfil do chanfro usinado nas chapas de aço Inoxidável sutenítico AISI 317L.	104
Figura 47	– Equipamentos utilizados nas soldagens: (1) robô industrial com tocha e alimentador de arame-eletrodo, (2) fonte eletrônica multiprocesso, (3) Sistema de aquisição, (4) Medidor de Valim, (5) Mesa de trabalho.	105
Figura 48	– Geometria e dimensões dos corpos de prova (mm)	106
Figura 49	– Máquina utilizada para ensaios de tração.	108
Figura 50	– Esquema de medição de dureza Vickers.	109
Figura 51	– Microdurômetro usado nas medições.	109
Figura 52	– Dimensões das amostras em milímetros para ensaios metalográficos.	110
Figura 53	– Microscópio ótico e microprocessador de dados.	111
Figura 54	– Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG.	112
Figura 55	– Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). LPTS - Universidade Federal do Ceará - UFC.	112
Figura 56	– Ferritoscópio utilizado. LPTS - Universidade Federal do Ceará - UFC.	113
Figura 57	– Forno mufla usado nos tratamentos térmicos de envelhecimento.	113
Figura 58	– Banco de teste de corrosão sob tensão em funcionamento.	115
Figura 59	– Corpo de prova isolado.	115

Figura 60	–Microestrutura do metal base de aço AISI 317L. Ataque: Água Régia. .	118
Figura 61	–Microestrutura do metal base de aço AISI 317L. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Ataque: Água Régia.	119
Figura 62	–Espectro de análise EDS na região da matriz austenítica da amostra de aço AISI 317L no estado como recebido.	120
Figura 63	–Espectro de análise EDS na região das possíveis bandas de deformação da amostra de aço AISI 317L no estado como recebido.	120
Figura 64	–Microestrutura da zona termicamente afetada da junta soldada com o eletrodo SW ER317L e energia de 4 kJ/cm. Medida do tamanho da ZTA de alta temperatura. Ataque: Água Régia.	122
Figura 65	–Microestrutura da zona termicamente afetada da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L e energia de 8 kJ/cm. Medida do tamanho da ZTA de alta temperatura. Ataque: Água Régia.	123
Figura 66	–Microestrutura da zona termicamente afetada da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L e energia de 4 kJ/cm. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Ataque: Água Régia.	124
Figura 67	–Microestrutura da zona termicamente afetada da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L e energia de 8 kJ/cm. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Ataque: Água Régia.	124
Figura 68	–Microestrutura da zona fundida da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando energia de 4 kJ/cm. Ataque: Água Régia.	125
Figura 69	–Microestrutura da zona fundida da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando energia de 8 kJ/cm. Ataque: Água Régia.	126
Figura 70	–Micrografia das regiões onde foram coletadas as composição químicas das fases austenita e ferrita delta seguida dos seus respectivos espectros.	127
Figura 71	–Microestrutura do metal base de aço AISI 317L com 50 horas de TTE. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO ₃	129
Figura 72	–Microestrutura do metal base de aço AISI 317L com 100 horas de TTE. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO ₃	129
Figura 73	–Microestrutura da zona fundida com o eletrodo AWS ER317L usando energia de 8 kJ/cm com 50 horas de TTE. Destaque para as fases (1) γ , (2) σ e (3) χ . Sem ataque, MEV-BSE.	130
Figura 74	–Microestrutura da zona fundida com o eletrodo AWS ER317L usando energia de 8 kJ/cm com 100 horas de TTE. Destaque para as fases (1) γ , (2) χ , (3) σ e (4) γ secundária. Sem ataque, MEV-BSE	130
Figura 75	–Mapeamento em EDS da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L, soldado com 8 kJ/cm e tratados termicamente por 100 horas. A) Micrografia obtida no MEV-BSE; Concentração dos elementos B) Fe; C) Cr; D) Mo; E) Ni; F) Si.	133

Figura 76	–Microestrutura da zona termicamente afetada da junta soldada com o eletrodo AWS ER 2209 e energia de 4 kJ/cm. Ataque: Água Régia. . .	135
Figura 77	–Microestrutura da zona termicamente afetada da junta soldada com o eletrodo AWS ER 2209 e energia de 8 kJ/cm. Ataque: Água Régia. . .	135
Figura 78	–Microestrutura da zona fundida da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 usando energia de 4 kJ/cm. Destaque para os pontos (1) γ Alotriomórfica de contorno de grão, (2) γ de Widmansttäten, (3) γ Intragranular e (4) Ferrita. Ataque: Eletrolítico: solução aquosa de HNO ₃ (20%).	137
Figura 79	–Microestrutura da zona fundida da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 usando energia de 8 kJ/cm. Destaque para os pontos (1) γ Alotriomórfica de contorno de grão, (2) γ de Widmansttäten, (3) γ Intragranular e (4) Ferrita. Ataque: Eletrolítico: solução aquosa de HNO ₃ (20%).	138
Figura 80	–Micrografia das regiões onde foram coletadas as composições químicas das fases austenita e ferrita seguida dos seus respectivos espectros. MEV - EDS	140
Figura 81	–Microestrutura da zona fundida com o eletrodo AWS ER2209 usando energia de 8 kJ/cm com 50 horas de TTE. Destaque para as fases (1) γ , (2) σ e (3) χ . Sem ataque, MEV-BSE.	141
Figura 82	–Microestrutura da zona fundida com o eletrodo AWS ER2209 usando energia de 8 kJ/cm com 100 horas de TTE. Destaque para as fases (1) γ , (2) σ e (3) χ . Sem ataque, MEV-BSE	142
Figura 83	–Mapeamento em EDS da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L, soldado com 8 kJ/cm e tratados termicamente por 100 horas. A) Micrografia obtida no MEV-BSE; Concentração dos elementos B) Fe; C) Cr; D) Mo; E) Ni; F) Si.	144
Figura 84	–Ensaio de tração mecânica realizados nas juntas soldadas com os metais de adição AWS ER317L sem TTE.	146
Figura 85	–Ensaio de tração mecânica realizados nas juntas soldadas com os metais de adição AWS ER317L sujeitos ao TTE por A) 50 horas e B) 100 horas.	148
Figura 86	–Variação da tensão de escoamento das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L em todas as condições de TTE.	149
Figura 87	–Ensaio de tração mecânica realizados nas juntas soldadas com os metais de adição AWS ER2209 sem TTE.	150
Figura 88	–Ensaio de tração mecânica realizados nas juntas soldadas com os metais de adição AWS ER2209 sujeitos ao TTE por A) 50 horas e B) 100 horas.	152
Figura 89	–Variação da tensão de escoamento das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 em todas as condições de TTE.	153

Figura 90	– Perfil de dureza do Aço AISI 317L soldado com o eletrodo AWS ER317L usando energias de 4 e 8 kJ/cm, sem TTE.	154
Figura 91	– Perfil de dureza do Aço AISI 317L soldado com o eletrodo AWS ER317L usando energias de 4 e 8 kJ/cm e tratado termicamente por 50 e 100 horas.	156
Figura 92	– Perfil de dureza do Aço AISI 317L soldado com o eletrodo AWS ER2209 usando energias de 4 e 8 kJ/cm, sem TTE.	158
Figura 93	– Perfil de dureza do Aço AISI 317L soldado com o eletrodo AWS ER2209 usando energias de 4 e 8 kJ/cm e tratado termicamente por 50 e 100 horas.	159
Figura 94	– Impressões de microdureza na austenita e sigma (região indicada) em aço 18-8 Mo atacado com ácidos pícrico e clorídrico em álcool.	160
Figura 95	– Tamanhos das ZTA de alta temperatura de todas as juntas soldadas sem TTE.	161
Figura 96	– Teor de ferrita para as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L e AWS ER2209 antes do TTE.	162
Figura 97	– Teor da fase austenita e da fase σ para as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L e AWS ER2209 tratados termicamente por 50 e 100 horas.	163
Figura 98	– Teor da fase χ para as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L e AWS ER2209 tratados termicamente por 50 e 100 horas.	163
Figura 99	– Comparação das médias da Tensão de escoamento para todas as condições de soldagem e de TTE.	164
Figura 100	– Comparação das médias do limite de resistência a tração para todas as condições de soldagem e de TTE.	165
Figura 101	– Comparação do alongamento para todas as condições de soldagem e de TTE.	165
Figura 102	– Comparação da microdureza na zona fundida para todas as condições de soldagem e de TTE.	166
Figura 103	– Tempo para fratura das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L nos testes de CST.	171
Figura 104	– Tempo para fratura das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 nos testes de CST.	172
Figura 105	– Tempo para fratura das juntas soldadas com os eletrodos AWS ER317L e AWS ER2209 nos testes de CST.	173
Figura 106	– Comparação da resistência à corrosão sob tensão entre aços duplex não soldados e aços inoxidáveis austeníticos em testes laboratoriais acelerados (IMOA, 2009).	174

Figura 107 – Resistência à corrosão sob tensão de aços inoxidáveis austeníticos (recozidos) e Duplex em ensaio de evaporação de gotas para soluções de NaCl à 120 °C. A tensão que causou a trinca é mostrada como porcentagem da tensão de escoamento (IMOA, 2009).	175
Figura 108 – Trincas de CST na região da ZTA da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando 4 kJ/cm sem TTE. MEV. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO ₃	177
Figura 109 – Trincas de CST na região da ZF da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando 8 kJ/cm sem TTE. MEV. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO ₃	177
Figura 110 – Trincas de CST na região do MB e da ZF da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando 8 kJ/cm sem TTE. MEV. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO ₃	178
Figura 111 – Trinca de CST na região da ZTA da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 usando 4 kJ/cm sem TTE. Microscopia ótica. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO ₃	179
Figura 112 – Trinca de CST na região da ZF da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 usando 8 kJ/cm sem TTE. Microscopia Ótica. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO ₃	180
Figura 113 – Trinca de CST na região da ZF da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 usando 8 kJ/cm sem TTE. MEV. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO ₃	181

Lista de tabelas

Tabela 1 – Principais meios que causam corrosão sob tensão em alguns metais e suas ligas (BARBOSA, 1995).	32
Tabela 2 – Classes das ligas e nomenclatura dos aços inoxidáveis mais comuns (MORE, 2010).	43
Tabela 3 – Principais elementos de liga estabilizadores da austenita e respectivos efeitos (LEFFLER, 1998; AWS, 1982; CUNAT, 2004; MAALEKIAN, 2007).	52
Tabela 4 – Principais elementos de liga estabilizadores da ferrita e respectivos efeitos (LEFFLER, 1998; AWS, 1982; CUNAT, 2004; MAALEKIAN, 2007).	53
Tabela 5 – Propriedades mecânicas do aço inoxidável AISI 317L (CRAMER; COVINO, 2003).	57
Tabela 6 – Composição (% massa) dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 316, AISI 316L, AISI 317 e AISI 317L (CRAMER; COVINO, 2003).	57
Tabela 7 – Corrosão sob tensão de alguns aços inoxidáveis (DAVIS, 1995).	74
Tabela 8 – Composição química nominal do aço inoxidável austenítico AISI 317L.	102
Tabela 9 – Composição química nominal dos eletrodo AWS ER317L e AWS ER2209.	103
Tabela 10 – Parâmetros de soldagem adotados.	107
Tabela 11 – Identificação dos corpos de prova em função do metal de adição, a energia de soldagem, do tempo de envelhecimento e do tipo de ensaio.	107
Tabela 12 – Tamanho médio da ZTA de alta temperatura das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L.	121
Tabela 13 – Quatificação da ferrita delta na ZF com o eletrodo AWS ER317L	126
Tabela 14 – Médias dos valores de cada elemento encontrados nas fases austenita e ferrita δ em função da Energia de Soldagem	128
Tabela 15 – Quantificação da fase σ no MB tratado termicamente	128
Tabela 16 – Composição química das fases γ , σ e χ na ZF com o eletrodo AWS ER317L usando 8 kJ/cm e 100 h de TTE.	129
Tabela 17 – γ , σ e χ na ZF com o eletrodo AWS ER317L	131
Tabela 18 – Tamanho médio da zona termicamente afetada das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209.	134
Tabela 19 – Quatificação da ferrita na ZF com o eletrodo AWS ER2209	139
Tabela 20 – Médias dos valores de cada elemento encontrados nas fases austenita e ferrita em função da Energia de Soldagem.	140

Tabela 21	– Composição química das fases γ , σ e χ na ZF com o eletrodo AWS ER2209	141
Tabela 22	– Quantificação das fases γ , σ e χ na ZF com o eletrodo AWS ER2209	143
Tabela 23	– Relação das propriedades mecânicas obtidas nos testes de tração para os corpos de prova sem TTE.	147
Tabela 24	– Relação das propriedades mecânicas obtidas nos testes de tração para os corpos de prova tratados termicamente por 50 e 100 horas.	149
Tabela 25	– Relação das propriedades mecânicas obtidas nos testes de tração para os corpos de prova soldados com o AWS ER2209 sem TTE.	151
Tabela 26	– Relação das propriedades mecânicas obtidas nos testes de tração para os corpos de prova soldados com o AWS ER2209 e tratados termicamente por 50 e 100 horas.	153
Tabela 27	– Resultados dos testes de CST para os CPs sem solda compostos do aço inoxidável AISI 317L.	168
Tabela 28	– Resultados dos testes de CST para os CPs soldados com o eletrodo AWS ER317L.	169
Tabela 29	– Resultados dos testes de CST para os CPs soldados com o eletrodo AWS ER2209.	171

Lista de abreviaturas e siglas

a	Tamanho atômico (m);
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
CP	Corpo-de-prova
CPs	Corpos-de-prova
CST	Corrosão sob Tensão
D_s	Coeficiente de difusão superficial (m^2/s)
e	Espessura das chapas (mm)
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva (Energy Dispersive Spectroscopy)
ENGESOLDA	Laboratório de Engenharia de Soldagem
ER	Eletrodo Revestido
IEM	Instituto de Engenharia Mecânica
K	Constante de Boltzman ($k = 1,38 \cdot 10^{-23} m^2 \cdot kg/s \cdot K$)
K_{IC}	Fator de intensidade de tensão crítica ($MPa\sqrt{m}$)
K_{ICST}	Fator de intensidade de tensão no Vértice da trinca a partir da qual ocorre propagação de trinca por CST ($MPa\sqrt{m}$)
L	Distância de difusão de uma vacância (m)
MB	Metal Base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG	Metal Inert Gas
MO	Microscópio Óptico
R	Constantes dos gases ($R = 1.987 cal/mol \cdot K$)

T	Temperatura absoluta (K)
TF	Tempo para Fratura
TTE	Tratamento Térmico de Envelhecimento
t_{cp}	Tempo de propagação da trinca
t_f	Tempo para fratura
t_{in}	Tempo para iniciar trinca
T_m	Ponto de fusão na absorção superficial das impurezas (K)
UFC	Universidade Federal do Ceará
UFOP	Universidade Federal de Ouro Preto
UNIFEI	Universidade Federal de Itajubá
UNS	Unified Numbering System
V_p	Velocidade da fratura (m/s)
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada
σ	Tensão superficial elástica na ponta da trinca (N/m ²)
σ_{th}	Tensão Limiar (mínima para ocorrer trinca)

Sumário

I	Introdução	22
II	Revisão Bibliográfica	25
1	Corrosão Sob Tensão	26
1.1	Características da Corrosão Sob Tensão	28
1.2	Efeito da Tensão	29
1.3	Efeito do Meio Corrosivo	31
1.3.1	Efeito da Temperatura do Meio Corrosivo	32
1.4	Aspectos Metalúrgicos da Corrosão Sob Tensão	35
1.5	Métodos de Ensaios	37
1.5.1	Teste com Baixa Taxa de Deformação - SSRT	38
1.5.2	Teste Sob Velocidade de Deformação Constante - CRST	39
1.5.3	Teste com Carregamento Constante	40
1.6	Preparação dos Corpos de Prova	41
2	Aços Inoxidáveis	43
2.1	Diagramas de Equilíbrio	44
2.2	Elementos de Liga	48
2.3	Diagrama de Schaeffler	53
2.4	Aços Inoxidáveis Austeníticos	55
2.4.1	Aço Inoxidável AISI 317L	56
2.5	Aços Inoxidáveis Duplex	59
2.6	Sensitização dos Aços Inoxidáveis	62
2.7	Formação de Fases Deletérias	63
2.7.1	Precipitação da Fase Sigma	63
2.7.1.1	Precipitação da Fase Sigma nos Aços Inoxidáveis Duplex	64
2.7.1.2	Precipitação da Fase Sigma nos Aços Inoxidáveis Austeníticos	65
2.7.2	Precipitação da Fase χ	68
2.7.3	Precipitação da Fase Laves	68
2.7.4	Precipitação de Carbonetos ($M_{23}C_6$)	69
2.7.5	Precipitação de Nitretos (MN e M2N)	69
2.8	Corrosão nos Aços Inoxidáveis	70
2.8.1	Corrosão Sob Tensão nos Aços Inoxidáveis	72
2.9	Metalurgia da Soldagem dos Aços Inoxidáveis	75
2.9.1	Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis	75

2.9.2	Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Austeníticos	75
2.9.3	Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Duplex	79
2.9.4	Zona Termicamente Afetada (ZTA)	80
2.9.5	Zona Fundida (ZF)	82
2.9.6	Soldagem Dissimilar	85
3	Processos de Soldagem	87
3.1	Processo GMAW (MIG/MAG)	87
3.2	Processo GMAW (MIG/MAG) com corrente pulsada	88
3.3	Processo Arame Tubular	92
4	Tratamento Térmico de Envelhecimento - TTE	94
4.1	Efeito da Temperatura e do Tempo de Envelhecimento	94
4.2	Efeito do Envelhecimento sobre a Resistência à Corrosão	99
	III MATERIAIS E MÉTODOS	101
5	Materiais	102
5.1	Metal Base	102
5.2	Metais de Adição	102
6	Métodos	104
6.1	Preparação dos Corpos de Prova	104
6.2	Ensaio Mecânicos e Análise Metalográfica	108
6.2.1	Ensaio de Tração	108
6.2.2	Ensaio de Microdureza Vickers	109
6.2.3	Análise Metalográfica	110
6.3	Tratamento Térmico de Envelhecimento - TTE	111
6.4	Ensaio de Corrosão Sob Tensão	114
6.4.1	Solução de Ataque	114
6.4.2	Dispositivo de Ensaio de Corrosão sob Tensão	114
6.4.3	Procedimento de Ensaio	114
6.5	Inspecção Visual	116
	IV RESULTADOS E DISCUSSÃO	117
7	Caracterização Microestrutural	118
7.1	Metal Base - AISI 317L	118
7.2	Soldagem Similar - AWS ER317L	121
7.2.1	Juntas Soldadas sem Tratamento Térmico de Envelhecimento	121

7.2.2	Juntas Soldadas com Tratamento Térmico de Envelhecimento . . .	128
7.3	Soldagem Dissimilar - AWS ER2209	134
7.3.1	Juntas Soldadas sem Tratamento Térmico de Envelhecimento . . .	134
7.3.2	Juntas Soldadas com Tratamento Térmico de Envelhecimento . . .	140
8	Ensaio de Tração	146
8.1	Soldagem Similar - AWS ER317L	146
8.2	Soldagem Dissimilar - AWS ER2209	150
9	Ensaio de Microdureza	154
9.1	Soldagem Similar - AWS ER317L	154
9.2	Soldagem Dissimilar - AWS ER2209	157
10	Soldagem Similar x Soldagem Dissimilar	161
10.1	Características Microestruturais	161
10.2	Propriedades Mecânicas	164
11	Ensaio de Corrosão Sob Tensão	168
11.1	Caracterização Microestrutural dos Testes de CST	176
11.1.1	Soldagem Similar - AWS ER317L	176
11.1.2	Soldagem Dissimilar - AWS ER2209	179
12	Conclusão	182
	Referências	185

Parte I

Introdução

Os problemas de corrosão são frequentes e ocorrem nas mais variadas atividades industriais. A necessidade de redução de custos e aumento da vida útil de componentes estruturais tem dado impulso às pesquisas básicas e aplicadas neste campo, tratando ou modificando os materiais para melhorar seu desempenho principalmente sob o aspecto de corrosão (GENTIL, 2011).

O estudo da suscetibilidade à corrosão sob tensão (CST) de um determinado material, em um determinado meio corrosivo específico, tem tido grande ênfase nos últimos anos. Particularmente, pela sua importância e grande aplicação industrial, o estudo do fenômeno da CST nos aços inoxidáveis tem sido extremamente explorado, principalmente em soluções aquosas cloretadas: como a água marinha e em meios contendo ácidos naftênicos frequentemente encontrados no processamento de petróleo ácidos (WU et al., 2004; SLAVCHEVA; SHONE; TURNBULL, 1999).

Os aços inoxidáveis austeníticos constituem a maior família dos aços inoxidáveis em termos de número de ligas e utilização. Sua composição básica se resume a Fe-Cr-Ni, e o nome que lhes foi atribuído se deve a sua estrutura austenítica a temperatura ambiente, ou seja, cúbica de face centrada (CFC). Estes aços não podem ser endurecidos por tratamento térmico, são não-magnéticos, apresentam ótimas condições de estampabilidade e soldabilidade, e são muito suscetíveis ao fenômeno de CST (PINTO, 2006; SEDRIKS, 1996; BOTTON, 2008).

O aço inoxidável austenítico AISI 317L tem como principal característica a adição superior de molibdênio em sua composição química, o que garante o aumento da resistência ao ataque químico quando comparado aos aços austeníticos cromo-níquel-molibdênio do tipo AISI 316L. Este aço possui aproximadamente 1% a mais de cromo, níquel e molibdênio, quando comparado ao aço austenítico AISI 316L. O aço inoxidável AISI 317L oferece ainda melhores características de fluência e resistência mecânica a elevadas temperaturas quando comparados aos aços inoxidáveis convencionais, além de garantir uma significativa resistência à sensitização durante soldagem ou quando aplicados a processos térmicos devido ao baixo carbono em sua composição química. A combinação de molibdênio e nitrogênio da composição química desse aço é particularmente efetiva em aumentar a resistência à corrosão por pites e por frestas, especialmente em meios ácidos contendo cloretos e compostos de enxofre a elevadas temperaturas. Além disso, o nitrogênio também contribui para o aumento da resistência mecânica da liga.

Segundo a Petro & Química (2006), o aço inoxidável AISI 317L é um dos aços apontados como os de melhor desempenho em aplicações nas unidades de refino de petróleo por apresentar uma excelente resistência à corrosão, além de boas propriedades mecânicas. Devido aos altos teores de ácidos naftênicos existentes no petróleo brasileiro e a ação corrosiva destes nos equipamentos, tornou-se necessário a aplicação, por meio de soldagem, de um revestimento anticorrosivo com chapas de aço inoxidável AISI 317L nas torres de

processamento de óleo pesado, de modo a torná-las resistentes à ação destes ácidos. A resistência à corrosão deste aço se dá principalmente devido à presença do Mo em teor suficiente para aumentar a resistência ao ataque dos ácidos naftênicos.

Uma das grandes dificuldades enfrentadas nesta aplicação é desenvolver um processo de soldagem que ofereça a produtividade esperada e garanta na região de soldagem uma microestrutura estável onde prevaleçam as mesmas propriedades químicas e mecânicas do material básico. É importante considerar que apesar de sua ampla utilização, os processos de soldagem afetam mecânica, térmica e metalurgicamente a solda e a zona termicamente afetada (ZTA). Desta forma, podem ocorrer nestes locais alterações de microestrutura e de composição química, o aparecimento de um elevado nível de tensões residuais, a degradação de propriedades e a formação de descontinuidades. Neste sentido, é de suma importância conhecer os aspectos metalúrgicos do processo de soldagem tal como a relação entre a microestrutura e as propriedades químicas/mecânicas para que se possa realizar a escolha correta dos parâmetros e materiais a serem usados no processo.

Um estudo nesta área de atuação é de indiscutível importância para o setor de petróleo e gás e mais especificamente para instalações “offshore”, dada a grande agressividade do meio marinho e a exposição de equipamentos a petróleos com alta acidez. Neste contexto, o presente trabalho tem como objetivo estudar o efeito dos parâmetros de soldagem e do tempo de Tratamento Térmico de Envelhecimento (TTE) na suscetibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas do aço inoxidável austenítico AISI 317L.

O presente trabalho iniciou-se com uma fundamentação teórica, a qual foi apresentada no decorrer dos capítulos 1 a 4. Foram abordados os fundamentos e características do fenômeno da corrosão sob tensão. Na sequência foi feita uma revisão sobre os principais métodos de ensaios de CST e uma abordagem sobre os aços inoxidáveis de uma maneira geral, mostrando características de composição química e soldabilidade. Finalmente, apresentou-se uma breve descrição dos processos de soldagem e de tratamento térmico usados e suas características físicas.

Nos capítulos 5 e 6 foram apresentados os materiais e métodos utilizados para o desenvolvimento deste trabalho. Nos capítulos 7 a 11 foram mostrados os resultados obtidos e foi apresentada uma discussão dos mesmos. Posteriormente são apresentadas as conclusões das análises e observações feitas durante o desenvolvimento da pesquisa e algumas sugestões para trabalhos futuros seguidas do referencial bibliográfico.

Parte II

Revisão Bibliográfica

1 Corrosão Sob Tensão

No início do século XX, o estudo da fratura de materiais metálicos sugeriu uma relação entre tensão e corrosão. A fratura de estojos de munição foi um grande problema que exigiu um meticuloso estudo da situação. Desde então, centenas de ocorrências foram registradas: aos casos clássicos de quebra de peças de latão, de aço inoxidável e fratura de tubos de caldeiras, vieram-se juntar, recentemente, casos de fratura de componentes de aviões e reatores nucleares, que representam a extensão dos danos materiais e questões de segurança que o problema envolve. Quando ocorre uma associação entre meio corrosivo e solicitações mecânicas, alguns materiais (principalmente os metais) podem sofrer um processo corrosivo acelerado, mesmo sem perda acentuada de massa, gerando a ocorrência de fraturas e geralmente falha do equipamento de forma súbita (PINTO, 2006).

Segundo Callister (2012), o resultado da combinação de uma tensão de tração aplicada, de um ambiente corrosivo e de um material suscetível, pode ser o surgimento de um tipo de corrosão denominado Corrosão Sob Tensão (CST), conforme a Figura 1.

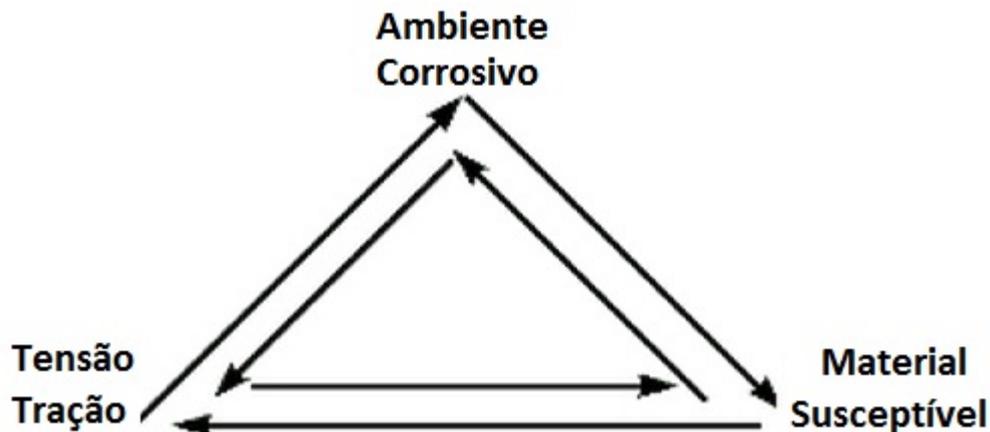


Figura 1: Pré-requisitos para a ocorrência da Corrosão Sob Tensão.

Alguns materiais são virtualmente inertes em um meio particularmente corrosivo, porém se tornam suscetíveis a essa forma de corrosão quando uma tensão é aplicada. Pequenas trincas se formam e então se propagam em uma direção perpendicular à tensão (GENTIL, 2011).

De acordo com Revie e Ulig (2008), a corrosão sob tensão é um tipo de falha que ocorre quando um material é simultaneamente tensionado e exposto a um meio corrosivo. A tensão-tração no processo de corrosão sob tensão pode ser residual, aplicada, ou apresentar-se nas duas formas. A tensão residual resulta do processo de fabricação, tal como deformação e soldagem, já a tensão-tração aplicada está relacionada com esforços

mecânicos.

Durante a corrosão sob tensão, o metal ou a liga praticamente não é atacado em sua superfície, porém ocorre a formação de pequenas trincas no interior do material. Este fenômeno de surgimento de trinca tem sérias consequências considerando que este pode ocorrer em tensões encontradas dentro da escala de tensão típica de projeto (FONTANA; GREENE, 1986).

Segundo (FONTANA; GREENE, 1986), a corrosão sob tensão começou a ser estudada a partir de dois casos clássicos: o “season cracking” do latão, e o “caustic embrittlement” do aço, onde ambos os termos obsoletos descrevem as condições ambientais presentes que levaram a corrosão sob tensão. “Season cracking” refere-se à fratura por corrosão sob tensão de cartuchos de latão durante tempos de chuvas intensas. Já o “caustic embrittlement” veio do exame de explosões de caldeiras rebitadas de locomotivas a vapor, que ocorriam porque as operações de rebatamento eram feitas a frio, o que geravam tensões residuais nos buracos dos rebites quando ocorriam variações na temperatura, acarretando o surgimento de trincas por corrosão sob tensão. A expressão “caustic embrittlement” é devido ao acúmulo de hidróxido de sódio nas áreas examinadas após os acidentes.

Na Figura 2 está apresentada uma manifestação do fenômeno da corrosão sob tensão em um tubo de aço inoxidável austenítico AISI 316Ti responsável pelo transporte de gases a altas temperaturas.



Figura 2: Corrosão sob tensão em estado crítico de um tubo de aço inoxidável AISI 316Ti (TECHNOLOGIES, 2011).

1.1 Características da Corrosão Sob Tensão

A corrosão sob tensão é um processo destrutivo que se manifesta através do trinca-mento de um material. Este tipo de corrosão não é facilmente detectável, mesmo que esteja em estado avançado, podendo originar falhas catastróficas em equipamentos pressurizados. As características fundamentais da CST que permitem distingui-la dos demais processos corrosivos estão a seguir relacionadas (WOLYNEC, 1979):

1. As soluções aquecidas neutras ou ácidas contendo cloreto, ácido politiônico, ambientes cáusticos e meios contendo H_2S , são os principais meios onde a corrosão sob tensão ocorre (SEDRIKS, 1996);
2. A fratura devido à corrosão sob tensão ocorre em um plano perpendicular à tensão-tração principal a que o material está submetido;
3. Quanto mais puro o metal, mais imune à corrosão sob tensão é o material;
4. As trincas por corrosão sob tensão podem ser intergranulares e/ou transgranulares, dependendo do material e do meio (SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2007);
5. Mesmo os metais com comportamento dúctil apresentam uma fratura macroscopicamente frágil por corrosão sob tensão;
6. Os elementos responsáveis pela corrosão sob tensão, em geral, não precisam estar em grandes concentrações;
7. A CST envolve três estágios: o primeiro consiste em um ataque corrosivo lento e que ocasiona as concentrações de tensão; o segundo corresponde ao crescimento lento da trinca, a partir dos danos causados pela corrosão do primeiro estágio; e no terceiro estágio há continuidade da propagação da trinca unicamente pela ação da tensão de tração, devido à redução de espessura do componente (SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2007);
8. As fraturas podem ser simples ou ramificadas;
9. As trincas por CST se propagam a uma taxa relativamente lenta que varia de 10^{-9} a 10^{-6} m/s (CRAMER; COVINO, 2003);
10. A combinação de ligas e meios agressivos que leva a fraturas mais severas são usualmente aquelas em que a liga não é inerte ao meio (LATANISION; STAEHLE, 1969);
11. Existe uma grande gama de suscetibilidade entre variações de ligas e meios agressivos (KERNES; WANG; STAEHLE, 1973);
12. Podem ocorrer em tensões menores que as requeridas para tensões de ruptura.

1.2 Efeito da Tensão

Para que um material se submeta ao fenômeno da corrosão sob tensão é necessário que o mesmo esteja sujeito a algum tipo de tensão, onde naturalmente considera-se a existência de um limiar abaixo do qual o fenômeno não ocorre (na pior das hipóteses a taxa de crescimento da trinca vai tornar-se tão baixa que a falha não irá ocorrer em tempos realistas) (COTTIS, 2000).

Os critérios para essas tensões são simplesmente que elas sejam tensões de tração e que tenham uma magnitude suficiente. Estas tensões podem ser de diferentes fontes: aplicada, residual, térmica, ou de soldagem (FONTANA; GREENE, 1986).

A tensão mínima necessária para provocar uma trinca por corrosão sob tensão é normalmente conhecida como “tensão crítica”, sendo que abaixo dela a trinca geralmente não se propaga. Esta tensão é dependente da temperatura, composição da liga e da composição do meio, podendo variar de 10 a 70% da tensão de escoamento do material conforme estes parâmetros (REVIE; ULIG, 2008).

De acordo com Fontana e Greene (1986), aumentando-se a tensão-tração, o tempo gasto para que o material sofra uma fratura macroscópica diminui, e para cada combinação “liga – meio corrosivo” existe uma tensão mínima ou limiar para o surgimento da trinca.

A Figura 3 mostra o tempo para fratura de um aço *maraging* em solução salina. Estes aços compõem uma classe especial de aços baixo carbono de ultra alta resistência. Sua alta resistência não envolve reações com o carbono mas sim a precipitação de compostos intermetálicos. O principal elemento de liga é o níquel de 15 a 25% (DEGARMO; BLACK; KOHSER, 2008). Alguns cuidados devem ser tomados na utilização da tensão crítica.

De acordo com Cottis (2000), componentes reais normalmente contêm defeitos e detalhes de projeto, tais como entalhes, mudanças bruscas de secção, soldas, pites de corrosão, etc., o que irá produzir uma concentração de tensões, permitindo assim que a tensão crítica seja excedida localmente, mesmo que a tensão nominal possa estar bem abaixo do limiar. Além disso, as tensões residuais produzidas por soldagem ou alguma deformação estão frequentemente próximas da tensão de escoamento.

A suscetibilidade à fratura (time to fracture) em relação à tensão aplicada foi avaliada para vários aços inoxidáveis em solução de cloreto de magnésio em temperatura de ebulição (CRAMER; COVINO, 2003). A Figura 4 mostra os resultados obtidos.

Foi representado o tempo de fratura em função da tensão aplicada para alguns aços inoxidáveis, no qual se verifica que com o aumento da tensão aplicada ocorre uma diminuição no tempo de fratura.

Durante algumas décadas a necessidade de uma tensão mínima girando em torno de 140 MPa para originar a fratura em arames de aço inoxidável foi bem aceitável, até

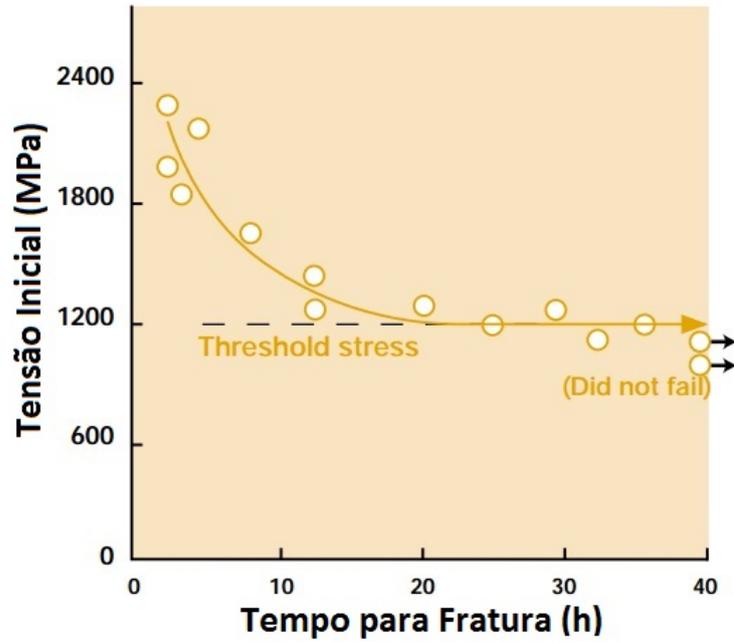


Figura 3: O efeito da tensão inicial sobre o tempo para fratura de um aço *maraging* em solução de NaCl 3,5% (COTTIS, 2000)

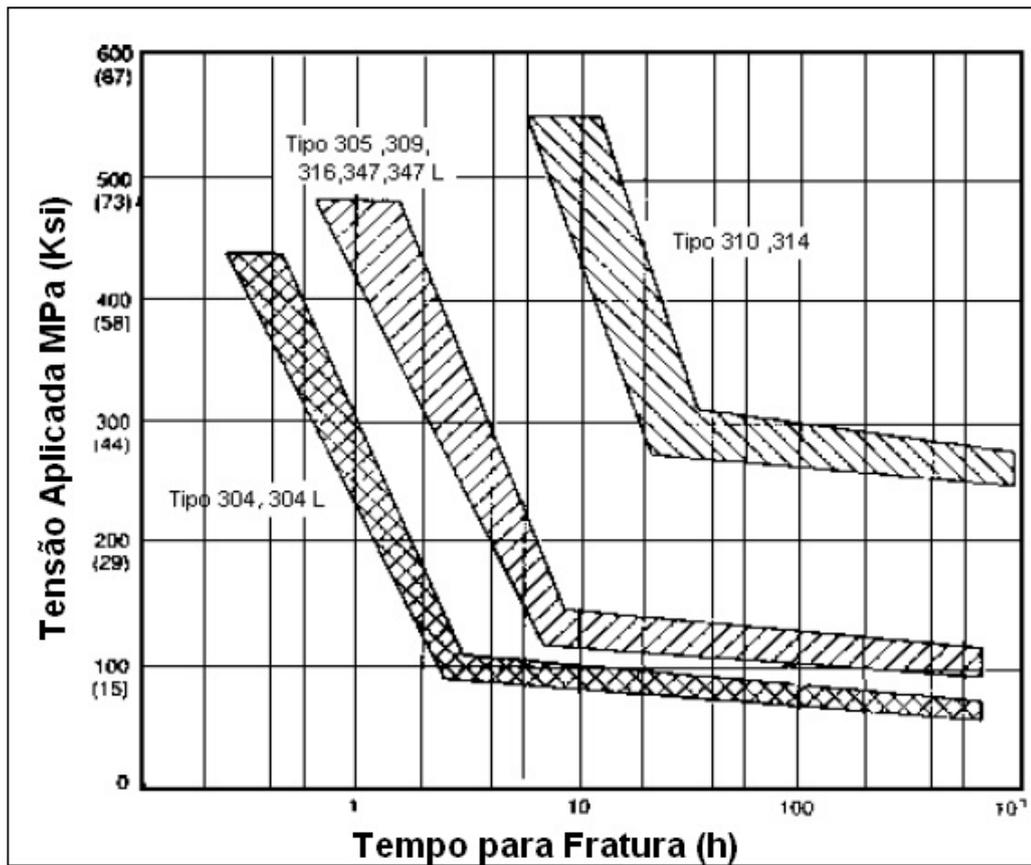


Figura 4: Comportamento do tempo de fratura de alguns aços inoxidáveis em relação à tensão aplicada [Adaptado de (CRAMER; COVINO, 2003)]

que Krafft et al. (1965) concluiu que esta tensão mínima depende das tensões residuais existentes, e a densidade de trinca é proporcional ao valor da tensão aplicada.

O parâmetro tempo na corrosão sob tensão é de muita importância, uma vez que os principais danos físicos do processo ocorrem na fase posterior. Como as trincas da CST penetram no material, a área da seção transversal é reduzida e os resultados finais da falha são totalmente causados pela ação mecânica (FONTANA; GREENE, 1986).

1.3 Efeito do Meio Corrosivo

De acordo com Cramer e Covino (2003), os principais problemas de corrosão estão associados aos seguintes meios corrosivos:

1. Aquosos: que são responsáveis pela maior parte dos problemas de corrosão e que incluem águas naturais ou tratadas, chuva, atmosfera úmida, além das milhares de soluções aquosas nos processos industriais;
2. Metais líquidos e sais fundidos;
3. Gases (Normalmente em elevadas temperaturas).

Segundo Brasil (2003), a corrosão sob tensão é usualmente associada a soluções aquosas, mas não se deve tomar isso como base, pois pode ocorrer em líquidos contendo sais fundidos, gases e líquidos não aquosos orgânicos e inorgânicos. Como exemplo, os aços inoxidáveis são suscetíveis à CST na presença de soluções cáusticas.

Nos aços inoxidáveis, os casos mais comuns nos quais ocorre a corrosão sob tensão, são os meios contendo cloretos, sendo necessário um estudo aprofundado sobre a influência deste íon (cloreto) em relação à estas ligas. O íon cloreto está contido em diversos meios como água do mar, atmosfera marinha, águas de rios, suor das mãos, dejetos humanos, comidas salgadas, ácido clorídrico (HCl), entre outros componentes que contêm cloro (BRASIL, 2003).

Os principais meios que causam a corrosão sob tensão nos metais e em suas ligas estão apresentados na Tabela 1.

A corrosão sob tensão apenas ocorrerá nos casos em que o meio promove uma reação eletroquímica específica numa determinada região da superfície do metal em condições de formar trincas. Além disso, a concentração dos reagentes e características físicas do meio, como temperatura e pressão, também podem influenciar o processo (WOLYNEC, 1979).

De acordo com Barbosa (1995), em alguns casos, para haver ocorrência da corrosão sob tensão, além da presença do agente causador da CST, é essencial a presença de outro elemento que aparentemente age como catalisador.

Tabela 1: Principais meios que causam corrosão sob tensão em alguns metais e suas ligas (BARBOSA, 1995).

MATERIAL	MEIO
Ligas de Al	Solução de NaCl – H ₂ O ₂ / Solução de NaCl / Água do Mar / Ar / Água
Ligas de Cu	Solução de Amônia / Vapor de Amônia / Ar / Vapor D'água
Ligas de Au	Solução de FeCl ₃ / Solução Salina - Ácido Acético
Inconel	Solução de Soda Cáustica
Chumbo	Solução de Acetato de Chumbo
Níquel	Soda Cáustica Fundida
Magnésio	Solução de KHF ₂
Ligas Mg – Al	Água destilada / Solução HNO ₃ - NaOH - HF
Ligas Mg-Al-Zn-Mn	Atmosfera Marinha / Ar úmido + SO ₂ + CO ₂ / Solução de NaCl + H ₂ O ₂
Aços comuns	Solução de NaOH / Solução NaOH-Na ₂ SiO ₂ / Solução de Nitrato Na e Ca / Solução de HCN / Solução Ácida de H ₂ S/ Água do Mar / Ligas Na-Pb
Aços Inox	Solução NaOH- H ₂ S / Água Cloretada de Vapores Condensados / Água do Mar / H ₂ S / Soluções Ácidas de MgCl ₂ e BaCl ₂
Ligas de Ti	NaCl Fundido / N ₂ O ₄ Líquido / Metano e outros líquidos orgânicos / Vapores de HNO ₃ / Cl ₂ úmido
Zircônio	Solução de FeCl ₃

Em alguns aços inoxidáveis, a presença de oxidantes frequentemente tem uma nítida influência sobre a tendência à fratura.

De acordo com Williams (1957), a presença do oxigênio ou de outras espécies oxidantes dissolvidas em soluções de cloretos é crítica para a falha de aços inoxidáveis austeníticos, mas se o oxigênio for removido, provavelmente a falha pode ser amenizada.

1.3.1 Efeito da Temperatura do Meio Corrosivo

A temperatura do meio corrosivo é um fator de muita importância no estudo da corrosão sob tensão de aços inoxidáveis, uma vez que determinados metais e ligas somente sofrem CST em certo meio, se a temperatura do mesmo ultrapassa um determinado valor (LOGAN, 1990).

Na literatura, alguns documentos citam que a temperatura afeta diretamente a CST nos aços inoxidáveis austeníticos, onde a velocidade da fratura aumenta com o aumento da temperatura. Speidel (1981) reportou uma série de medidas de velocidade da trinca para o aço inoxidável austenítico AISI 304 na presença de cloretos para várias temperaturas, como mostra a Figura 5.

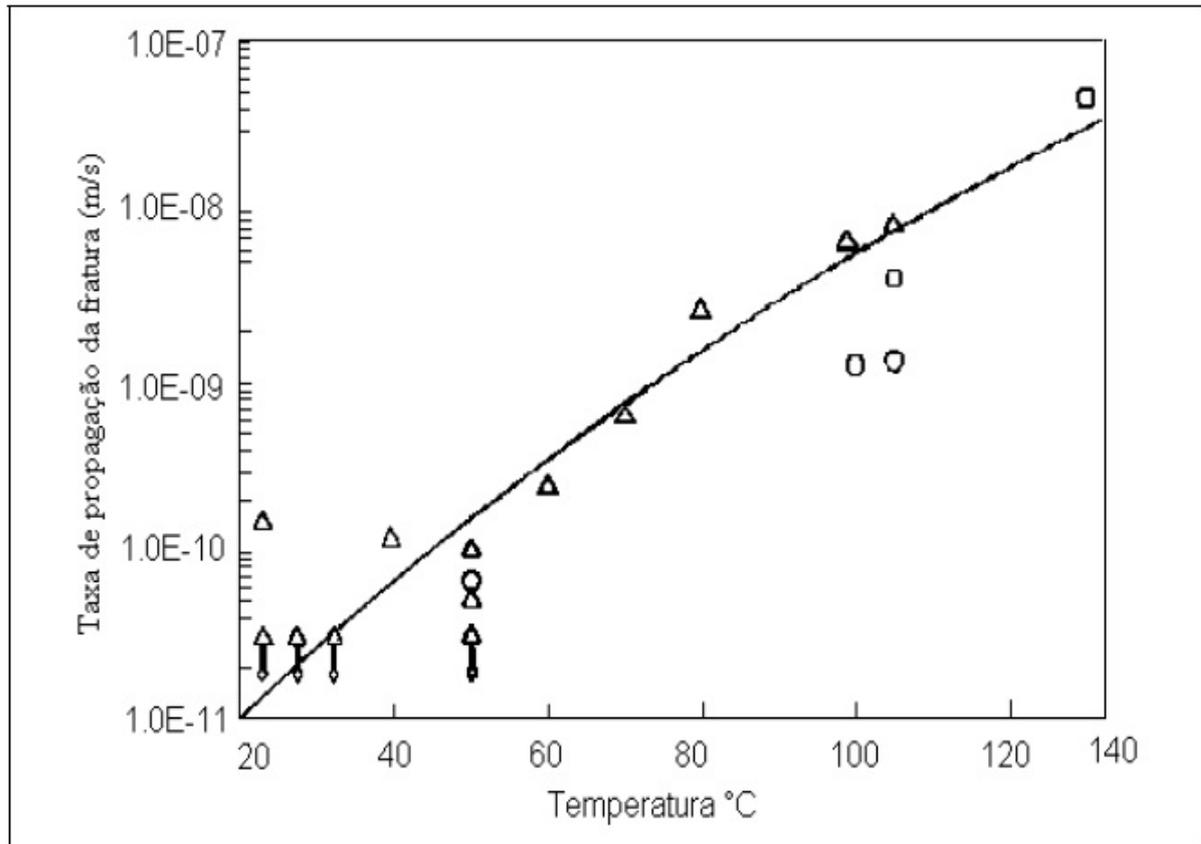


Figura 5: Comportamento da velocidade da trinca em relação à temperatura do meio corrosivo. Δ : Aço AISI 304 sensibilizado; \circ : Aço AISI 304; \diamond : Aço AISI 304L. Em solução de NaCl 22% e $\sigma = 240$ Mpa (SPEIDEL, 1981).

O experimento demonstrou que próximo a temperatura de 70°C , observa-se taxas de propagação de fraturas teóricas intermediárias, ou seja, a curva da Figura 5 perde a linearidade, de forma que a cinética da reação ocorre mais lentamente para temperaturas muito elevadas.

Segundo a Moore (2010), o mecanismo da CST não foi completamente definido, mas sabe-se que envolve a ação conjunta do meio corrosivo, da presença de uma tensão de tração, e que tem uma relação não linear com a temperatura. Com o aumento da temperatura, há o aumento da contribuição do cloreto, mas o efeito do hidrogênio é diminuído devido a sua maior mobilidade na matriz ferrítica. O resultado líquido é uma máxima suscetibilidade na faixa de temperatura de 60 a 100°C . Uma série de fatores secundários também foi identificado, incluindo a quantidade de ferrita, a condição da superfície, a presença de trabalho a quente e a frio e processos de soldagem.

O mecanismo de mobilidade superficial prediz que não há mudança significativa nas taxas de controle da corrosão sob tensão durante a mudança de temperaturas. Sendo assim, a velocidade da fratura pode ser calculada para temperaturas conhecidas (FONTANA; GREENE, 1986).

Conforme estes argumentos são usadas as Equações 1.1 e 1.2:

$$V_F = V_P - \frac{D_s}{L} \left[\exp \left(\frac{\sigma a^3}{KT} \right) - 1 \right] \quad (1.1)$$

Onde:

V_P = velocidade da fratura (m/s);

D_S = coeficiente de difusão superficial (m²/s);

L = distância de difusão de uma vacância (m);

σ = tensão superficial elástica na ponta da trinca (N/m²);

a = tamanho atômico (m);

K = constante de Boltzman J/K;

T = temperatura (K).

E para determinação do coeficiente de difusão superficial usa-se:

$$D_S = 740 \cdot 10^{-4} \exp \left[- \left(\frac{30T_m}{RT} \right) \right] + 0,014 \cdot 10^{-4} \exp \left[- \left(\frac{13T_m}{RT} \right) \right] \quad (1.2)$$

Onde:

D_S = coeficiente de auto-difusão superficial (m²/s);

R = constantes dos gases (R=1.987 (cal/molK));

T = temperatura absoluta (K);

T_m = ponto de fusão na absorção superficial das impurezas (K).

Fontana e Greene (1986) diz que da mesma forma que as reações químicas aumentam com a temperatura, a CST também apresenta essa relação. Em alguns sistemas, tais como ligas de magnésio, a fratura ocorre facilmente à temperatura ambiente. Em outros sistemas a temperatura de ebulição é necessária. Ligas mais suscetíveis à fratura começarão a trincar em temperaturas mais baixas que 100 °C.

O efeito da temperatura na falha de aços inoxidáveis austeníticos por corrosão sob tensão foi estudado por Kirk, Beck e Fontana (1959) e os resultados estão apresentados na Figura 6.

Observa-se que o tempo para fratura é inversamente proporcional à temperatura do meio corrosivo para os aços inoxidáveis austeníticos AISI 316 e AISI 347, de modo que em torno de 250 °F (121,1 °C) ambos os aços apresentam comportamento semelhante em relação à CST.

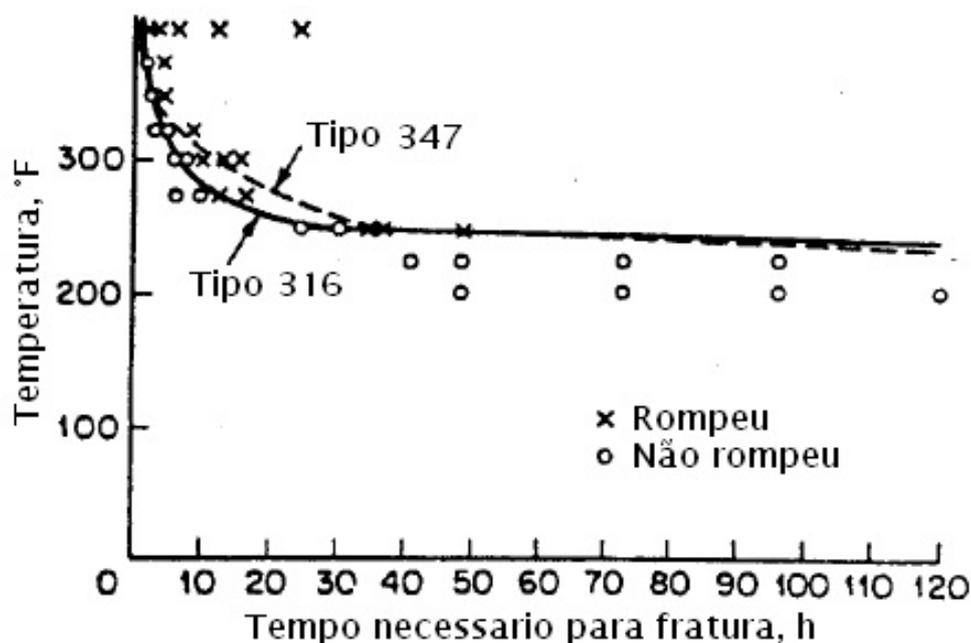


Figura 6: Efeito da temperatura sobre início do tempo de fratura por corrosão sob tensão em aços inoxidáveis (KIRK; BECK; FONTANA, 1959).

O estado físico do meio corrosivo também é muito importante. Ligas exposta a um meio aquoso de uma única fase são algumas vezes menos severamente atacadas do que metais na mesma temperatura e tensão, expostos a um meio que apresenta duas fases distintas (líquida e gasosa) (FONTANA; GREENE, 1986).

Porém, neste contexto, sabe-se que ainda existem poucos trabalhos sobre o efeito da temperatura do meio corrosivo na suscetibilidade à CST em aços inoxidáveis ferríticos soldados com aços inoxidáveis austeníticos, de forma que nesse estudo torna-se necessário considerar fatores como: efeito da soldagem dissimilar, microestrutura dos materiais após a soldagem, processo de usinagem dos corpos de prova, entre outros.

1.4 Aspectos Metalúrgicos da Corrosão Sob Tensão

Fatores metalúrgicos como orientação preferencial de grãos, composição química média, composição e distribuição de precipitados, interações dos deslocamentos de planos e progresso de transformações de fases (ou grau de metaestabilidade) têm um papel muito importante na suscetibilidade à corrosão sob tensão (FONTANA; GREENE, 1986).

Geralmente, metais com tamanhos de grão menores são mais resistentes à corrosão sob tensão do que o mesmo material com tamanhos de grão maiores (GENTIL, 2011).

Segundo a Cramer e Covino (2003), os aspectos metalúrgicos que mais influenciam na corrosão sob tensão são: o alto nível de força-tensão residual, a presença de uma segunda

fase na matriz e/ou nos contornos de grão, a composição das fases, o tamanho do grão e a precipitação de compostos nos contornos de grão.

A estrutura cristalina também influencia a corrosão sob tensão. O aço inoxidável ferrítico (estrutura cúbica de corpo centrado - CCC), por exemplo, é muito mais resistente à corrosão sob tensão quando exposto a soluções aquosas de cloreto do que o aço inoxidável austenítico (estrutura cúbica de face centrada - CFC) (GENTIL, 2011).

Conforme Brasil (2003), a composição química do metal altera a suscetibilidade de algumas ligas em relação à corrosão sob tensão, portanto, faz-se necessário a escolha de materiais que sejam imunes a este tipo de corrosão. Por exemplo, os aços inoxidáveis compostos por Fe-Cr-Ni, atingem uma suscetibilidade máxima com o níquel em torno de 9%.

Copson (1959) em seus estudos observou que o tempo para ocorrência da fratura aumentava rapidamente com o teor de níquel, sendo que as ligas com teores entre 45 e 50% de Ni pareciam imunes ao trincamento por CST, enquanto que ligas com 8% de Ni rompiam em menos de uma hora. Os resultados estão ilustrados na Figura 7.

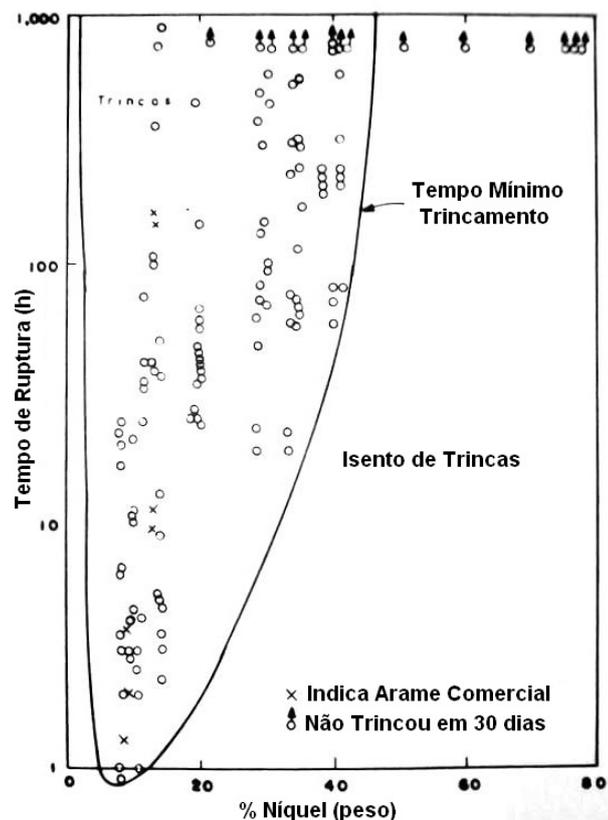


Figura 7: Efeito do teor de Ni sobre a CST em ligas Fe-Cr-Ni expostas à solução de $MgCl_2$ (42%) a $154^\circ C$ (COPSON, 1959).

Fontana e Greene (1986) reforça essa ideia dizendo que nos aços inoxidáveis austeníticos existe um tempo de fratura mínimo que varia em função da composição do material,

e que essa observação é de fato válida para vários outros sistemas suscetíveis à corrosão sob tensão.

No caso dos aços inoxidáveis, o aumento da resistência ao trincamento por CST em meios contendo cloretos devido ao níquel, aplica-se somente à série austenítica, uma vez que mesmo em pequenas quantidades, a presença de níquel nos aços inoxidáveis ferríticos é prejudicial à resistência à corrosão por cloretos (SEDRIKS, 1996).

Os fenômenos associados à corrosão sob tensão são aqueles nos quais mais claramente se observam as características da interação de tensões estáticas e corrosão: pequena dissolução e deformação do metal, fraturas frágeis e seletividade dos meios corrosivos em relação aos metais (GENTIL, 2011).

Aços inoxidáveis em cloretos, normalmente apresentam trincas de corrosão sob tensão tipicamente transgranulares e extensivamente ramificadas, exceto em aços sensibilizados, nos quais esta pode ser também intergranular (BRASIL, 2003).

Um estudo realizado por Logan (1969) indica fratura ramificada intergranular a baixas concentrações e fratura ramificada transgranular a altas concentrações. Nos aços inoxidáveis austeníticos (sensibilizados), a fratura por ácidos poliônicos é invariavelmente intergranular. A fratura ocasional de aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 sensibilizados e sob altas tensões, que ocorrem em água com concentração de cloro extremamente baixa, porém, contendo aproximadamente 0,2 ppm de oxigênio, é invariavelmente intergranular.

1.5 Métodos de Ensaios

Diversos grupos de normalização internacional têm se preocupado em definir métodos unificados de ensaios de corrosão sob tensão. Como exemplos são citadas as atividades da Federação Europeia de Corrosão, da ASTM (American Society for Testing and Materials) e da ISO (International Standard Organization) (GENTIL, 2011).

O método de teste de corrosão sob tensão não deve ser tão severo de forma que venha rejeitar um material que esteja adequado para uma aplicação particular. Por outro lado, o teste deve ser tal que não permita que material com possibilidade de quebra em serviço venha a ser liberado (BARBOSA, 1995).

De um modo geral, todo ensaio de corrosão sob tensão consiste em submeter um determinado material a solicitações mecânicas e à ação de um agente causador de rompimento (temperatura e pressão controlada) (GENTIL, 2011).

Segundo Sather e ao (1984), o uso de técnicas eletroquímicas é um método alternativo para avaliar a suscetibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas. A medição do potencial do eletrodo de uma junta, polarizada ou não, pode auxiliar na detecção de modificações estruturais causadas pelo processo de soldagem e, desta forma, indicar a presença

de áreas anódicas. Se ocorrer um ataque preferencial nos contornos de grão, este pode ser observado pelo crescimento da corrente e pelo exame metalográfico.

Uma ampla variedade de tamanhos e formas de corpos de provas (CPs) e métodos de ensaio são usados atualmente. Alguns deles simples, e outros que requerem aparelhos um tanto quanto complicados. O fator mais importante na realização do ensaio é que a amostra esteja submetida a uma tensão-tração, e que esta tensão seja conhecida com exatidão. Em cargas aplicadas, estas tensões podem ser facilmente calculadas por meio de fórmulas encontradas em livros de engenharia, mas é desejável calibrar os instrumentos por meio da determinação da tração dos fios do aparelho ou por outros métodos. Testes de corrosão sob tensão podem ser realizados de diversas formas, tais como ensaios com carregamento constante, ensaios com taxa de deformação constante (CSRT – Constant-Strain-Rate Test), e ensaios com baixa taxa de deformação (SSRT – Slow-Strain-Rate Test) (FONTANA; GREENE, 1986).

Tais técnicas são atualmente as mais usadas, portanto nos tópicos seguintes, estas técnicas serão brevemente revisadas.

1.5.1 Teste com Baixa Taxa de Deformação - SSRT

Ensaio de corrosão sob tensão podem ser conduzidos aumentando lentamente a carga ou pressão sobre um corpo de prova liso ou pré-trincado. Normalmente, uma máquina de tração puxa um corpo de prova liso que está exposto a um ambiente corrosivo, com uma baixa taxa de velocidade de aproximadamente 10^{-5} a 10^{-9} m/s (CRAMER; COVINO, 2003).

Partindo deste princípio foi desenvolvido um método para acelerar o processo de corrosão sob tensão em laboratório, onde estes testes podem ser aplicados a uma variedade de produtos, dos quais incluem-se os componentes soldados. Os testes podem ser realizados em amostras de tração ou dobramento, com ou sem entalhe. Este teste apresenta como maior vantagem a rapidez com que a suscetibilidade à corrosão sob tensão de uma dada liga em um meio específico pode ser avaliada. Como algumas ligas experimentam deterioração rápida das propriedades mecânicas quando em contato com certos meios corrosivos, qualquer efeito adicional da deformação aplicada pode ser melhor avaliado por comparação com o comportamento de amostras não deformadas ou deformadas em meios inertes (BARBOSA, 1995).

As taxas de deformação em um ambiente corrosivo e em um ambiente inerte em função da ductilidade de duas ligas estão apresentadas na Figura 8.

Pode-se observar que há uma enorme diferença entre as curvas que representam a deformação em meio agressivo e em meio inerte. Em meio corrosivo ocorreu uma variação brusca na ductilidade do material, o que reforça a ideia de que a ocorrência de fratura

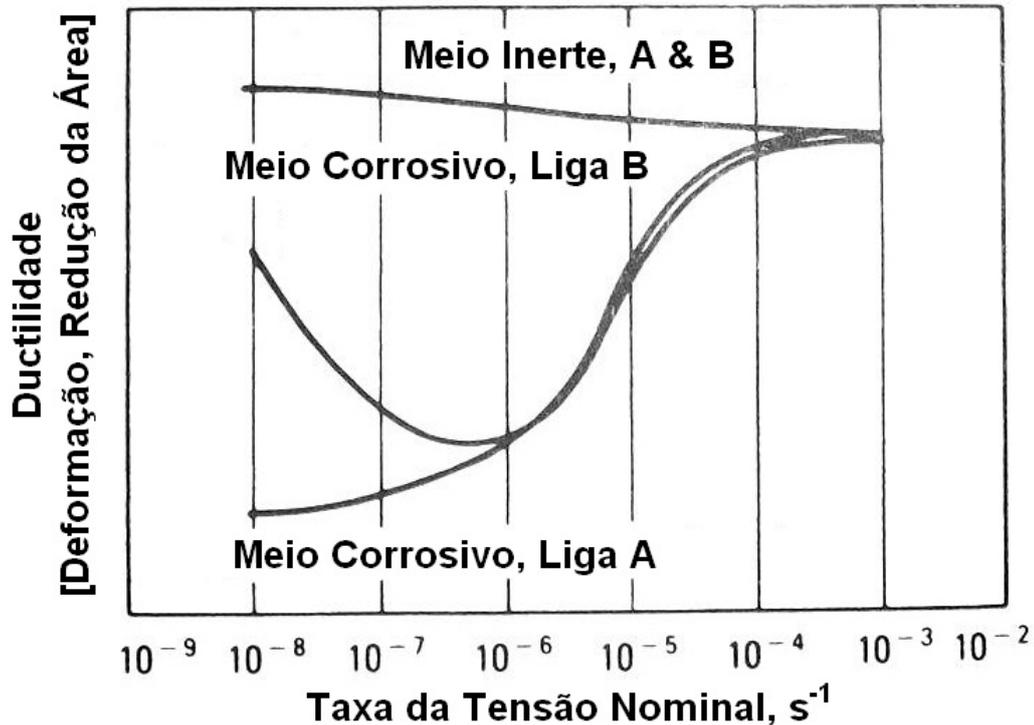


Figura 8: Taxas de deformação em função da ductilidade de duas ligas em meio corrosivo e em meio inerte (CRAMER; COVINO, 2003).

frágil (mesmo em um metal dúctil) é devido à corrosão sob tensão.

Este método de ensaio é excelente para comparar a suscetibilidade relativa à fratura das ligas em um determinado ambiente, ou mesmo para estudar a influência dos aspectos metalúrgicos sobre a suscetibilidade à CST de uma liga (CRAMER; COVINO, 2003).

1.5.2 Teste Sob Velocidade de Deformação Constante - CRST

O método de ensaio à corrosão sob tensão com velocidade de deformação constante basicamente consiste em testar duas séries de corpos de prova de tração, não entalhados, sob velocidade de deformação constante em diferentes atmosferas. Parte dos corpos de prova é ensaiada em meio inerte e outra parte no meio em que se pretende avaliar. Após determinado período de tempo, observa-se a estricção resultante. Caso haja ocorrência de trincas, verifica-se uma redução na estricção (WOLYNEC, 1979).

Segundo Gentil (2011), os corpos de prova sujeitos ao ensaio de deformação constante têm suas tensões relaxadas pelo processo de fratura, e o processo pode vir a ser detido antes que a fratura completa se verifique.

Na Figura 9 está ilustrado os resultados típicos dos ensaios sob velocidade de deformação constante para um material em dois meios distintos, um inerte e outro que causa a corrosão sob tensão.

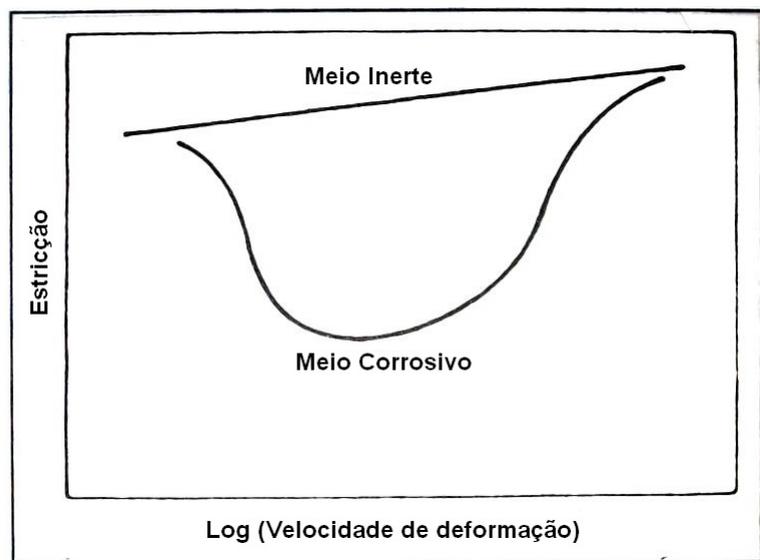


Figura 9: Ensaio sob deformação constante para um material em dois meios distintos, um inerte e um que causa CST (WOLYNEC, 1979).

1.5.3 Teste com Carregamento Constante

De acordo com Jones (1992) os experimentos de corrosão sob tensão com carregamento estático podem ser em corpos de prova lisos ou em corpos de prova pré-trincados.

Os corpos de prova lisos ou não entalhados podem ser das mais variadas formas e dimensões, dependendo do tipo de teste usado. Um corpo de prova bastante utilizado é o de flexão em “U” por apresentar deformação elástica e plástica. Outros corpos de prova utilizados são a placa com impressão Brinell e o corpo de prova deformado em um ensaio Erichsen, os quais dão poucas informações sobre a influência do nível de tensões no trincamento (WOLYNEC, 1979).

Segundo a norma da ASTM (2003), os corpos de prova de tração usados no ensaio de tração convencional são facilmente adaptados para o ensaio de corrosão sob tensão. Neste método de ensaio, a tensão padrão é uniforme e pode ser exatamente determinada, sendo que este método é um dos mais versáteis devido à flexibilidade permitida no tipo e no tamanho do corpo de prova e na faixa do nível de tensão a ser usada. Outra vantagem é que na ocorrência do trincamento por CST, ele geralmente resulta numa fratura completa do corpo de prova, permitindo sua fácil detecção (BARBOSA, 1995).

Ensaio com carregamento estático em corpos de prova lisos são usualmente conduzidos com vários níveis de tensões fixas e o tempo para falha da amostra é medido. Na Figura 10, o logaritmo da medida do tempo para fratura, t_f , está apresentado em função da tensão aplicada.

Pode-se observar que ocorre um rápido aumento no tempo para fratura com o decréscimo da tensão aplicada, de forma que ao atingir a tensão mínima para iniciar o

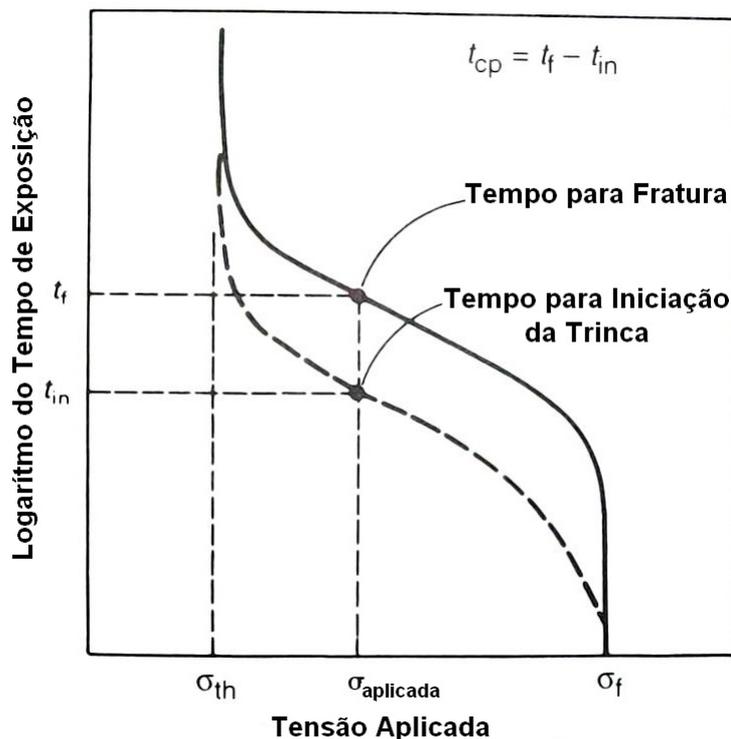


Figura 10: Gráfico do tempo para a fratura em função da tensão aplicada para CPs lisos em ensaios de corrosão sob tensão (CRAMER; COVINO, 2003).

mecanismo de fratura σ_{th} (limiar), o tempo para fratura tende ao infinito. Dessa forma, o tempo total para falha (t_f), em uma determinada tensão, corresponde à soma do tempo necessário para a formação da trinca (tempo de início, t_{in}) e do tempo para propagação da trinca (CRAMER; COVINO, 2003).

Segundo Jones (1992), Paula (2000), a grande vantagem deste método se encontra no fato de que, como a carga aplicada tem um valor constante, pode-se variar esta carga de um ensaio para outro, verificando, por exemplo, o tempo de fratura do material para um dado potencial eletroquímico, temperatura e concentração de soluções.

O presente método de ensaio foi escolhido para o desenvolvimento deste trabalho, visando principalmente o fato de ser bastante flexível e seguro quanto à obtenção de dados, além de ser um tipo de ensaio relativamente rápido.

1.6 Preparação dos Corpos de Prova

Para uma confecção segura dos corpos de prova é necessário obter algumas informações importantes sobre eles: composição química, métodos de fabricação e microestrutura. Essas informações podem ajudar no entendimento dos resultados da pesquisa e levarem a uma conclusão mais pertinente.

Segundo Ramanathan (1997), o tamanho e a forma da amostra podem ser variados e

sua seleção é uma questão de conveniência. As amostras usadas frequentemente apresentam perfis quadrados, retangulares, redondos ou cilíndricos. O número de corpos de prova a serem testados depende da acuracidade do método e da uniformidade do material a ser testado, de forma que esta acuracidade aumenta se um número maior de corpos de prova for testado, entretanto, ao menos dois corpos de prova idênticos são recomendados.

As superfícies dos corpos de prova devem reproduzir aquelas usadas em serviço. No entanto, nem sempre isso é possível, devido ao fato de que a condição da superfície do metal depende do seu processo de fabricação, de tal forma que se utiliza processos mecânicos, ataques químicos e polimentos eletroquímicos na preparação da superfície final.

2 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são definidos como ligas de Fe-Cr contendo um mínimo de 11% Cr (SEDRIKS, 1996; ANTUNES et al., 2010). Sua resistência à corrosão é em função de uma película fina que se forma na superfície do material, chamada película passiva. Estes aços são divididos em diferentes classes que variam de acordo com os elementos químicos presentes nos mesmos. Tais elementos são responsáveis pela estabilização das principais microestruturas, sendo estas: ferrítica, austenítica ou ambas. Alguns aços inoxidáveis chegam a ter em sua composição uma quantidade de até 30% Cr, além de outros elementos que podem ser adicionados, tais como: Ni, N, Mo, Ti, Nb, Al, Cu (SEDRIKS, 1996; COLMBIER, 1993).

Na Tabela 2 estão apresentadas as classes e a nomenclatura dos aços inoxidáveis mais conhecidos.

Tabela 2: Classes das ligas e nomenclatura dos aços inoxidáveis mais comuns (MOORE, 2010).

Classes das Ligas	Aços mais comuns				
Austenítico	S30100	S30400	S30403	S31600	S31603
	S32101	S31000	S30815	N08904	S31254
Ferrítico	S40900	S41003	S43000	S43932	S44400
Martensítico	S41000	S42000	S43100	S44004	-
Duplex	S32101	S32304	S32205	S32750	S32520
Endurecidas por Precipitação	S17400	S17700	S15500	-	-

Atualmente existem mais de 180 diferentes ligas que podem ser consideradas como sendo pertencentes ao grupo dos aços inoxidáveis. A cada ano, novas ligas surgem e modificações são feitas nas já existentes (SEDRIKS, 1996).

Conforme foi mostrado na Tabela 2, os aços inoxidáveis podem ser divididos em cinco principais famílias: quatro são baseadas nas características cristalográficas / microestruturais da liga: ferríticos, martensíticos, austeníticos, duplex (austenita + ferrita). A 5ª família, ligas endurecidas por precipitação, é baseada no tipo de tratamento térmico usado, ao invés da microestrutura (ARCELOR MITTAL INOX BRASIL, 2001).

Os aços inoxidáveis são bastante utilizados na indústria de transporte, alimentos e bebidas, química, petroquímica, de fertilizantes, médico-odontológica, farmacêutica, de artigos de cozinha, etc. Além de possuírem as propriedades mecânicas, físicas e metalúrgicas necessárias a este número variado de aplicações, oferecem vantagens adicionais nesta área (JONES, 1996).

2.1 Diagramas de Equilíbrio

Os diagramas de equilíbrio são representações gráficas das pressões, temperaturas e composições químicas para as quais as várias fases presentes em um determinado material apresentam-se estáveis no equilíbrio. Eles oferecem uma orientação valiosa sobre as possíveis fases que podem ocorrer em um material. Embora sua utilidade seja indiscutível, seu uso apresenta algumas limitações importantes. A primeira limitação é que o equilíbrio, na maioria dos sistemas, dificilmente é atingido. No entanto, eles ignoram as fases metaestáveis, as quais, frequentemente, têm propriedades interessantes. Outra dificuldade é que as ligas comerciais envolvem, pelo menos, seis elementos, e com isso a disponibilidade de diagramas quaternários e com maior número de componentes é muito restrita (PADILHA; GUEDES, 1994).

Para os aços inoxidáveis, os diagramas que melhor aproximam do comportamento metalúrgico real são os diagramas de fase binários: Fe-Cr, Fe-Ni e Ni-Cr, e o diagrama ternário Fe-Cr-Ni (LESLIE, 1991).

Na Figura 11 apresenta-se um diagrama de fases Fe-Cr que é a base de todos os aços inoxidáveis.

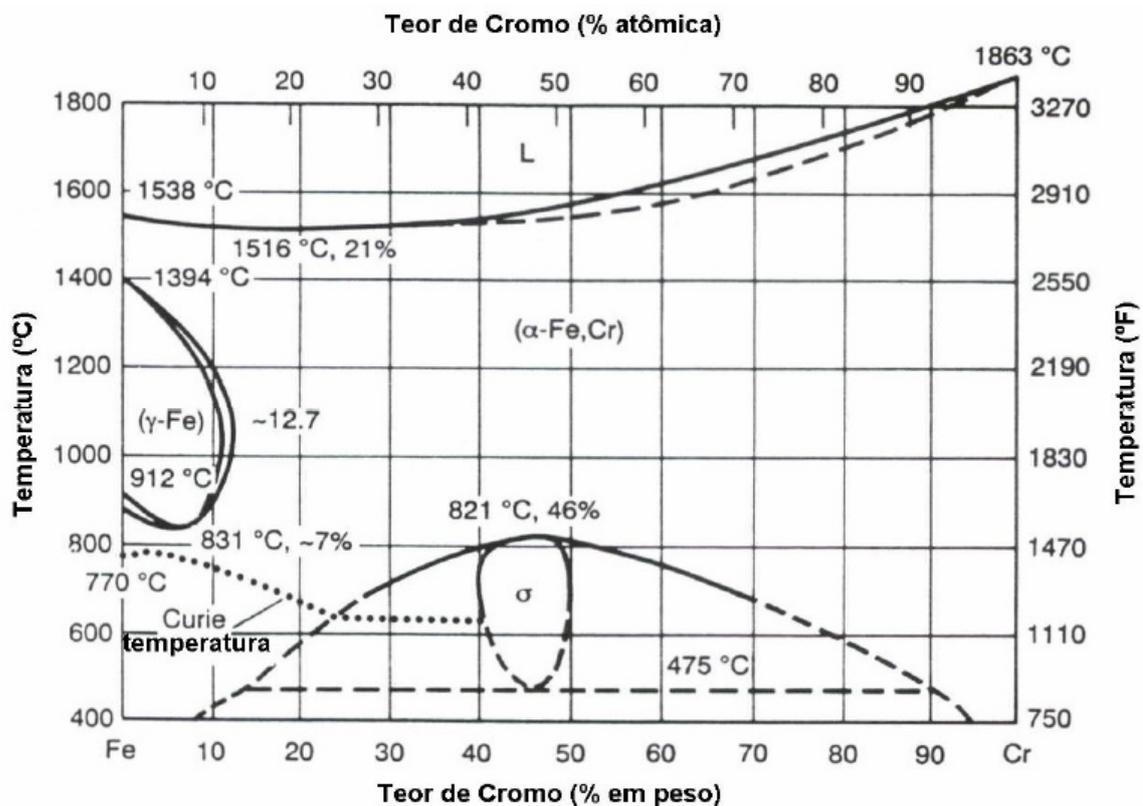


Figura 11: Diagrama de equilíbrio binário Fe-Cr (COLOMBIER, 1993)

Pode-se observar que em torno de 910 °C existe uma região de transformação de fase alfa (α) para fase gama (γ), e que com o acréscimo de cromo, até aproximadamente

8% em peso, ocorre um deslocamento dessa região de transformação para próximo de 850 °C.

Depois deste ponto observa-se que a adição de cromo provoca uma rápida ascensão dos limites do campo da fase gama, atingindo um máximo em torno de 12-13% em peso, ao redor de 1000 °C.

A temperatura Curie, representada pela linha pontilhada representa uma transformação magnética, sendo que na região acima desta linha, a liga é paramagnética (não possui propriedades magnéticas) e abaixo da linha é ferromagnética (apresenta propriedades magnéticas) (PINTO, 2006).

De acordo com Ferreira (2015), o Ponto Curie é a temperatura limite para que o material mantenha-se ferromagnético. Acima dessa temperatura, um material deixa de ser ferromagnético e passa a ser paramagnético. Os materiais paramagnéticos são atraídos pelos ímãs, porém, bem fracamente.

Desta forma, a austenita que apresenta estrutura cúbica de face centrada é não magnética à temperatura ambiente, enquanto a ferrita alfa de estrutura cúbica de corpo centrado é magnética.

Pode-se observar também que em temperaturas abaixo de 820 °C, com elevados teores de cromo, ocorre o aparecimento da fase sigma (σ) que é um composto intermetálico, frágil e com estrutura tetragonal. Devido à precipitação desta fase, ocorre uma diminuição no teor de cromo da matriz e, conseqüentemente, uma diminuição na resistência à corrosão da liga.

A Figura 12 mostra que o tempo de resfriamento necessário para a precipitação da fase sigma é maior do que para a precipitação dos carbonetos.

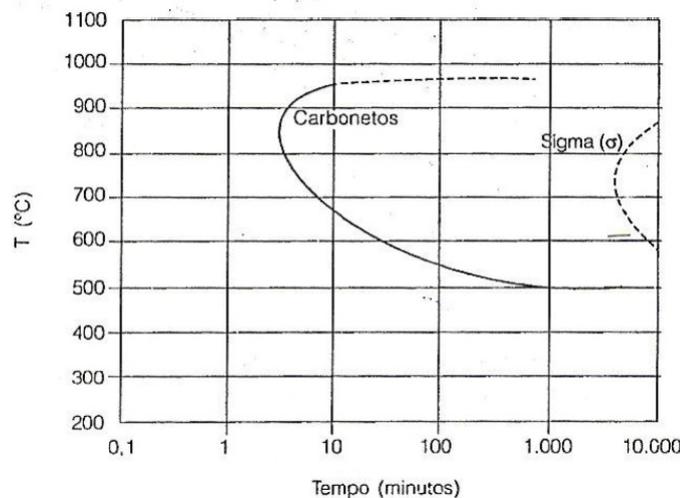


Figura 12: Curva de transformação isotérmica de precipitação em aço AISI 316. As curvas indicam o tempo necessário, a cada temperatura, para o início da precipitação da fase indicada (carbonetos ou sigma) (SILVA; MEI, 1988).

De acordo com [Silva e Mei \(1988\)](#), nos aços inoxidáveis, a cinética de precipitação da fase sigma é bastante lenta, de forma que sua precipitação durante o tratamento térmico normalmente não é um problema relevante, sendo a precipitação de carbonetos mais importante.

No diagrama Fe-Ni é possível notar que o níquel tem uma forte tendência para formação da austenita (fase γ). A presença desse elemento não contrai, mas expande substancialmente a área da austenita. A [Figura 13](#) mostra a solubilidade do Ni na ferrita- γ , alcançando um máximo entre 400 °C e 500 °C.

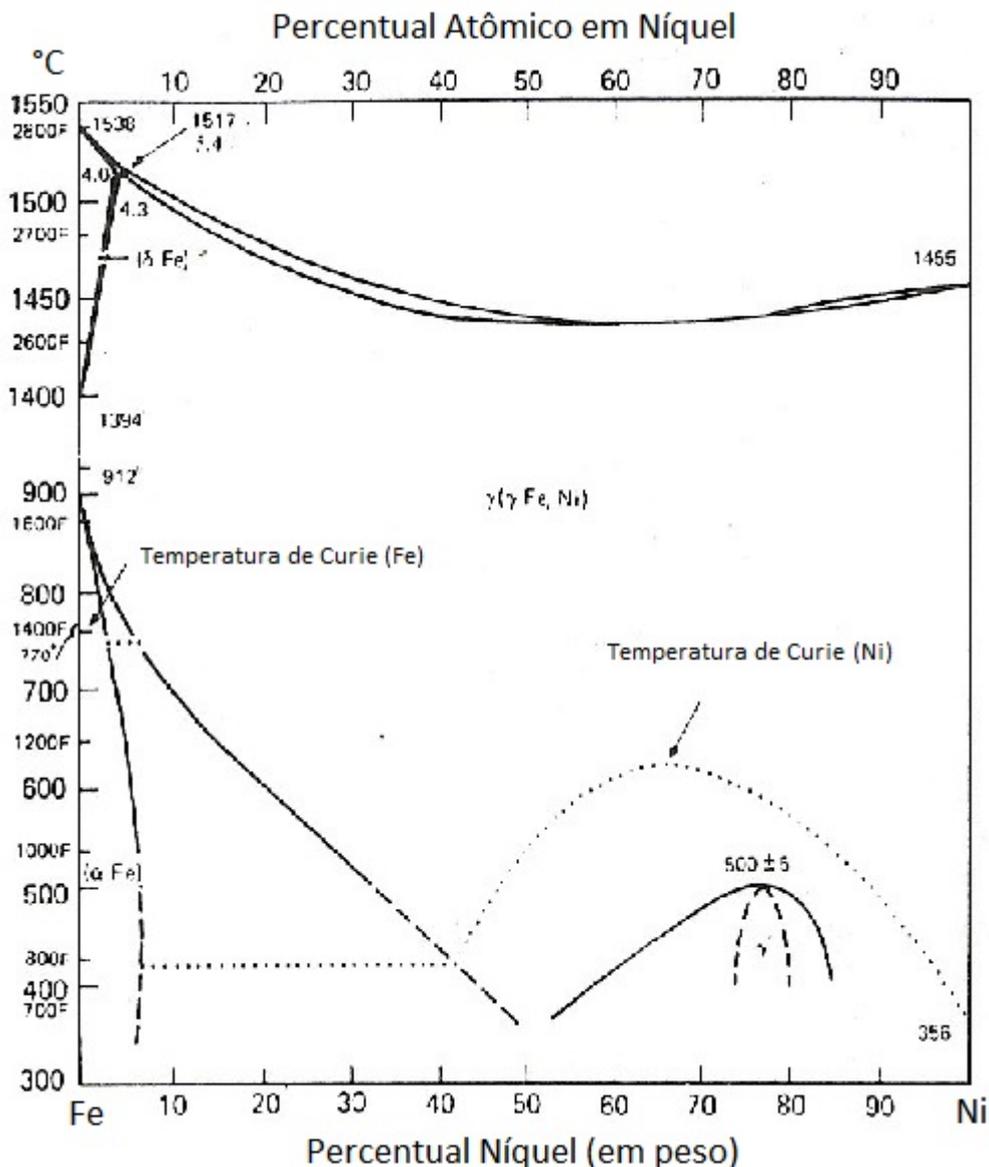


Figura 13: Diagrama de fase Fe-Ni ([LESLIE, 1991](#))(Adaptado)

Evidências mostram que a fase tetragonal de face centrada Fe-Ni pode se formar em temperaturas em torno de 400 °C, isto é, o equilíbrio de fases na liga rica em ferro são a ferrita- α e Fe-Ni. O equilíbrio do lado rico em Ni também está em discussão. [Heu-](#)

mann e Karsten (1963) afirmam que a estrutura cúbica de face centrada FeNi decompõe-se eutetoidicamente a 345 °C e com 52%Ni em uma mistura de FeNi₃ e ferrita- α .

A Figura 14 mostra o diagrama de fase Cr-Ni. De acordo com o diagrama, o ponto de fusão do níquel e do cromo, à pressão de 101325 Pa é 1455°C e 1907 °C, respectivamente. O sistema binário de Ni-Cr tem uma reação eutética em 1345 °C, sendo a composição eutética de 51% de Cr em peso. Duas soluções sólidas são formadas durante a reação eutética - Cromo: Cúbica de Face Centrada (CFC) e Níquel: Cúbica de Corpo Centrado (CCC).

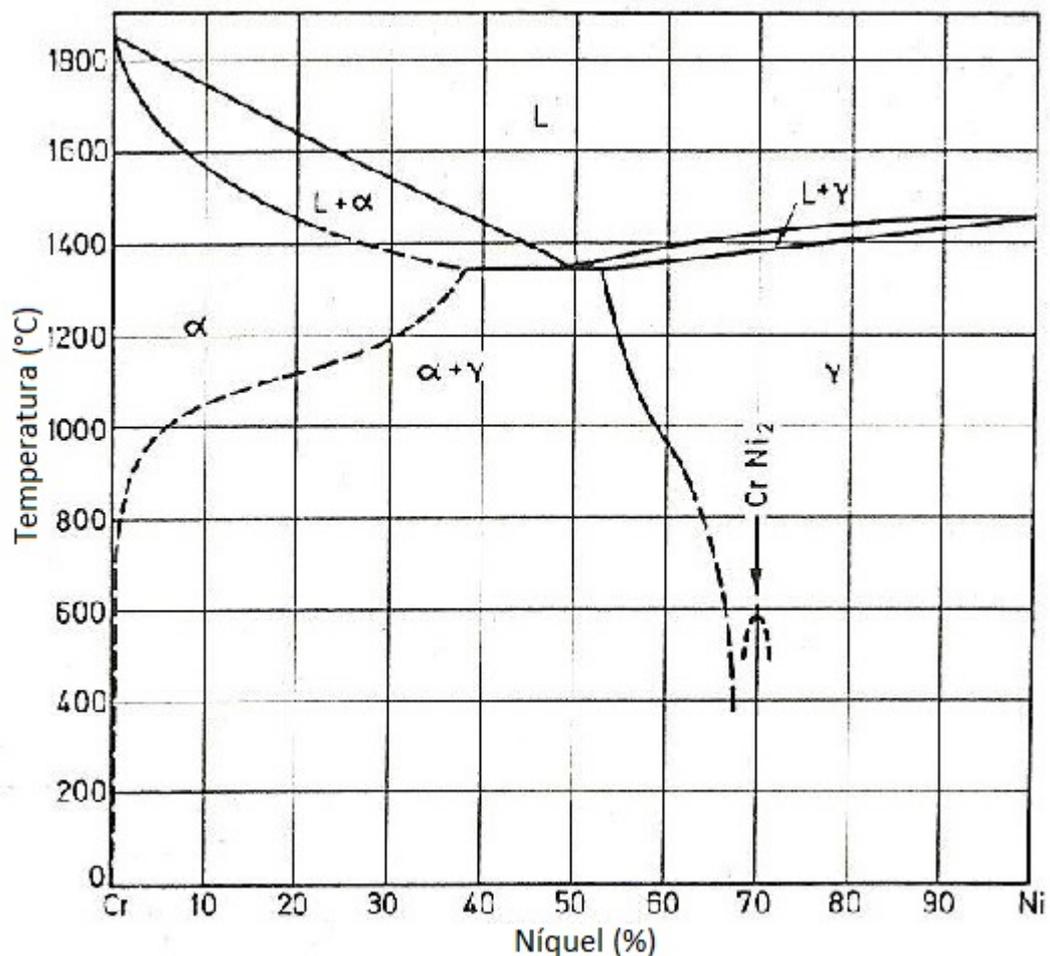


Figura 14: Diagrama de equilíbrio Cr-Ni (FOLKHARD, 1988)

De acordo com Folkhard (1988), com o aumento do conteúdo de cromo, a área de transformação α/γ é deslocada para mais baixas temperaturas de cerca de 900 °C para 350 °C. A estrutura austenítica é estabilizada a tal ponto que ainda é mantida nas mais baixas temperaturas e mesmo abaixo da temperatura ambiente com altas velocidades de resfriamento. Os aços austeníticos cromo-níquel são baseados nesse efeito. Devido a sua estrutura austenítica, eles são paramagnéticos (não magnéticos) e podem ser facilmente distinguidos dos aços ferríticos com a ajuda de um ímã. Cristais γ são formados no lado do níquel e cristais α no lado do cromo. Os processos de transformação no diagrama

cromo-níquel não exercem grande influência nas propriedades dos aços inoxidáveis, já que as quantidades de cromo e níquel são relativamente baixas, por exemplo, o aço 18/8(302). Eles são importantes, no entanto, para materiais a base de níquel com quantidades de níquel acima de 50% Ni.

2.2 Elementos de Liga

A microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos está baseada no balanço dos elementos de liga que promovem a formação da estrutura ferrítica e aqueles que promovem a formação da estrutura austenítica. O elemento ferritizante fundamental é o Cr e o austenitizante é o Ni.

Além do elemento cromo (Cr), o molibdênio (Mo), o nióbio (Nb), o titânio (Ti), o alumínio (Al), o tungstênio (W) e o vanádio (V) são também promotores da ferrita. Já o carbono (C), o nitrogênio (N) e o cobre (Cu) são promotores da austenita (LEFFLER, 1998).

Os efeitos dos elementos de liga nos aços envolvem não apenas alterações nas fases, ou constituintes presentes em equilíbrio, mas também na maneira e velocidade com que estas fases se formam. Como já foi mencionado, estes elementos podem ser classificados em dois tipos de acordo com o diagrama de equilíbrio binário com o ferro: estabilizadores da austenita (tipo A) e estabilizadores da ferrita (tipo B). Os elementos do tipo A e B podem ser divididos em dois grupos cada: Campo Austenítico Aberto (A1), Campo Austenítico Expandido (A2), Campo Austenítico Fechado (B1) e Campo Austenítico Contraído (B2). A Figura 15 mostra como os diagramas de equilíbrio ferro-elementos de liga podem ser classificados.

Para o tipo de elemento A1, pode-se observar que os elementos de liga aumentam a faixa de temperatura para a austenita estável. A este grupo pertencem importantes elementos de liga como o níquel, o manganês e o cobalto. No caso do Campo Austenítico Expandido (A2), ocorre à expansão do campo da austenita até a formação de um composto de ferro de forma que o carbono e nitrogênio são os dois elementos mais importantes desse grupo (SILVA; MEI, 1988).

No Campo Austenítico Fechado os elementos restringem a formação da austenita, favorecendo a expansão do campo ferrítico. Neste caso, o campo austenítico apresenta-se totalmente circundado pela região ferrítica. Silício, alumínio, berílio e fósforo fazem parte deste grupo, junto com os elementos fortemente formadores de carbonetos, como titânio, vanádio, molibdênio e cromo (SILVA; MEI, 1988).

Finalmente observa-se que no Campo Austenítico Contraído (B2), o campo austenítico é interrompido pela formação de compostos de ferro. Boro, enxofre, tântalo, zircônio

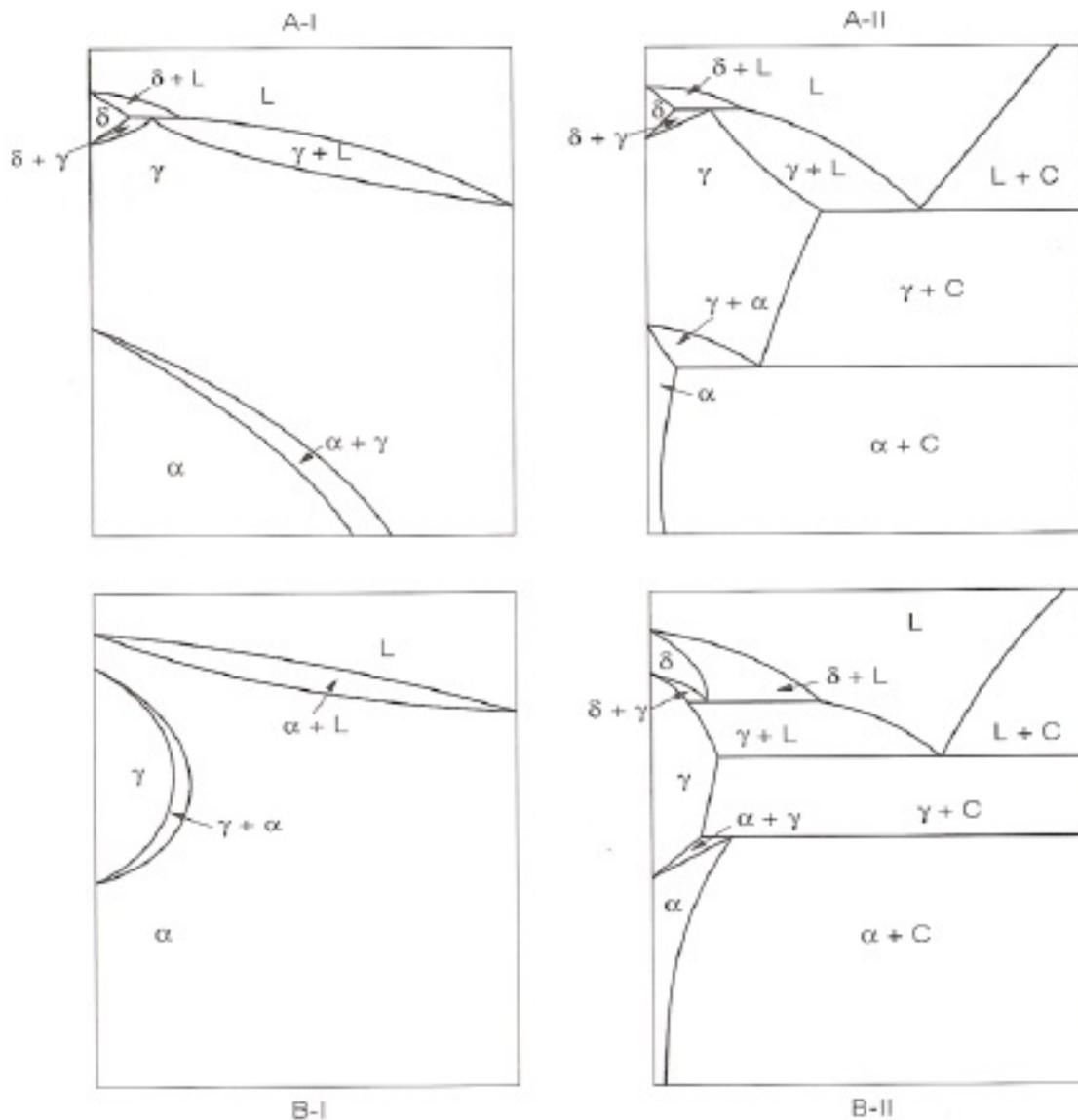


Figura 15: Tipos de diagramas de equilíbrio para os sistemas ferro-elementos de liga (SILVA; MEI, 1988)

e nióbio fazem parte deste grupo (SILVA; MEI, 1988).

Basicamente, o teor de Fe varia entre 50 e 70% para os aços inoxidáveis austeníticos. Para os grupos ferríticos e martensíticos, o Cr e o C constituem-se nos principais elementos adicionados. Nos grupos austeníticos e superduplex, o Ni aparece como um terceiro elemento de suma importância. O Mn e o Si aparecem também, em praticamente todos os aços inoxidáveis austeníticos, em teores menores, porém adicionados também intencionalmente.

O elemento cromo é tratado como o principal responsável pela resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. Ele é um elemento menos nobre que o ferro nas séries eletroquímicas, e por isso forma uma camada de óxido de cromo (Cr_2O_3) mais facilmente que o óxido de ferro. Essa camada é denominada camada passivadora ou passivante. O efeito favorável do cromo na resistência à corrosão existe mesmo em quantidades menores que 11%, sendo

este valor considerado como necessário para garantir uma razoável resistência à corrosão atmosférica, por exemplo.

Na Figura 16 pode-se observar que para meios mais agressivos, teores maiores de cromo são necessários. Porém, em altas adições, o cromo pode afetar negativamente as propriedades mecânicas do material, particularmente a tenacidade, além da soldabilidade e da aplicação em meios com altas temperaturas (MODENESI, 2001; SCHWEITZER, 1996).

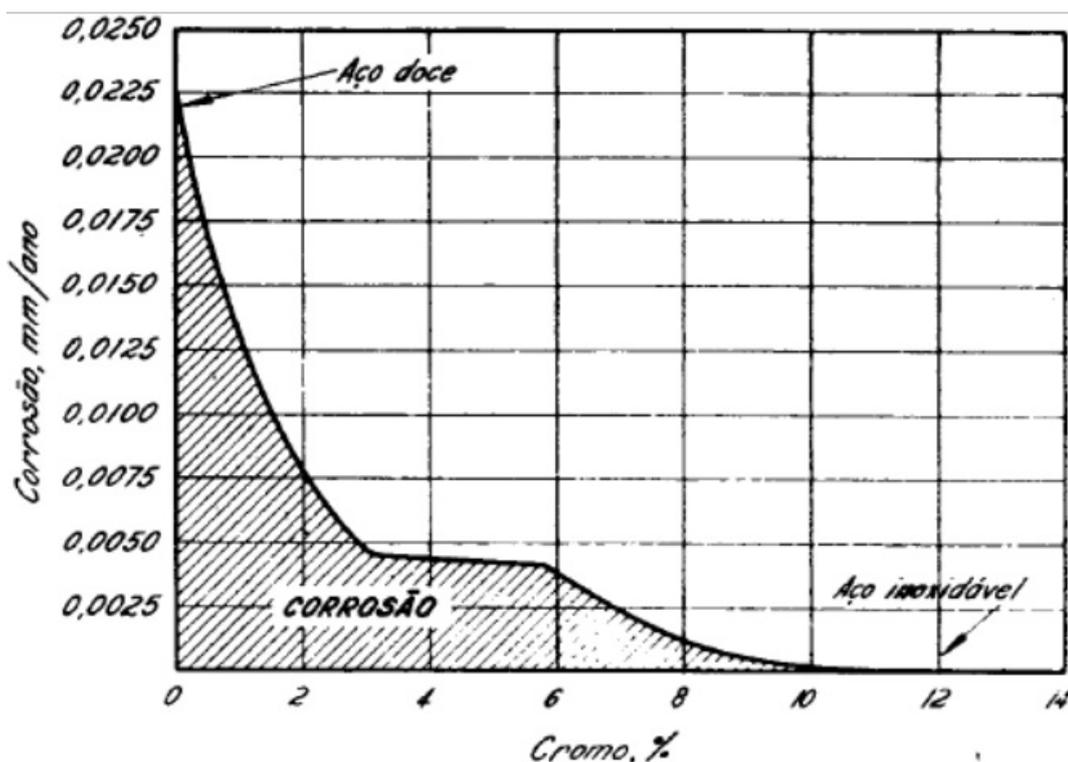


Figura 16: Influência do teor de cromo na taxa de corrosão atmosférica de uma liga ferro-cromo (SCHWEITZER, 1996).

O cromo se dissolve em qualquer proporção na ferrita; já na austenita o limite de solubilidade é 13%. Com maior teor de carbono (em torno de 0,5%) a quantidade de cromo dissolvida aumenta para 20%. Esse elemento é um forte gerador de carbonetos, quando em pequenas quantidades forma o Cr_2O_3 , do sistema ortorrômbico, e em quantidades maiores forma o Cr_4C , do sistema cúbico, que se dissolve na cementita formando um carboneto duplo duro e resistente, o qual diminui a tendência a decarbonetação. Em aços de carbono mais elevado, aumenta a resistência ao desgaste (SILVA, 2010).

A adição de níquel favorece a formação do filme de óxido, especialmente em ambientes redutores, além de melhorar a resistência à corrosão em alguns meios ácidos. Ele dissolve-se em qualquer proporção na austenita, enquanto na ferrita- α a sua solubilidade máxima é 10%. Mediante a formação de cristais mistos, o níquel aumenta a resistência e a tenacidade da ferrita, além de incrementar um pouco a temperabilidade da austenita (ASM,

2002).

Como não forma carbonetos, esse elemento permanece em solução na ferrita, aumentando a sua tenacidade e resistência. Em aços para construção mecânica, com baixo teor de carbono, adiciona-se até 5,0% de níquel para aumentar a dureza e o limite de ruptura sem afetar a tenacidade. Ao ser resfriado lentamente, um aço deste tipo adquire uma estrutura de perlita fina, juntamente com ferrita contendo níquel. Os aços com 15 a 20% de níquel têm uma estrutura quase exclusivamente martensítica com elevada dureza.

Os aços ao níquel têm tratamento térmico mais fácil porque ele reduz efetivamente a velocidade de resfriamento necessária para se obter o endurecimento durante a têmpera. A resistência ao impacto a temperaturas abaixo de zero também é substancialmente aumentada, e com teores elevados o aço torna-se resistente ao calor e à corrosão (SILVA, 2010).

O manganês também favorece a formação da austenita e, quando adicionado em quantidades moderadas, tem efeito similar ao do níquel, mas por formar sulfetos na microestrutura dos aços suscetíveis à corrosão seletiva, seu uso é limitado (AWS, 1982).

A solubilidade do manganês na austenita é ilimitada, contudo, na ferrita reduz-se a 3,0%. Na fabricação do aço, o manganês é utilizado como desoxidante. Sua ação, porém, é bem menos vigorosa que a do silício.

O molibdênio é um intensivo formador de carbonetos. Nos aços, aumenta a tenacidade, a dureza e o limite de ruptura, bem como a elasticidade e a resistência ao impacto. Aços com teores de Molibdênio entre 0,15 e 0,30% têm menor suscetibilidade à fragilidade de revenimento. Nos aços para corte rápido, do ponto de vista de formação de carbonetos, 1,0% de molibdênio é suficiente para substituir 2,0% de tungstênio.

A austenita dissolve até 3,0% de molibdênio e suas adições abaixam a zona de transformação dessa microestrutura, formando estruturas de maior dureza com resfriamento mais lento. Por isso é usado em peças de grande seção; 0,15% de molibdênio têm o mesmo efeito que 0,20% de cromo ou 1,25% de níquel.

Alguns aços (Mn-, Cr-, Ni-Cr com mais de 0,75% de cromo), ao serem resfriados lentamente após o revenimento, apresentam baixa resistência ao impacto. A adição de molibdênio, no entanto, reduz consideravelmente esse risco.

O molibdênio melhora a resistência à corrosão de aços ao cromo e Cr-Ni. A adição de 3,0% de molibdênio aumenta a resistência a temperaturas elevadas de inoxidáveis contendo 18% de cromo e 8,0% de níquel, assim como a sua resistência ao ataque de soluções de sulfitos, sulfatos e acetatos.

As propriedades dos aços são determinadas basicamente pelo seu teor de carbono, a começar pelo ponto de solidificação do aço, o qual é reduzido pela adição de carbono.

O carbono, conhecido por conferir aumento na resistência mecânica ao aço, pode ser prejudicial à resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. Isto pode ser explicado devido à combinação do carbono com o cromo formando carbonetos (Cr_{23}C_6) que se formam preferencialmente nos contornos de grão. As regiões adjacentes são empobrecidas de cromo e em determinadas condições apresentam comportamento anódico com relação à matriz da microestrutura e são sujeitas à corrosão. Este processo é conhecido como sensitização. Além disso, o carbono também causa redução da tenacidade nas ligas de aços inoxidáveis (FOLKHARD, 1988).

A austenita, a 1130°C , pode dissolver até 1,8% de carbono. Esta solubilidade decresce com a temperatura; a solubilidade do carbono na austenita cai até a temperatura de 720°C , quando ocorre uma transformação eutetóide com formação de perlita (ferrita + cementita). A 715°C a ferrita só consegue dissolver até 0,05% de carbono.

No campo da austenita, o aço exibe grande uniformidade de composição e de textura. Ao resfriar, decompõe-se em ferrita e cementita, se contiver até 0,9% de carbono. Controlando-se as condições de resfriamento, especialmente a velocidade, pode-se influenciar a estrutura.

As Tabelas 3 e 4 apresentam os principais elementos de liga dos aços inoxidáveis estabilizadores da austenita e da ferrita respectivamente e seus relativos efeitos.

Tabela 3: Principais elementos de liga estabilizadores da austenita e respectivos efeitos (LEFFLER, 1998; AWS, 1982; CUNAT, 2004; MAALEKIAN, 2007).

Elementos	Elementos estabilizadores da austenita - principais efeitos
C	Endurecedor por solução sólida e por dispersão de carbonetos; Formador de carbonetos do tipo M_{23}C_6 , MC, M_6C ; Favorece a sensitização e corrosão intergranular.
N	Endurecedor por solução sólida; Aumenta a resistência à corrosão localizada.
Ni	Melhora a ductilidade e tenacidade; Reduz a suscetibilidade à corrosão sob tensão; Aumenta a resistência a alta temperatura; Não formador de carbonetos.
Mn	Aumenta a solubilidade do N; Abaixa a temperatura de início de formação de martensita; Fraco formador de carbonetos; Em altas temperaturas favorece a formação de ferrita; Inibe a fragilidade a quente;
Cu	Aumenta a resistência à corrosão em meios ácidos; Auxilia na precipitação de intermetálicos nos tratamentos de envelhecimento; Reduz a suscetibilidade à corrosão sob tensão.

Tabela 4: Principais elementos de liga estabilizadores da ferrita e respectivos efeitos (LEFFLER, 1998; AWS, 1982; CUNAT, 2004; MAALEKIAN, 2007).

Elemento	Elementos Estabilizadores da Ferrita - Principais Efeitos
Cr	Formação da película passivante que garante a inoxibilidade; Aumenta a resistência à corrosão e oxidação; Endurecedor por solução sólida; Formador de carbonetos principalmente $M_{23}C_6$; Formador de fases intermetálicas como σ e χ .
Mo	Endurecedor por solução sólida; Aumenta a resistência à corrosão localizada (por pites e por frestas) e generalizada; Formador de carbonetos principalmente $M_{23}C_6$; Formador de fases intermetálicas como σ e χ .
Si	Melhora a resistência a altas temperaturas; Melhora a resistência à corrosão em meios ácidos oxidantes; Melhora a resistência à escamação; Formador de silicetos ($FeSi$, Fe_2Si , Fe_3Si , Fe_3Si_3) e intermetálicos (Cr_3Si); Tendência a formação de eutéticos devido a segregação na solidificação; Promove a formação da fase σ em teores acima de 1%; Reduz a suscetibilidade a corrosão sob tensão.
Nb	Atua como refinador de grão; Formador de carboneto MC; Previne a sensitização e conseqüente corrosão intergranular; Melhora as propriedades mecânicas em altas temperaturas (fluência); Reduz a ductilidade.
Ti	Atua como refinador de grão; Formador de carboneto MC; Previne a sensitização e conseqüente corrosão intergranular; Melhora as propriedades Mecânicas em altas temperaturas (fluência).
W	Forte formador de carbonetos; Aumenta a resistência a corrosão por pites.
Al	Induz a formação de fase intermetálica σ ; Aumenta a resistência oxidação em altas temperaturas; Promove o endurecimento por precipitação; Forma compostos intermetálicos.
S	Promove a formação de cavaco quebradiço (Pb e o Se atuam semelhantemente ao S); Reduz a resistência a corrosão, ductilidade, soldabilidade; Favorece a formação de trincas de solidificação durante a soldagem; Aumenta a penetração no processo GTAW.

2.3 Diagrama de Schaeffler

Sabe-se que para obtenção de um aço ferrítico ou austenítico é necessária uma quantidade de elementos de liga alfa-gênicos para estabilizar a ferrita e outra quantidade de elementos de liga gama-gênicos para estabilizar a austenita. Como já foi mencionado, dentre os elementos de liga alfa-gênicos podem ser destacados o cromo, o molibdênio, o

nióbio e silício. Como elementos gamagênicos têm-se o níquel, o carbono, o nitrogênio e o manganês. A partir desses elementos foram desenvolvidas as seguintes fórmulas de cromo e níquel equivalentes.

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn \quad (2.1)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb \quad (2.2)$$

Na década de 50, Schaeffler desenvolveu um diagrama que relaciona a composição química do aço inoxidável com a microestrutura obtida. É um diagrama bastante empregado na soldagem de aços inoxidáveis, apesar de ter sido criado para condições de equilíbrio; apresenta um campo completamente austenítico, outro completamente ferrítico e outro completamente martensítico, com regiões de duas e até de três fases entre os campos (SCHAEFFLER, 1949). A Figura 17 apresenta o diagrama descrito.

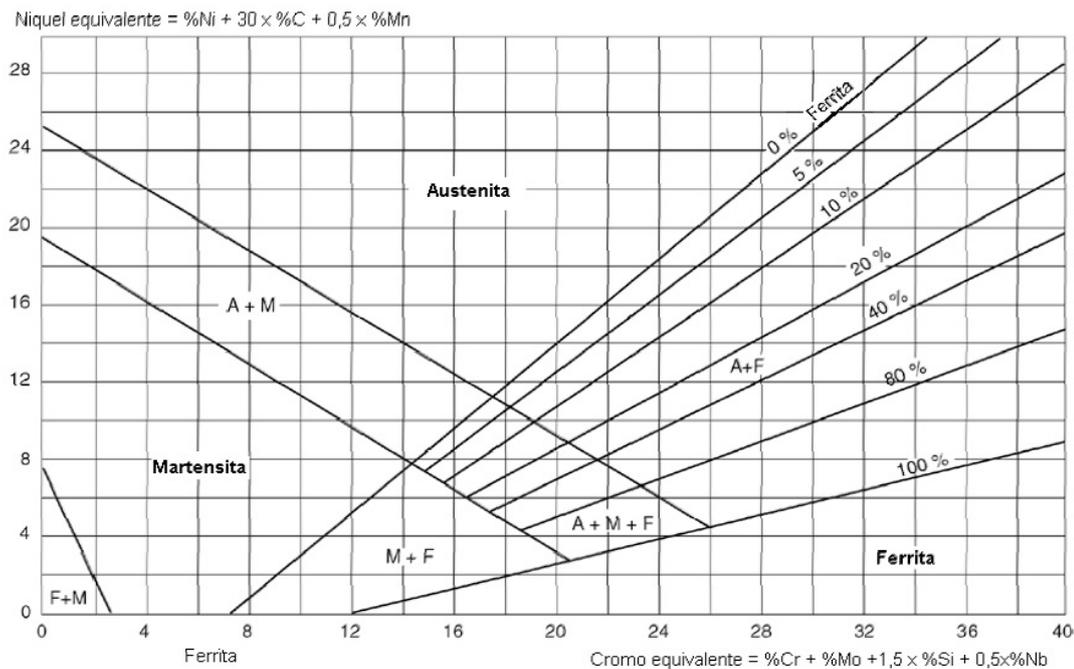


Figura 17: Diagrama de Schaeffler (SCHAEFFLER, 1949).

Para aplicação em soldagem, o diagrama de Schaeffler foi dividido em quatro regiões de composição química, as quais apresentam alguns tipos de discontinuidades ou fragilizações. As regiões são as seguintes: crescimento de grão; trinca a frio induzida por hidrogênio; precipitação de fase sigma entre 600 e 950 °C e trinca de solidificação e liquação. Entre estas há uma quinta região, situada em torno de 21% Cr e 10% Ni e isenta de qualquer tipo de problema.

2.4 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos constituem a maior família dos aços inoxidáveis em termos de número de ligas e utilização. Sua composição básica se resume a Fe-Cr-Ni e o nome que lhes foi atribuído se devem a sua estrutura austenítica a temperatura ambiente, ou seja, cúbica de face centrada (CFC). Estes aços não podem ser endurecidos por tratamento térmico, são não-magnéticos, apresentam ótimas condições de estampabilidade e soldabilidade, e são muito suscetíveis ao fenômeno de CST (PINTO, 2006; SEDRIKS, 1996; BOTTON, 2008).

Como apresentado na seção anterior, a adição de níquel como elemento de liga, em determinadas quantidades, permite transformar a estrutura ferrítica em austenítica tendo como consequência uma grande mudança em muitas propriedades.

Os aços inoxidáveis austeníticos, dos quais o AISI 304 (18%Cr-8%Ni) é o mais popular, têm excelente resistência à corrosão em vários meios, excelente ductilidade e excelente soldabilidade. Os aços dessa classe são utilizados em aplicações em temperatura ambiente, em altas temperaturas (até 1.150 °C) e em baixíssimas temperaturas (condições criogênicas), uma série de alternativas que dificilmente são conseguidas com outros materiais (CARBÓ, 2001).

De acordo com Sedriks (1996), para aumentar a resistência à corrosão das ligas austeníticas são feitas modificações através da adição de elementos de liga tais como:

- a) Adição de Mo, ou Mo+N que são responsáveis pela melhora da resistência à corrosão por pites;
- b) Diminuição do teor de C, e/ou estabilização através de elementos tais como Ti e Nb, a fim de eliminar a possibilidade de ocorrência de corrosão intergranular em juntas soldadas;
- c) Adição de Cr e Ni para aumentar a resistência mecânica do material, além de sua resistência à oxidação a altas temperaturas;
- d) Adição de S e Se o que proporciona uma melhor conformação mecânica, entre outras modificações que geram a série 300 dos aços inoxidáveis.

Na Figura 18 pode-se observar que a adição de molibdênio (2%, aproximadamente) transforma o AISI 304 no aço inoxidável AISI 316, um material muito mais resistente à corrosão por pites e em frestas. Pode-se mencionar, como exemplo, que o aço AISI 304 é recomendado para trabalhar, em temperatura ambiente, com águas que contêm, no máximo, 200 ppm (partes por milhão) de cloreto. O aço AISI 316, nas mesmas condições, é recomendado em águas que contenham até 800 ppm de cloreto. Se a quantidade de cloreto é mais alta (ou mesmo sendo mais baixa, se a temperatura é mais elevada ou se o meio possui características ácidas), adições maiores de molibdênio são necessárias, como é o caso

do aço AISI 317 (ARCELOR MITTAL INOX BRASIL, 2001).

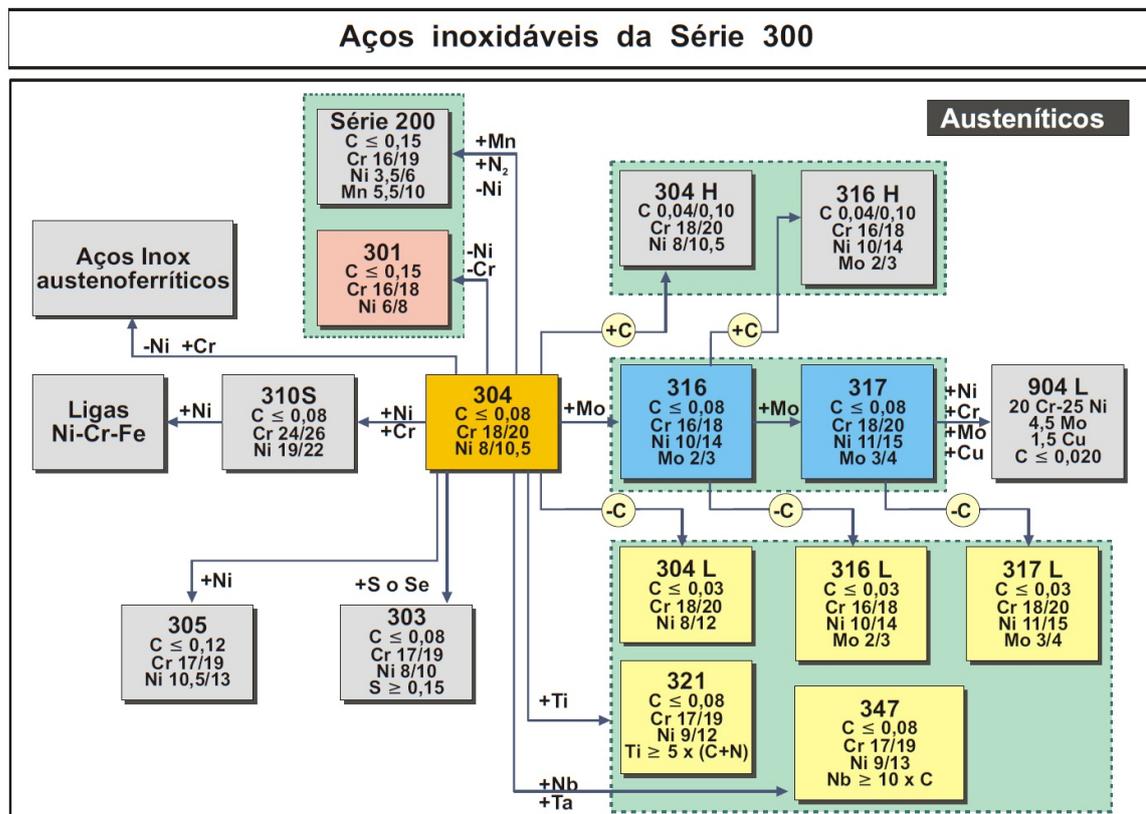


Figura 18: Diagrama da série 300 dos aços inoxidáveis austeníticos (ARCELOR MITTAL INOX BRASIL, 2001).

Segundo Arcelor Mittal Inox Brasil (2001), a quantidade máxima de carbono nos aços AISI 304, AISI 316 e AISI 317 é de 0,08%. Devido ao fato de que a precipitação do cromo como carboneto submete o aço a vários fenômenos que podem prejudicar as propriedades do mesmo, surge uma solução óbvia que é reduzir a quantidade de carbono nestes materiais. Os aços inoxidáveis AISI 304L, AISI 316L e AISI 317L, com carbono máximo de 0,03% são as versões com baixo carbono para os aços AISI 304, AISI 316 e AISI 317 (CARBÓ, 2001).

2.4.1 Aço Inoxidável AISI 317L

O aço inoxidável AISI 317L tem como principal característica a adição superior de molibdênio em sua composição química com relação aos aços que o precedem (AISI 304 e AISI 316), o que garante o aumento da resistência ao ataque químico quando comparado aos aços austeníticos cromo-níquel-molibdênio. Este aço possui, aproximadamente, 1% a mais de cromo, níquel e molibdênio quando comparado com o aço austenítico AISI 316L. O AISI 317L oferece ainda melhores características de fluência e resistência mecânica a elevadas temperaturas quando comparados aos aços inoxidáveis convencionais. A designação americana “low carbon”, ou simplesmente “L”, do aço AISI 317L garante resistência

à sensitização durante soldagem ou quando aplicados processos térmicos devido ao baixo carbono em sua composição química. A combinação de molibdênio e nitrogênio da composição química desse aço é particularmente efetiva em aumentar a resistência à corrosão por pites e por frestas, especialmente em meios ácidos contendo cloretos e compostos de enxofre a elevadas temperaturas. Além disso, o nitrogênio também contribui para o aumento da resistência mecânica da liga.

As propriedades mecânicas do aço inoxidável AISI 317L, na condição recozido, segundo norma ASTM E-8 M, apresentam os valores típicos mostrados na Tabela 5.

Tabela 5: Propriedades mecânicas do aço inoxidável AISI 317L (CRAMER; COVINO, 2003).

Limite de Escoamento 0.2% (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza HRB
330	650	45	87

As principais aplicações do AISI 317L estão voltadas para a indústria química, indústria de petróleo e petroquímica, nas indústrias produtoras de papel e celulose, e como condensadores em estações geradoras de energia a base de combustível fóssil e nuclear. Destina-se à aplicações onde exige-se resistência à corrosão por ácidos orgânicos fortes, como os ácidos naftênicos encontrados no refino de petróleo. Um dos principais destaques é justamente sua resistência superior em ambientes com alta concentração de ácido sulfúrico, motivo pelo qual seu uso é adequado na fabricação de tanques para armazenamento de ácidos na indústria química. É possível observar esse comportamento na Figura 19, que mostra a perda de massa devido à concentração de ácido sulfúrico em diversos aços inoxidáveis. Entretanto, o aço inoxidável AISI 317L é sujeito a corrosão sob tensão em ambiente com cloreto (SCHWEITZER, 1996).

De acordo com Cramer e Covino (2003), o aço AISI 317L tem a sua origem no aço AISI 316L cuja principal diferença é o aumento do teor de Mo, Cr e Ni como mostra a Tabela 6.

Tabela 6: Composição (% massa) dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 316, AISI 316L, AISI 317 e AISI 317L (CRAMER; COVINO, 2003).

AISI	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
316	0,08	2,0	0,05	0,03	1,0	16,00-18,00	10,00-14,00	2,00-3,00
316L	0,03	2,0	0,05	0,03	1,0	16,00-18,00	10,00-14,00	2,00-3,00
317	0,08	2,0	0,05	0,03	1,0	18,00-20,00	11,00-15,00	3,00-4,00
317L	0,03	2,0	0,05	0,03	1,0	18,00-20,00	11,00-15,00	3,00-4,00

Devido ao teor reduzido de carbono, esse aço apresenta soldabilidade superior que o AISI 317. Contudo, o carbono em menor quantidade aumenta a tendência à formação de ferrita- δ , no processamento ou mesmo na soldagem.

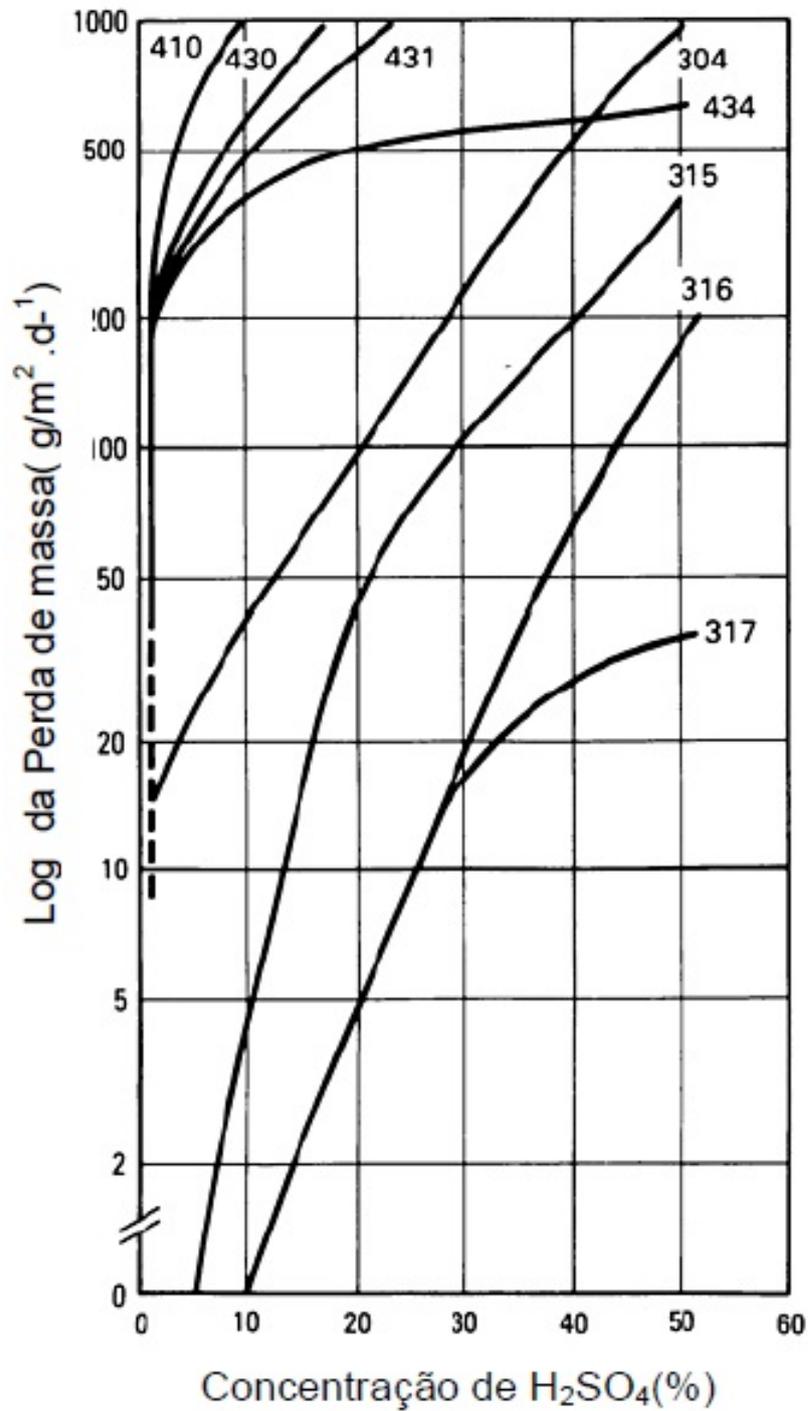


Figura 19: Taxa de corrosão de vários aços inoxidáveis a 20°C em meio de ácido sulfúrico desaerado (CRAMER; COVINO, 2003)

De acordo com Nage et al. (2004), o aço AISI 317L pode se solidificar no modo de ferrita primária (Modo III). A partir de análises metalográficas ele observou a presença de ferrita-delta retida no centro das dendritas tendo morfologia vermicular conforme Figura 20.

Mataya et al. (2003), estudando AISI 317L fundido, reportou que esse material tem predominantemente o modo de solidificação II (austenita primária e ferrita interdendrítica) conforme Figura 21. Porém, ele reporta vários cálculos de Cr_{eq} e Ni_{eq} e afirma que o AISI 317L pode se solidificar pelos modos II e III.

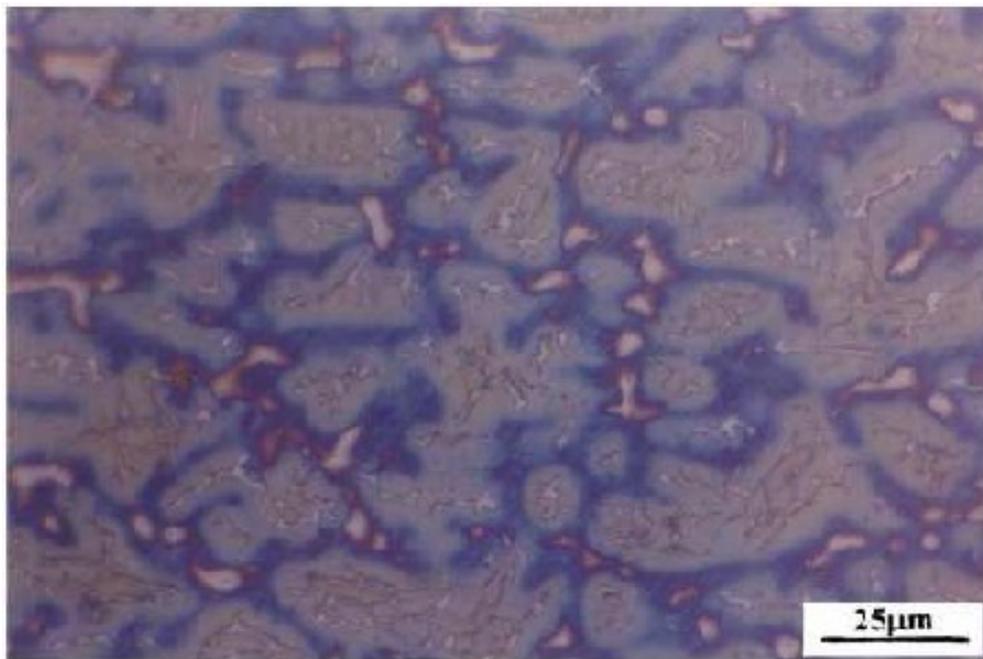


Figura 20: Micrografia de uma solda de aço AISI 317L evidenciando a presença de ferrita-delta no centro das dendritas de austenita. Modo III de solidificação (NAGE et al., 2004).

2.5 Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex combinam elevada resistência mecânica e resistência à corrosão. Resultado de uma união perfeita entre os aços inoxidáveis austeníticos e os aços inoxidáveis ferríticos, estes aços combinam as melhores características de ambas as ligas, como por exemplo, imunidade à corrosão sob tensão e boa soldabilidade. A adição de nitrogênio aos aços inoxidáveis duplex permite aumentar a tenacidade e a resistência à corrosão da ZTA (Zona Termicamente Afetada) comparativamente à do metal base na condição soldada.

Com baixo percentual de níquel em sua composição química, estes aços apresentam seu limite de escoamento muito superior aos dos aços inoxidáveis austeníticos, permitindo a concepção de projetos com espessuras mais finas e com maior resistência à corrosão.

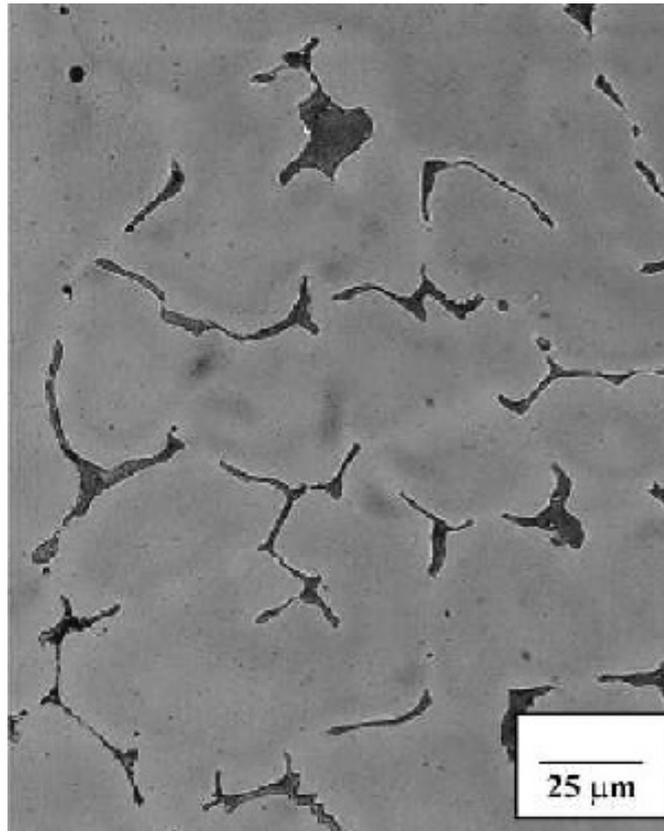


Figura 21: Micrografia do aço AISI 317L fundido evidenciando a presença de ferrita-delta no espaço interdendrítico. Modo II de solidificação (MATAYA et al., 2003).

Utilizado na indústria de petróleo e gás em tubos flexíveis para extração de petróleo, podendo também ser aplicado em tanques para armazenagem de produtos químicos e equipamentos para o segmento de papel e celulose.

De acordo com Davis (1996), aço inoxidável dúplex é o nome dado à classe de materiais com microestrutura bifásica, composta por uma matriz ferrítica e ilhas de austenita, com frações volumétricas de, aproximadamente, 50% de cada fase, sendo que o número de contornos de grão α/α e γ/γ são similares ao número de interfaces α/γ .

A produção atual dos aços inoxidáveis Duplex é pequena se comparada com a dos ferríticos e austeníticos, mas é de grande importância, pois têm uma utilização bastante específica, principalmente em indústrias de ponta, como indústrias químicas, petrolíferas, de geração de energia e também de papel e celulose, entre outras.

Esse tipo de aço tem um comportamento superplástico, indicado pelas grandes e uniformes deformações às quais podem ser sujeitos sem a formação de estrição em temperaturas próximas à metade da temperatura de fusão dos mesmos. A superplasticidade estrutural é causada pela presença de uma estrutura muito refinada, obtida durante a transformação de parte da fase ferrítica para a combinação de estrutura austenítica/ferrítica. A Figura 22 representa a microestrutura de um aço inoxidável dúplex, onde se pode

observar uma distribuição relativamente próxima em quantidade de fase ferrítica (preta) e de fase austenítica (clara).

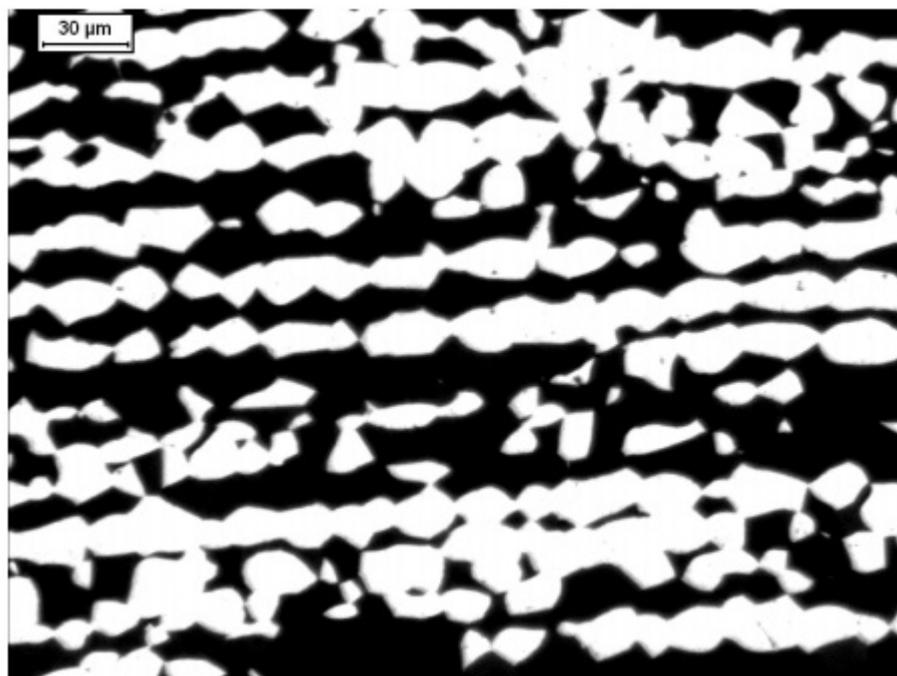


Figura 22: Amostra de aço inoxidável SAF 2205 solubilizada a 1150°C por uma hora, e resfriada em água. Ferrita (preta) e austenita (clara). Ataque: Behara modificado (MAGNABOSCO; SANTOS; MELO, 2009).

Em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, os duplex apresentam vantagens relevantes, principalmente a interessante combinação de boa resistência à corrosão simultânea à alta resistência mecânica, sendo a segunda consequência da estrutura de grãos refinados presente neste tipo de aço. Outro fator proeminente consiste na composição do aço inoxidável duplex, que apresenta menor teor de níquel do que os austeníticos, o que o torna economicamente viável. As primeiras análises e descrições da microestrutura duplex surgiram em 1927 e, a partir de 1930 iniciou-se o desenvolvimento deste aço nos Estados Unidos e na Europa. Todavia, este material passou a ser comercialmente disponível apenas na década de 70, quando foi possível a obtenção de um material mais refinado, e desde então sua utilização cresceu rapidamente nas indústrias. O uso deste aço com maior intensidade, contudo, só aconteceu a partir da década de 1990 (NILSSON, 1992).

Vários documentos apresentaram as ligações entre propriedades mecânicas e microestrutura. Isto inclui o efeito de tratamento térmico / precipitação de fase e as propriedades mecânicas (MAINES et al., 2007; DAKHLAOUI et al., 2007). Está confirmado que, para os Duplex 2205 e 2507, o percentual da fase sigma em torno de 1-2% já reduz de forma drástica a tenacidade dos aços mesmo se as propriedades de tração sejam menos afetadas. Tratamento térmico de 5 minutos na faixa de temperatura de 1035-1050 °C para os Duplex 2205 é suficiente para restaurar a microestrutura austenita/ferrita. Temperaturas de aquecimento mais baixas precisam de tempo de permanência maior.

A influência dessas transformações de fase nos ensaios de fadiga de baixo ciclo foi também apresentada. Verifica-se que os Duplex e Superduplex (2507), na condição recozida, são caracterizados pela alta resistência à propagação de trincas por fadiga com micromecanismo de propagação dúctil de trincas. Tratamento térmico de precipitação diminui a resistência à propagação de trincas por fadiga e aumentam o crescimento de trincas por fadiga. A morfologia da superfície é fortemente afetada. Clivagem é comumente observada na presença de microestrutura não adequada ferrita/austenita (MOSCATO et al., 2007; VIGNAL et al., 2007).

A resistência à corrosão é determinada pela capacidade que esses materiais têm de se passivar e permanecer nesse estado no ambiente a que estiver exposto. Essa propriedade está relacionada, principalmente, aos elementos de liga presentes na composição química do aço, embora outros fatores como tamanho de grão, distribuição e morfologia de inclusões, precipitação de fases e qualidade da superfície também exerçam influência. Os mecanismos de corrosão mais comuns são: corrosão por pite e corrosão sob tensão. Em geral, os aços inoxidáveis dúplex apresentam elevada resistência a todos esses mecanismos. Nos aços inoxidáveis austeníticos, assim como nos ferríticos, os elementos de liga estão distribuídos em uma única fase, fazendo com que a resistência à corrosão desses aços seja relativamente homogênea. Nos dúplex, no entanto, caso uma das fases apresente menor resistência à corrosão, esta determinará o comportamento do material. Embora a concentração dos elementos de liga seja diferente nas fases ferrita e austenita, os aços inoxidáveis dúplex modernos possuem apurado balanceamento de elementos de liga em ambas as fases, conduzindo a propriedades de corrosão bastante equilibradas para as duas fases. (FONTANA; GREENE, 1967; NICHOLS, 1994; STEEL, 1999).

2.6 Sensitização dos Aços Inoxidáveis

Quando estes materiais são submetidos a temperaturas entre 425 e 850 °C, o carbono e o cromo se combinam e se precipitam como carboneto de cromo ($M_{23}C_6$). Esta precipitação ocorre preferencialmente nos contornos de grão do material, o que provoca um empobrecimento de cromo nas regiões adjacentes dos mesmos. O fenômeno é conhecido como sensitização e um material sensitizado (dependendo da intensidade da precipitação de $M_{23}C_6$) pode ficar com quantidades de cromo em solução sólida, nas adjacências dos contornos de grão, tão baixas que essas regiões perderão a resistência à corrosão.

Os materiais sensitizados, quando estão em contato com determinados meios, em particular os ácidos, sofrerão corrosão. Como o empobrecimento do cromo ocorre nas adjacências dos contornos de grão, esse tipo de corrosão, que acaba destacando os grãos do material, é conhecida como corrosão intergranular (CARBÓ, 2001).

2.7 Formação de Fases Deletérias

É possível verificar que a precipitação de fases intermetálicas nos aços inoxidáveis se dá de forma complexa e dependente de vários fatores, como composição química, presença de certos elementos, temperatura entre outros fatores. As principais fases deletérias nos aços inoxidáveis são: fase σ (sigma), fase χ (chi), fase Laves (η), carbonetos ($M_{23}C_6$) e nitretos (MN ou M_2N).

2.7.1 Precipitação da Fase Sigma

A precipitação da fase sigma (σ) em aços inoxidáveis pode ocorrer em aços austeníticos, ferríticos e em estruturas tipo dúplex com as fases austenita e ferrita. A precipitação deste intermetálico (Fe-Cr-Mo), de estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), com 30 átomos por célula unitária e rica em elementos estabilizadores da ferrita (cromo, molibdênio e silício), provoca perda de resistência e resulta em uma matriz empobrecida de cromo e molibdênio (TOTTEN, 2006; ALVAREZ-ARMAS; DEGALLAIX-MOREUIL, 2009; POHL; STORZ; GLOGOWSKI, 2007).

De acordo com Hall e Algie (1966) e Barbosa et al. (1977), a fase sigma foi detectada pela primeira vez por Bain e Griffiths em 1927, em seus estudos sobre o ternário Fe-Cr-Ni. Por apresentar elevada dureza (equivalente em alguns casos a 940 HV) e grande fragilidade (ensaios de microdureza induziam trincas no microconstituente em estudo), os pesquisadores denominaram o constituinte metalográfico formado por sigma de “B” (lembrando “brittleness”, fragilidade). Somente em 1936 o nome “fase- σ ” foi designado para esse composto e, finalmente em 1951, Bergmann e Shoemake estudaram a fase- σ em detalhes reportando sua estrutura cristalográfica no sistema Fe-Cr.

A Figura 23 mostra a estrutura cristalina TCC da fase σ numa estrutura cristalográfica complexa denominada de fase de Frank-Kasper, composta por interstícios tetraédricos com estequiometria A_2B , onde A e B representam elementos de transição da Tabela periódica. O elemento A é pobre em elétrons da camada eletrônica “d” e tem estrutura cristalina cúbica de corpo centrada (CCC) em seu estado puro, apresentando maior raio atômico que o elemento B, e preferência por sítios com menor número de coordenação. O elemento B é rico em elétrons da camada eletrônica “d” e tem estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) ou hexagonal compacta (HC) em seu estado puro (FERREIRA, 2009; PADILHA; RIOS, 2002).

De acordo com Gunn (1997) a fase σ fragiliza e endurece o aço. Entretanto, trabalhos anteriores mostram que o efeito de endurecimento não se revela no início da formação de fase σ , ao passo que a tenacidade é logo afetada por pequenos teores desta fase, que por sua vez se forma por resfriamento contínuo e lento a partir de 1000 °C, ou por exposição isotérmica entre 600 °C e 1000 °C, sendo mais rápida na faixa de 800 °C a 900°C.

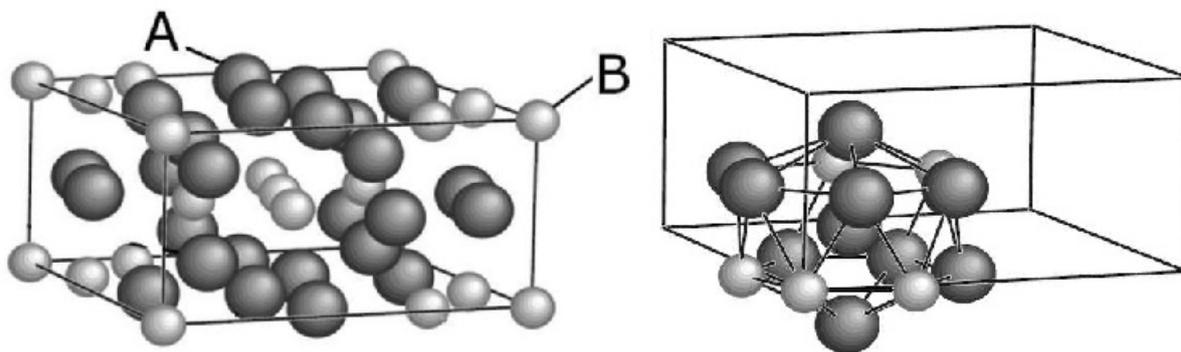


Figura 23: Estrutura cristalina da fase σ onde em um sistema Fe-Cr, (a) “A” corresponde ao cromo e “B” corresponde ao ferro e (b) é a representação esquemática de um dos sítios tetraédricos presentes (JOURBERT, 2008).

A cinética de precipitação da fase σ , em função da classe de aço inoxidável, decresce na seguinte ordem: Duplex > ferrítico > austenítico (VILLANUEVA et al., 2006). Sendo o foco do presente trabalho as classes austenítica e duplex dos aços inoxidáveis, especificamente as ligas AISI 317L e AISI 2209, será apresentada uma síntese sobre a cinética de precipitação da fase σ nas classes dos aços inoxidáveis propostos.

2.7.1.1 Precipitação da Fase Sigma nos Aços Inoxidáveis Duplex

Nos aços inoxidáveis duplex a precipitação de fase σ ocorre para uma faixa de temperatura entre 650 e 950 °C, atingindo a máxima velocidade de precipitação a 850°C, transformando praticamente toda a ferrita em poucas horas. A alta suscetibilidade à precipitação de fase σ dos aços inoxidáveis duplex é associada à composição da ferrita presente na microestrutura do aço, rica em elementos formadores da fase sigma (Cr, Mo e Si) e pobre em elementos que dificultam sua precipitação (C, N e Ni) (FERREIRA, 2009; VILLANUEVA et al., 2006; HOAR; BOWEN, 1953; HALL; ALGIE, 1966; BRANDI; PADILHA, 1990).

Desta forma espera-se que a formação da fase sigma nos aços dúplex solubilizados se dê basicamente a partir da ferrita. Além disso, a difusão de elementos formadores da fase sigma, particularmente cromo, é 100 vezes mais rápida na ferrita que na austenita (LANGEORG, 1991), facilitando sua formação. Adições de tungstênio, vanádio, titânio e nióbio também promovem a formação de sigma (DAVIS, 1995).

Conforme relatado por Jackson, Visser e Cornish (1993), em estudos usando o aço inoxidável duplex 2205, a fase sigma pode ser encontrada após envelhecimento entre 700°C e 950°C por períodos mínimos variando de 10 a 30 minutos, e assume-se que sua composição química seja Fe - 29% Cr - 3% Ni - 10% Mo - 1% Mn. Outros autores, citados em Davis (1995) reportam que em ligas 25% Cr - 20% Ni com até 8,2% Mo, com o aumento do teor de molibdênio nas ligas o teor de cromo na fase sigma decresce de 42,6% para 31,0%, o teor

de ferro reduz-se de 43,3% para 38,8%, enquanto que o teor de níquel se mantém constante em 10%, elevando-se o teor de molibdênio para até 14,3%. Os resultados mostram ainda que, com o aumento do teor de molibdênio nestas ligas, a fração de sigma formada em envelhecimento a 850°C por até 525 h cresce de 3% para 60%.

Nilsson e Wilson (1993), usando o aço inoxidável SAF 2507, envelhecido a 850°C por 10 minutos, mostram que os 7,2% de fase sigma formada devem ter composição química 31,0%Cr-9,7%Mo-3,8%Ni-54,5%Fe.

Adhe et al. (1996), em estudo sobre a presença de fase sigma em aço 26%Cr-5,5%Ni-2,35%Mo-0,8%Mn-0,45%Si-1,7%Cu-0,02%C-0,17%N com fração volumétrica de 60% de ferrita e 40% de austenita no estado solubilizado, constataram por microscopia eletrônica de transmissão que após envelhecimento entre 750°C e 850°C por até 10 horas apenas fase sigma precipitou neste sistema, não encontrando-se nenhuma fase secundária.

De acordo os estudos de Jolly e Hockmann (1973), a evolução microestrutural de um aço inoxidável duplex com 20,9% Cr e 7,4% Ni em tratamentos isotérmicos entre 600°C e 1150°C, mostrou-se significativamente dependente da formação de carbonetos $M_{23}C_6$ e da fase σ . Os resultados mostraram que a formação da austenita foi diretamente favorecida pelo empobrecimento da matriz em cromo produzido pelo surgimento destas fases.

2.7.1.2 Precipitação da Fase Sigma nos Aços Inoxidáveis Austeníticos

A precipitação da fase σ nos aços inoxidáveis austeníticos, por possuírem níquel em sua composição química, pode ser visualizada por meio do diagrama ternário Fe-Cr-Ni, conforme mostra a Figura 24.

É possível observar que basicamente quatro fases sólidas são formadas neste sistema: austenita (γ), ferrita (α e δ), ferrita alfa (α') e fase sigma (σ). A formação da fase σ é proporcional ao teor de cromo, porém, observa-se que é inversamente proporcional ao teor de níquel, reduzindo sua formação conforme se aumenta o teor desse elemento de liga.

A fase σ precipitada a partir da austenita forma-se nos contornos de grãos, especificamente nos pontos triplos, com uma morfologia de plaquetas (PADILHA et al., 2007).

Villanueva et al. (2006) estudaram a precipitação da fase σ em três diferentes aços inoxidáveis (austenítico AISI 316L, duplex UNS S31803 e superferrítico 1.4575) onde foi possível observar a precipitação da fase σ na região supracitada (Figura 25).

Farnese et al. (2014), no estudo dos efeitos do envelhecimento térmico na microestrutura e na resistência à corrosão do metal de solda de aço AISI 317L, constataram tanto na interface δ/γ , como no interior da ferrita δ , a presença de fases intermetálicas que provavelmente correspondem a fase σ .

A Figura 26 mostra uma micrografia do metal de solda AWS A5.9 ER317L enve-

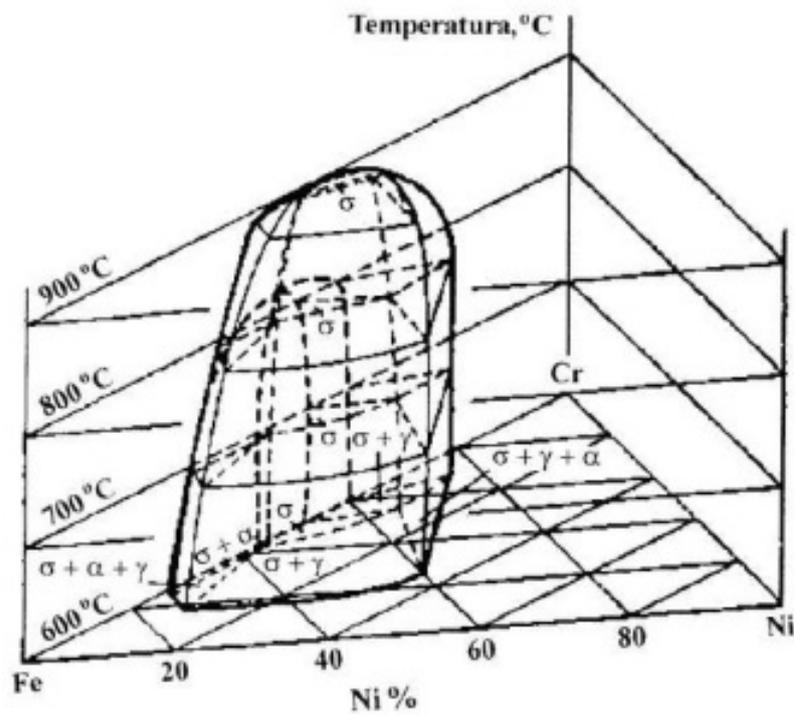


Figura 24: Diagrama ternário Fe-Cr-Ni (PADILHA et al., 2007).

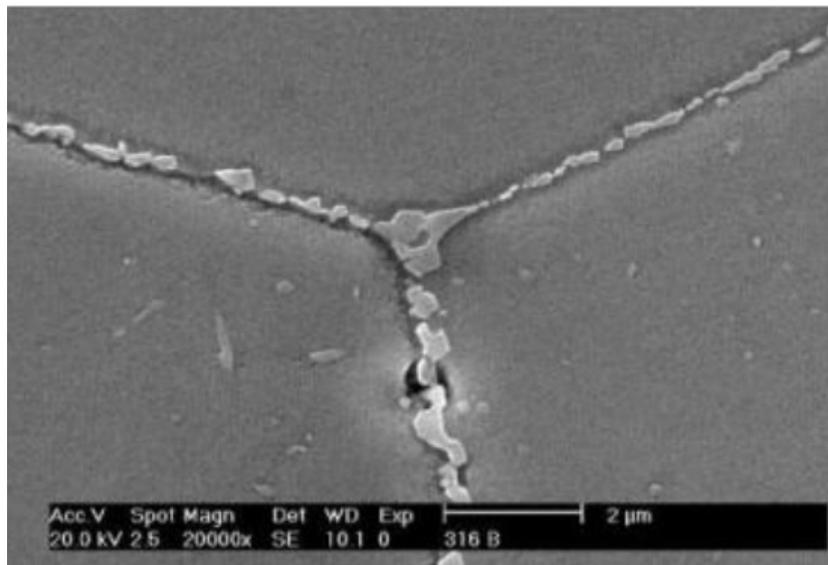


Figura 25: Precipitação da fase σ nos contornos de grão em uma amostra de aço inoxidável AISI 316L (MEV) (VILLANUEVA et al., 2006).

lhecidas por 200 horas, onde é possível visualizar a região de precipitação da fase σ .

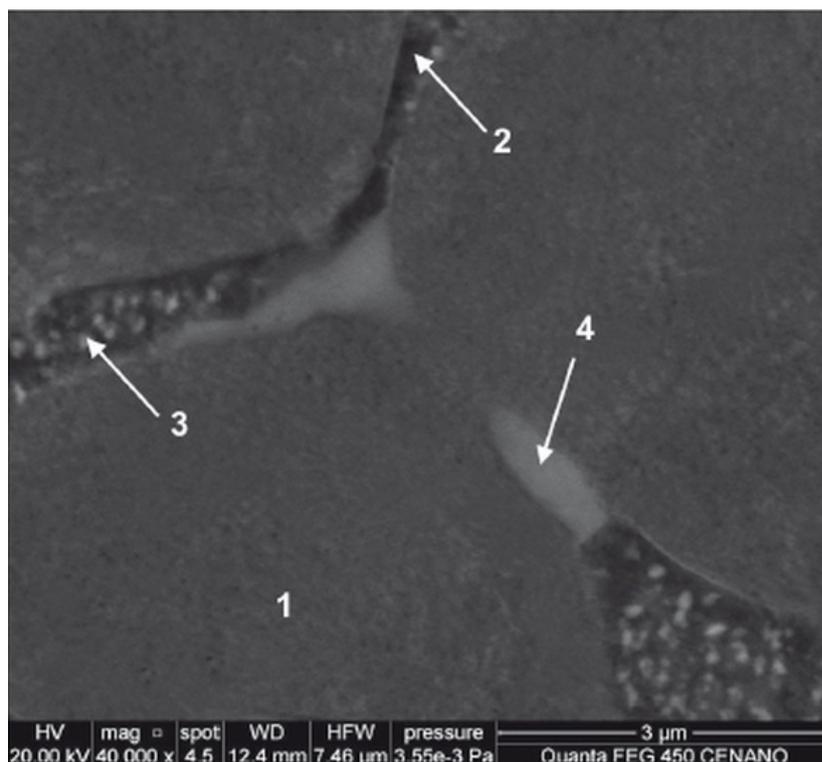


Figura 26: Microestrutura da zona fundida do metal de solda do aço inoxidável AISI 317L, apresentando: 1) ferrita δ ; 2) Austenita γ ; 3) e 4) Precipitação da fase σ nos contornos de grão (MEV) (FARNESE et al., 2014).

Em alguns aços inoxidáveis austeníticos, que apresentam um determinado teor de ferrita delta (δ) em sua composição, tais como na condição de fundido ou soldado, a precipitação da fase σ a partir da ferrita δ é preferencial e significativamente mais rápida, pois como já mencionado, a difusão do cromo e do molibdênio é cerca de 100 vezes mais rápida na ferrita do que na austenita. A decomposição da ferrita- δ ocorre do mesmo modo citado para os aços inoxidáveis duplex, através de uma reação eutetóide do tipo: $\delta \rightarrow \sigma + \nu$ secundária. Isto ocorre devido à composição química da ferrita- δ , rica em elementos facilitadores para a formação da fase σ . Tem-se também que a fase σ formada a partir da ferrita- δ possui uma composição química mais rica em Cr, Mo e Si do que a formada a partir da austenita nos contornos de grão (VILLANUEVA et al., 2006; PADILHA et al., 2007; ZINGALES; QUARTARONE; MORETTI, 1985).

De acordo com Barcik e Brzycka (1983) a composição química da fase σ em aços inoxidáveis austeníticos contendo cromo e níquel pode ser expressa pela fórmula $\text{Cr}_{23}\text{Fe}_{23}\text{Ni}_4$, e que na presença de molibdênio a fórmula que melhor expressa sua composição é $(\text{CrMo})_{35}(\text{FeNi})_{65}$. Os resultados mostraram que os, a maior contribuição em estabilizar a fase σ nos aços austeníticos vem do silício; num aço AISI 316Ti com 1,04%Si, apresentando austenita (18%Cr - 1,7%Mo - 67%Fe - 12%Ni) e ferrita (23%Cr - 3%Mo - 64%Fe - 8%Ni) após solubilização a 1250°C por 5 horas, seguida de resfriamento em água, os autores afirmam que fase σ

se forma após envelhecimento a 900 °C por 100 horas, respeitando a composição 26%Cr - 5%Mo - 60%Fe - 8%Ni.

2.7.2 Precipitação da Fase χ

A fase chi (χ), como a fase σ , é também frágil e indesejável nos aços inoxidáveis por comprometer tanto a tenacidade quanto a resistência à corrosão. Sua presença é sempre associada à presença da fase σ , sendo identificada ou por microscopia eletrônica de varredura, ou difração de raios-X usando a técnica de extração de precipitados. De estrutura cúbica e estequiometria $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ ou $\text{Fe}_{35}\text{Ni}_3\text{Cr}_{13}\text{Ti}_7$, a faixa de precipitação da fase χ é relativamente mais estreita e mais elevada que a fase- σ (550 à 900 °C) e depende do teor de Mo do aço. A composição da fase- χ é similar a da fase- σ , mas ao contrário desta, a fase χ pode dissolver o carbono. Devido a essa propriedade, a fase χ foi classificada no passado como um carboneto do tipo M18C (PADILHA; RIOS, 2002).

A precipitação desta fase ocorre preferencialmente nos contornos de grão, contornos de maclas incoerentes com a matriz, e discordâncias, quando o material é deformado a frio.

Thorvaldsson et al. (1985) afirmam, no entanto, que apesar da fase chi formar-se tanto nas interfaces α/v como na ferrita, esta se transforma rapidamente em σ .

Segundo Song, Baker e Mcpherson (1996), à habilidade de dissolver o carbono e também sua fácil nucleação, implica na precipitação da fase χ antes da fase σ em determinadas condições. A fase χ não é tão estudada quanto à fase σ , apesar de que sua presença também fragiliza o aço inoxidável, pois esta fase serve como sítio para nucleação de fase σ , o que contribui para a redução de suas propriedades mecânicas e de resistência a corrosão (PADILHA; RIOS, 2002).

2.7.3 Precipitação da Fase Laves

A fase Laves (η) são formadas basicamente por dois elementos químicos e são caracterizadas por possuírem uma estrutura hexagonal compacta e estequiometria A_2B . Nomeadas primeiramente por Fritz Laves que foi precursor na descrição desta fase, ela é classificada com base na sua geometria apresentando as seguintes classes: cúbica MgCu_2 (C15), hexagonal MgZn_2 (C14), e hexagonal MgNi_2 (C36). As duas últimas classes são as únicas formas do arranjo hexagonal, mas partilham da mesma estrutura básica. Em geral, os átomos de A são ordenados como um losango, losango hexagonal, ou uma estrutura relacionada, e os átomos de B são ordenados como tetraedros em torno dos átomos de A, para formar a estrutura AB_2 .

A fase Laves são de particular interesse na investigação metalúrgica moderna devido suas propriedades físicas e químicas anormais. Muitas aplicações hipotéticas ou primitivas

foram desenvolvidas, mas pouco conhecimento prático foi elucidado a partir do estudo da fase Laves até agora.

De acordo com [Padilha e Guedes \(1994\)](#), a fase de Laves mais comum nos aços inoxidáveis austeníticos é do tipo C14(MgZn₂), apresentando as seguintes estequiometria: Fe₂Mo, Fe₂Ti e Fe₂Nb. Esta fase não provoca o endurecimento por precipitação, único efeito benéfico causado por esta fase ao material, ela causa queda da ductilidade e empobrecimento da matriz em Mo, Ti, e Nb. Capaz de dissolver o C, a fase Laves, apresentam estabilidade em temperaturas abaixo de 815°C e se mostram dependentes do teor de Mo, Nb e Ti.

[Padilha e Guedes \(1994\)](#) afirma ainda que um excesso de apenas 0,07% em peso de Nb elemento em relação à estequiometria necessária para formar os carbonetos de nióbio pode formar Fe₂Nb em recozimentos longos.

2.7.4 Precipitação de Carbonetos (M₂₃C₆)

Devido a baixa solubilidade do carbono na austenita, a precipitação de carbonetos nos aços inoxidáveis austeníticos é mais comum entre carbonetos do tipo M₂₃C₆, onde M representa Cr, Fe, Mo e Ni e/ou de carbonetos do tipo MC, onde M representa Ti, Nb e V. A precipitação de carbonetos do tipo M₆C e M₇C₃ é menos frequente, sendo o M₂₃C₆ o mais comum nestes aços com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) ([PADILHA; RIOS, 2002](#)).

A região mais de precipitação de carbonetos mais comum encontra-se na interfaces α/v , mas também pode ser encontrado nas interfaces α/α e v/v , e ainda com menor incidência no interior dos grãos. Em temperaturas elevadas (entre 1050°C e 950°C) carbonetos do tipo M₇C₃ precipitam preferencialmente nas interfaces α/v . Esta precipitação pode ser evitada se o resfriamento for conduzido nesta faixa de temperaturas em menos de 10 minutos. Abaixo de 950°C, o carboneto que precipita é o M₂₃C₆, necessitando de menos de um minuto para se precipitar. Geralmente os carbonetos se precipitam mais rápido que as fases intermetálicas devido à alta difusividade intersticial do carbono, sendo fortemente influenciada pelo seu teor na liga. Entretanto, caso haja alguma fase intermetálica já precipitada, ocorre empobrecimento do Cr e Mo na matriz, o que desfavorece a formação dos carbonetos [Solomon e Devine \(1982\)](#).

2.7.5 Precipitação de Nitretos (MN e M₂N)

De acordo com [Padilha e Rios \(2002\)](#) os nitretos se precipitam nos aços inoxidáveis austeníticos de duas diferentes formas: (a) nitretos primários do tipo MN (M podendo ser Zr, Ti, Nb e V) formados em aços estabilizados contendo quantidades residuais de nitrogênio (0,1% em peso); e (b) nitretos secundários do tipo M₂N (M podendo ser Cr,

Fe), que precipita nos aços inoxidáveis contendo teores de nitrogênio na ordem de 0,1 à 0,9% em peso.

Apesar de serem mais estáveis que os carbonetos MC e não se dissolverem durante a solubilização, os nitretos MN possuem a mesma estrutura cristalina e podem também dissolver alguns elementos da matriz, como Fe Cr e Ni.

A precipitação dos nitretos pode ocorrer nos de contornos de grão, dentro dos grãos e nas discordâncias. O decaimento de nitrogênio da matriz devido à formação dos nitretos pode desestabilizar a austenita, induzindo a formação de ferrita- δ e precipitação de outras fases intermetálicas, por isso sua presença nos aços inoxidáveis austeníticos é na maioria das vezes indesejada.

Nilsson (1992) relata que com o aumento do teor de nitrogênio como elemento de liga nos aços inoxidáveis dúplex, a precipitação de Cr_2N torna-se mais efetiva, ocorrendo principalmente no intervalo de 700°C a 900°C ou durante o resfriamento. Neste último caso a precipitação de Cr_2N é possível, pois a ferrita se encontrará supersaturada durante o resfriamento, o que pode levar a precipitação intergranular na ferrita. No caso de tratamento isotérmico, as partículas de nitreto se precipitam preferencialmente nas interfaces α/α ou α/ν , usufruindo da maior mobilidade do cromo na ferrita, e do fornecimento de nitrogênio pela austenita.

2.8 Corrosão nos Aços Inoxidáveis

Estudos sobre corrosão são muito importantes, principalmente quando se estuda aço inoxidável, pois existe uma ideia errada de que os mesmos não corroem independente do ambiente a que estão expostos. Estes estudos auxiliam na especificação correta de diferentes tipos de materiais em diferentes meios, além de auxiliar na sua manutenção, pois em muitos casos opta-se por conviver com a corrosão, que deve ser monitorada de tempos em tempos Botton (2008).

De acordo com Roberge (2012), no caso dos aços inoxidáveis, as principais falhas causadas por corrosão ocorrem devido a problemas de corrosão sob tensão, por pite, uniforme e intergranular, conforme se pode notar na distribuição percentual através do gráfico da Figura 27.

É importante notar que a maior porcentagem de falhas se deve a processos de corrosão sob tensão. Como os aços inoxidáveis ferríticos são imunes a este tipo de corrosão, conclui-se que as falhas ocorridas são predominantemente em aços inoxidáveis austeníticos. Este fato já sugere que o emprego de aços inoxidáveis ferríticos levaria a um número menor destas falhas. Por sua vez a corrosão por pite está em segundo lugar quanto ao número de falhas. Neste caso, não se sabe dizer quais seriam os tipos de aços inoxidáveis mais atingidos.

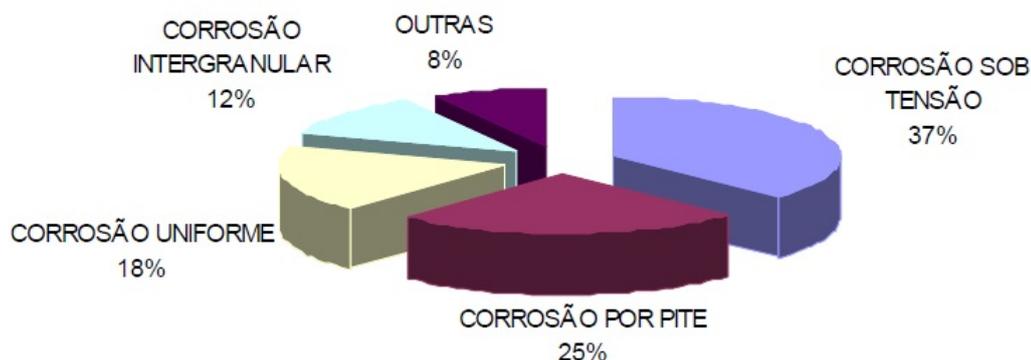


Figura 27: Distribuição percentual dos principais problemas causados por corrosão (ROBERGE, 2012)

No entanto, um investimento em aços inoxidáveis ferríticos, com particular resistência à corrosão por pites, não só diminuiria o número de falhas com corrosão sob tensão, como também as deste tipo e o ganho total poderia corresponder a 62% das falhas (BOTTON, 2008).

O filme passivo que se forma nos aços inoxidáveis é muito fino e aderente. Os filmes formados em meios oxidantes (como é o caso do ácido nítrico, frequentemente utilizado em banhos de decapagem) são mais resistentes. Os aços inoxidáveis formam e conservam filmes passivos em uma grande variedade de meios, o que explica a elevada resistência à corrosão destes materiais e a grande quantidade de alternativas que existem para a utilização dos mesmos.

Em geral, os aços inoxidáveis apresentam uma boa resistência à corrosão em meios oxidantes (que facilitam a formação e a conservação dos filmes passivos). A resistência à corrosão destes materiais é fraca em meios redutores (que não possibilitam a formação destes filmes ou os destroem). A diferença de comportamento entre um aço inoxidável e outro material que não tenha a capacidade de formar filmes passivos em um determinado meio, se manifesta com o traçado de curvas "velocidade da corrosão x concentração de oxidante no meio" Davis (1995), Arcelor Mittal Inox Brasil (2001), Carbó (2001).

Um determinado meio redutor, como o ácido sulfúrico, por exemplo com 50% de concentração, foi sujeito a adição lenta de um oxidante, por exemplo cátion férrico, $Fe(+3)$. Em um material que não apresenta o fenômeno da passividade, pode-se observar que na medida em que se aumenta a concentração de oxidante, maior será a velocidade de corrosão (pequenos aumentos na concentração de oxidante provocam grandes aumentos na velocidade de corrosão), como pode ser observado na Figura 28.

Um aço inoxidável submerso em ácido sulfúrico com essa concentração, no início também terá uma elevada velocidade de corrosão e com pequenos aumentos da concentração de oxidante, é possível observar um comportamento semelhante ao de um metal não

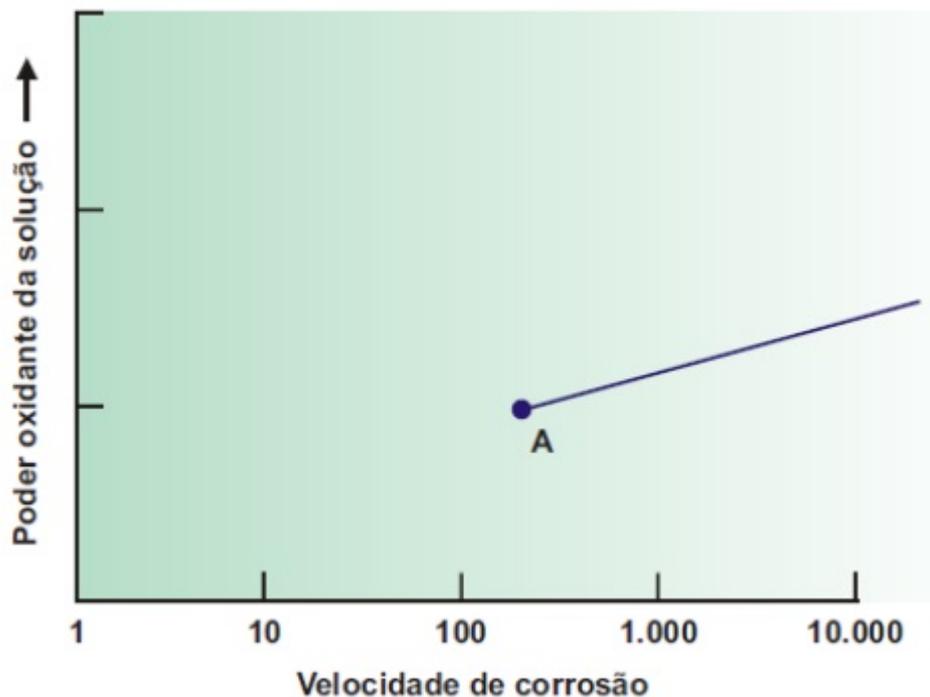


Figura 28: Velocidade de corrosão em função da concentração de agentes oxidantes para metais não passiváveis (CARBÓ, 2001).

passivável como pode ser visto no ponto A da Figura 28. Porém, depois de atingida uma determinada concentração de oxidante (ponto B da Figura 29), o meio será suficientemente oxidante provocando a formação do filme passivo e a velocidade de corrosão cairá brusca-mente não aumentando com novos aumentos da concentração de oxidante. Quando esta concentração é muito alta, novos aumentos na taxa de corrosão poderão ocorrer.

Na curva da Figura 29 se diferenciam nitidamente 3 regiões: atividade, passividade e transpassividade. O fato de que uma grande quantidade de meios "agressivos" atuarem no domínio da passividade, explica a elevada resistência à corrosão dos aços inoxidáveis e as amplas possibilidades de utilização dos mesmos em diversas aplicações.

Uma vez que o presente trabalho tem como foco principal o estudo da corrosão sob tensão de aços inoxidáveis, no próximo tópico será apresentada uma breve revisão deste assunto.

2.8.1 Corrosão Sob Tensão nos Aços Inoxidáveis

Ao relacionar à suscetibilidade a corrosão sob tensão em função dos teores de Níquel (Ni), começando de 0,1% Ni (em solução de Mg_2Cl em ebulição), as ligas tornam-se mais suscetíveis, alcançando a vulnerabilidade máxima em torno de 8-12% Ni, onde se incluem os aços austeníticos mais comuns. Quando se evolui para concentrações maiores, chegando a 42% de Ni ou mais, as ligas aparentam serem imunes a fraturas, possivelmente pela

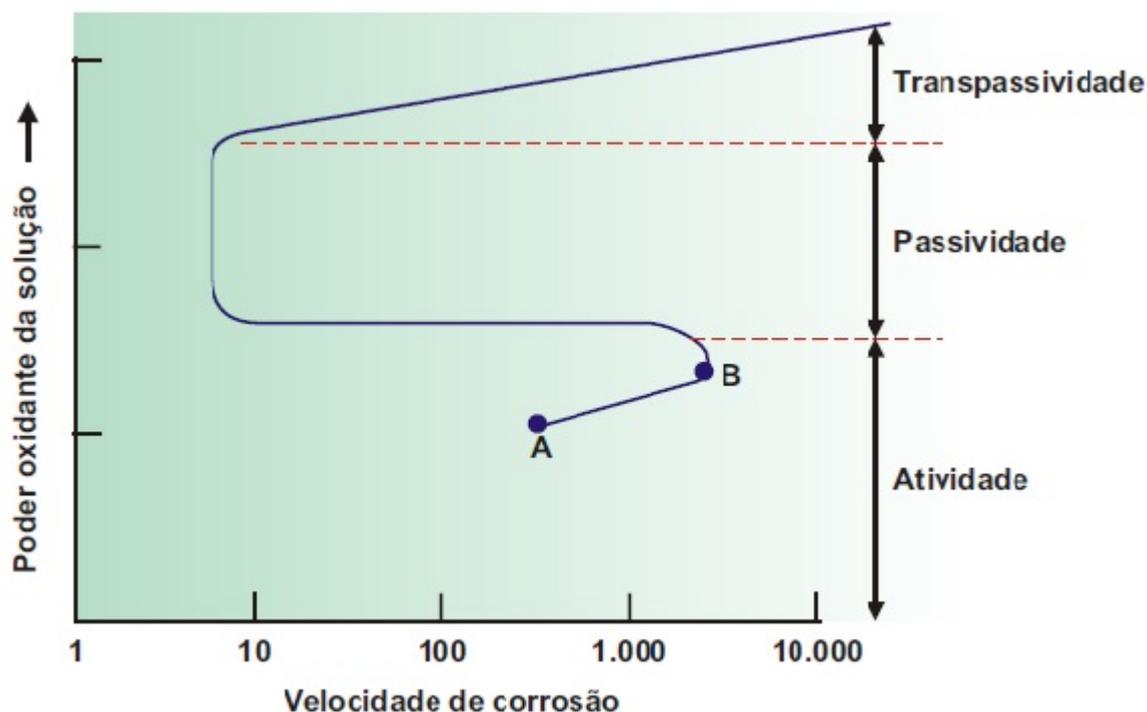


Figura 29: Velocidade de corrosão em função da concentração de agentes oxidantes para metais passiváveis (CARBÓ, 2001)

diminuição considerável da corrente de passivação e aumento da estabilidade da estrutura austenítica (BRASIL, 2003).

Elementos como nitrogênio (N), usado para reduzir as quantidades de Níquel (Ni) e produzir estruturas austeníticas, são danosos, pois tornam o aço mais suscetível. Outro elemento danoso é o fósforo (P), pois promove corrosão puntiforme ou sulcamento do contorno de grão, estabelecendo acidez local, estimulando a CST (BRASIL, 2003).

O estudo do fenômeno de CST nos aços inoxidáveis tem sido fruto de numerosas pesquisas, principalmente em soluções aquosas contendo cloretos, conforme relatam Chen, Liou e Shih (2005), Jha, Diwakar e Sreekumar (2003) e Vieira et al. (2006), onde o íon halogeneto Cl^- se encontra como agente presente no processo de corrosão sob tensão dos aços inoxidáveis.

Muitos desses e de outros estudos recentes demonstraram a resistência a corrosão sob tensão de algumas novas classes de aços inoxidáveis ferríticos por meio de vários métodos.

Segundo a Davis (1995) e Sedriks (1996), em ensaios aplicando-se mecânica de fratura, as classes ferríticas AISI 444 e AISI 448 foram completamente resistentes a corrosão sob tensão em ambientes contendo íons cloretos para níveis de intensidade de tensão da ordem de 60 MPa em solução aquosa contendo 22% em peso de NaCl a 105 °C.

Na Tabela 7 são mostrados dados de ensaios em corpos de prova do tipo em U com

os tipos de aços AISI 409, 439 e 444, exibindo a resistência à corrosão sob tensão nos dois ambientes ensaiados.

Tabela 7: Corrosão sob tensão de alguns aços inoxidáveis (DAVIS, 1995).

Ensaio de CST (CPs dobrados em U)		
Material	42% MgCl ₂ em ebulição	25% NaCl em ebulição
AISI 304	F	F
AISI 316	F	F
AISI 409	P	P
AISI 439	P	P
AISI 444	P	P
E - Brite	P	P
Sea - Cure	F	P
Monit	F	P
Al 29-4-2	F	P

P: passou, ausência de trincas; F: falhou, presença de trincas.

A partir dos resultados apresentados acima é possível observar que estes conduzem a uma impressão enganosa de que todos os aços inoxidáveis ferríticos são imunes a corrosão sob tensão em todos os ambientes contendo íons cloretos. Porém, a corrosão sob tensão dos aços inoxidáveis ferríticos tem sido observada em muitos estudos. Os principais fatores que prejudicam a resistência a CST dos aços inoxidáveis ferríticos em meios contendo cloretos são: a presença de certos elementos de liga; o fenômeno de sensibilização, trabalho a frio, ambiente a alta temperatura, etc. (SEDRIKS, 1996).

A classe dos aços inoxidáveis austeníticos é a classe que se encontra maior número de estudos de corrosão sob tensão em soluções aquosas contendo cloretos. Para um melhor ataque corrosivo (se tratando de CST) foi usado na maioria dos estudos posteriores, soluções aquosas de cloreto de magnésio. Essa solução ainda é utilizada devido a sua severidade e também para investigar os efeitos da adição de elementos de liga na resistência a corrosão sob tensão dos aços inoxidáveis (JONES, 1992; PAULA, 2000).

Jones (1992) e Sedriks (1996), em ensaios realizados em soluções contendo cloreto de magnésio, sugerem que a adição de molibdênio num primeiro momento diminui a resistência ao trincamento com um mínimo de resistência na faixa de 1,5% de molibdênio.

Há elementos que podem ser benéficos a resistência a CST de um aço inoxidável em um determinado meio, como por exemplo o níquel para os aços inoxidáveis austeníticos. Porém, em quantidades relativamente baixas nos aços inoxidáveis ferríticos, o níquel pode ser prejudicial no sob o ponto de vista de corrosão sob tensão, uma vez que o níquel tende a aumentar a quantidade de martensita α' nos contornos de grão ferríticos, diminuindo assim, a resistência à corrosão desta região (DAVIS, 1995).

2.9 Metalurgia da Soldagem dos Aços Inoxidáveis

O desbalanceamento microestrutural e a precipitação de fases secundárias nos aços inoxidáveis na condição de soldados estão diretamente relacionados aos parâmetros de soldagem utilizados, uma vez que estes impactam no ciclo térmico sofrido e na composição química final do conjunto soldado.

A escolha correta dos parâmetros de soldagem, principalmente o fornecimento de energia, atmosfera protetora, metal de adição e sequência de soldagem, podem levar à produção de juntas soldadas de propriedades mecânicas equivalentes as do metal base. Nesse sentido, as seguintes seções visam descrever os fatores metalúrgicos envolvidos na soldagem dos aços inoxidáveis, com ênfase nos aços austeníticos e duplex, que são foco do presente trabalho.

2.9.1 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis

Em diversas aplicações dos aços inoxidáveis é necessário o uso de operações de soldagem. A soldagem é o principal processo industrial de união de metais. Processos de soldagem e processos afins são também largamente utilizados na recuperação de peças desgastadas e para aplicação de revestimentos de características especiais, frequentemente de aço inoxidável, sobre superfícies metálicas. Esta grande utilização deve-se a diversos fatores e, em particular, à sua relativa simplicidade operacional (MODENESI, 2001).

Apesar de sua ampla utilização, processos de soldagem e processos afins afetam mecânica, térmica e metalurgicamente, em geral de uma forma intensa, a solda e regiões vizinhas a esta. Desta forma, podem ocorrer nestes locais alterações de microestrutura e de composição química, o aparecimento de um elevado nível de tensões residuais, a degradação de propriedades (mecânicas, químicas, etc.) e a formação de descontinuidades. Portanto, particularmente em aplicações de maior responsabilidade, nas quais a falha de um componente pode levar a perdas materiais e até humanas, é muito importante que os responsáveis pelo projeto, fabricação, avaliação e manutenção de produtos soldados tenham um conhecimento básico dos aspectos metalúrgicos da soldagem (PINTO, 2006; MODENESI, 2001).

Neste contexto, os dois próximos tópicos apresentam uma pequena revisão sobre a soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos.

2.9.2 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos formam o maior grupo de aços inoxidáveis em uso, representando cerca de 65 a 70% do total produzido. Eles apresentam uma série de características próprias em relação às outras classes de aços inoxidáveis, de tal forma que

a sua soldagem também apresenta aspectos próprios (PECKNER; BERNSTEIN, 1977).

A soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos é relativamente boa. A ausência de transformação martensítica durante a soldagem e sua boa tenacidade implicam em menor susceptibilidade à fissuração pelo hidrogênio. A sensibilidade à formação de porosidade também é baixa e a zona fundida tem propriedades que se assemelham as do metal de base. Assim, é geralmente fácil se obter soldas adequadas sem preaquecimento e que podem ser postas em serviço sem tratamentos térmicos pós-soldagem. Entretanto, este resultado somente pode ser obtido pela escolha adequada do processo de soldagem e do metal de adição, o que deve ser feito de acordo com os princípios da metalurgia da soldagem destes aços, de sua soldabilidade e de suas condições de serviços (MODENESI, 2001).

A microestrutura da solda dos aços da série 300 difere em alguma extensão da microestrutura do metal base, se este for um material trabalhado e solubilizado. A microestrutura do metal de base é constituída, em geral, inteiramente de austenita, enquanto que a zona fundida (ZF) pode reter quantidades variáveis de ferrita δ à temperatura ambiente. A microestrutura da ZF pode ser analisada com o auxílio do corte (diagrama pseudo-binário) do sistema Fe-Cr-Ni para 70% de ferro conforme está apresentado na Figura 30 (BROOKS; THOMPSON; WILLIANS, 1984).

Como já mencionado, o metal líquido contendo 70% Fe e com diferentes quantidades de Cr e Ni pode se solidificar de quatro formas diferentes:

1. Inteiramente como austenita;
2. Inicialmente como austenita e posteriormente como ferrita;
3. Inicialmente como ferrita e depois como austenita;
4. Inteiramente como ferrita, à medida que a relação entre os teores de Cr e Ni aumenta.

Durante o resfriamento após a solidificação, toda ou parte da ferrita formada anteriormente pode ainda se transformar em austenita, resultando no último caso em uma microestrutura bifásica com diferentes morfologias. Nestes materiais, uma solidificação com austenita primária (isto é, na qual a austenita é a primeira fase a se solidificar) ocorre para uma relação Cr/Ni inferior a 1,5 e a solidificação com ferrita primária ocorre para maiores relações Cr/Ni. Para valores, desta relação, superiores a cerca de 1,95, o material solidifica-se totalmente como ferrita (BROOKS; THOMPSON; WILLIANS, 1984; BROOKS; THOMPSON, 1991).

Na região do metal base, próximo à linha de fusão, podem ocorrer o surgimento de trincas. Essa região é conhecida como zona termicamente afetada (ZTA), e a fissuração nesta região é menos comum do que a fissuração da zona fundida, podendo ocorrer na soldagem com elevado grau de restrição ou em seções relativamente espessas (acima de 20

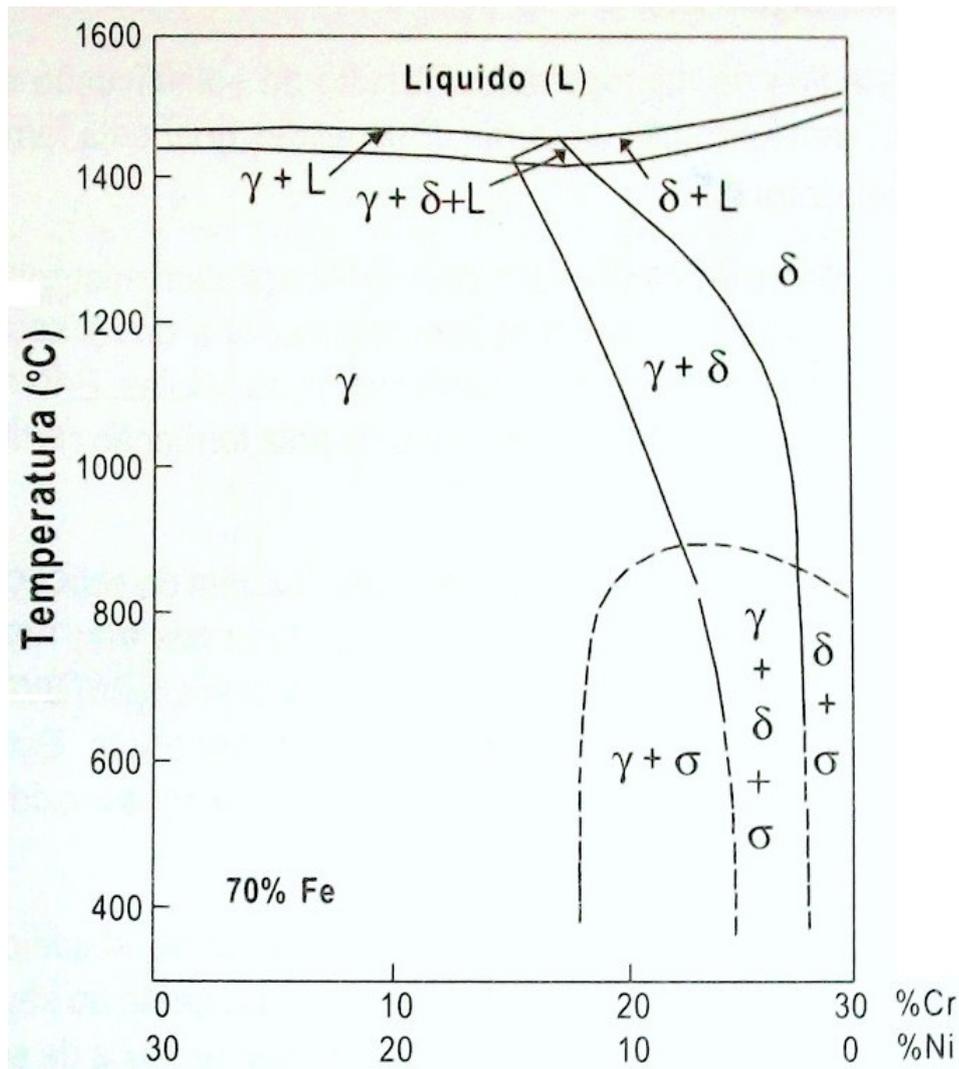


Figura 30: Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70% (VIEIRA et al., 2006).

mm) de certos tipos de aços inoxidáveis, particularmente os que contêm nióbio. As trincas formadas são intergranulares, podendo se iniciar na ZTA ou nas regiões não misturadas e parcialmente fundidas e se propagar para a ZTA.

Antunes et al. (2013) em seus estudos sobre a suscetibilidade à corrosão sob tensão de juntas dissimilares do aço inoxidável ferrítico AISI 444, constataram que usando o aço inoxidável austenítico AISI 309L como metal de adição, ocorre o surgimento de trincas de CST na interface (ZTA/ZF), como pode ser visto na Figura 31.

Alternativamente, as trincas podem se iniciar na superfície da peça adjacente à margem da solda e propagar internamente na direção normal à superfície ou seguindo o contorno da solda.

De acordo com Younger, Borland e Baker (1961) testes em materiais sensíveis indicam que Nb, Zr e B são elementos prejudiciais e que a sensibilidade aumenta, em aços contendo Nb, quando o tamanho de grão é aumentado por um tratamento térmico a alta

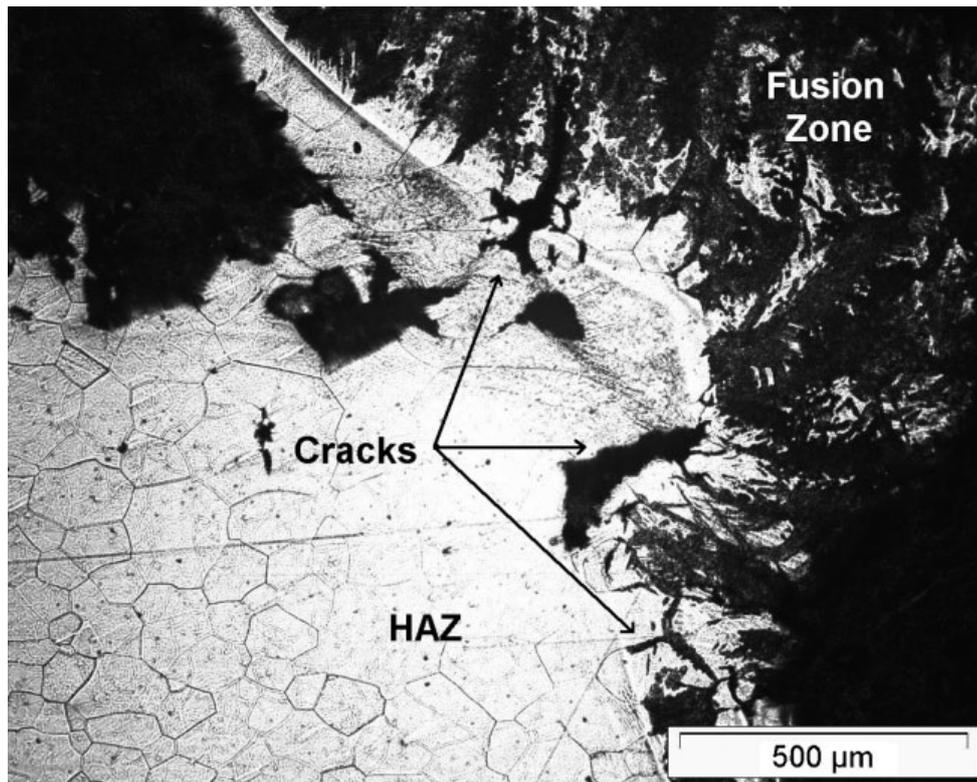


Figura 31: Microestrutura do aço inoxidável AISI 444 soldado com o eletrodo AWS E309L mostrando as trincas de corrosão sob tensão na interface ZTA/ZF. Reagente: Vilellas (ANTUNES et al., 2013).

temperatura. Por outro lado a formação de trincas é suprimida pelo uso de um metal de adição cuja temperatura de fusão é inferior à do metal base, indicando que a fissuração ocorre a temperaturas muito elevadas.

Duas das modificações metalúrgicas produzidas pelo rápido ciclo térmico a que está submetida a ZTA de um aço inoxidável austenítico, relacionam-se aos efeitos da precipitação de partículas de segunda fase e ao crescimento do tamanho de grão. Os principais precipitados da ZTA são os carbonetos $M_{23}C_6$ enquanto que no metal de solda precipitam a ferrita delta e a fase σ . Os carbonetos $M_{23}C_6$ são ricos em cromo e precipitam nos contornos de grão da zona termicamente afetada, sendo cercados por uma fina camada empobrecida deste elemento. Este fenômeno é conhecido como sensitização (BARBOSA, 1995).

Segundo Irving (1992), o fenômeno da sensitização nos aços inoxidáveis austeníticos pode ser assim explicado: para formar os carbonetos $M_{23}C_6$, é necessária uma quantidade adicional de cromo, o qual é obtido das regiões de contorno de grão. Os átomos de cromo no contorno difundem-se rapidamente para o carboneto, fazendo com que átomos de cromo das regiões vizinhas ao contorno difundam-se em direção ao mesmo para substituir aqueles que passaram a constituir o carboneto. Desta forma, estas regiões do contorno de grão não formam a camada passiva de autoproteção por não terem cromo suficiente. Esta microestrutura sensitizada torna-se menos resistente à corrosão devido à camada empobrecida em cromo e ao fato da região de precipitação constituir-se em ponto preferencial de ataque.

Como resultado da operação de soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos, a microestrutura do metal fundido difere de forma apreciável da microestrutura do metal de base. E por serem estes aços suscetíveis ao trincamento durante a solidificação, a composição do metal fundido deve ser ajustada de forma a ter a presença de uma certa quantidade de ferrita delta. Se o teor de ferrita exceder em 10%, isso geralmente resulta numa rede contínua de ferrita ao longo dos limites dos grãos, com um efeito altamente prejudicial a resistência a corrosão do aço inoxidável austenítico. Assim, o teor de ferrita do metal de enchimento de aços inoxidáveis austeníticos é mantido dentro dos limites de 2 a 10% (RIBBE, 1971; KYLLANDER, 1980).

2.9.3 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Duplex

A primeira geração dos aços inoxidáveis duplex foi produzida entre os anos de 1930 à 1970 e apresentou limitações na soldabilidade, uma vez que a zona termicamente afetada (ZTA) apresentava baixa tenacidade e baixa resistência a corrosão devido à grande proporção de ferrita formada (WESTIN, 2010).

Pode-se dizer que os aços inoxidáveis duplex apresentam um uso relativamente recente em relação aos aços inoxidáveis austeníticos. Tem uma soldabilidade intermediária entre os aços austeníticos e resistência à corrosão superior aos outros tipos de aços em vários meios, devido ao seu elevado teor de cromo e outros elementos de liga. Os aços inoxidáveis duplex modernos apresentam soldabilidade parecida com a dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300 (AISI 304L, AISI 316L, etc.) e pode-se empregar a maioria dos processos de soldagem: TIG, MIG, Plasma, Eletrodo Revestido, Arame Tubular, resistência elétrica, feixe de elétrons, entre outros, desde que parâmetros corretos sejam utilizados (FEDELE, 1999; SIEURIN; SANSTROM, 2006).

Na fabricação dos aços inoxidáveis duplex, o resfriamento ocorre com velocidades controladas e a solidificação inicia-se em temperaturas próximas de 1440 °C. Nestas temperaturas, é possível observar somente a presença da ferrita solidificada. Com a continuação do resfriamento da liga, em torno de 1200° C, inicia-se a formação da austenita. Ao final tem-se aproximadamente 50% de cada uma dessas fases na microestrutura do aço.

Durante a soldagem, o aquecimento da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) acima de 1200 °C é comum e no resfriamento dessas regiões, a austenita tende a se formar novamente. Entretanto, as velocidades

de resfriamento são elevadas após esse procedimento e a nova quantidade formada de austenita pode não ser suficiente para garantir o bom desempenho do material (MODENESI, 2001; DIAS, 2010).

De acordo Nunes et al. (2011) o controle dos parâmetros de soldagem, principalmente a corrente, tensão e velocidade de soldagem, podem influenciar para que a junta

receba a quantidade de calor adequada e resfrie com condições de temperatura e tempo para que as quantidades desejadas de austenita voltem a ser formadas. A definição dessa energia de soldagem ideal depende de alguns fatores tais como: espessura da chapa, ângulo do chanfro, processo de soldagem, posição de soldagem, etc., e deve ser definida para cada aplicação. A temperatura de interpasse também influencia a velocidade de resfriamento da junta e deve ser determinada de acordo com a espessura do metal de base.

Como já foi mencionado, deve-se também levar em consideração os possíveis problemas gerados pelo surgimento de precipitados (σ , χ , $M_{23}C_6$, etc.) indesejáveis na microestrutura da junta soldada, que podem deteriorar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão dos aços duplex, considerando que eles se formam durante o resfriamento rápido ou lento da junta soldada.

São recomendados tratamentos térmicos pós-soldagem somente para situações especiais (como na dissolução das fases secundárias indesejáveis) realizados acima de 1050 °C. Para o alívio de tensões, podem ser realizados tratamentos térmicos em temperaturas entre 500 e 600 °C, com o monitoramento da temperatura e tempo de tratamento.

Os metais de adição mais indicados para a soldagem dos aços inoxidáveis duplex são aqueles que apresentam a mesma composição química do metal de base, porém enriquecida em níquel (de 2,5 a 3,5% a mais). Os maiores teores de níquel do metal de adição favorecem a formação da fase austenita na zona fundida da junta, mesmo com as elevadas velocidades de resfriamento que esses locais apresentam. Desse modo, tem-se a garantia da manutenção das propriedades das ligas duplex também na região da solda. Para reduzir a quantidade de ferrita na ZF, o uso de uma mistura Ar-N₂ como gás de proteção também é comum (MODENESI, 2011).

Com a introdução do vácuo, argônio e oxigênio, bem como o uso do lingotamento contínuo na fabricação de aços inoxidáveis, foi possível à redução do teor de carbono e o controle do teor de nitrogênio, elemento fortemente gamagênico. O nitrogênio atua aumentando a temperatura de transformação de ferrita para austenita, promovendo a estabilização do material a elevadas temperaturas, o que reduz o problema de excesso de ferrita na ZTA. O ano de 1970 em diante, representa o marco para a segunda geração dos aços inoxidáveis duplex, em que a soldabilidade é aprimorada devido à produção de aços com adições de nitrogênio.

2.9.4 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

Como o presente trabalho utilizou como metal base apenas o aço inoxidável austenítico AISI 317L, esta seção apresenta uma breve revisão sobre a influência do calor nas regiões adjacentes à solda, com foco nos aços inoxidáveis austeníticos.

A Figura 32 ilustra, de forma esquemática, a estrutura de uma junta soldada. A

zona termicamente afetada (ZTA) ou zona afetada pelo calor (ZAC) é a região não fundida do metal base que tem sua microestrutura e/ou propriedades alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. Na ZTA, o aquecimento rápido e localizado induz a variações na microestrutura, tal como a variação do crescimento de grão ao longo da mesma. Esta variação dependerá do tipo de material analisado, da temperatura local e das taxas de aquecimento e de resfriamento localizado (OLIVEIRA; FARIA, 2000).

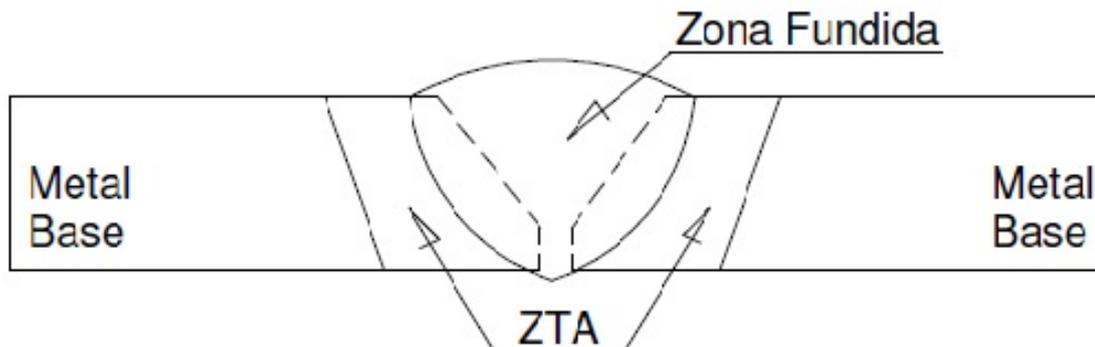


Figura 32: Desenho esquemático da secção transversal de uma solda (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

A zona termicamente afetada (ZTA) envolve as regiões do metal base cuja estrutura ou propriedades foram modificadas pelas variações de temperatura durante a soldagem. Devido às particularidades destas variações e ao desenvolvimento de um complexo estado de tensões e deformações, as alterações que ocorrem na ZTA podem produzir resultados indesejáveis. A formação desta região é influenciada basicamente pelas características do metal base e pelos fatores que determinam o ciclo térmico de soldagem.

A sensibilidade à problemas de corrosão na ZTA pode ocorrer em aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, onde carbonetos e, eventualmente, nitretos podem precipitar durante o ciclo térmico de soldagem. Como mencionado anteriormente, na sensitização dos aços inoxidáveis, os carbonetos ricos em cromo, precipitam principalmente ao longo dos contornos de grão, causando um empobrecimento desse elemento nestas regiões e uma redução da resistência à corrosão. A precipitação de carbonetos ou de compostos intermetálicos, tanto inter como intragranularmente, pode também gerar problemas de fragilização na ZTA de aços inoxidáveis (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).

Uma técnica utilizada para recuperar um aço inoxidável austenítico sensitizado é a austenitização à temperatura de aproximadamente 1100 °C, seguida de resfriamento rápido. Em temperaturas superiores a 1050 °C, os carbonetos de cromo formados, durante uma operação de soldagem são rapidamente dissolvidos, o carbono e o cromo ficam novamente em solução sólida. Se o tratamento a altas temperaturas é seguido de um rápido resfriamento, a precipitação de carbonetos não acontece porque o cromo e o carbono não dispõem de tempo suficiente para se combinarem novamente. A técnica de se tratar ter-

micamente um material para eliminar a sensitização, nem sempre é possível, devido às dimensões e formas de alguns componentes da indústria (ABINOX, 2014).

Nesse sentido, é de extrema importância conhecer os aspectos metalúrgicos envolvidos no processo de soldagem implementado, bem como a microestrutura da zona termicamente afetada, de forma a evitar tais complicações.

2.9.5 Zona Fundida (ZF)

Um dos objetivos do presente trabalho foi verificar a influência do metal de adição sobre a microestrutura, propriedades mecânicas e suscetibilidade à CST do aço inoxidável AISI 317L soldado com eletrodos do aço AISI 317L (austenítico) e AISI 2209 (duplex). Portanto esta seção apresenta uma revisão sobre os modos de solidificação e transformação de fases com foco nos aços austeníticos e duplex.

Os aços inoxidáveis austeníticos geralmente apresentam uma matriz de austenita- Υ (CFC), com diferentes quantidades de ferrita- δ (CCC). O modo de solidificação, morfologia e a proporção de ferrita- δ é determinada pela segregação dos elementos de ligas durante a solidificação, pela relação de composição equivalente Cr_{eq}/Ni_{eq} , pela orientação entre a direção de nucleação preferencialmente nos contornos de grão austeníticos e pela direção do fluxo de calor durante a solidificação da poça de fusão. Quando um aço inoxidável austenítico se solidifica, a primeira fase a ser formada pode tanto ser a ferrita quanto a austenita, dependendo da composição específica.

Seguindo a solidificação, transformações adicionais podem ocorrer em estado sólido após o arrefecimento até à temperatura ambiente (FOLKHARD, 1988; KOU, 2003; LEE et al., 2009; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

A ferrita delta pode prevenir as trincas de solidificação em cordões de solda que apresentarem um conteúdo de ferrita delta de 2 à 10%. Os aços inoxidáveis austeníticos podem solidificar tanto com a precipitação primária de austenita, como também de ferrita delta (FOLKHARD, 1988).

Estes aços são gerados com a ferrita delta solidificando-se como fase primária e se transformando em austenita durante o resfriamento. É possível que a precipitação primária da ferrita se interrompa pela formação da austenita antes da fase final de solidificação, que é completada à medida que a austenita cresce dentro do líquido remanescente, assim como dentro da ferrita primária (BRAGA, 2002).

De acordo com Padilha e Guedes (1994), o efeito da composição química na sequência de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos pode ser descrito basicamente de quatro modos possíveis de solidificação: austenítico (A), austenítico-ferrítico ou austenita primária (AF), ferrítico-austenítico ou ferrita primária (FA), e ferrítico (F).

A Figura 33 mostra a morfologia e a microestruturas das fases durante e após solidificação.

	Modo A	Modo AF	Modo FA		Modo F
Sequência de solidificação	L	L	L	L	L
Primária	Austenita		Ferrita delta		
Microestrutura	austenita		austenita + ferrita delta		

Figura 33: Representação esquemática dos modos de solidificação em soldas de aços inoxidáveis austeníticos, mostrando as morfologias das fases (SUUTALA; TAKALO; MOISIO, 1979).

Como já mencionado, para descrever o efeito da composição química na microestrutura dos aços inoxidáveis foi introduzido o conceito de Cr_{eq} (cromo equivalente) e Ni_{eq} (níquel equivalente). Esta é uma forma conveniente de apresentar o efeito dos diversos elementos na evolução microestrutural, relativo ao efeito do cromo e do níquel. Conforme descrito por Ferrandini et al. (2006), as Equações do Cr_{eq} (Equação 2.3) e do Ni_{eq} (Equação 2.4) são:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5.\%Si + 0,5.\%Nb \tag{2.3}$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 0,5.\%Mn + 30.\%C \tag{2.4}$$

Portanto, o modo de solidificação austenítico (A) ocorrerá para a relação $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,25$, de forma que o processo de solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, completando-se com a formação apenas desta fase. No modo austenítico-ferrítico (AF), a relação de composição equivalente deve ser $1,25 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,48$, e a solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, seguido da formação de ferrita entre os braços das dendritas, por efeito de segregação de elementos que promovem a formação de ferrita.

O modo ferrítico-austenítico (FA), consiste na solidificação da ferrita, na forma de dendritas. A relação de composição equivalente estar entre $1,48 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,95$ e a austenita forma-se posteriormente na interface ferrita/líquido, por meio de uma reação

peritética ou, dependendo das condições de solidificação, reação eutética envolvendo três fases ($L + \delta + \gamma$). Após a nucleação, a austenita cresce para a ferrita e para o líquido, podendo, desta forma, estabilizar a ferrita no eixo da dendrita e, ainda, causar a formação de ferrita nos espaços interdendríticos.

Finalmente, para que ocorra a solidificação pelo modo ferrítico (F), a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} deve ser maior que 1,95 e a ferrita é a única fase na solidificação, tendo formação posterior de austenita somente no estado sólido.

Na Figura 34 é apresentado um diagrama pseudobinário com 70% de ferro e 30% Cr-Ni, que pode ser usado para determinar as fases ou modos de solidificação de aços inoxidáveis austeníticos para várias composições.

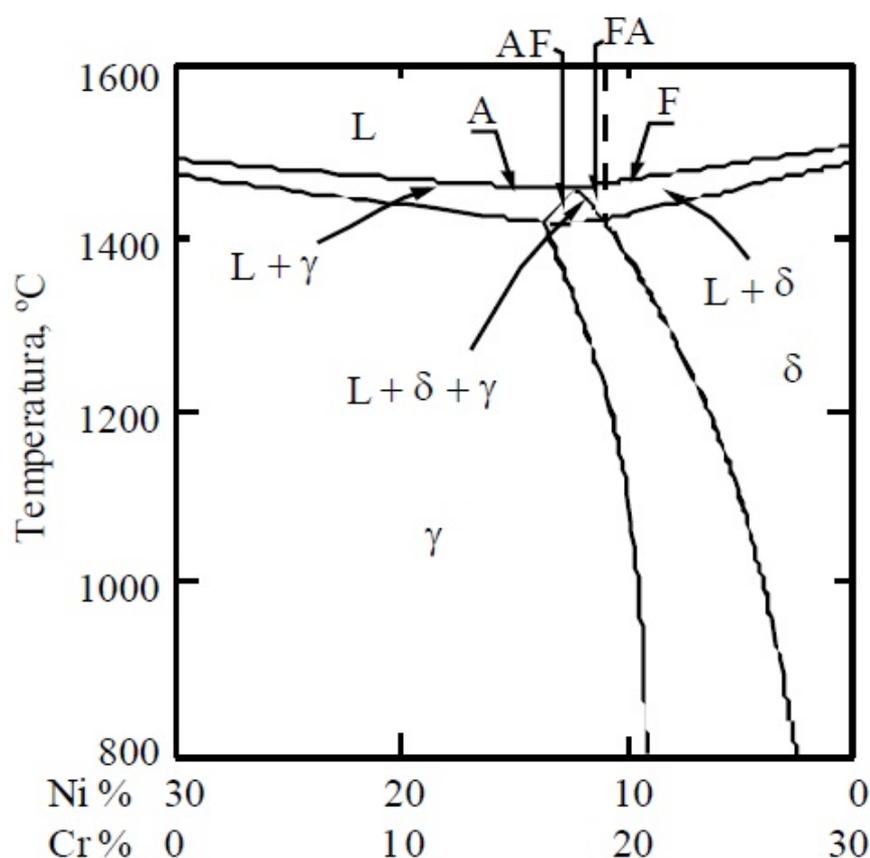


Figura 34: Seção pseudobinária do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% de ferro (SHANKAR et al., 2003).

No caso dos aços inoxidáveis duplex, a formação da microestrutura da zona fundida também é dependente de fatores como a composição química do metal de adição, dos gases de proteção, do processo de soldagem e da velocidade de resfriamento (GIRALDO, 2001).

Estes aços se solidificam como ferrita em torno de 1450 °C. A precipitação da austenita no resfriamento no estado sólido, ocorre em temperaturas menores que a temperatura de solidificação da ferrita. A relação de elementos estabilizadores da ferrita e da austenita influenciam diretamente na temperatura de início de precipitação da austenita

Quando a relação desses elementos é baixa, a precipitação começa em temperaturas abaixo do intervalo de solidificação. Quando a relação é alta, a precipitação da austenita inicia-se em temperaturas baixas e é fortemente influenciada pela velocidade de resfriamento. À medida que a temperatura diminui, a austenita se precipita de forma alotriomórfica de contorno de grão, em temperaturas menores que a temperatura de solidificação da ferrita, e em seguida, surgem as placas laterais de Widmanstätten, a partir dos contornos de grão ferríticos ou da austenita alotriomórfica já existente. Por fim, em temperaturas menores, ocorre a precipitação de partículas de austenita intragranular nos grãos ferríticos (LONDONO, 1997).

2.9.6 Soldagem Dissimilar

O processo de união de metais de composições químicas e microestruturas diferentes por meio de solda é chamado de soldagem dissimilar. As soldas dissimilares são amplamente usadas em juntas envolvendo aços carbono, aços inoxidáveis e ligas de níquel em ambientes com temperaturas elevadas, e em plantas de geração de energia nuclear ou que queimam combustíveis fósseis, indústrias químicas e petroquímicas (MITEVA; TAYLOR, 2006; ROWE; NELSON; LIPPOLD, 1999).

O objetivo principal da soldagem dissimilar é aliar propriedades de diferentes ligas metálicas e seu uso comercial iniciou-se em 1940 com a soldagem de aços resistentes ao calor e aços inoxidáveis austeníticos submetidos a modificações nas condições de temperatura e pressão de serviço.

Neste tipo de soldagem, é preciso tomar cuidados especiais que não seriam necessários no caso da soldagem homogênea. Entre as complicações, um grande problema consiste na seleção do metal de adição apropriado bem como os parâmetros de soldagem a serem utilizados. A priori, o metal de adição escolhido deve apresentar no mínimo a mesma resistência mecânica e à corrosão do que o menos resistente dos componentes da junta. Para realizar a escolha do eletrodo apropriado para a soldagem, usa-se o principal instrumento para a avaliação do depósito de solda, o diagrama de Schaeffler (BUSSINGER, 2000).

Na região próxima à linha de fusão, ocorre diluição do metal base (MB) com o metal de adição (MA), produzindo uma região de composição intermediária, podendo apresentar propriedades distintas dos metais envolvidos. Existe uma fina camada, junto à linha de fusão, região não misturada, onde o MB funde e solidifica rapidamente, não misturando com o MA, produzindo uma região com composição similar à do MB. A região parcialmente fundida se expande a um ou dois grãos dentro da zona termicamente afetada (ZTA), e é caracterizada pela liquação do contorno de grão, que pode gerar trincas à quente durante o processo de soldagem ou tratamento térmico pós-soldagem. O reaquecimento da região próxima à linha de fusão por passes subsequentes, ou por tratamentos térmicos pós-soldagem, podem causar um deslocamento do contorno da linha de fusão em direção

ao metal de solda, conhecido como contorno tipo II e pode ser a causa de trincas em juntas soldadas (ROWE; NELSON; LIPPOLD, 1999; NELSON; LIPPOLD; MILLS, 2000).

De acordo com Sireesha et al. (2000) e Howell e Acoff (2005), durante a soldagem dissimilar, os componentes estão sujeitos a uma sequência de ciclos térmicos, consistindo de vários passes de soldagem e dos tratamentos térmicos pós-soldagem, empregados para alívio de tensões. As soldas entre metais dissimilares são muito sensíveis às trincas por liquação em soldagens multipasses ou em tratamentos térmicos pós-soldagem.

3 Processos de Soldagem

Denomina-se soldagem a operação que visa obter a coalescência localizada, produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e de metal de adição (AWS, 2004). A solda é o resultado desse processo.

Para a soldagem a arco, pode-se considerar o arco como a única fonte de calor, definida por sua energia de soldagem, conforme Equação 2.1:

$$E = \frac{nVI}{v} \quad (3.1)$$

onde: E = energia de soldagem em J/cm; n = eficiência térmica ou rendimento do processo; V = tensão no arco, em V; I = corrente de soldagem, em A; v = velocidade de soldagem, em cm/s.

Os processos de soldagem empregando arame sólido, proteção gasosa (MIG/MAG) e arame tubular, com ou sem proteção gasosa, ganharam popularidade devido à alta qualidade e economia que podem ser obtidas (GOTTARDO; FISCHER; PARIS, 2007).

Portanto, o presente capítulo objetiva oferecer fundamentação teórica para o desenvolvimento experimental, onde será descrito os processos MIG/MAG com corrente pulsada e o processo usando arame tubular.

3.1 Processo GMAW (MIG/MAG)

O processo de soldagem GMAW (Gas Metal Arc Welding) se baseia em uma fonte de calor de um arco elétrico mantido entre a extremidade de um arame nu consumível, alimentado continuamente, e a peça a soldar. A proteção da região da solda é feita por uma atmosfera protetora de gás inerte (comercialmente, Ar e He) ou ativo (usualmente CO₂) ou mistura deles (no caso, incluindo como gás ativo o O₂ e o N₂) (SCOTTI; PONOMAREV, 2008). A Figura 35 ilustra o processo.

Neste processo, também conhecido como MIG/MAG (Metal Inert Gas/ Metal Active Gas), denomina-se MIG quando a proteção gasosa utilizada for constituída predominantemente de um gás inerte, não tendo nenhuma atividade física com a poça de fusão. Quando a proteção gasosa é feita predominantemente com um gás dito ativo, ou seja, um gás que interage com a poça de fusão o processo de soldagem é considerado MAG um arco elétrico é estabelecido entre a peça e um consumível na forma de arame maciço (KHAN, 2007).

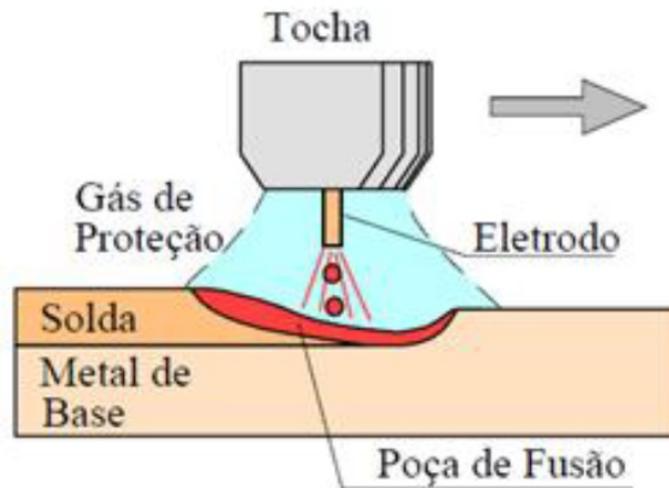


Figura 35: Esquema do processo de soldagem GMAW (MODENESI et al., 2013).

De acordo com Cândido (1996), Marques (2002), Wainer, Brandi e Mello (1992), no processo GMAW praticamente não há formação de escória como nos processos com eletrodo revestido e arco submerso, apresentando ainda alta eficiência e taxa de deposição. Porém, necessita-se de proteção contra ventos, onde correntes de ar são consideráveis, apresenta dificuldade de realização de soldas em lugares estreitos e exige um conjunto de equipamentos complexos (menos portáteis em relação a outros processos) e é um processo relativamente de maior investimento e custo operacional.

3.2 Processo GMAW (MIG/MAG) com corrente pulsada

De acordo com Scotti e Ponomarev (2008), o processo de soldagem MIG/MAG, por ser um processo que utiliza eletrodo consumível, é caracterizado pela transferência de metal para a poça de fusão através do arco. Esta transferência ocorre na forma de gotas de metal fundido geradas na ponta do arame-eletrodo (com diferentes tempos de crescimento, dimensões e frequências de destacamento) e é influenciada, dentre outros fatores, pelo material e diâmetro do eletrodo, pelo gás de proteção, pela intensidade e polaridade da corrente de soldagem, pelo comprimento do arco e pela pressão ambiente. O modo pelo qual o material é transferido no arco determina a estabilidade do processo e afeta fortemente a quantidade de respingos gerada, a possibilidade de soldagem em várias posições, a qualidade/geometria da solda e a aparência superficial do cordão de solda.

No processo de soldagem MIG/MAG com corrente pulsada, a transferência de metal fundido ocorre de forma semelhante à transferência goticular projetada (spray), porém, com valores de corrente média inferiores a transferência por spray. Devido à redução da energia média do arco o processo é indicado para soldagem de chapas mais finas e, ainda, para soldagens fora da posição plana.

O princípio básico do processo de soldagem GMAW pulsado é estabelecer o controle da transferência metálica pela imposição de um ciclo artificial de soldagem, no qual dois níveis de corrente, um alto e outro baixo, são aplicados alternadamente com o objetivo principal de produzir a transferência metálica no modo spray em baixos níveis de calor (AMIN, 1983; NORRISH, 1992).

A Figura 36 mostra um oscilograma de corrente, obtida em uma soldagem no processo MIG/MAG com imposição de corrente pulsada. Todas as variáveis do processo devem ser ajustadas de forma a produzir em cada pulso de corrente uma gota metálica.

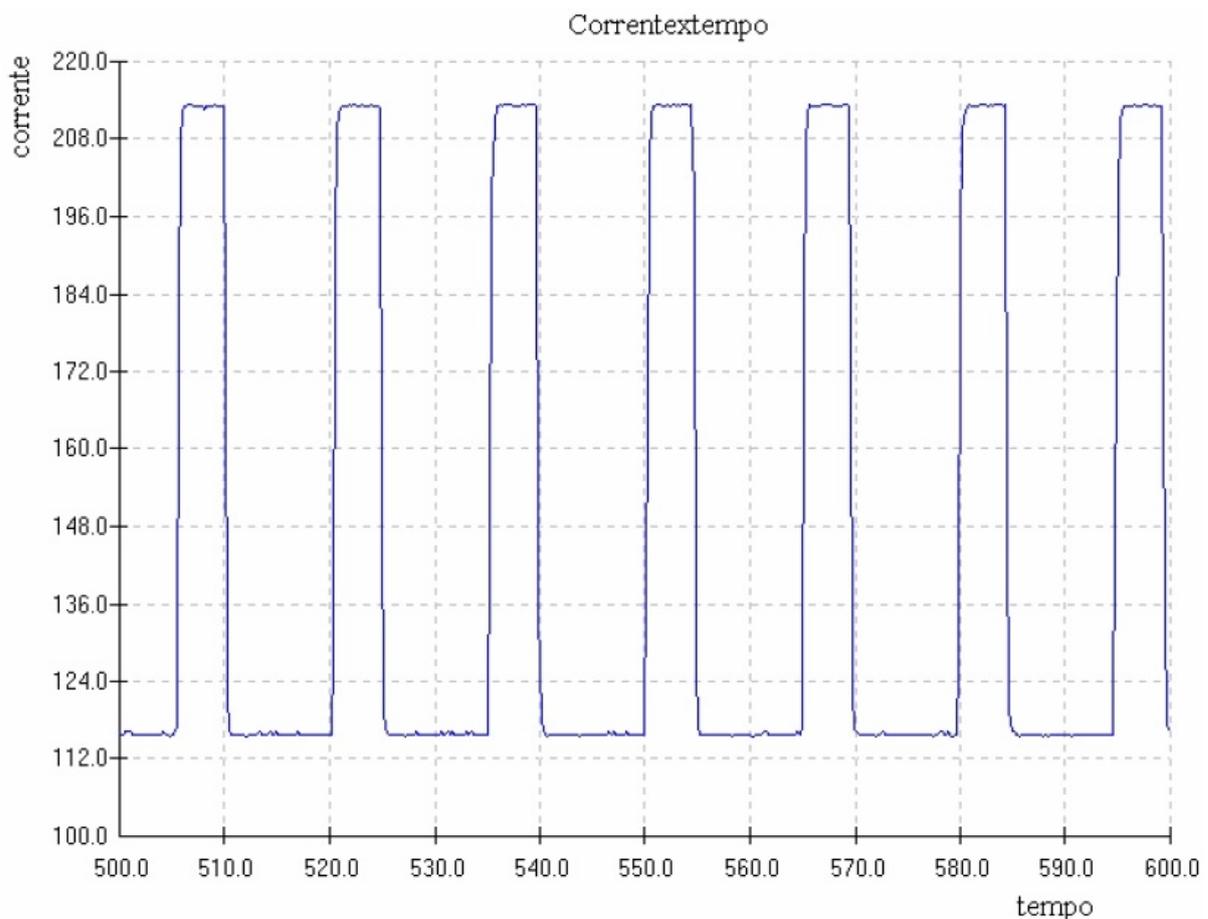


Figura 36: Ciclo de imposição de corrente no MIG Pulsado.

A corrente varia ciclicamente, alcançando os valores denominados de corrente de pulso (I_p) e corrente de base (I_b). A corrente de pulso I_p permanece por um certo período denominado tempo de pulso (t_p) e a corrente de base I_b permanece pelo tempo de base (t_b). Em função deste ciclo é possível calcular a corrente média I_m , através da seguinte Equação:

$$I_m = \frac{I_p t_p + I_b t_b}{t_p + t_b} \quad (3.2)$$

De acordo com Abdalla (2005), a corrente de pulso (I_p) deve possuir um valor acima

de um nível mínimo (corrente de transição), de forma a promover o destacamento de uma gota. Esse valor de corrente depende basicamente do material e diâmetro do eletrodo e do gás de proteção. O tempo de pulso (t_p) depende do material e diâmetro do eletrodo e do gás de proteção, e deve ser ajustado juntamente com a corrente de pulso para produzir uma gota por pulso.

A corrente de base (I_b) é ajustada para que se obtenha uma corrente média que equilibre a velocidade de fusão do arame com sua velocidade de alimentação. O valor da corrente de base é limitado em dois patamares, um mínimo, abaixo do qual a manutenção do arco fica comprometida, ou seja, pode ocorrer a extinção do arco, e um máximo, acima do qual a transferência deixa de ser por projétil.

O tempo de base (t_b) deve ser ajustado conforme o diâmetro de gota pretendido de maneira que a soma do mesmo com o tempo de pulso, garanta a fusão de uma quantidade suficiente de arame para formá-la.

A corrente de pulso e o tempo de pulso, são denominados parâmetros de destacamento da gota e a combinação adequada dessas duas variáveis gera um conjunto de forças que ocasiona o destacamento da gota. É importante observar que as mesmas permanecem inalteradas para uma dada situação de soldagem, pois estão atreladas às características do eletrodo e gás de proteção.

Para que a cada pulso de corrente haja o desprendimento de uma gota, o produto ($I_p.t_p$) deve assumir um valor característico denominado parâmetro de destacamento da gota (D). O valor de "a" varia em torno do valor dois, de forma que se possa representar uma área delimitada por duas funções hiperbólicas, de acordo com a Figura 37, onde ocorre o destacamento de uma gota por pulso (UGPP).

O tempo necessário para formar e destacar uma gota por pulso é denominado de período (T) em milissegundos. Considerando o ciclo periódico que a corrente apresenta, este período pode ser calculado pela seguinte expressão:

$$T = t_p + t_b \quad (3.3)$$

Para um processo que utiliza eletrodo consumível e que opere de uma forma estável, dois requisitos básicos devem ser satisfeitos (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

O primeiro é que a velocidade de alimentação do arame (V_a) deve ser igual à taxa média de fusão do mesmo (w), isto é:

$$V_a \approx w \quad (3.4)$$

O segundo é que o metal fundido formado na ponta do arame deve ser transferido

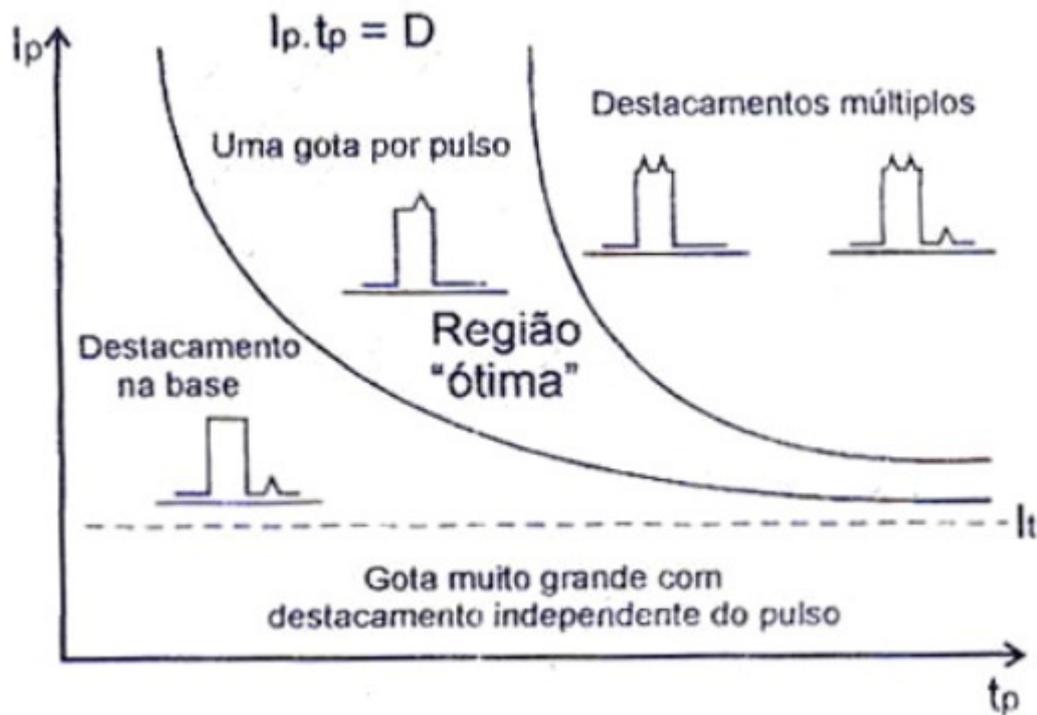


Figura 37: Área delimitada por funções hiperbólicas, onde ocorre a formação de uma gota por pulso (UEGURI; HARA, 1985).

para a poça de fusão sem causar fortes perturbações no processo.

Barra (2003) destaca as principais vantagens e desvantagens do processo MIG pulsado como se segue:

Vantagens:

1. Obtenção da transferência por spray em corrente média inferior a corrente de transição;
2. Redução ou eliminação na incidência de respingos;
3. Possibilidade de soldagem de espessuras menores quando comparado com o modo convencional (menor aporte térmico);
4. Possibilidade de soldagem em todas as posições.

Desvantagens:

1. Necessidade de mão de obra mais qualificada, devido à complexidade na escolha dos parâmetros, tendo uma certa rejeição por partes dos soldadores;
2. Exige fontes de soldagem mais caras do que no modo convencional;
3. Maior emissão de raios ultravioletas pelo arco.

3.3 Processo Arame Tubular

O processo de soldagem com arame tubular Flux Cored Arc Welding (FCAW) é um processo de soldagem por fusão, cujo arco é instituído entre a peça e o eletrodo alimentado continuamente. Neste processo, o arco é protegido pela ação de um gás externo (ou não) e pela decomposição do fluxo alojado no interior do arame, conforme ilustrado na Figura 38.

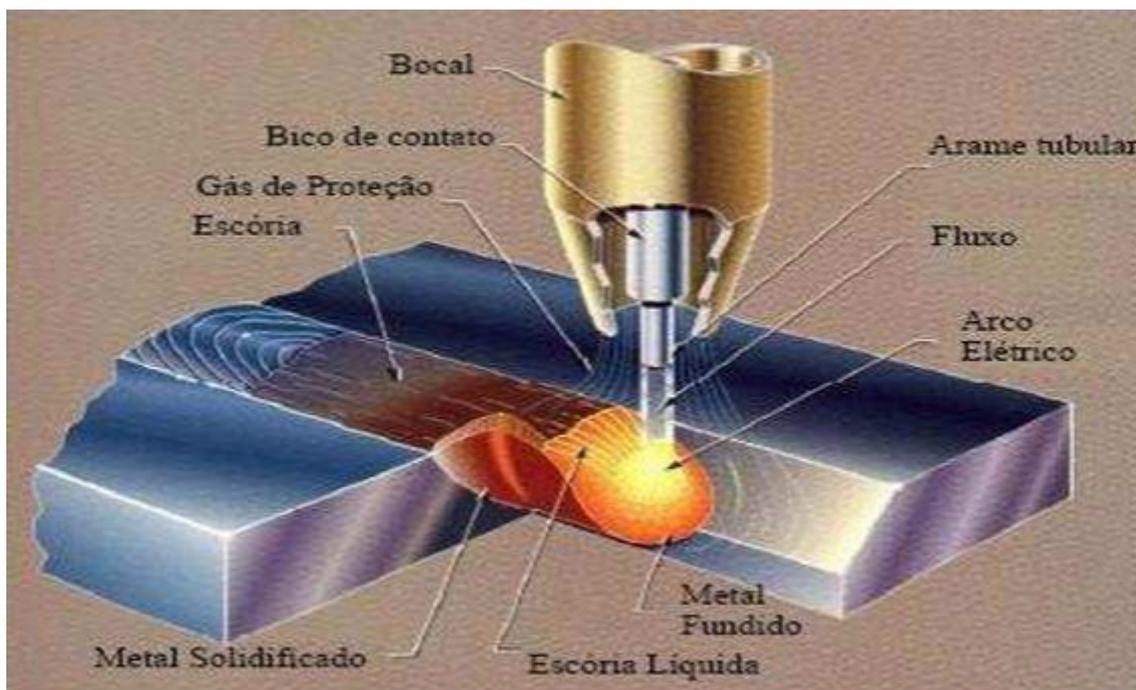


Figura 38: Soldagem com arame tubular através de proteção gasosa (ORDÓÑEZ, 2004).

Este fluxo é composto por materiais inorgânicos e metálicos que possuem várias funções, dentre as quais se destacam a melhoria das características do arco elétrico e da transferência do metal de solda, a proteção do banho de fusão e, em alguns casos, a adição de elementos de liga, além de atuar como formador de escória (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE SOLDAGEM, 1986; BRACARENSE, 2000; STARLING; MODENESI, 2006).

O arame tubular aloja em seu interior, em forma de pó, todos os elementos necessários para promover a estabilização do arco (LIMA; BRACARENSE, 2007). De acordo com Bracarense (2000) existem basicamente duas variações para o processo com eletrodo tubular, sendo estas:

1. Eletrodo tubular com proteção gasosa: as funções de proteção do arco e ionização da atmosfera são feitas por um gás que, dependendo de sua natureza química, pode ser inerte, ativo ou uma mistura destes;
2. Eletrodo autoprotetido: não exige proteção gasosa externa; os gases gerados pela decomposição do fluxo interno do eletrodo formam a atmosfera protetora para o arco

e metal fundido.

Em ambas as formas, na maioria das aplicações, a operação é semiautomática, utilizando basicamente o mesmo equipamento do processo GMAW (MODENESI; MARQUES, 2000).

Fazendo uma comparação entre o arame sólido o eletrodo tubular, este último apresenta-se com um processo mais complicado devido à interação fluxo/metal (WANG; LIU; JONES, 1995).

Conforme esquematizado na Figura 39, é possível perceber que a área da seção transversal do eletrodo tubular é menor que a do arame sólido para um mesmo diâmetro, portanto, o eletrodo tubular apresenta maiores densidades de correntes (SIEWERT; SAMARDZIC; KOLUMBI, 2002).

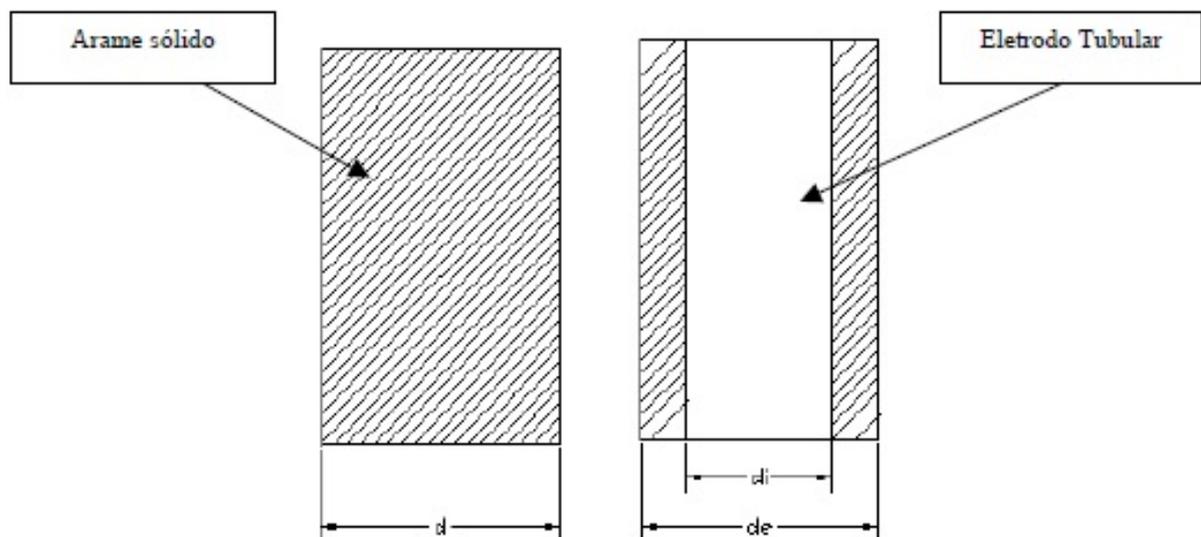


Figura 39: Comparação entre (a) arame sólido do processo MIG/MAG e (b) eletrodo tubular.

Dessa forma, a sua resistividade elétrica é maior e, conseqüentemente, uma maior quantidade de calor é gerada por efeito Joule, podendo-se obter taxas de fusão 30 a 35% superiores utilizando arames tubulares (MEDEIROS; SANTOS, 1989).

Portanto, os parâmetros de soldagem são de suma importância para a melhor adequação do processo de soldagem, principalmente no que se refere aos modos de transferências e seus reflexos na qualidade da solda (WANG; LIU; JONES, 1995).

4 Tratamento Térmico de Envelhecimento - TTE

Os tratamentos térmicos têm como principal finalidade causar modificações nas propriedades dos materiais pela alteração do tipo e proporção das fases presentes, pela variação da morfologia dos microconstituintes ou pela variação da concentração e distribuição de defeitos cristalinos. De acordo com Pieske (1988), uma grande variedade de ligas metálicas podem ter suas propriedades aprimoradas por meio de tratamentos térmicos.

O tratamento térmico de envelhecimento (ou recozimento isotérmico) visa a formação de precipitados que aumentam resistência do material. Esses tratamentos são realizados em temperaturas nas quais o diagrama de equilíbrio mostra a presença de pelo menos duas fases (MACHADO, 2001).

A Figura 40 mostra um diagrama de fases hipotético para uma liga de composição C_0 que pode ser endurecida por precipitação. A solução sólida α supersaturada é aquecida normalmente até uma temperatura intermediária T_2 na região bifásica $\alpha + \beta$, onde nessa temperatura, as taxas de difusão se tornam apreciáveis. Precipitados da fase beta começam a se formar como partículas finamente dispersas com composição $C\beta$. Após o tempo de envelhecimento apropriado a temperatura T_2 , a liga é resfriada até a temperatura ambiente; normalmente, essa taxa de resfriamento não é uma consideração importante.

No gráfico da temperatura em função do tempo da Figura 41, são representados tanto o tratamento térmico de solubilização (onde todos os átomos de soluto são dissolvidos para formar uma solução sólida monofásica) quanto o tratamento de precipitação (envelhecimento) (CALLISTER, 2012).

A natureza dessas partículas na fase β e subsequentemente a resistência e a dureza da liga, depende tanto da temperatura de precipitação T_2 , quanto tempo de envelhecimento nessa temperatura. Para algumas ligas, o envelhecimento ocorre espontaneamente à temperatura ambiente ao longo de períodos de tempo prolongados.

4.1 Efeito da Temperatura e do Tempo de Envelhecimento

A dependência do crescimento das partículas β precipitadas em função do tempo e da temperatura sob condições isotérmicas de tratamento térmico pode ser representadas por meio de curvas em forma de “C”, semelhantes às aquelas para transformações eutetóide nos aços. Entretanto, é mais útil e conveniente apresentar os dados do limite de resistência

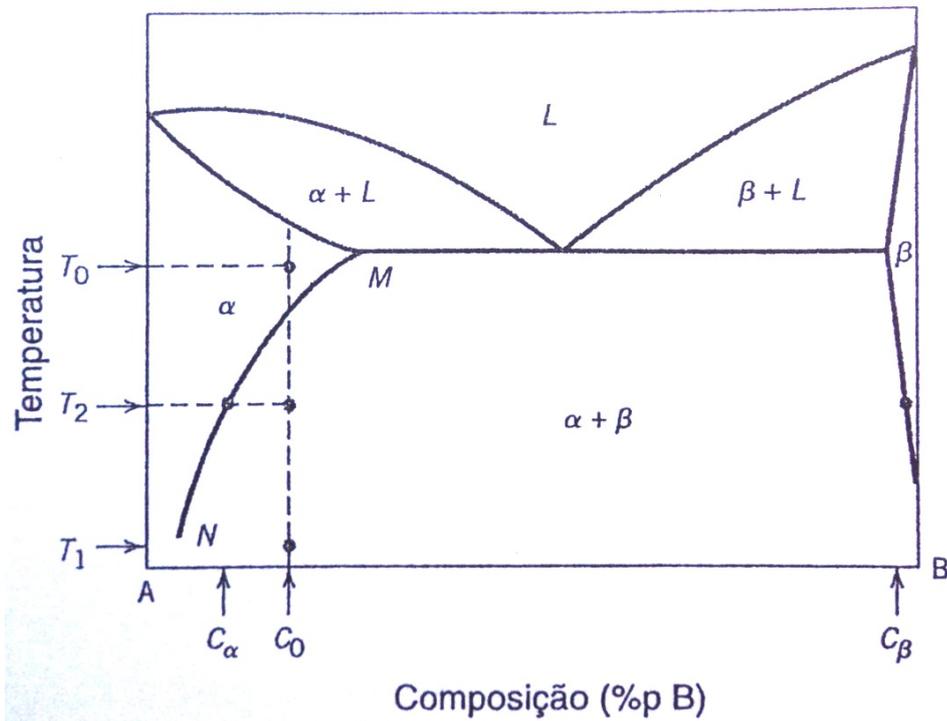


Figura 40: Diagrama de fases hipotético para uma liga de composição C_0 que pode ser endurecida por precipitação (CALLISTER, 2012).

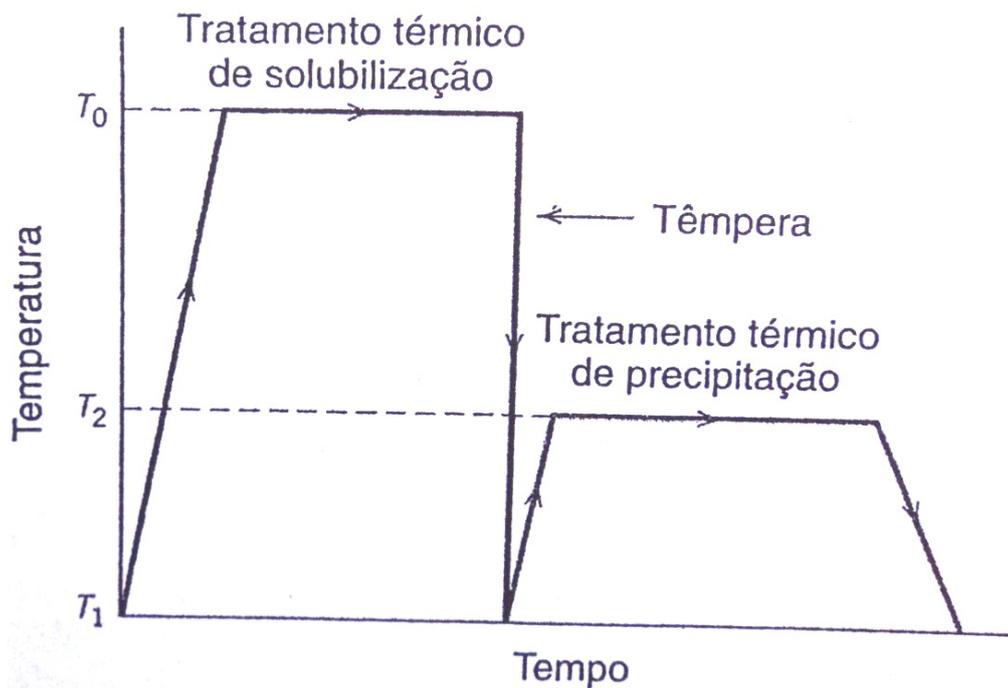


Figura 41: Gráfico esquemático da temperatura em função do tempo mostrando os tratamentos térmicos de solubilização e de envelhecimento (CALLISTER, 2012).

à tração, do limite de escoamento ou da dureza à temperatura ambiente em função do logaritmo do tempo de envelhecimento, a uma temperatura constante T_2 . Na Figura 42 é apresentado o comportamento para uma liga típica que pode ser endurecida por precipitação. Com o aumento do tempo, a resistência ou a dureza aumenta, atinge um valor máximo e, finalmente, diminui.

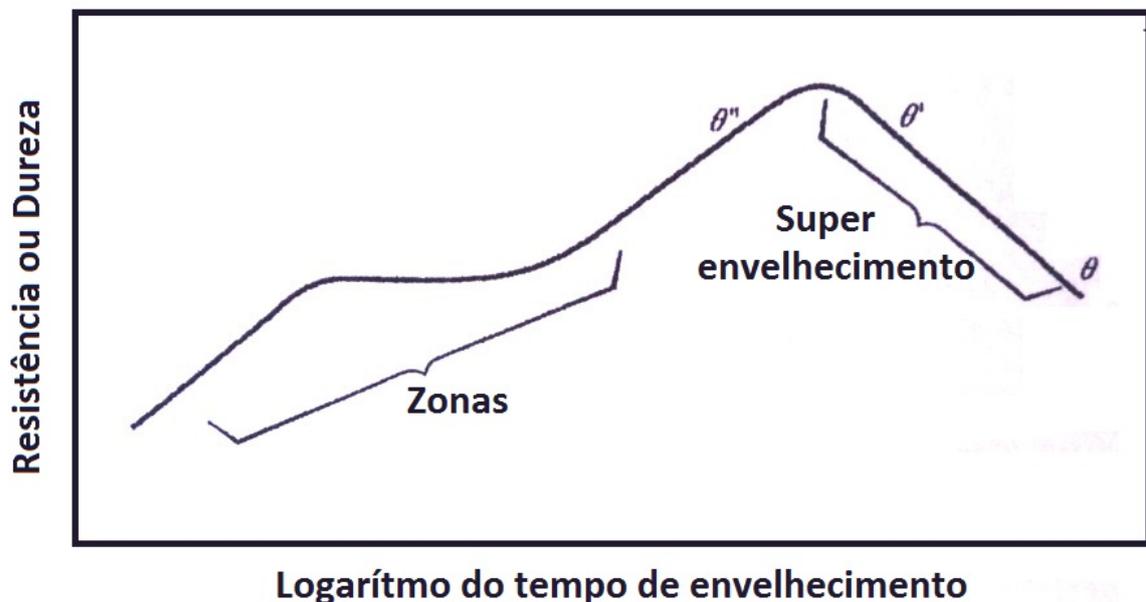


Figura 42: Diagrama esquemático mostrando a resistência e a dureza como função do logaritmo do tempo de envelhecimento a uma temperatura constante (CALLISTER, 2012).

Essa redução na resistência e na dureza que ocorre após longos períodos de tempo é conhecida como superenvelhecimento.

Durante envelhecimento isotérmico, determinadas sequências de tratamento térmico, pode ocorrer nos aços inoxidáveis a precipitação de fases indesejáveis, que causam tanto redução de propriedades mecânicas quanto afetam a resistência à corrosão. Particularmente nos aços inoxidáveis duplex, entre 700 °C e 900 °C, pode ocorrer a formação de fase sigma por três mecanismos distintos: como produto da decomposição eutetóide da ferrita original (gerando também austenita secundária), através de nucleação e crescimento a partir da ferrita original, e a partir da austenita presente, após o total consumo da ferrita (NILSSON, 1992; MAGNABOSCO, 2005).

Nitretos de cromo, particularmente os do tipo Cr_2N , também são observados em duas situações distintas: (1) após longos tempos de exposição a 850 °C (MAGNABOSCO, 2001), resultado da redução da fração volumétrica de austenita presente, consumida na formação de fase sigma, o que aumenta a concentração de nitrogênio; (2) durante a redução de temperatura subsequente a aquecimentos superiores a 1200 °C, onde a formação de nitreto ocorre conjuntamente ao aumento da fração de austenita, chamada secundária (RAMIREZ; LIPPOLD; BRANDI, 2003).

Os mecanismos de formação de fase sigma em aço inoxidável dúplex UNS S31803 foram explorados em alguns trabalhos (MAGNABOSCO, 2001; MAGNABOSCO, 2005; MAGNABOSCO; FALLEIROS, 2005a; MAGNABOSCO; FALLEIROS, 2005b), onde se constata de forma geral que em até 0,1 hora de envelhecimento entre 700 °C e 900 °C a fase sigma se forma em interfaces ferrita/ferrita ou ferrita/austenita, por meio da transformação da ferrita presente por decomposição eutetóide, gerando também austenita secundária.

A partir de 0,1 hora de envelhecimento, as frações volumétricas de ferrita e de austenita decrescem, indicando que o crescimento da fração volumétrica da fase sigma se deu pelo consumo tanto da ferrita quanto da austenita presentes, aliadas à decomposição eutetóide da ferrita. O diagrama de precipitação isotérmica de fase sigma (tempo-temperatura-precipitação, TTP) para o aço UNS S31803 foi obtido em um destes trabalhos (MAGNABOSCO, 2005), indicando que a maior cinética de precipitação se dá a 850 °C, como mostra a Figura 43.

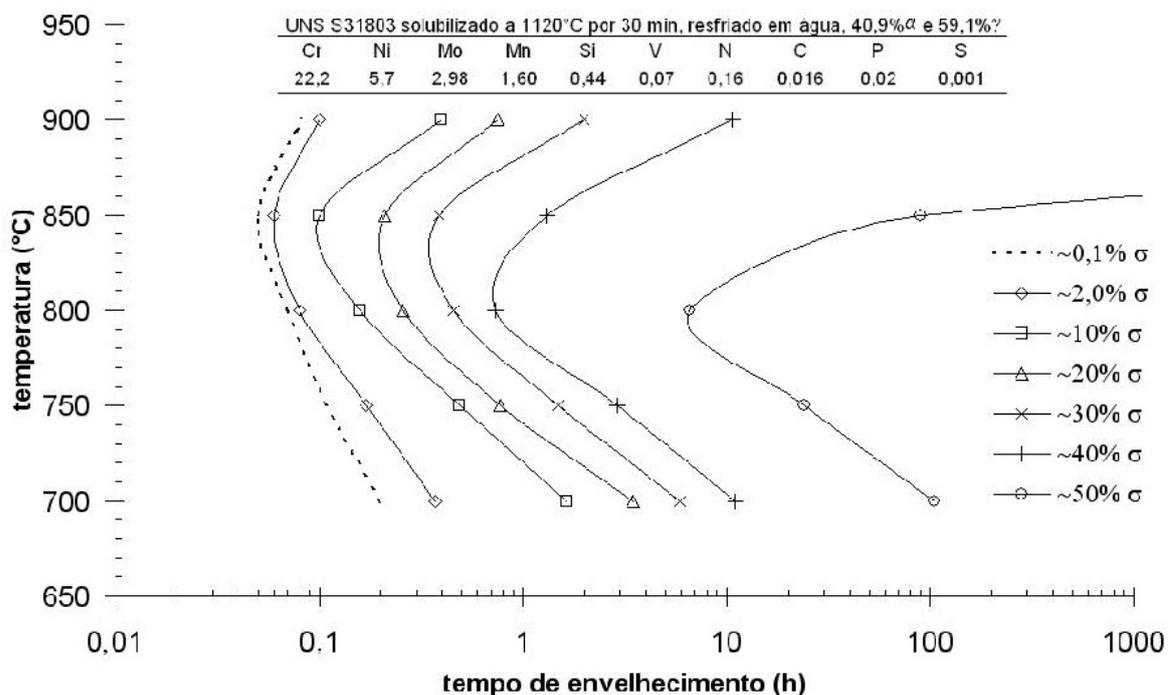


Figura 43: Diagrama de precipitação isotérmica de fase sigma (tempo-temperatura-precipitação, TTP) para o aço UNS S31803 (MAGNABOSCO, 2005).

De acordo com Bajguirani (2002), em estudo do aço inoxidável 15-5PH, observou-se que nas amostras solubilizadas a 1050 °C, os maiores valores de dureza após o tratamento de precipitação foram obtidos para os tratamentos realizados entre 450-470 °C por duas horas. A 490 °C ocorreu decréscimo de dureza. A Figura 44 mostra a curva de dureza do aço inoxidável 15-5PH, em função da temperatura, para um tempo de 2h de envelhecimento. De 20 a 200 ° ocorre um leve aumento da dureza em função do início da precipitação de cobre. Entre 450-470 °C a estrutura dos precipitados que inicialmente era CCC é alterada para 9R, e a máxima dureza é alcançada.

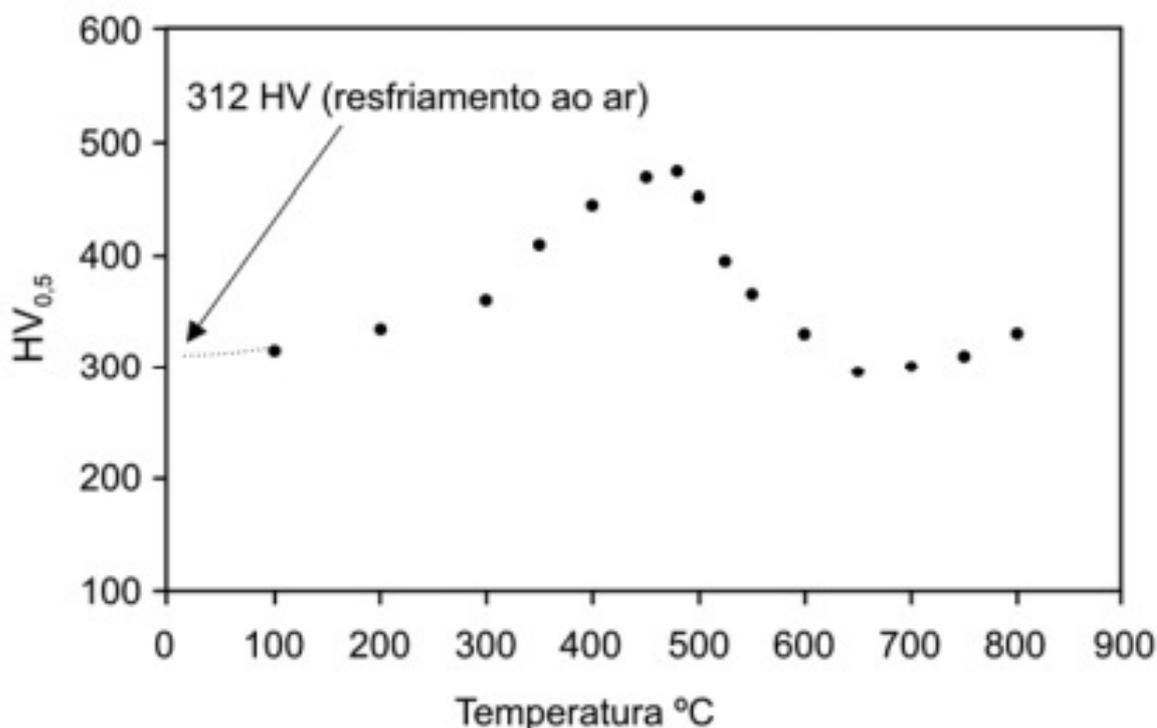


Figura 44: Curva de dureza do aço 15-5PH em função da temperatura de precipitação para 2h de tratamento (BAJGUIRANI, 2002).

Com o aumento da temperatura os precipitados aumentam de tamanho e sua estrutura se altera de 9R para 3R e, finalmente, para CFC com conseqüente queda acentuada na dureza. Um novo aumento de dureza que ocorre a partir de 650 °C está ligado à formação de um novo tipo de precipitado. Nessa temperatura formam-se precipitados de cobre de forma esférica, os quais inicialmente são provavelmente coerentes e então se transformam em semi-coerentes com a matriz durante o envelhecimento.

Ornhagen, Nilsson e Vannevik (1996) estudou dois tipos de aços inoxidáveis austeníticos com alto e baixo teor de nitrogênio compatível com o ISO 5832-9 e observou que a diferença na resistência à corrosão entre as duas ligas não foram significativas. Além disso, ele estudou a influência da temperatura e do tempo de envelhecimento com a tenacidade à fratura e verificou que a fragilidade ocorreu na temperatura de 800 °C, e através de análises no microscópio eletrônico de transmissão por padrão de difração eletrônica observou a presença da fase Z no material solubilizado e da fase χ no material envelhecido a 800 °C durante 4 horas. A composição química da fase Z obtida por análise de EDX corresponde ao seguinte aproximação em porcentagens atômicas de elementos metálicos; 8% Fe, 36% Cr, 50% Nb, e 6% Mo. A queda na tenacidade ocorre pela presença da fase χ , que após certo tempo no equilíbrio se transforma na fase σ .

4.2 Efeito do Envelhecimento sobre a Resistência à Corrosão

Durante envelhecimento isotérmico, ou determinadas sequências de tratamento térmico ou soldagem, pode ocorrer a precipitação de fases indesejáveis, que causam tanto redução de propriedades mecânicas quanto afetam a resistência à corrosão. Particularmente entre 700 °C e 900 °C, pode ocorrer a precipitação de nitretos de cromo e de fase sigma, esta última como produto da decomposição eutetóide da ferrita original, gerando também austenita secundária, ou através da precipitação a partir da austenita e ferrita presentes (NILSSON, 1992).

Mesmo com a grande quantidade de publicações sobre os efeitos da precipitação de fase em temperaturas elevadas sobre as propriedades mecânicas e de corrosão dos aços inoxidáveis duplex (MAGNABOSCO; FALLEIROS, 2005a; AL., 2009), pouca informação está disponível sobre o efeito do envelhecimento térmico em baixas temperaturas (300–400 °C), particularmente na resistência à corrosão destes aços.

Alguns trabalhos disponíveis na literatura estão relacionados com envelhecimento térmico relativamente curto (<1000 h). Contudo, as alterações microestruturais nos aços inoxidáveis duplex sofrendo decomposição espinodal continuam a se desenvolver mesmo depois de milhares de horas de envelhecimento (AL., 2011). O efeito prejudicial do tratamento de envelhecimento em longo prazo nesta faixa de temperatura (i.e., ≤ 400 °C) sobre a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex é atribuído principalmente à decomposição espinodal da fase ferrita em uma fase rica em Fe (α) e outra rica em cromo (α'), e/ou à precipitação da fase G, que é rica em Ni, Mo, Mn e Si (AUGER et al., 1990; IACOVIELLO; CASARI; GIALANELLA, 2005; PARK; KWON, 2002).

A formação destas partículas nanométricas enriquecidas em Cr dentro dos grãos de ferrita leva ao empobrecimento de Cr na matriz adjacente e afeta negativamente a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex. Auger et al. (1990) estudaram a variação da concentração de Cr na fase ferrítica decomposta espinodalmente de um aço inoxidável duplex fundido por meio de microscopia de campo iônico e sonda atômica (atom probe and field ion microscopy – APFIM) e observaram concentrações de Cr tão altas quanto 60–65% na fase α' de amostras envelhecidas a 400 °C por 10000 h. Além disso, estas reações de precipitação promovem endurecimento e fragilização da fase ferrítica presente nos aços inoxidáveis duplex (WENG; CHEN; YANG, 2004a).

Outro ponto de grande interesse tecnológico, que ainda não está claro, é a ocorrência da recuperação das zonas empobrecidas em Cr (healing) no envelhecimento em baixas temperaturas. Enquanto Tavares et al. (2005a), que realizaram ensaios de reativação potenciocinética de ciclo duplo (DL-EPR), relataram que amostras do aço inoxidável duplex 2205 recuperam suas zonas empobrecidas em Cr após envelhecimento a 475 °C por 1000 h e a 500 °C por 500 h, Lo et al. (2012) não observaram nenhum processo de recuperação em

um aço inoxidável duplex 7MoPLUS, mesmo após envelhecimento por 15.000 h na faixa de temperatura de 300–500 °C.

May et al. (2010) relataram que a taxa de corrosão do aço inoxidável duplex 2205 diminui em solução de FeCl_3 1,7 M após envelhecimento térmico em 300 e 400 °C por 7000 horas, atribuindo este fato à ocorrência da recuperação das zonas empobrecidas em Cr. No entanto, esses autores não realizaram ensaios de DL-EPR para quantificar o grau de empobrecimento de Cr nas amostras. Essas considerações ressaltam que mais trabalhos são necessários para esclarecer essa diferença de pontos de vista.

Parte III

MATERIAIS E MÉTODOS

5 Materiais

Para avaliar o efeito do aporte térmico, do metal de adição e do tratamento térmico de envelhecimento sobre a suscetibilidade a corrosão sob tensão das juntas soldadas do aço inoxidável austenítico AISI 317L, foi realizada a soldagem das chapas usando-se o processo MIG/MAG com corrente pulsada no qual utilizou-se eletrodos de duas composições químicas diferentes e dois níveis de energias, além do tratamento térmico de envelhecimento em dois tempos diferentes para todas as condições de soldagem propostas. Os materiais soldados foram usinados obtendo-se corpos de prova não entalhados para a realização do ensaio de tração mecânica, microdureza e corrosão sob tensão em solução de cloreto de magnésio. A análise dos corpos de prova foi realizada antes e depois das fraturas com o auxílio de um Microscópio Ótico (MO) e um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

A seguir, são apresentadas, detalhadamente, as informações sobre os materiais utilizados na confecção dos corpos de prova.

5.1 Metal Base

Nesta pesquisa, foi utilizado como metal base o aço inoxidável austenítico AISI 317L. Foram confeccionadas chapas com dimensões de 500 x 300 mm e com 3 mm de espessura. Na Tabela 8, apresenta-se a composição química das chapas de aço inoxidável AISI 317L.

Tabela 8: Composição química nominal do aço inoxidável austenítico AISI 317L.

Liga	Composição (% em peso)						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe
AISI 317L	0,011	0,4	1,6	19,0	13,1	3,1	Bal.

5.2 Metais de Adição

Conforme proposto na metodologia, utilizou-se como metais de adição arame-eletrodos tubulares AWS ER317L (austenítico) e AWS ER2209 (duplex) com 1,2 mm de diâmetro com o objetivo de avaliar a influência da composição química do metal de adição na suscetibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas do aço inoxidável AISI 317L. Na Tabela 9 apresenta-se a composição nominal (% em peso) dos dois aços inoxidáveis utilizados.

Tabela 9: Composição química nominal dos eletrodos AWS ER317L e AWS ER2209.

Eletrodo	Composição (% em peso)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Co	Cu	N
AWS ER317L	0,011	0,42	1,63	0,020	0,003	20,31	12,43	3,71	-	-	-
AWS ER2209	0,013	0,51	1,48	0,020	0,0005	23,13	8,73	3,12	0,039	0,12	0,15

6 Métodos

6.1 Preparação dos Corpos de Prova

As chapas adquiridas de aço inoxidável austenítico AISI 317L foram cortadas obtendo pequenas placas com dimensões especificadas na Figura 45.



Figura 45: Dimensões das chapas cortadas em milímetros.

Após uma sequência de testes para possibilitar o uso da energia de soldagem nos níveis escolhidos, as chapas soldadas com menor energia foram submetidas a um chanfro total de 50° e altura da face da raiz de 1,0 mm, conforme Figura 46. Nas juntas soldadas com energia mais elevada a deposição ocorreu diretamente sobre a chapa (bead-on-plate) na posição plana, sem qualquer chanfro.

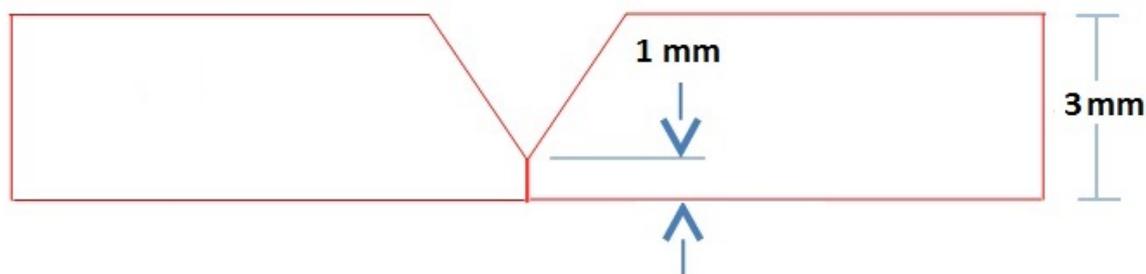


Figura 46: Perfil do chanfro usinado nas chapas de aço inoxidável austenítico AISI 317L.

Todo procedimento de soldagem foi realizado no Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem - LPTS da Universidade Federal do Ceará - UFC. A soldagem foi realizada por meio do processo GMAW com corrente contínua pulsada. Utilizou-se uma bancada robotizada, fonte eletrônica multiprocesso e sistema de aquisição de dados, conforme apresentado na Figura 47.



Figura 47: Equipamentos utilizados nas soldagens: (1) robô industrial com tocha e alimentador de arame-eletrodo, (2) fonte eletrônica multiprocesso, (3) Sistema de aquisição, (4) Medidor de Valim, (5) Mesa de trabalho.

Os valores dos principais parâmetros de soldagem são apresentados na Tabela 10.

Visando a união das chapas com dois níveis distintos de energia de soldagem, os parâmetros de corrente de base, tempos de pico e de base e velocidade de soldagem foram variados. O resultado foi a deposição dos cordões de solda em dois níveis de energia: 4 e 8 kJ/cm. Outros parâmetros permaneceram praticamente constantes, tais como corrente de pico e velocidade de alimentação de arame. O gás de proteção utilizado foi argônio puro (99,99%) com uma vazão de 25 L/min. Foi utilizada purga de gás para ambas as energias de soldagem.

Todas as soldas foram realizadas na posição plana. As chapas foram rigidamente fixadas na mesa de trabalho com o objetivo de evitar empenamento excessivo das mesmas devido a sua pequena espessura.

Cada junta foi cortada em tiras com solda transversal e dimensões de 141 x 22 mm. As tiras retiradas das juntas soldadas foram usinadas utilizando uma fresadora CNC, em que sua preparação e utilização foram realizadas de acordo com os procedimentos padronizados pelas normas ASTM G58 e ASTM E8.

A geometria e as dimensões dos corpos de prova utilizados para o ensaio de corrosão

sob tensão estão representadas na Figura 48.

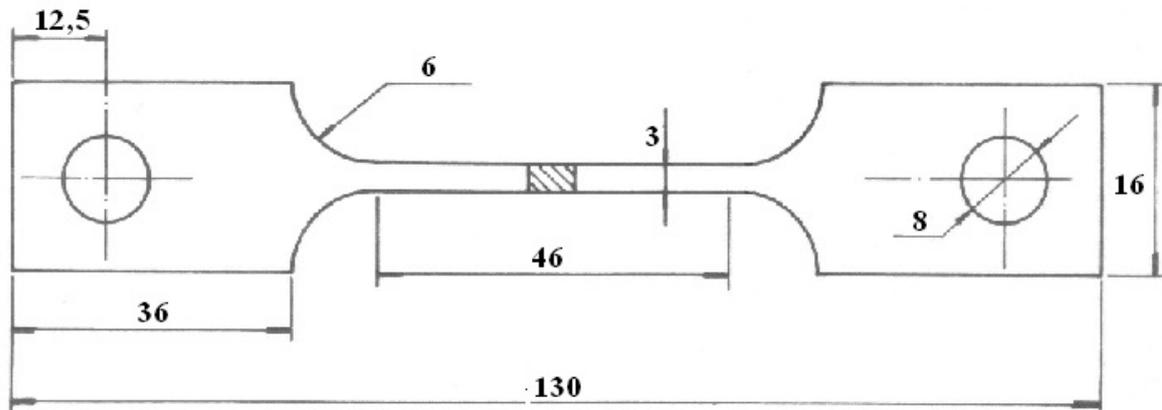


Figura 48: Geometria e dimensões dos corpos de prova (mm)

Os corpos de prova foram lixados utilizando lixas d'água com granulometria de 220, 320, 400, 600 e 1200. O polimento foi realizado com alumina $1 \mu\text{m}$.

Posteriormente foi realizada a identificação dos corpos de prova classificando-os por condição (metal de adição, energia de soldagem, tempo de envelhecimento) em função do tipo de ensaio em que foi submetido. Na Tabela 11 é possível verificar como foi realizada a classificação supracitada.

Tabela 10: Parâmetros de soldagem adotados.

Eletrodo	Corrente de pico I_p (A)	Corrente de base I_b (A)	Tempo de pico t_p (s)	Tempo de base t_b (s)	Corrente média I_m (A)	Corrente eficaz I_e (A)	Tensão média U_m (V)	Tensão Eficaz U_e (V)	Velocidade de soldagem V_s (cm/min)	Velocidade de alimentação V_{alim} (m/min)	Energia de soldagem E (kJ/cm)
AWS ER317L	250	65	3	10	121,4	138,8	19,2	19,8	45	4,5	4
AWS ER317L	240	100	4,5	8	153,9	164,6	26	26,2	35	4,5	8
AWS ER2209	250	65	3	10	114,9	132,7	21,7	22	45	4,4	4
AWS ER2209	240	100	4,5	8	157,1	167,5	25,3	25,4	35	4,5	8

Tabela 11: Identificação dos corpos de prova em função do metal de adição, a energia de soldagem, do tempo de envelhecimento e do tipo de ensaio.

Eletrodo / Aporte Térmico	Identificação dos CPs	Tempo de Envelhecimento (Horas)					
		0 horas		50 horas		100 horas	
		Tração	CST	Tração	CST	Tração	CST
AWS ER317L - E = 8 kJ/cm	D	D1 à D6	D7 à D9	D10 à D15	D16 à D18	D19 à D24	D25 à D27
AWS ER317L - E = 4 kJ/cm	B	B1 à B6	B7 à B9	B10 à B15	B16 à B18	B19 à B24	B25 à B27
AWS ER2209 - E = 8 kJ/cm	A	A1 à A6	A7 à A9	A10 à A15	A16 à A18	A19 à A24	A25 à A27
AWS ER2209 - E = 4 kJ/cm	E	E1 à E6	E7 à E9	E10 à E15	E16 à E18	E19 à E24	E25 à E27
AISI 317L/Puro	F	F1 à F6	F7 à F9	F10 à F15	F16 à F18	F19 à F24	F25 à F 27

Para cada condição de soldagem e de envelhecimento foram retirados seis CPs para ensaios de tração, três CPs para ensaios de CST, dois CPs para ensaios de microdureza e dois CPs para caracterização microestrutural das juntas soldadas.

6.2 Ensaios Mecânicos e Análise Metalográfica

Para avaliar os aspectos microestruturais da região da solda e zonas adjacentes quanto ao tratamento térmico de envelhecimento e à suscetibilidade à corrosão sob tensão, foram realizadas análises metalográficas dos corpos de prova para todos os tempos de envelhecimento antes e depois dos ensaios de corrosão sob tensão, por meio de microscopia ótica e eletrônica de varredura. Também foram realizados ensaios mecânicos de tração e microdureza nos corpos de prova soldados.

6.2.1 Ensaios de Tração

Para a realização dos ensaios de tração foi utilizado uma máquina de tração interligada a um sistema de aquisição de dados (microcomputador) conforme apresentado na Figura 49.



Figura 49: Máquina utilizada para ensaios de tração.

Foram utilizados 6 (seis) corpos de prova de cada condição de soldagem e envelhecimento para os ensaios de tração, com o objetivo de verificar a resistência mecânica de cada condição e obter a tensão de escoamento média das juntas para os ensaios de corrosão sob tensão.

6.2.2 Ensaios de Microdureza Vickers

Para a realização dos ensaios de microdureza foi utilizado uma carga de 1 kgf (HV_1) para todas as condições dos corpos de prova soldados. As medidas foram tomadas a uma distância de 2 mm da face superior da superfície soldada, em sua seção transversal. Traçou-se um perfil de uma extremidade a outra do corpo de prova, iniciando no MB, passando pela ZTA, ZF, até a outra extremidade do MB.

Foram obtidos 17 valores em cada amostra, como ilustrado na Figura 50.

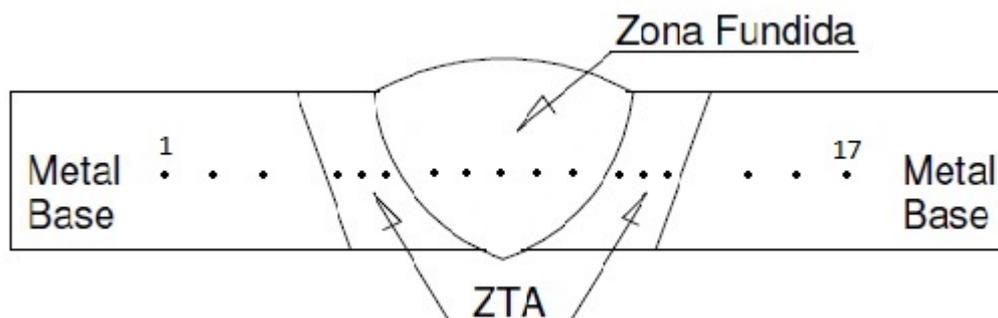


Figura 50: Esquema de medição de dureza Vickers.

As medidas foram realizadas por meio de um microdurômetro com penetrador de diamante, com carga de 1,0 kgf, da marca Digimess, modelo Tester HV 1000 (Figura 51).



Figura 51: Microdurômetro usado nas medições.

6.2.3 Análise Metalográfica

Primeiramente foram realizados ensaios metalográficos com o metal base (AISI 317L) e com as juntas soldadas (para todas condições de envelhecimento) antes do ensaio de corrosão sob tensão. Após a obtenção dos corpos de prova para ensaio de corrosão sob tensão foram retiradas duas amostras de cada condição de soldagem para os ensaios metalográficos. As dimensões das amostras estão representadas na Figura 52.

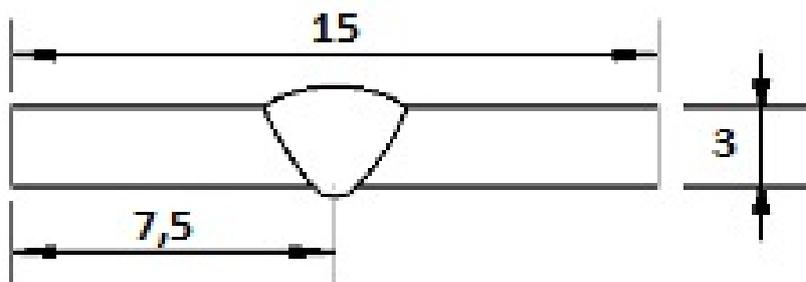


Figura 52: Dimensões das amostras em milímetros para ensaios metalográficos.

Após os ensaios de corrosão sob tensão, foi retirada uma amostra de 20 mm (medido a partir da extremidade fraturada) de cada corpo de prova rompido.

A preparação tanto das amostras destinadas a caracterização microestrutural quanto das amostras submetidas à análise das fraturas, compreendeu sequência de lixamentos com lixas d'água de granulometrias 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, seguido do polimento em politriz giratória com alumina de granulometria de 1 μm . Foram testados diversos tipos de ataques, e após várias tentativas adotou-se o ataque eletrolítico com ácido oxálico (10%) e ácido nítrico (20%) e o ataque com água régia para revelação das microestruturas.

A aquisição das micrografias foi realizada no Laboratório de Materiais do Instituto de Engenharia Mecânica – IEM da Universidade Federal de Itajubá – UNIFEI e no Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem - LPTS da Universidade Federal do Ceará - UFC por meio de um Microscópio Ótico Carl Zeiss Axio Observer Z1M interligado a um microcomputador (analisador de imagens). Os aparelhos utilizados são apresentados na Figura 53.

O exame das amostras ao microscópio ótico possibilitou a análise da influência do tratamento térmico de envelhecimento sobre a microestrutura das juntas soldadas como também a determinação da morfologia e localização das trincas, regiões onde ocorreram as rupturas (ZF, ZTA ou MB) e a avaliação das trincas de corrosão sob tensão.

Além das análises de microscopia ótica, foram realizadas análises por meio de um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) no Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem - LPTS (UFC) e no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG. A composição química e morfologia das fases das amostras foram investigadas

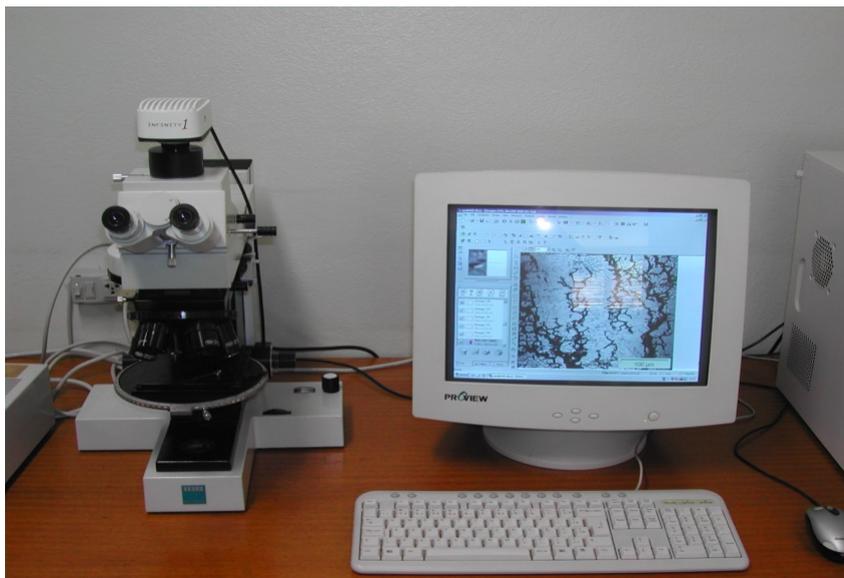


Figura 53: Microscópio ótico e microprocessador de dados.

por meio de um MEV com canhão FEG modelo JEOL JSM-7000F (CEFET/MG) e por um MEV-FEI Quanta 250 com canhão de W, acoplado com sistema de EDS e EBSD Oxford (UFC). As medições foram realizadas sobre a mesma área de superfície investigada no Microscópio Ótico para permitir uma comparação direta dos resultados. Foi realizado também Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios-X (EDS) em cada uma das fases para se obter um mapeamento da composição química das fases e precipitados. As Figuras 54 e 55 mostram os MEVs utilizados nas análises realizadas.

A quantificação das fases foi realizada por meio do Software SVRNA System desenvolvido por [Albuquerque et al. \(2011\)](#) com o objetivo de comparar os resultados obtidos na quantificação das fases por meio do software mencionado foi realizado também medições das quantidades de ferrita utilizando um ferritoscópio Fischer MP30E-S com precisão de 0,01%. A Figura 56 mostra o instrumento utilizado.

6.3 Tratamento Térmico de Envelhecimento - TTE

Com o objetivo de se verificar a influência do tempo de envelhecimento sobre a microestrutura e sobre a suscetibilidade à corrosão sob tensão das juntas soldadas, os tratamentos térmicos de envelhecimento foram realizados à temperatura de 700° C por dois diferentes períodos de tempos: 50 e 100 horas. Todas as condições de soldagem foram submetidas ao tratamento térmico nos tempos citados com o objetivo de obter microestruturas com morfologias diferentes e correlacionar essas microestruturas com os testes de tração, microdureza e corrosão sob tensão. Na Figura 57 é apresentado o forno mufla usado nos tratamentos térmicos.



Figura 54: Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG.



Figura 55: Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). LPTS - Universidade Federal do Ceará - UFC.



Figura 56: Ferritoscópio utilizado. LPTS - Universidade Federal do Ceará - UFC.



Figura 57: Forno mufla usado nos tratamentos térmicos de envelhecimento.

6.4 Ensaio de Corrosão Sob Tensão

Os ensaios de corrosão sob tensão foram realizados no laboratório do Instituto de Engenharia Mecânica – IEM da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI), utilizando um dispositivo de ensaio com carregamento tipo carga constante desenvolvido no Laboratório de Instrumentação da UNIFEI.

6.4.1 Solução de Ataque

Para o ensaio de corrosão sob tensão usou-se como meio corrosivo solução aquosa de cloreto de magnésio $MgCl_2$ (43%). Na preparação da solução foi utilizado cloreto de magnésio hexa hidratado ($MgCl_2 \cdot 6H_2O$) e água destilada. Para a confecção de 150 ml de solução, adicionou-se 200g de cloreto de magnésio hexa-hidratado ($MgCl_2 \cdot 6H_2O$) e 17,6 ml de água destilada.

6.4.2 Dispositivo de Ensaio de Corrosão sob Tensão

O mecanismo de funcionamento do banco de ensaio de corrosão sob tensão se constituiu de um dispositivo de aplicação de carga sobre o corpo de prova por um sistema de peso morto, que confere boa uniformidade e repetibilidade da carga. O corpo de prova é situado em uma cuba de aço inoxidável revestido em Teflon que o mantém submerso na solução de teste. O controle do tempo de ensaio foi feito por um cronômetro digital no qual era interrompido no momento da ruptura dos corpos de prova. A Figura 58 apresenta uma foto do dispositivo de ensaio de corrosão sob tensão em funcionamento.

Todo o projeto e construção do dispositivo de ensaio de corrosão sob tensão foi desenvolvido no Instituto de Engenharia Mecânica – IEM da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI).

6.4.3 Procedimento de Ensaio

A primeira etapa a ser executada foi o isolamento do corpo de prova utilizando uma fita de Teflon (veda rosca) deixando apenas uma região central de aproximadamente 15 mm exposta à solução corrosiva para que a trinca ocorra preferencialmente na região central do corpo de prova conforme a Figura 59.

Em seguida, o corpo de prova foi acomodado na cuba de corrosão e se deu início à calibração do mecanismo de aplicação de força. A tensão utilizada foi de 80% (ASTM, 2013) da tensão de escoamento da média dos valores obtidos nos ensaios de tração realizados nas juntas soldadas. Após o procedimento de calibração da tensão, a solução de ataque foi preparada. Por tratar-se de ataque de corrosão sob tensão em aço inoxidável utilizou-se



Figura 58: Banco de teste de corrosão sob tensão em funcionamento.

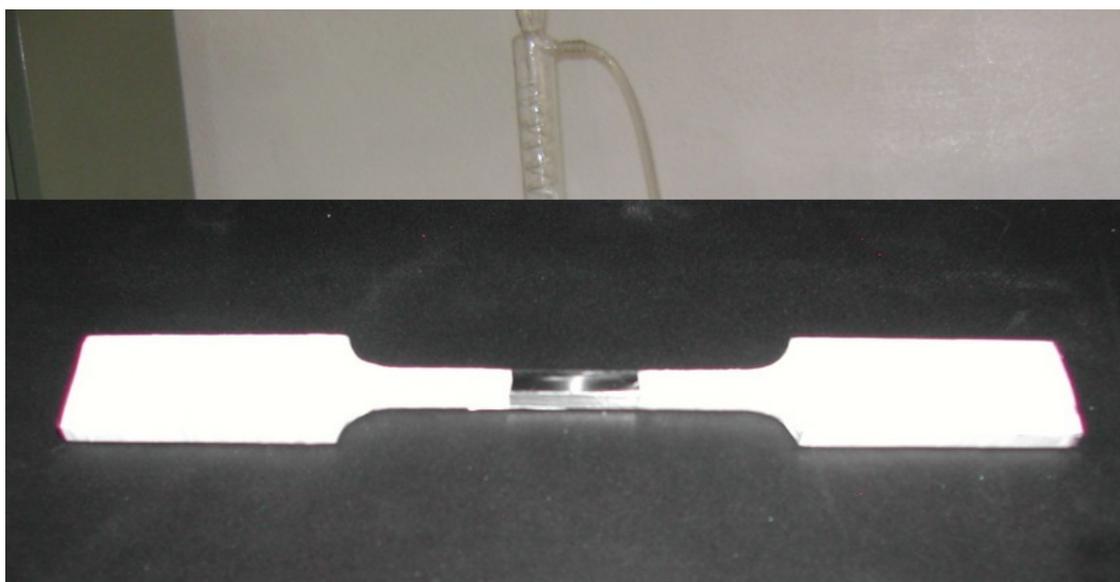


Figura 59: Corpo de prova isolado.

uma solução aquosa de cloreto de magnésio (43%) conforme a norma G36-73 (ASTM, 2013).

Posteriormente ao preparo da solução corrosiva, mediu-se o pH da mesma com o objetivo de controlar a acidez do meio em todos os ensaio na mesma faixa de temperatura. Feito isso a solução de cloreto de magnésio foi colocada na cuba de corrosão e iniciou-se o processo de fechamento e vedação da tampa da cuba e das conexões das garras de tração, onde se utilizou silicone para altas temperaturas. Este procedimento tinha por objetivo evitar o vazamento da solução na tampa e nas garras de tração, onde ocorre um pequeno deslocamento devido ao alongamento do corpo de prova durante o ensaio. Esta preparação foi feita com 24 horas de antecedência para permitir a cura completa do silicone, garantindo a total vedação do sistema.

Antes de se iniciar os ensaios foram registradas a data e a hora do início dos testes, a identificação do corpo de prova em ensaio, o valor da carga aplicada e o tempo necessário para atingir a temperatura de trabalho.

O critério adotado para a avaliação da suscetibilidade à corrosão sob tensão no presente trabalho foi o tempo levado para ocorrência da fratura dos corpos de prova. Portanto, a conclusão do ensaio se dá com a ruptura total dos mesmos, quando estes são removidos para análises. No fim dos ensaios, os corpos de prova deverão ser submetidos a um processo químico de limpeza superficial em solução aquosa 10% de HNO₃ por 20 minutos à temperatura de 60° C, conforme recomendação prática ASTM G1-72 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2013).

Após os ensaios de CST foi realizada a análise da seção transversal dos corpos de prova fraturados para avaliar o caminho preferencial de propagação das trincas.

Com o término dos ensaios a solução corrosiva foi armazenada em vasilhames de plástico e encaminhada para o Laboratório de Microbiologia da UNIFEI, a qual foi devidamente descartada.

6.5 Inspeção Visual

A análise da fratura dos corpos de prova submetidos aos ensaios de corrosão sob tensão foi realizada inicialmente por inspeção visual. As fraturas foram classificadas em função de sua aparência em frágil (FR), dúctil (DU) ou dúctil/frágil (mista).

Parte IV

RESULTADOS E DISCUSSÃO

7 Caracterização Microestrutural

7.1 Metal Base - AISI 317L

Neste tópico são apresentadas as microestruturas do metal base (AISI 317L) onde foram discutidas a precipitação das fases e suas morfologias e a composição química de cada fase.

A Figura 60 apresenta a microestrutura do metal base (AISI 317L) como recebido, no qual se pode observar uma fase predominante com grãos poligonais de austenita e possivelmente algumas bandas de ferrita. Não foi possível identificar nenhum tipo de precipitado por meio do microscópio óptico. Segundo a norma ASTM (1993), estes tipos de microestruturas são típicas de um material livre de carbonetos, ou seja, os materiais não estão sensitizados, sendo caracterizadas como estruturas “STEP”.

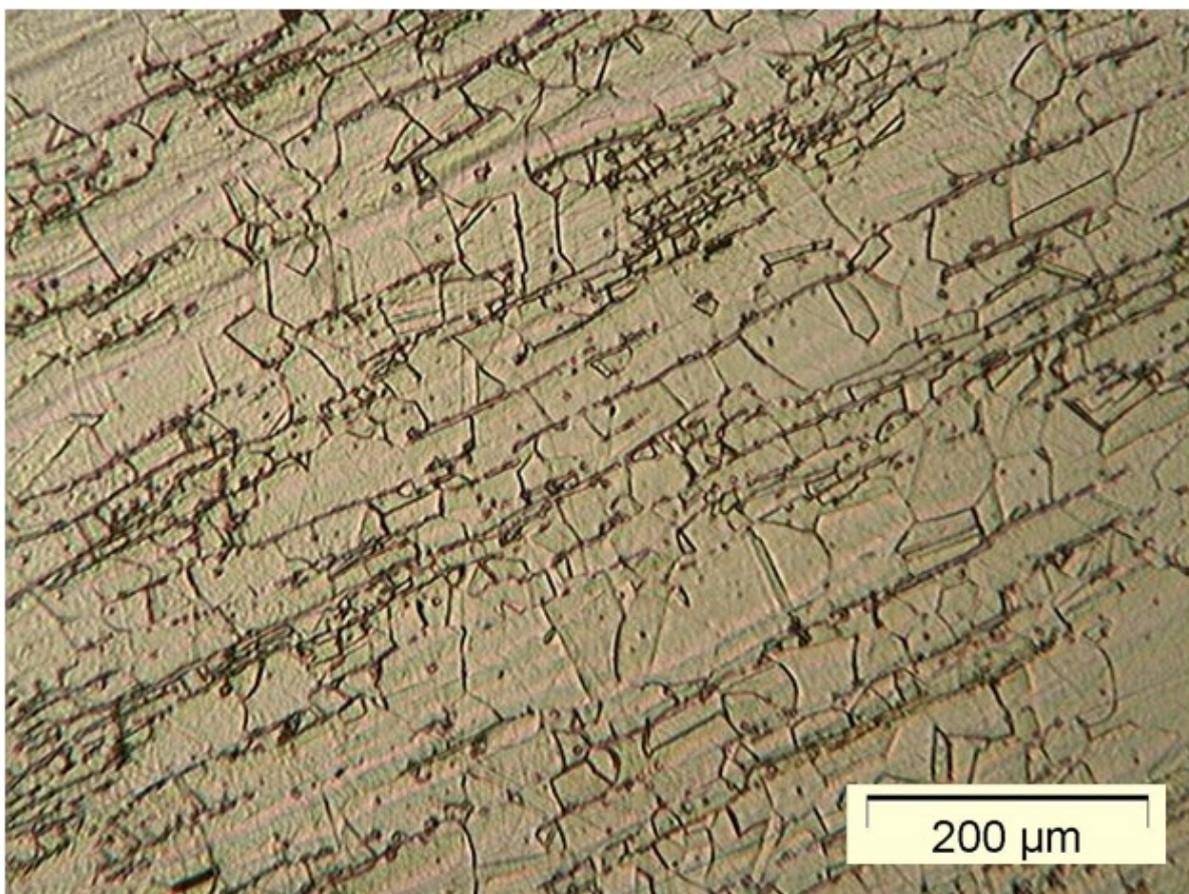


Figura 60: Microestrutura do metal base de aço AISI 317L. Ataque: Água Régia.

A Figura 61 apresenta a mesma região (MB) vista pelo MEV. Tanto na microscopia óptica quanto na microscopia eletrônica de varredura percebe-se a existência de lamelas ou

bandas de ferrita dispostas paralelamente na direção da laminação.

Com o exame da microestrutura, também é observada a ausência de deformações nos grãos devido ao processo de laminação sofrido pelo material como recebido, podendo o ataque com água régia ter sido suficiente para destacar as longas placas de ferrita delta, as quais são comumente observadas em aços contendo elevados teores de Cr e Mo, como o AISI 317L.

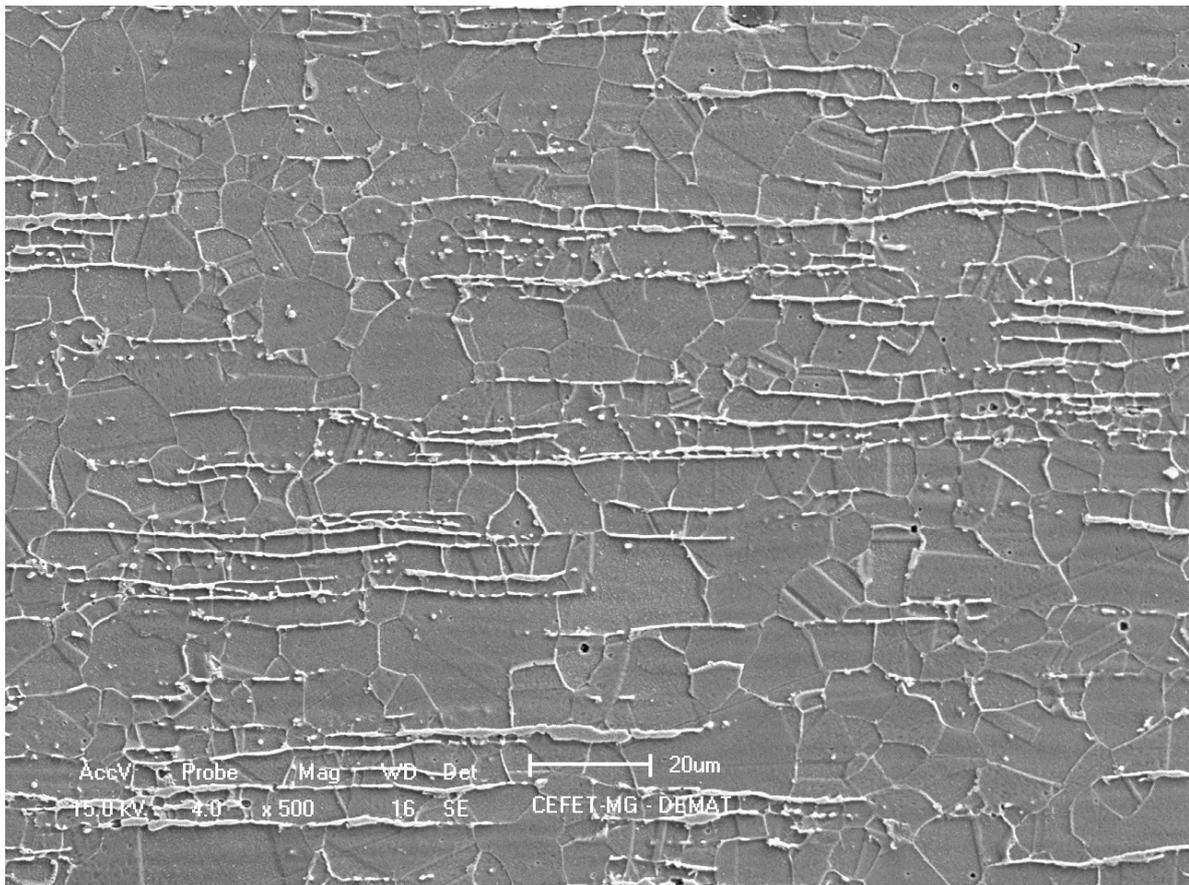


Figura 61: Microestrutura do metal base de aço AISI 317L. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Ataque: Água Régia.

Conforme verificado no trabalho de [Avelino \(2011\)](#) sobre a suscetibilidade à corrosão intergranular dos aços AISI 317 e AISI 317L, após análises por energia dispersiva de raios-X (EDX) da matriz do aço 317L em comparação com as mesmas bandas de ferrita apresentadas, observou-se a presença dos mesmos picos dos principais elementos de liga em ambas as regiões.

No presente trabalho foi realizada análise química por meio da EDS nas regiões da matriz austenítica e das possíveis bandas de ferrita. As Figuras [62](#) e [63](#) apresentam os espectros das duas regiões, nas quais pode-se notar uma semelhança significativa nos principais picos (Fe, Cr e Ni) e composições químicas, corroborando as mesmas conclusões obtidas por [Avelino \(2011\)](#) e reforçando a evidência da ausência de precipitados de carbonetos de cromo.

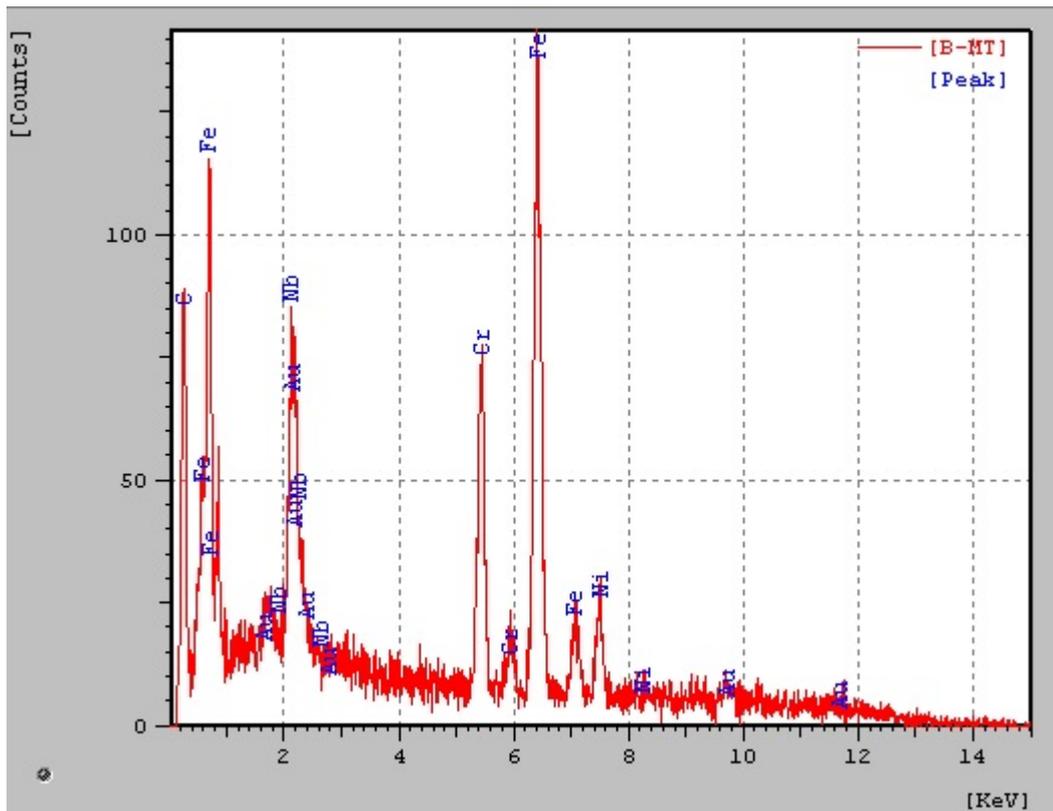


Figura 62: Espectro de análise EDS na região da matriz austenítica da amostra de aço AISI 317L no estado como recebido.

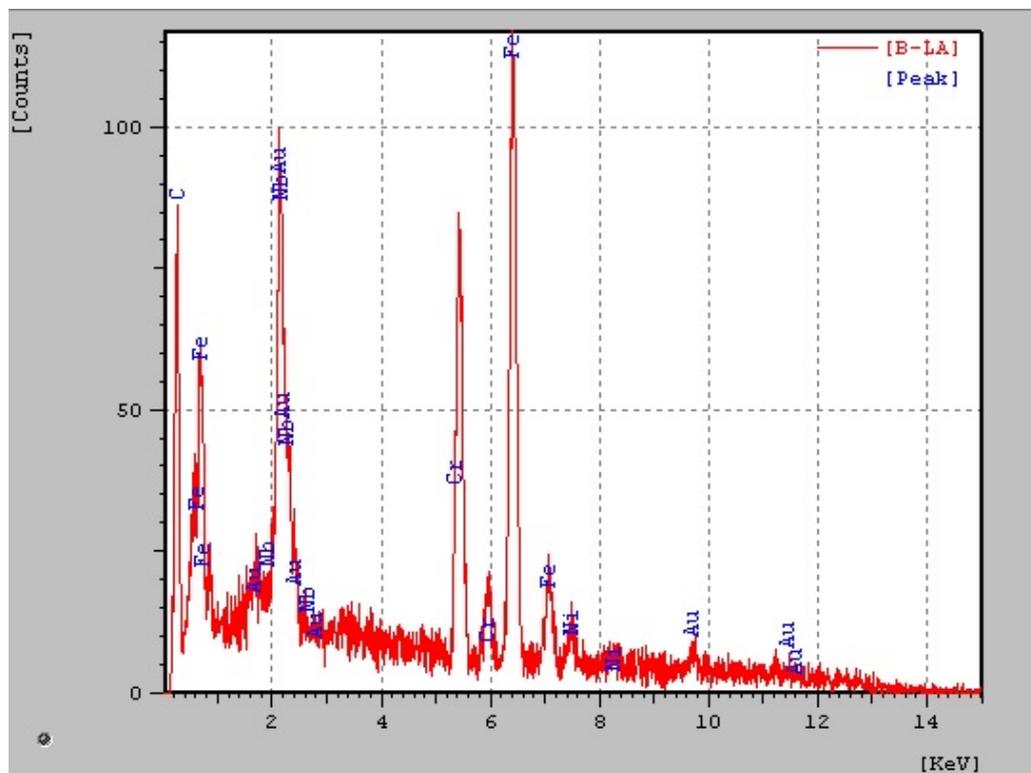


Figura 63: Espectro de análise EDS na região das possíveis bandas de deformação da amostra de aço AISI 317L no estado como recebido.

É importante salientar que ao quantificar os teores de Cr, Mo e Ni das bandas de ferrita, observou-se teores ligeiramente mais elevados de Cr e Mo, além de menores teores de Ni quando comparados à austenita, corroborando o fato de se tratar de lamelas ou bandas de ferrita.

7.2 Soldagem Similar - AWS ER317L

Neste tópico são apresentadas as microestruturas dos corpos de prova soldados com o eletrodo AWS ER317L, onde foram discutidas a precipitação das fases e suas morfologias, a quantidade percentual de cada estrutura e a composição química de cada fase conforme a condição de soldagem e de tratamento térmico de envelhecimento.

7.2.1 Juntas Soldadas sem Tratamento Térmico de Envelhecimento

O conhecimento da microestrutura formada durante a solidificação proveniente do efeito térmico para as diferentes condições soldadas é de fundamental importância para o conhecimento do efeito dos parâmetros de soldagem na microestrutura no metal de solda e da Zona Termicamente Afetada (ZTA). Este controle se torna primordial no efeito dos parâmetros de soldagem na ZTA, pois é mais difícil e complexo tal monitoramento, sendo que no metal de solda com a adição dos elementos de liga é mais fácil controlar as propriedades da zona fundida.

O efeito da soldagem na ZTA é importante, de modo que a evolução da microestrutura da ZTA é também complexa, dependendo da microestrutura original do metal base, da temperatura de pico experimentada em particular na região da ZTA, do tempo de duração na temperatura de pico e das taxas de aquecimento e resfriamento.

As Figuras 64 e 65 apresentam as microestruturas da ZTA das juntas soldadas com o metal de adição AWS ER317L usando energias de 4 e 8 kJ/cm, respectivamente. Nas Figuras supracitadas pode-se notar a presença de medidas que foram realizadas na região da ZTA de alta temperatura, com objetivo de estimar o tamanho médio desta região.

Para isso foram realizadas 50 medições (conforme Figuras 64 e 65) em cada condição de soldagem, obtendo assim os valores médios da extensão desta região e seus respectivos desvios, conforme apresentados na Tabela 12.

Tabela 12: Tamanho médio da ZTA de alta temperatura das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L.

Eletrodo	AWS ER317L	
Energia de Soldagem	4 kJ/cm	8 kJ/cm
Valor Médio (microm)	108,28	160,97
Desvio Padrão	9,37	18,1

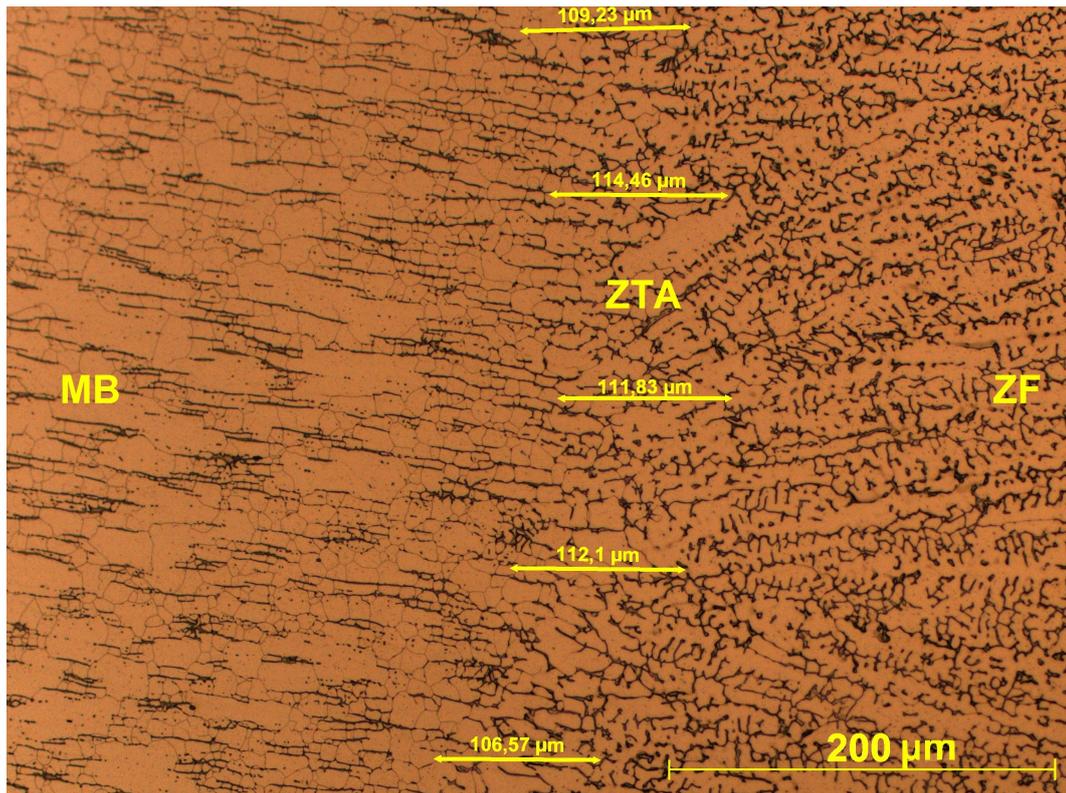


Figura 64: Microestrutura da zona termicamente afetada da junta soldada com o eletrodo SW ER317L e energia de 4 kJ/cm. Medida do tamanho da ZTA de alta temperatura. Ataque: Água Régia.

Em ambas as Figuras é fácil realizar a identificação das regiões da ZF, MB e da ZTA, na qual observa-se a formação da fase ferrita- δ (delta) na ZTA. Não foi possível identificar a presença de outras fases deletérias usando o microscópio ótico e o MEV nesta região.

De acordo com a Tabela 12, observa-se que nas juntas soldadas com maior energia, a ZTA de alta temperatura apresentou-se mais extensa, o que pode ser atribuído à exposição a temperaturas mais altas durante a soldagem, afetando termicamente uma área maior do metal base.

De acordo com estudos de Nage et al. (2004) e ECKSTEIN (2011), o uso do aço AISI 317L na indústria de processo esbarra em problemas metalúrgicos, por mudanças na microestrutura, provocadas por elevadas temperaturas, decorrentes de um aumento significativo da ferrita- δ . Tal comportamento, por sua vez, aumenta a suscetibilidade à corrosão intergranular, aliado à decomposição de fases intermetálicas, tais como as fases χ e σ , o que acarreta em degradação das propriedades deste material, principalmente em juntas soldadas expostas a elevadas temperaturas.

As Figuras 66 e 67 mostram respectivamente a ZTA das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L usando energias de 4 e 8 kJ/cm visualizadas pelo MEV.

Observando as imagens das Figuras 66 e 67, cujas ampliações são idênticas, é

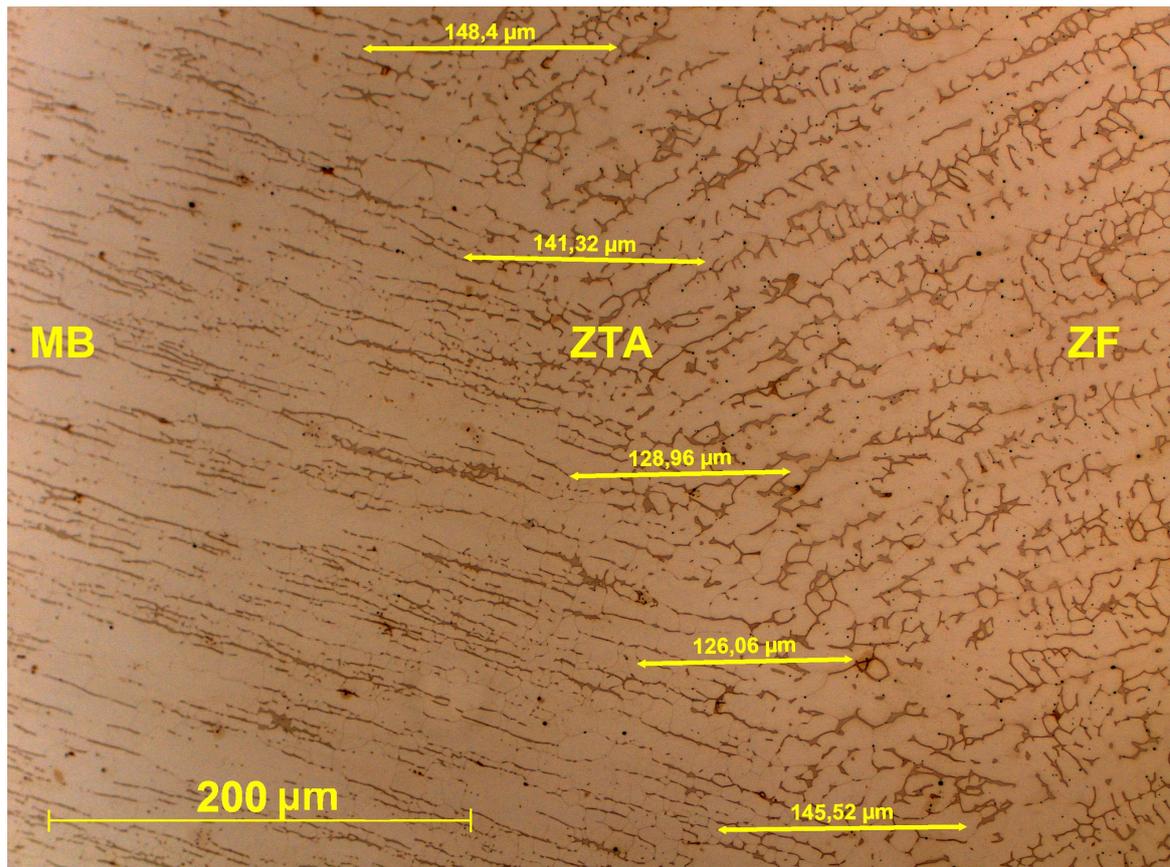


Figura 65: Microestrutura da zona termicamente afetada da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L e energia de 8 kJ/cm. Medida do tamanho da ZTA de alta temperatura. Ataque: Água Régia.

possível verificar uma tendência de aumento dos grãos de ferrita delta para a condição soldada com maior energia (Figura 67) se comparado a de menor energia (Figura 66).

As Figuras 68 e 69 apresentam microestruturas obtidas no microscópio ótico da zona fundida (ZF) das juntas soldadas com o metal de adição AWS ER317L usando 4 e 8 kJ/cm, respectivamente.

Observa-se a formação de ferrita delta (fase escura) em ambas as juntas soldadas, apresentando uma certa semelhança tanto na quantidade quanto na morfologia da mesma, em função do aporte térmico. Esta morfologia vermicular e laminar, em forma quase contínua, ou seja, parcialmente como uma rede de ferrita delta, é provavelmente devido ao fato de que este material se solidifica no Modo FA, onde ocorre primeiramente a solidificação da ferrita, na forma de dendritas, seguida da formação posterior da austenita na interface ferrita/líquido, por meio de uma reação peritética ou, dependendo das condições de solidificação, por uma reação eutética envolvendo três fases ($L + \delta + \gamma$). Após a nucleação, a austenita cresce para a ferrita e para o líquido, podendo, desta forma, estabilizar a ferrita no eixo da dendrita e, ainda, causar a formação de ferrita nos espaços interdendríticos.

Este modo de solidificação ocorre quando $1,48 < Cr_{eq} / Nieq < 1,95$ (PADILHA; GUEDES, 1994). Portanto para a confirmação do modo de solidificação foi calculado a

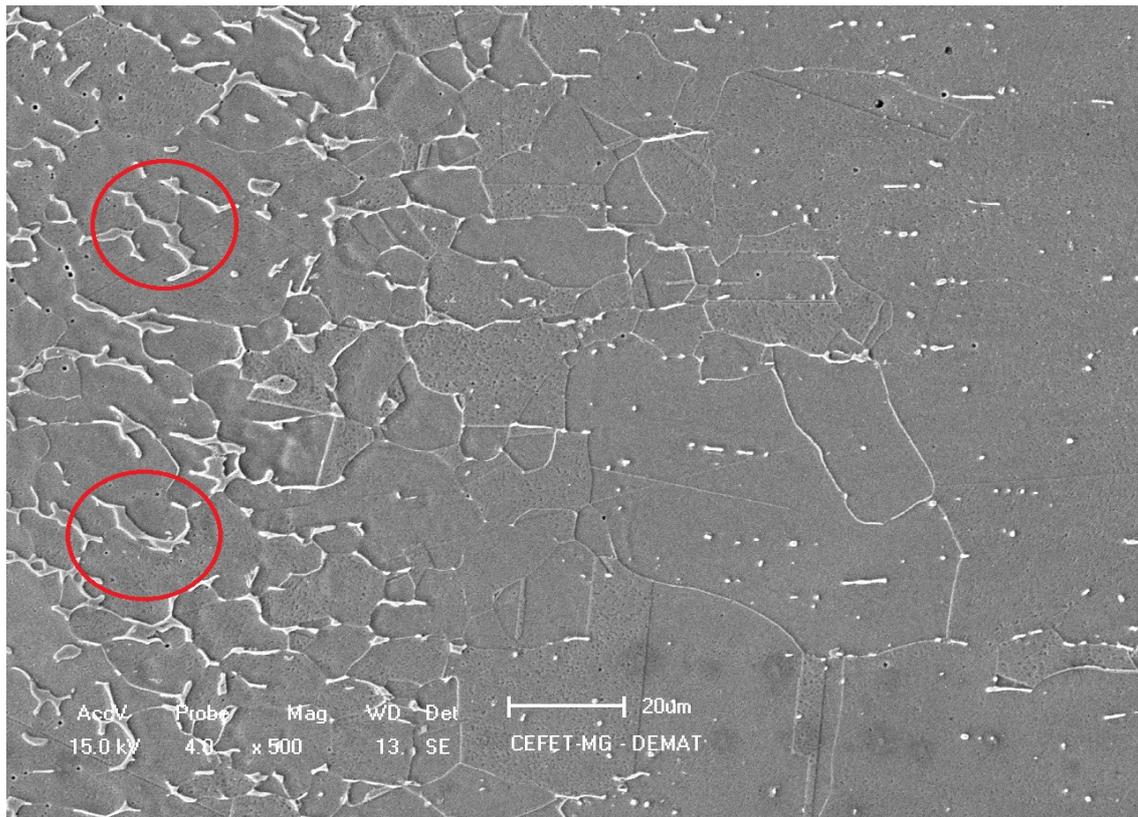


Figura 66: Microestrutura da zona termicamente afetada da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L e energia de 4 kJ/cm. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Ataque: Água Régia.

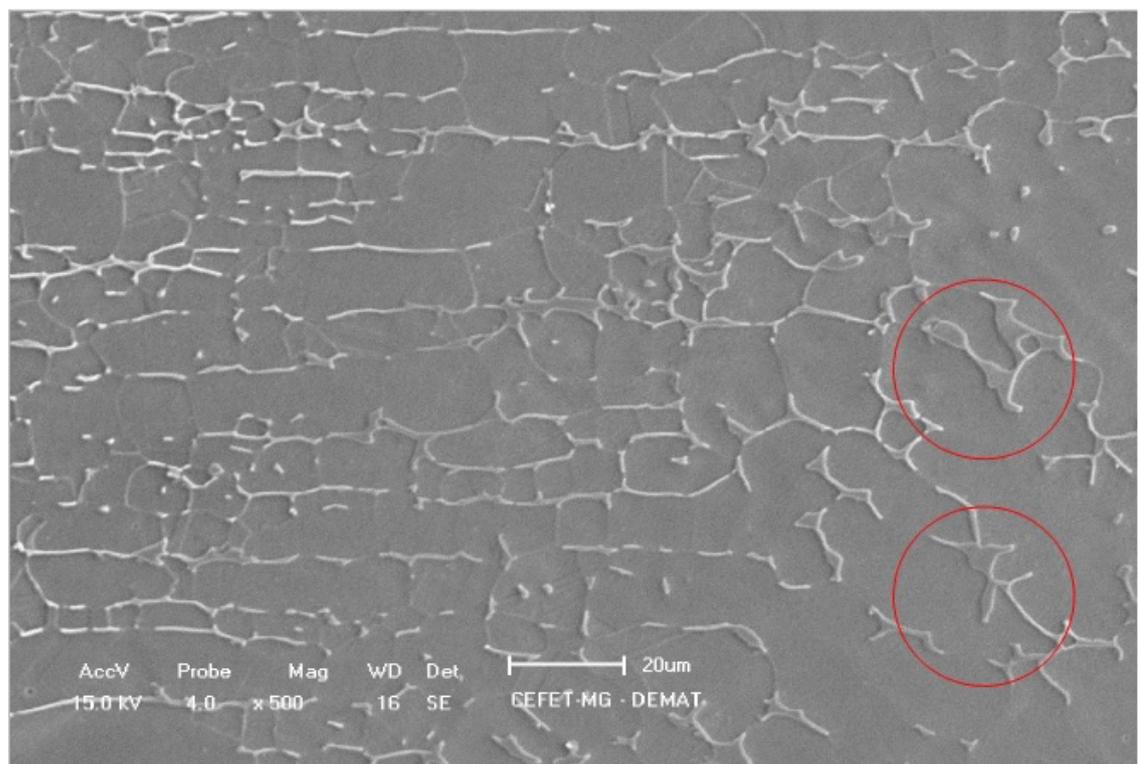


Figura 67: Microestrutura da zona termicamente afetada da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L e energia de 8 kJ/cm. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Ataque: Água Régia.

relação Cr_{eq} / Ni_{eq} para o eletrodo AWS ER317L. O resultado segue na Equação 7.1.

$$Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,58 \quad (7.1)$$

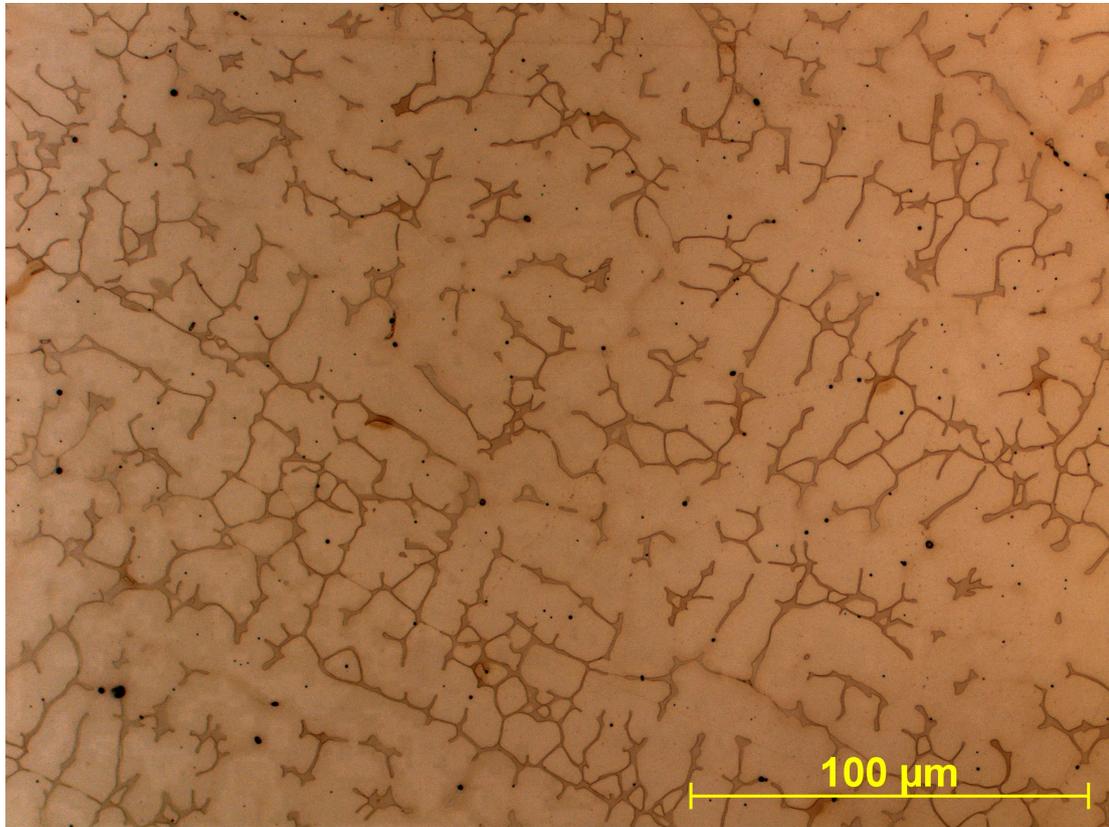


Figura 68: Microestrutura da zona fundida da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando energia de 4 kJ/cm. Ataque: Água Régia.

Na Figura 68 é possível notar que a ferrita- δ se precipita ligeiramente em menor quantidade apresentando uma morfologia menos contínua em relação à ZF da junta soldada com energia de 8 kJ/cm. De acordo com Antunes et al. (2010) este fato pode contribuir na propagação de trincas e na fragilização do material com relação à CST.

Para obter uma análise quantitativa da precipitação da ferrita δ foi realizada a quantificação das fases presentes na ZF com o eletrodo AWS ER317L. Para isso, foram registradas 50 imagens de cada condição de soldagem, e posteriormente, elas foram submetidas a análises por meio do software SVRNA System (ALBUQUERQUE et al., 2011).

Com o objetivo de se realizar uma análise comparativa foram feitas também 50 medições para cada condição de soldagem da quantidade de ferrita presente na ZF do eletrodo AWS ER317L por meio de um ferritoscópio.

A Tabela 13 apresenta os resultados obtidos na quantificação.

De acordo com a Tabela 13 nota-se que as juntas soldadas com maior aporte térmico (8 kJ/cm), apresentaram proporcionalmente tanto na análise das imagens quanto no

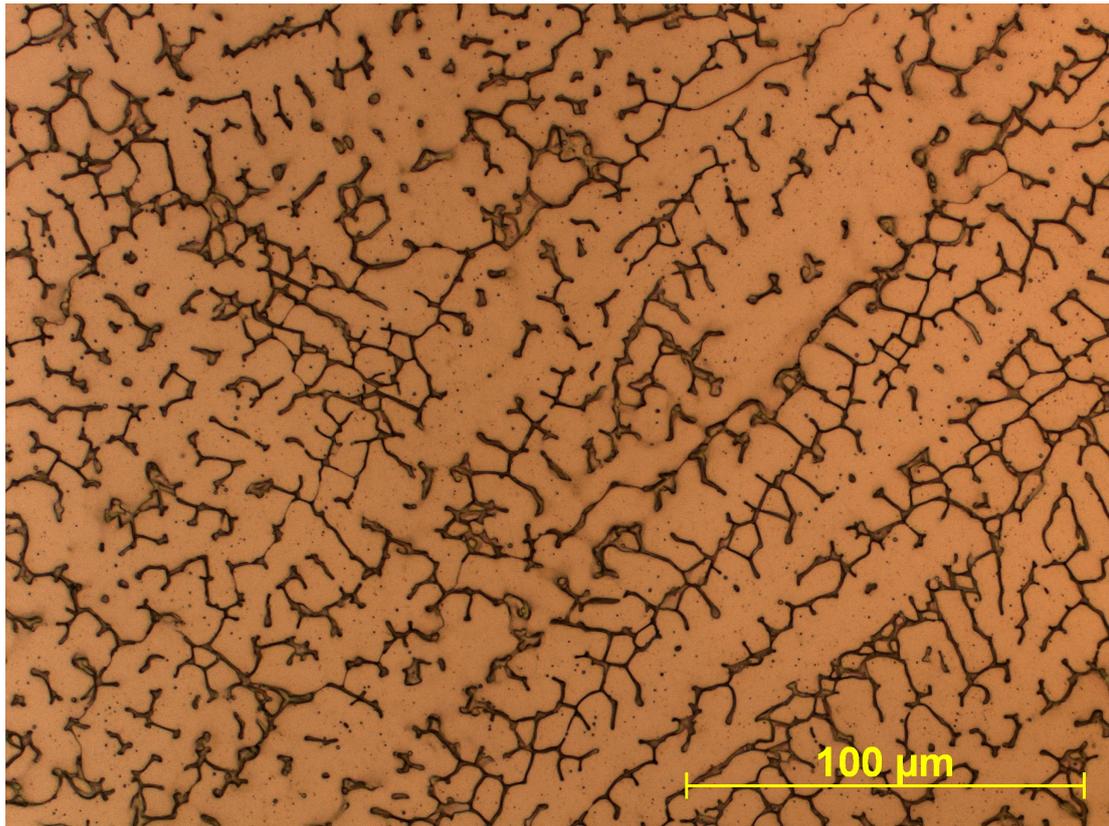


Figura 69: Microestrutura da zona fundida da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando energia de 8 kJ/cm. Ataque: Água Régia.

Tabela 13: Quatificação da ferrita delta na ZF com o eletrodo AWS ER317L

Aporte Térmico	4 kJ/cm		8 kJ/cm	
	Valor Médio	Desvio Padrão	Valor Médio	Desvio Padrão
Metalografia (%)	11,21	1,41	15,04	1,56
Ferritoscópio (%)	7,86	0,45	10,24	0,52

ferritoscópio uma maior quantidade de ferrita δ .

Segundo Phillips (2006) estudando o aço inoxidável superduplex UNS S32750 soldado com eletrodo austenítico AWS ER317 através do processo TIG, na zona fundida a estrutura de solidificação é mais refinada para baixa energia de soldagem.

De acordo com Barbosa (1995), o surgimento da ferrita delta na ZF com aços inoxidáveis austeníticos é resultado da transformação incompleta da ferrita primária em austenita.

Apesar das qualidades inerentes ao aço AISI 317L, seu uso como consumível na soldagem de elementos na indústria de processo esbarra em problemas metalúrgicos, por mudanças na microestrutura, provocadas por elevadas temperaturas, decorrentes principalmente de um aumento significativo da ferrita- δ , o que aumenta a suscetibilidade à corrosão intergranular, devido à decomposição de fases intermetálicas, tais como as fases σ e χ , o

que acarreta em degradação das propriedades deste material, principalmente em juntas soldadas expostas a elevadas temperaturas de serviço (NAGE et al., 2004; ECKSTEIN, 2011).

É conhecido que a precipitação da fase ferrita em um metal de solda austenítico pode provocar várias consequências macroscópicas, entre elas: aumento da tensão limite de escoamento; aumento da resistência à tração em menor proporção do que o limite de escoamento; aumento da resistência à fadiga; aumento da segurança contra trincas de solidificação; redução à sensibilidade à corrosão sob tensão; aumento do risco de corrosão localizada, principalmente em meio corrosivo fortemente oxidante, tal como ácido nítrico à alta temperatura.

O teor de ferrita δ na zona fundida com o eletrodo AWS ER317L usando 4 e 8 kJ/cm ficaram próximos de 10 a 15%, o que segundo estudos de Ferreira (2009) e Barbosa (2007) reduz a probabilidade das zonas fundidas serem suscetíveis à fissuração em altas temperaturas devido à presença de ferrita δ .

Para verificação das composições químicas das fases foram realizadas análises pontuais em EDS em ambas as estruturas. As composições foram coletadas em duas regiões distintas da ZF e em cada região obteve-se um total de 6 composições, sendo 3 na austenita e 3 na ferrita δ , o que totaliza 6 medidas em cada fase para cada condição de soldagem. A Figura 70 exemplifica como foi realizada a dinâmica supracitada.

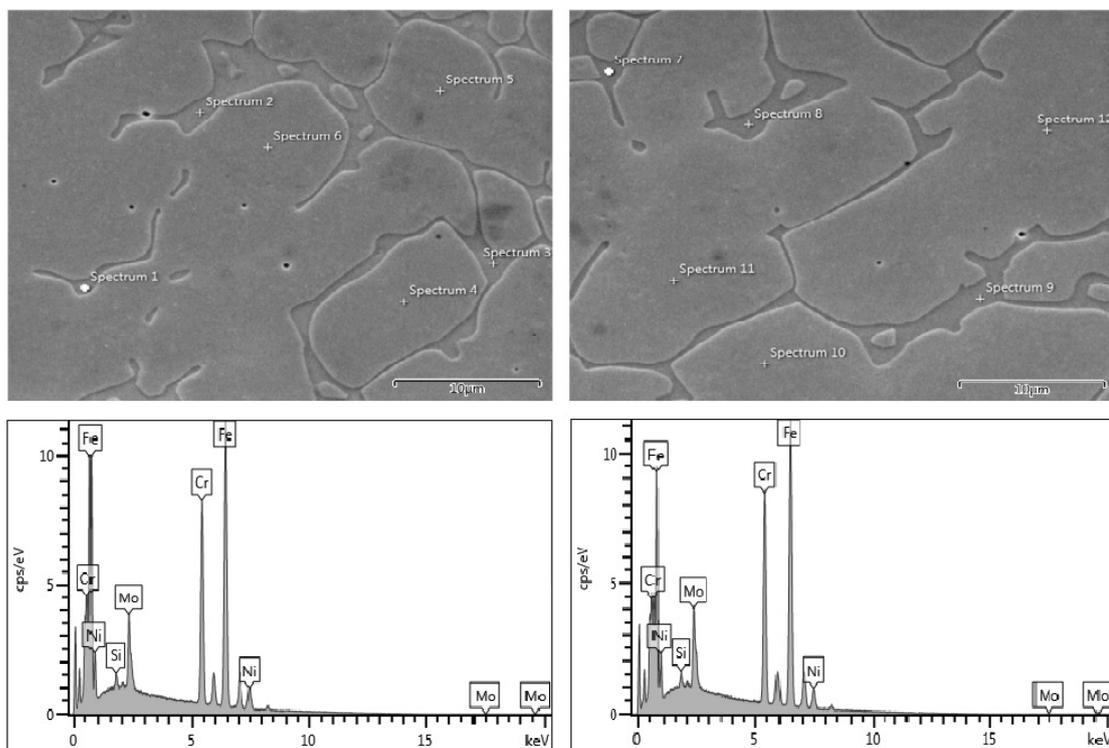


Figura 70: Micrografia das regiões onde foram coletadas as composição química das fases austenita e ferrita delta seguida dos seus respectivos espectros.

As médias dos valores de cada elemento encontrados nas fases austenita e ferrita δ estão apresentadas na Tabela 14.

Tabela 14: Médias dos valores de cada elemento encontrados nas fases austenita e ferrita δ em função da Energia de Soldagem

Aporte Térmico	4 kJ/cm		8 kJ/cm	
Composição (%)	Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita
Si	0,39	0,43	0,40	0,45
Cr	18,77	23,98	19,07	24,41
Fe	62,73	60,42	62,90	60,58
Ni	15,02	9,46	14,54	8,57
Mo	3,10	5,72	3,09	6,00

Observa-se na Tabela 14 que o aporte térmico praticamente não influenciou na composição química das fases. Nota-se também que para as duas energias usadas ocorre aumento do teor de Cr e redução do teor de Ni entre as regiões austenítica e ferrítica.

Essa diferença de concentração do centro das dendritas (austenita) para a região interdendrítica (ferrita) é causada pela diferença de solubilidade entre as fases líquida e sólida. Esta característica tem efeito direto no tempo de homogeneização e determina as propriedades mecânicas e de corrosão, além do seu desempenho em serviço (MELO, 2007).

7.2.2 Juntas Soldadas com Tratamento Térmico de Envelhecimento

As Figuras 71 e 72 mostram as micrografias da região do MB dos CPs envelhecidos por 50 e 100 horas respectivamente. Observa-se que os grãos austeníticos tomaram uma forma mais arredondada e mais refinada com relação aos CPs sem TTE. Não foi observado na microscopia ótica mudanças significativas na morfologia microestrutural das amostras tratadas por 50 e 100 horas, nas quais as placas de ferrita δ observadas nos CPs sem TTE foram completamente transformadas em fase σ .

No entanto, foi realizada uma quantificação na qual observou-se uma maior quantidade de fase σ no MB das amostras tratadas termicamente por 100 horas, conforme apresentado na Tabela 15.

Tabela 15: Quantificação da fase σ no MB tratado termicamente

Tempo de TTE (h)	Fase Sigma (%)
50	4,75 \pm 0,92
100	3,26 \pm 0,89

Para a análise da ZF dos CPs submetidos ao TTE, foi utilizada uma técnica que consiste no exame das amostras polidas, sem ataque químico por meio de um MEV operando

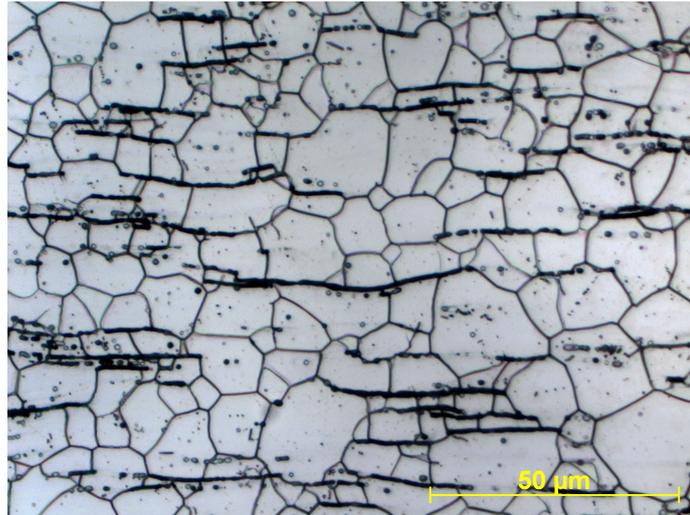


Figura 71: Microestrutura do metal base de aço AISI 317L com 50 horas de TTE. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO_3 .

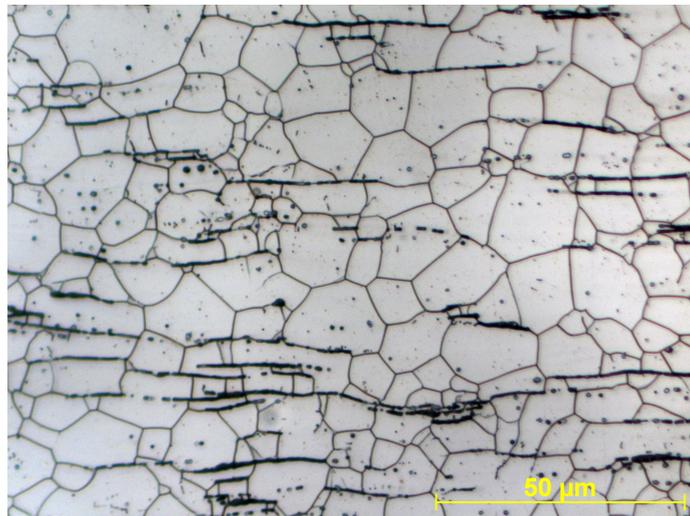


Figura 72: Microestrutura do metal base de aço AISI 317L com 100 horas de TTE. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO_3 .

no modo de detecção BSE (Back-Scattered Electrons). As Figuras 73 e 74 apresentam os resultados obtidos.

A Tabela 16 mostra a composição química obtida de forma quantitativa por microanálise, através de EDS, dos pontos de referência indicados na Figura 74.

Tabela 16: Composição química das fases γ , σ e χ na ZF com o eletrodo AWS ER317L usando 8 kJ/cm e 100 h de TTE.

Regiões	Si	Cr	Fe	Ni	Mo
1 - Austenita (γ)	0,40	19,14	62,93	14,40	3,13
2 - Sigma (σ)	0,42	27,48	57,95	6,12	8,04
3 - Chi (χ)	0,71	26,03	53,50	4,02	15,75

A análise por EDS, apresentada na Tabela supracitada, revela que as regiões cor-

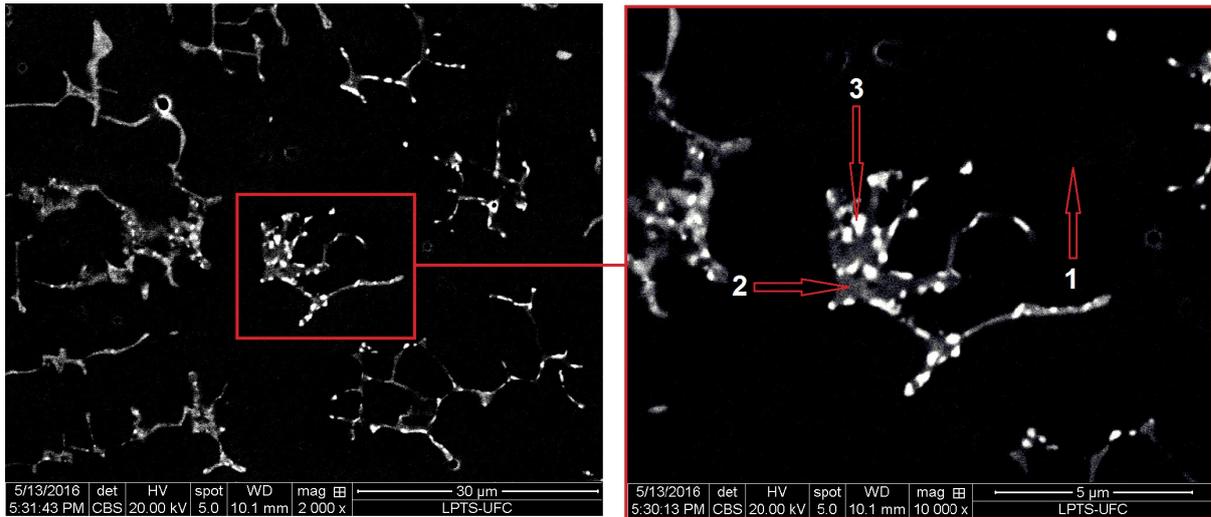


Figura 73: Microestrutura da zona fundida com o eletrodo AWS ER317L usando energia de 8 kJ/cm com 50 horas de TTE. Destaque para as fases (1) γ , (2) σ e (3) χ . Sem ataque, MEV-BSE.

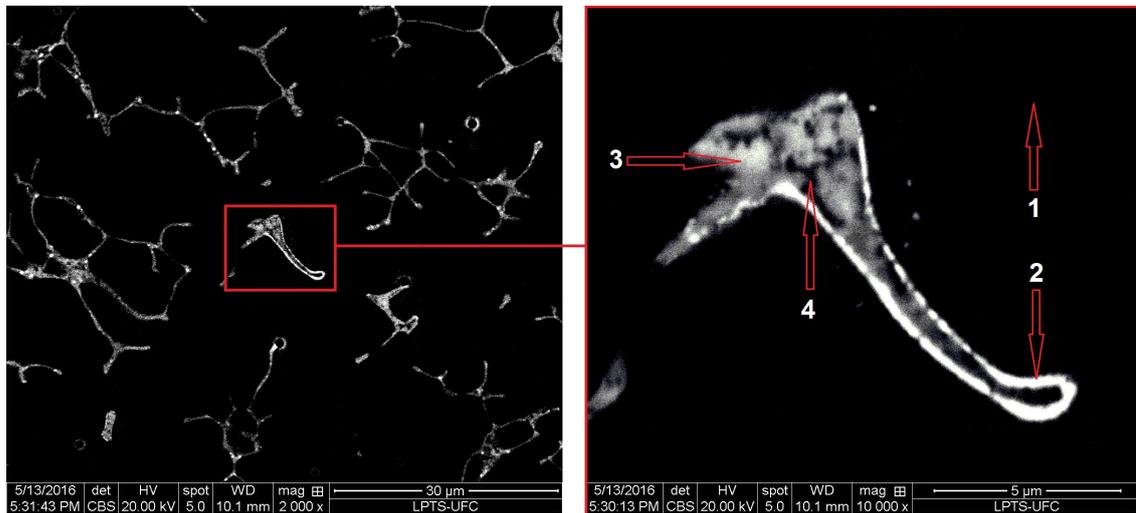


Figura 74: Microestrutura da zona fundida com o eletrodo AWS ER317L usando energia de 8 kJ/cm com 100 horas de TTE. Destaque para as fases (1) γ , (2) χ , (3) σ e (4) γ secundária. Sem ataque, MEV-BSE

respondentes aos pontos 2 e 3 possuem teores mais altos de Mo em relação a matriz γ .

No metal de solda envelhecido por 50h, observa-se um aumento na precipitação de fases intermetálicas no interior da fase σ (ponto 3). As análises do metal de solda envelhecido por 100h (Figura 74) mostram uma grande concentração de fases intermetálicas (pontos 2 e 4) bem como a presença da fase χ na interface σ/γ (ponto 2).

A microestrutura observada no metal de solda envelhecido por 100 horas denota um maior crescimento e/ou evolução das fases intermetálicas a partir da ferrita δ , se comparado ao resultado apresentado na amostra envelhecida por 50 horas. Alguns precipitados observados na amostra envelhecida por 100 horas (Figura 74) não foram observados nas amostras envelhecidas por 50h (como a austenita secundária - γ'), indicando que pode ter havido decomposição dos mesmos.

Devido às pequenas dimensões das fases intermetálicas presentes, considera-se os resultados obtidos por EDS como qualitativos. No entanto, pode ser estabelecido que as imagens com tonalidades mais claras, obtidas por elétrons retroespalhados (BSE), indicam a presença de fases com altos teores de Mo. Sendo que, quanto mais clara estiver a região em análise, maior será a quantidade de Mo contido na mesma, devido ao seu maior número atômico em relação aos outros elementos (Cr, Ni). Portanto, acredita-se que as fases encontradas possam mesmo corresponder tanto a chi (χ) e sigma (σ), podendo até coexistirem na ferrita δ após os tratamentos efetuados (SAHLAUI; SIDHOM, 2013; PARDAL; AL., 2010).

Para os dois tempos de TTE foi possível estimar que toda ferrita δ tenha se transformado nas fases σ e χ , pois nenhuma amostra que foi submetida ao TTE apresentou alguma propriedade magnética quando sujeitas ao ferritoscópio.

A Tabela 17 apresenta os resultados obtido na quantificação das fases.

Tabela 17: γ , σ e χ na ZF com o eletrodo AWS ER317L

Tempo de TTE (h)	Aporte Térmico					
	4 kJ/cm			8 kJ/cm		
	Austenita	Sigma	Chi	Austenita	Sigma	Chi
50	93,83±1, 41	5,94±1, 23	,226±, 098	94,41±1, 11	5,26±1, 01	,318±, 070
100	92,83±1, 36	6,96±1, 56	,193±, 093	93,23±1, 42	6,67±1, 22	,104±, 082

Sabe-se que a fase σ é uma das fases intermetálicas mais estudadas, no que tange à degradação dos aços inoxidáveis. Quando se aborda a sua formação em aços inoxidáveis comerciais, evidencia-se a interação conjunta dos vários elementos de liga e das segregações e microsegregações na microestrutura do material. O enriquecimento local de cromo e formação de ferrita δ em condições de aquecimento, resfriamento e/ou solidificação são os principais fenômenos que favorecem a precipitação da fase σ nos aços inoxidáveis austeníticos. Outros fatores de grande importância são a precipitação de outras fases intermetálicas que, conforme o caso, pode favorecer ou não a formação da fase σ (FERREIRA, 2009).

Segundo Villanueva et al. (2006), quando o material alcança temperaturas superiores a 550 °C ocorre a formação da fase σ em um mecanismo diferente do apresentado em microestruturas totalmente austeníticas. Toda a ferrita δ se decompõe através de uma reação eutetóide (ferrita $\delta \rightarrow$ fase $\sigma + \gamma$ secundária) e não por uma precipitação contínua. Isso ocorre porque a ferrita δ é rica em elementos facilitadores da formação da fase σ como Cr, Mo e Si, e a composição química da fase σ formada a partir da ferrita é mais rica nesses elementos do que a formada a partir da γ nos contornos de grão.

Além disso, como já mencionado anteriormente, a difusão de elementos formadores

da fase σ , particularmente o cromo, é cem vezes mais rápida na ferrita do que na austenita (LANGEORG, 1991), facilitando sua formação.

Padilha et al. (2007) destacam que a cinética da precipitação da fase σ , em aços inoxidáveis com estrutura totalmente austenítica, é muito lenta, sendo necessárias centenas ou milhares de horas, para que ocorra a formação destes precipitados. Os autores apontam que a cinética lenta se deve a três causas: a insolubilidade do carbono e do nitrogênio na fase σ , acarretando à precipitação desta fase após a precipitação de carbonetos e/ou nitretos; a complexidade da estrutura cristalina da fase σ , com 30 átomos na célula unitária e o fato de ser formada por elementos de solução sólida substitucional, o que requer longos tempos de difusão.

Na Figura 74 pode-se perceber claramente que além das fases γ , σ e χ , observou-se também a precipitação de uma fase (ponto 4) no interior da fase σ , que possivelmente trata-se da austenita secundária (γ').

De acordo com Lima (2011), a austenita secundária pode ser formada relativamente rápido e por diferentes mecanismos dependendo da temperatura envolvida. Abaixo de 650 °C, a austenita secundária tem uma composição similar a da ferrita disposta ao seu redor, sugerindo uma transformação sem difusão, com características similares à formação da martensita. Em temperaturas entre 650 e 800 °C, onde a difusão ocorre mais rapidamente, muitas formas de austenita podem precipitar.

Para obter uma análise quantitativa da precipitação das fases σ e χ foi realizada a quantificação obtendo 50 imagens de cada condição de soldagem e de TTE, que posteriormente foram submetidas ao software analisador de imagens.

De acordo com a Tabela 17 nota-se que as juntas soldadas com maior aporte térmico (8 kJ/cm) e tratadas termicamente por 50 horas, apresentaram a menor concentração de fase σ e maior quantidade da fase χ . Enquanto que para o mesmo aporte térmico (8 kJ/cm) porém com 100 horas de TTE as amostras apresentaram o menor teor de fase χ .

A Figura 75-A apresenta uma micrografia obtida pelo MEV-BSE seguida do mapeamento microquímico em EDS da ZF com o AWS ER317L, soldado com 8 kJ/cm e tratados termicamente por 100 horas. O mapeamento destaca a concentração dos principais elementos presentes na ZF.

Nota-se alterações microquímicas nos elementos Fe (Figura 75-B), Cr (Figura 75-C), Mo (Figura 75-D), Ni (Figura 75-E) e Si (Figura 75-F). As fases que apresentam alterações significativas desses elementos, coincidem com as regiões dendrítica, interdendrítica e precipitadas.

O mapeamento químico de EDS destacou o comportamento microquímico antagônico entre o Mo e o Ni, ou seja, o Mo é abundante no interior da região interdendrítica, enquanto o níquel apresenta pequenas frações nesta mesma região.

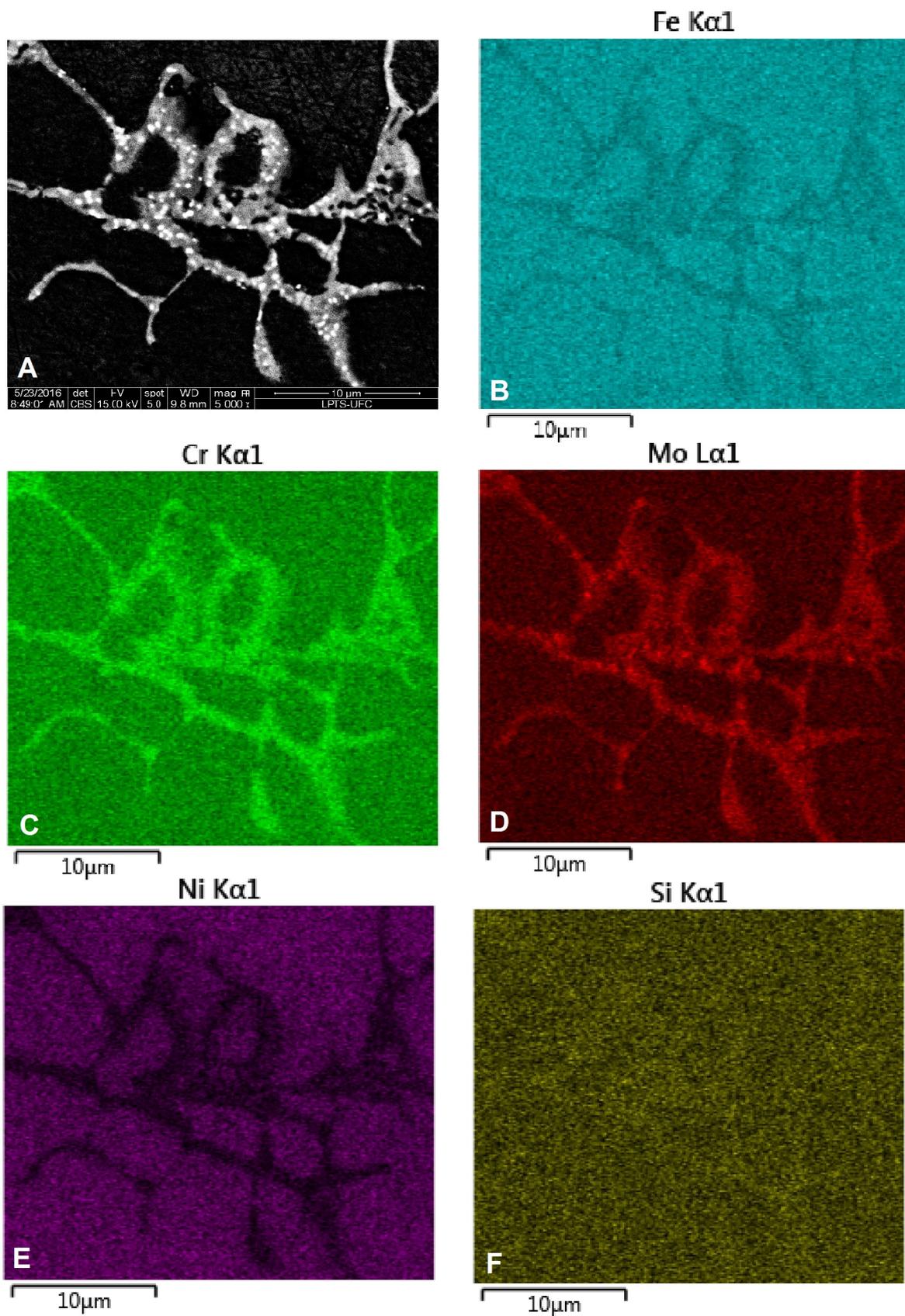


Figura 75: Mapeamento em EDS da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L, soldado com 8 kJ/cm e tratados termicamente por 100 horas. A) Micrografia obtida no MEV-BSE; Concentração dos elementos B) Fe; C) Cr; D) Mo; E) Ni; F) Si.

O mesmo raciocínio se mostra válido para as regiões dendríticas, nas quais o Ni se concentra e o Mo por sua vez está presente em níveis menores. O Fe apresentou também alterações microquímicas, com menores concentrações nas regiões interdendríticas. O silício não apresentou alterações significativas.

7.3 Soldagem Dissimilar - AWS ER2209

Neste tópico são apresentadas as microestruturas dos corpos de prova soldados com o eletrodo AWS ER2209, onde foram discutidas a precipitação das fases e suas morfologias, a quantidade percentual de cada estrutura e a composição química de cada fase conforme a condição de soldagem e de tratamento térmico de envelhecimento.

7.3.1 Juntas Soldadas sem Tratamento Térmico de Envelhecimento

As Figuras 76 e 77 apresentam as microestruturas da ZTA das juntas soldadas com o metal de adição AWS ER2209 usando energias de 4 e 8 kJ/cm, respectivamente. Em ambas as Figuras é fácil realizar a identificação das regiões: ZF, MB e ZTA. Pode-se notar também a presença de medidas que foram realizadas na região da ZTA de alta temperatura, com objetivo de estimar o tamanho médio desta região. Portanto foi possível verificar quantitativamente uma maior extensão da ZTA de alta temperatura e uma microestrutura mais grosseira na junta soldada com energia de 8 kJ/cm, o que pode influenciar diretamente nas propriedades mecânicas e de CST.

Para a obtenção da extensão da ZTA de alta temperatura foram realizadas 50 medições (conforme Figuras 76 e 77) em cada condição de soldagem, obtendo assim os valores médios desta região e seus respectivos desvios, conforme apresentados na Tabela 18.

Tabela 18: Tamanho médio da zona termicamente afetada das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209.

Eletrodo	AWS ER2209	
Energia de Soldagem	4 kJ/cm	8 kJ/cm
Valor Médio (μm)	105,52	134,30
Desvio Padrão	8,82	13,72

Além disso, pode-se notar nessa junta a formação de grãos austeníticos e possivelmente a precipitação de ferrita delta na zona de ligação do metal base com o metal de solda. Alguns estudos mostram que nesse tipo de soldagem dissimilar é comum observar na linha de fusão (ZTA/ZF) uma microestrutura parcialmente fundida com grãos austeníticos equiaxiais e dendritas de ferrita δ nos contornos de grãos austeníticos (AGUILAR; TABARES; SERNA, 2013; NUNES et al., 2011).

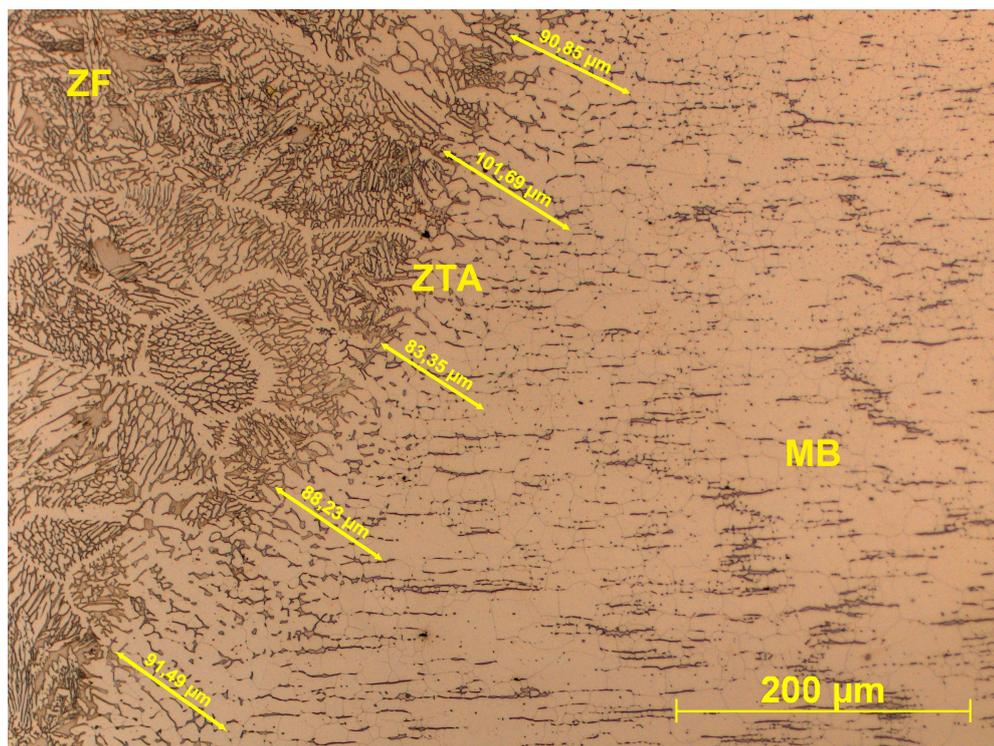


Figura 76: Microestrutura da zona termicamente afetada da junta soldada com o eletrodo AWS ER 2209 e energia de 4 kJ/cm. Ataque: Água Régia.

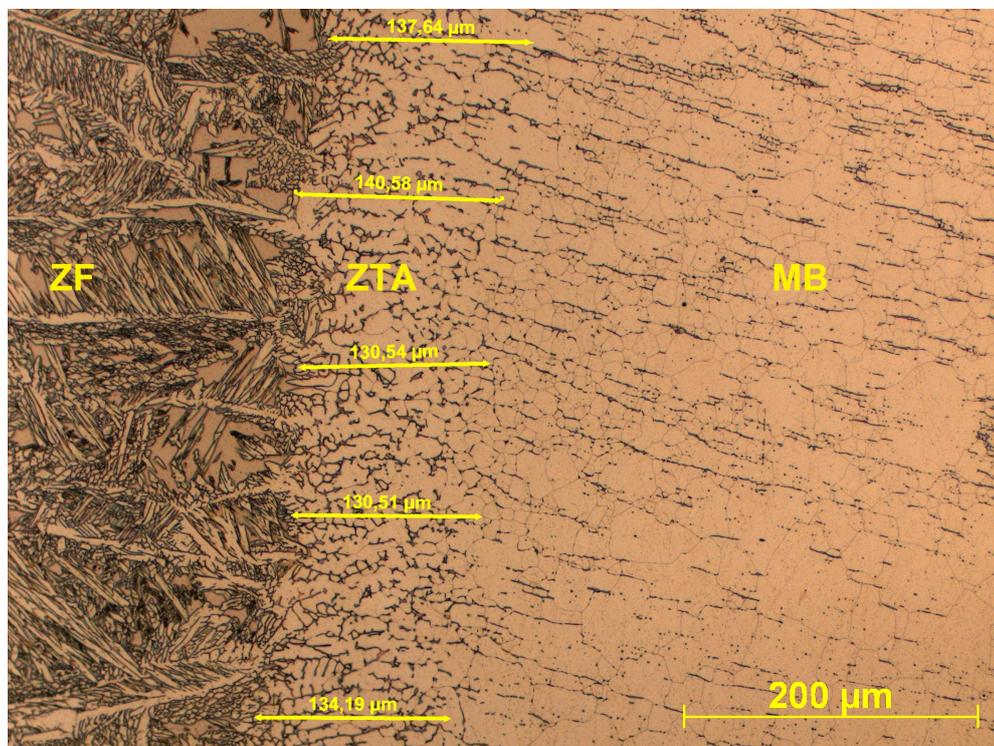


Figura 77: Microestrutura da zona termicamente afetada da junta soldada com o eletrodo AWS ER 2209 e energia de 8 kJ/cm. Ataque: Água Régia.

Observando as imagens das Figuras 76 e 77, cujas ampliações são idênticas, é possível novamente verificar uma tendência de aumento dos grãos de ferrita delta na ZTA para a condição soldada com maior energia (Figura 77) se comparado a de menor energia (Figura 76).

Aguilar, Tabares e Serna (2013), no estudo das transformações metalúrgicas durante a soldagem dissimilar do aço austenítico AISI 316L com o aço ferrítico AISI 430, usando dois eletrodos em aço inoxidável (AWS E309L e AWS E2209-16), indicaram que o tamanho da ZTA de alta temperatura e o tamanho médio da ferrita de granulação grosseira depende diretamente da energia de soldagem. Por outro lado, a morfologia e a quantidade de ferrita- δ é uma função da composição química do metal de adição.

Estudando a influência da energia de soldagem na zona termicamente afetada de juntas soldadas do aço inoxidável duplex UNS S31803 usando eletrodo revestido AWS E2209-17, com dois níveis de energia (15 e 20 kJ/cm), Nunes et al. (2011) verificaram que a variação da energia de soldagem influenciou diretamente na microestrutura da ZTA, de modo que a condição de maior energia (20 kJ/cm) obteve microestrutura mais grosseira e extensa.

Neste mesmo trabalho concluiu-se também que a variação da corrente de soldagem influenciou de forma mais significativa na microestrutura da ZTA, sendo que para condição com maior corrente, esta foi mais extensa e os grãos foram mais grosseiros, para a mesma energia de soldagem.

As Figuras 78 e 79 apresentam microestruturas da zona fundida (ZF) das juntas soldadas com o metal de adição AWS ER2209 usando 4 e 8 kJ/cm, respectivamente. A priori, é possível notar que ocorre um aumento considerável na fração de ferrita das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209, visto que os teores de Cr e Mo do duplex são maiores que os do AWS ER317L.

Em todas as condições foi observada quantidade significativa de austenita no metal de solda devido ao efeito da temperatura a adição de níquel dos metais de adição que contribuem para a maior precipitação de austenita. A diferença é que usando o eletrodo AWS ER2209, a ferrita deixa de ser a fase minoritária para ser a matriz, com uma precipitação de austenita em temperaturas mais baixas. Se comparado com a microestrutura esperada para o AWS ER2209, com aproximadamente 50% de ferrita, certamente esta solda terá menor quantidade de ferrita, mas se comparado com o eletrodo AWS ER317L, o teor de ferrita será maior. Contudo, são necessárias outras análises que quantifiquem as frações de cada fase em cada condição.

A princípio é possível perceber que não houve mudanças significativas nas microestruturas das ZFs de tais juntas soldadas em relação à energia de soldagem. Foram observadas em ambas as condições a formação da fase ferrita com morfologia colunar (fase

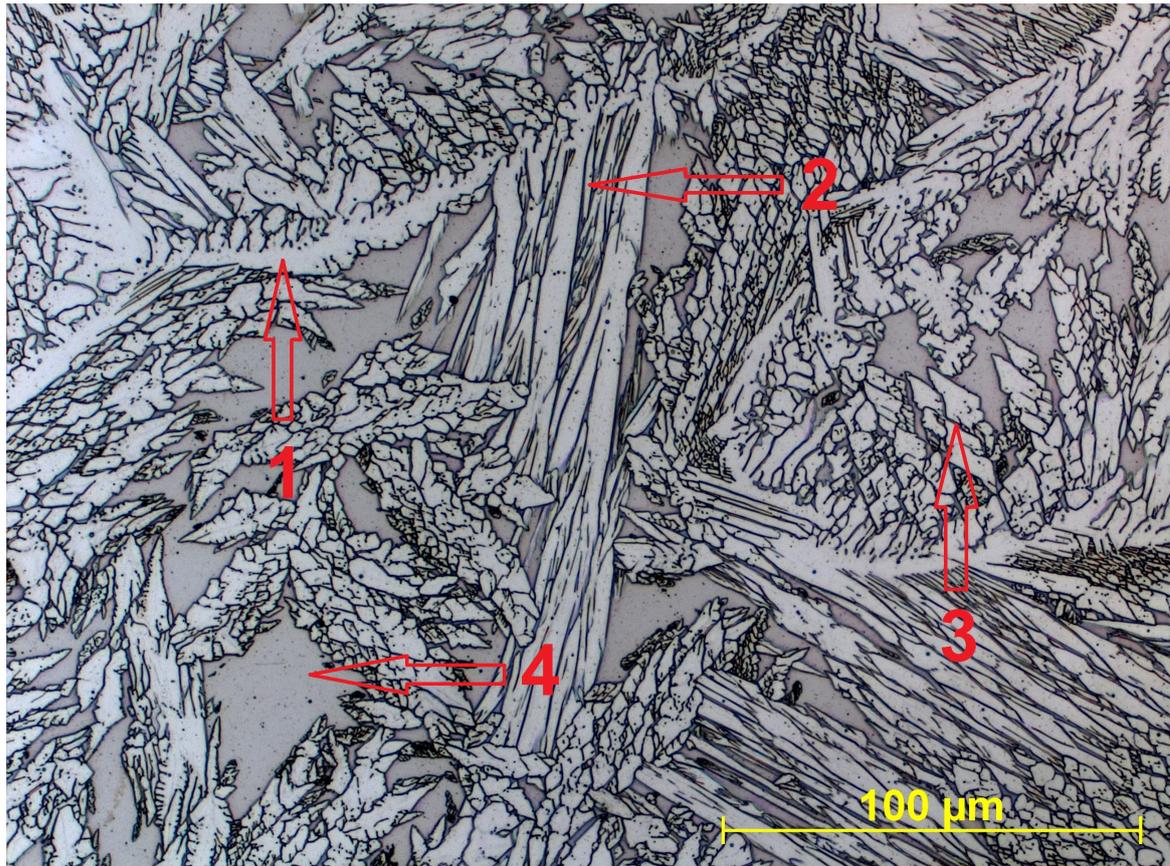


Figura 78: Microestrutura da zona fundida da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 usando energia de 4 kJ/cm. Destaque para os pontos (1) γ Alotriomórfica de contorno de grão, (2) γ de Widmanstätten, (3) γ Intragranular e (4) Ferrita. Ataque: Eletrolítico: solução aquosa de HNO_3 (20%).

escura) e três diferentes morfologias básicas de austenita (fase clara): alotriomórfica de contorno de grão, Widmanstätten e intragranular. A austenita alotriomórfica de contorno de grão, que é formada a altas temperaturas, nucleia heterogeneamente nos contornos de grão da ferrita durante o resfriamento, sendo formada possivelmente por um mecanismo de transformação difusional. Depois da austenita alotriomórfica de contorno de grão formada, a morfologia Widmanstätten nucleia-se a partir dos contornos de grão da ferrita ou da austenita alotriomórfica preexistente e cresce ao longo de planos específicos da matriz como placas paralelas (UREÑA et al., 2007).

Segundo Muthupandia et al. (2005), durante o aquecimento, a transformação da austenita para ferrita ocorre geralmente por difusão dos elementos de liga intersticiais e substitucionais com temperaturas superiores a 1300 °C. Destes elementos de liga, a difusão do nitrogênio controla esta transformação no aquecimento. Esta difusão é afetada pelo ciclo térmico e pela partição dos elementos de liga entre os grãos ferríticos e austeníticos (UREÑA et al., 2007).

Apesar de não verificar diferenças significativas nas microestruturas das ZFs das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 usando 4 e 8 kJ/cm, alguns trabalhos mostraram

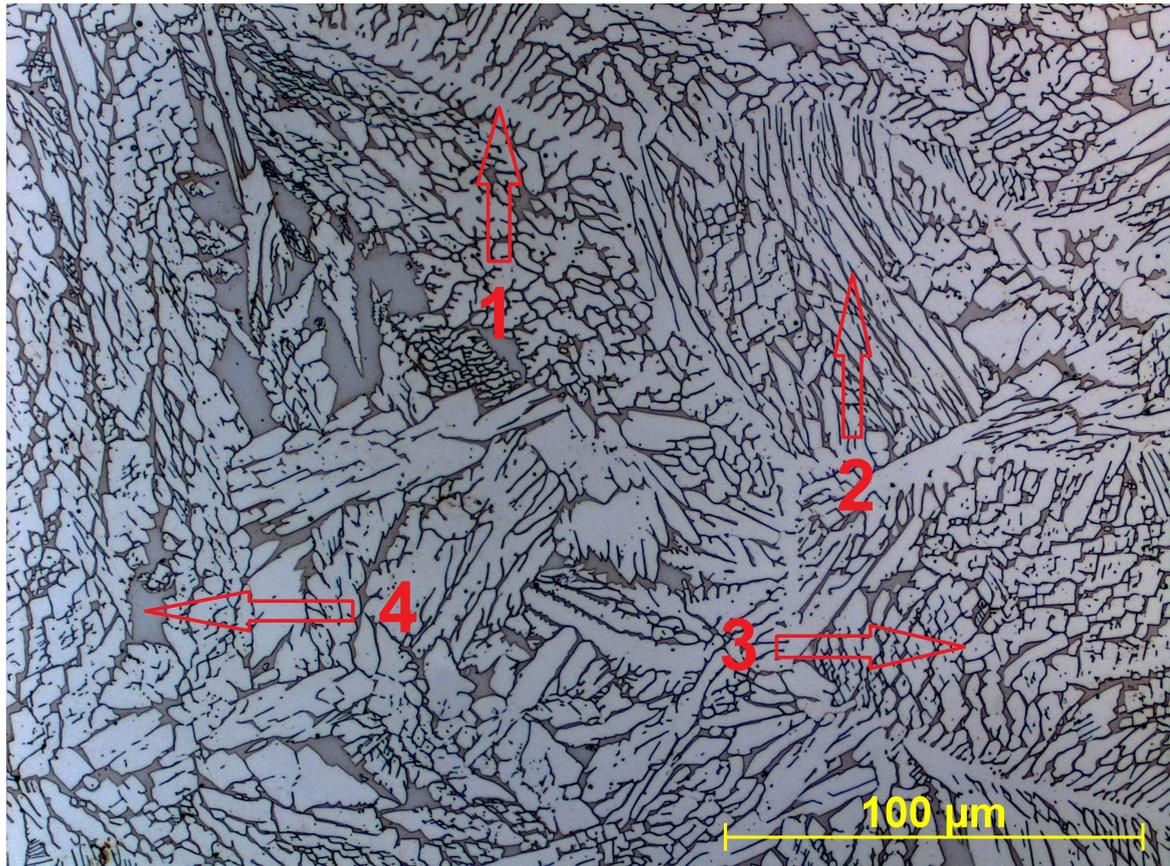


Figura 79: Microestrutura da zona fundida da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 usando energia de 8 kJ/cm. Destaque para os pontos (1) γ Alotriomórfica de contorno de grão, (2) γ de Widmanstätten, (3) γ Intragranular e (4) Ferrita. Ataque: Eletrolítico: solução aquosa de HNO_3 (20%).

que além da influência da concentração de nitrogênio, o uso de energias mais elevadas nas soldagens de aços inoxidáveis duplex proporcionaram uma maior formação de austenita de Widmanstätten de placas laterais, pois a adição de nitrogênio e o tempo de permanência a altas temperaturas facilita a formação de morfologia Widmanstätten (LINDBLÖM; LUNDQVIST; HANNERZ, 1991; MENEZES, 2009). Ainda, de acordo com Chen e Yang (2002), maiores taxas de resfriamento proporcionaram maiores frações de Widmanstätten, apenas pela alteração da energia de soldagem (CHEN; YANG, 2002; NILSSON; KARLSSON; ANDERSSON, 1994).

A nucleação de austenita intragranular nos grãos de ferrita foi identificada em alguns trabalhos encontrados na literatura. Esta fase precipita-se a temperaturas mais baixas devido à supersaturação da matriz ferrítica, como foi verificado nos estudos de Atamert e King (1991).

Esta morfologia complexa, composta por uma matriz ferrítica e pela precipitação da austenita nas três diferentes formas descritas (alotriomórfica de contorno de grão, Widmanstätten e intragranular) tem íntima relação com o modo de solidificação (Modo F), no qual a ferrita é a única fase na solidificação, tendo formação posterior de austenita somente

no estado sólido.

Este modo de solidificação ocorre quando $Cr_{eq} / Ni_{eq} > 1,95$ (PADILHA; GUEDES, 1994). Portanto para a confirmação do modo de solidificação foi calculado a relação Cr_{eq} / Ni_{eq} para o eletrodo AWS ER2209. O resultado segue na Equação 7.2.

$$Cr_{eq}/Ni_{eq} = 2,72 \quad (7.2)$$

Para obter uma análise quantitativa do teor de ferrita foi realizada a quantificação das fases presentes na ZF com o eletrodo AWS ER2209. Para isso foram registradas 50 imagens de cada condição de soldagem, e posteriormente, elas foram submetidas à análise por meio do software SVRNA System (ALBUQUERQUE et al., 2011).

Com o objetivo de se realizar uma análise comparativa foram realizadas também 50 medições da quantidade de ferrita presente na ZF do eletrodo AWS ER2209 para cada condição de soldagem por meio de um ferritoscópio.

A Tabela 19 apresenta os resultados obtido na quantificação.

Tabela 19: Quatificação da ferrita na ZF com o eletrodo AWS ER2209

Aporte Térmico	4 kJ/cm		8 kJ/cm	
	Valor Médio	Desvio Padrão	Valor Médio	Desvio Padrão
Metalografia (%)	33,28	1,44	33,65	1,64
Ferritoscópio (%)	20,60	0,61	21,16	1,88

Considerando os valores percentuais de ferrita e seus respectivos desvios apresentados na Tabela 19, nota-se que as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 não apresentou mudanças significativas na quantidade de ferrita em função da variação do aporte térmico.

Para verificação das composições químicas das fases foram realizadas análises pontuais em EDS em ambas as estruturas. As composições foram coletadas em duas regiões distintas da ZF e em cada região obteve-se um total de 6 composições, sendo 3 na austenita e 3 na ferrita, o que totaliza 6 medidas em cada fase para cada condição de soldagem. A Figura 80 apresenta duas das regiões analisadas.

As médias dos valores de cada elemento encontrados nas fases austenita e ferrita estão apresentadas na Tabela 20.

Pode-se observar que a diferença na concentração dos principais elementos de liga (Cr, Ni e Mo) nas fases austenita e ferrita foi mais significativa nas juntas soldadas com maior energia (8 kJ/cm) onde observou-se uma diferença de 2,62% em Cr, 3,18% em Ni e 1,13% em Mo. Essa diferença pode ser atribuída ao fato de que a junta soldada com baixa energia permanece por menos tempo em alta temperatura.

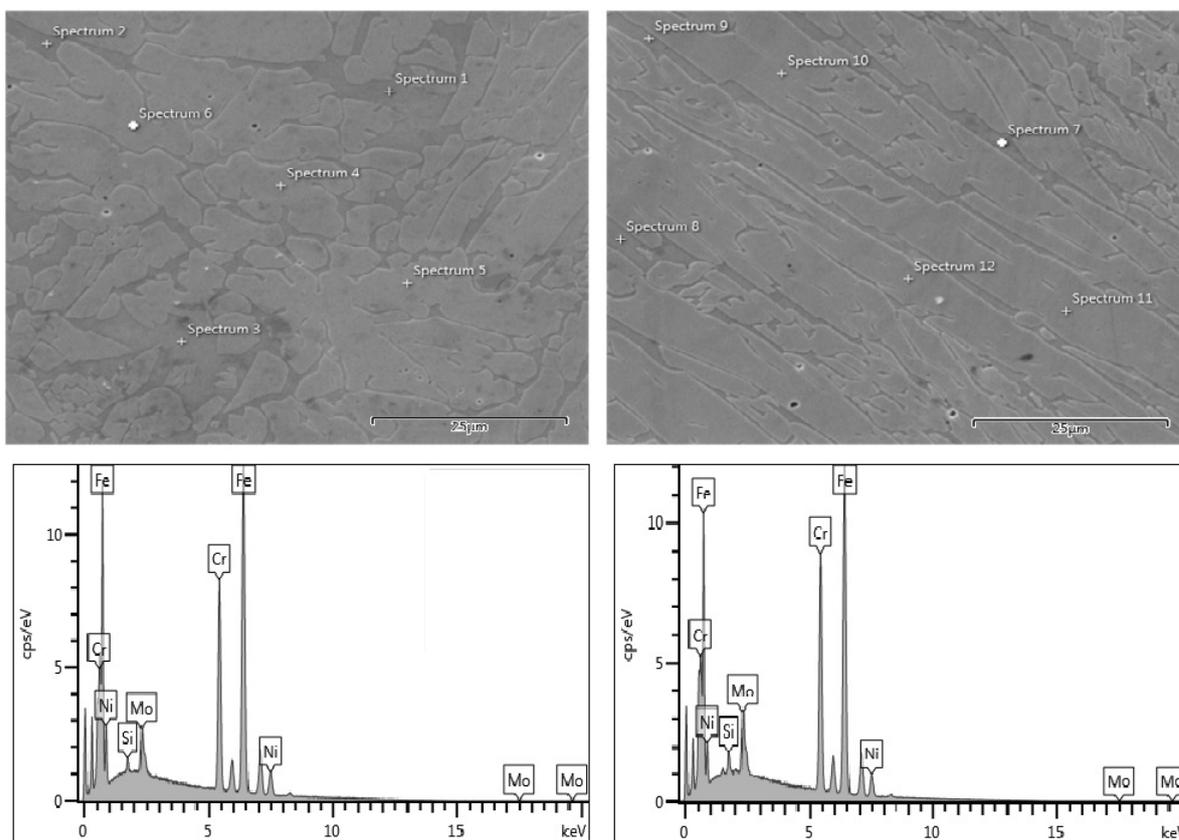


Figura 80: Micrografia das regiões onde foram coletadas as composições químicas das fases austenita e ferrita seguida dos seus respectivos espectros. MEV - EDS

Tabela 20: Médias dos valores de cada elemento encontrados nas fases austenita e ferrita em função da Energia de Soldagem.

Aporte Térmico	4 kJ/cm		8 kJ/cm	
Composição (%)	Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita
Si	0,40	0,41	0,46	0,49
Cr	22,84	23,24	21,98	24,60
Fe	63,39	63,28	63,00	62,41
Ni	10,24	9,62	11,37	8,19
Mo	3,14	3,45	3,19	4,32

Conseqüentemente, essa condição estará submetida a uma maior velocidade de resfriamento, o que certamente promove uma restrição na difusividade dos elementos.

7.3.2 Juntas Soldadas com Tratamento Térmico de Envelhecimento

As Figuras 81 e 82 apresentam micrografias da ZF do eletrodo AWS ER2209 usando aporte térmico de 8 kJ/cm e submetidos a 50 e 100 horas de TTE, respectivamente.

De forma análoga à ZF com o eletrodo AWS ER317L, pode-se dizer que toda ferrita que compunha o metal de solda antes do TTE se transformou em fase σ e χ . Nas Figuras 81 e 82 é possível observar a precipitação da fase σ (ponto 2) e da fase χ (ponto 3) na

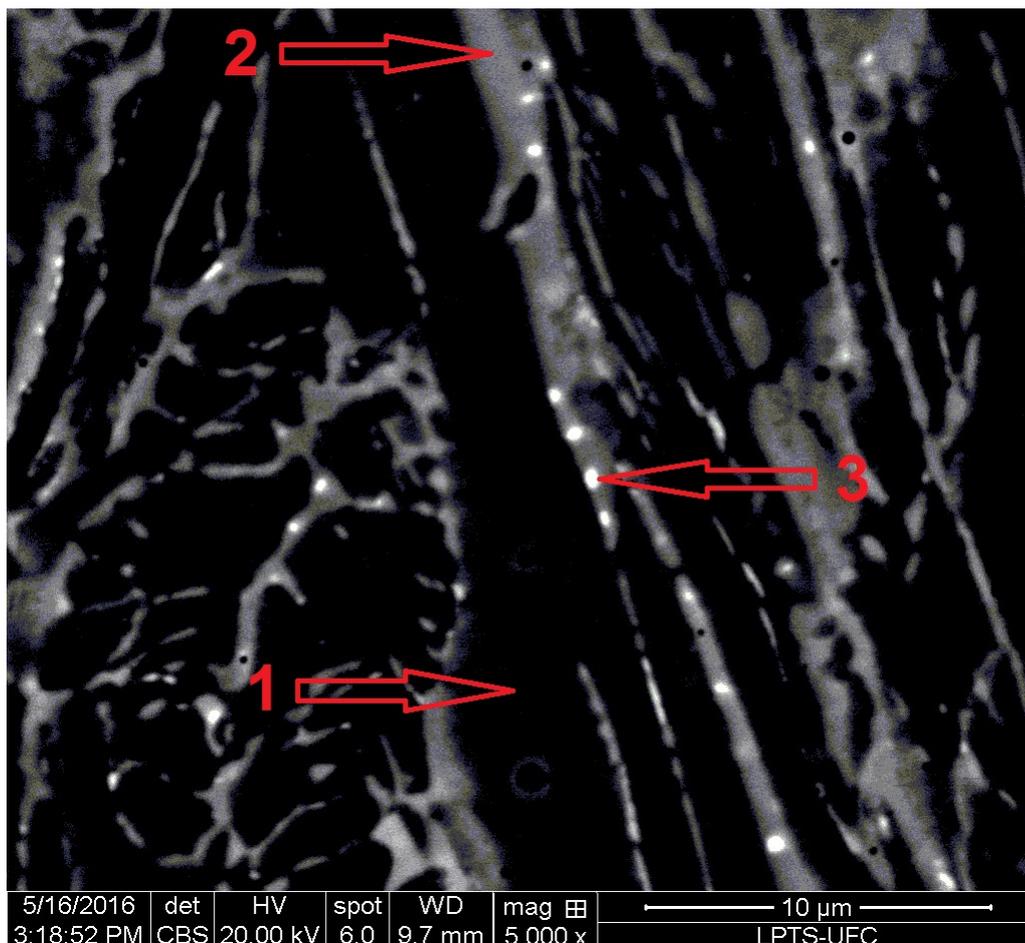


Figura 81: Microestrutura da zona fundida com o eletrodo AWS ER2209 usando energia de 8 kJ/cm com 50 horas de TTE. Destaque para as fases (1) γ , (2) σ e (3) χ . Sem ataque, MEV-BSE.

matriz austenítica (ponto 1).

A Tabela 21 mostra a composição química, obtida de forma quantitativa por micro-análise, através de EDS, dos pontos de referência indicados nas Figuras 81 e 82.

Tabela 21: Composição química das fases γ , σ e χ na ZF com o eletrodo AWS ER2209

Regiões	Si	Cr	Fe	Ni	Mo
1 - Austenita (γ)	0,4	21,76	63,04	11,39	3,41
2 - Sigma (σ)	0,56	33,36	57	3,51	5,57
3 - Chi (χ)	0,63	28,31	54,59	2,73	13,74

Os resultados apresentados na Tabela 21 novamente mostram os mais altos teores de Mo nas regiões correspondentes aos pontos 2 e 3, o que reforça a ideia de que se trata da precipitação das fases σ e χ .

De acordo com Nilsson, Jonsson e Wilson (1994), a faixa de temperatura de precipitação de fase σ depende da composição química da liga. Geralmente encontra-se na faixa de temperatura de 600 a 950°C. Nos aços inoxidáveis duplex, a ferrita é termodinamicamente metaestável na faixa de temperatura de precipitação da fase σ .

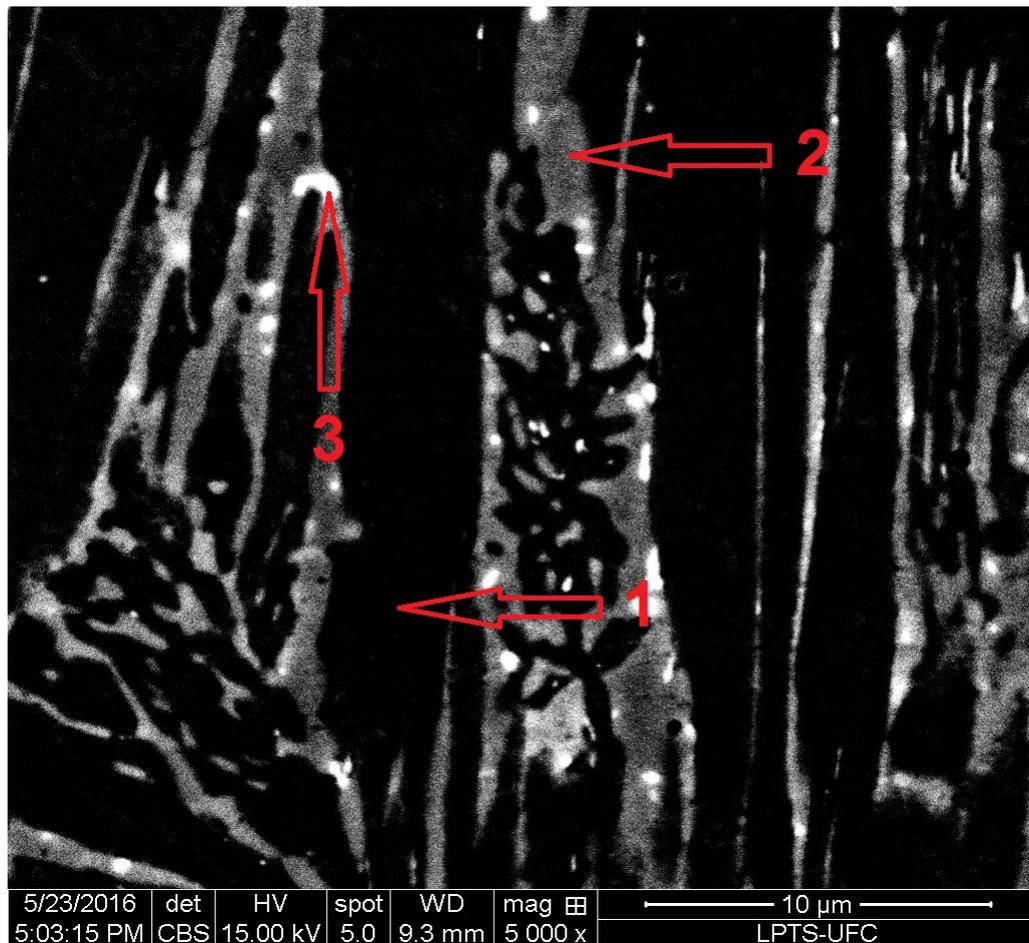


Figura 82: Microestrutura da zona fundida com o eletrodo AWS ER2209 usando energia de 8 kJ/cm com 100 horas de TTE. Destaque para as fases (1) γ , (2) σ e (3) χ . Sem ataque, MEV-BSE

A ferrita também possui um teor mais elevado dos elementos formadores de fase σ (por exemplo Cr e Mo). Dessa maneira, a precipitação da fase sigma dá-se principalmente pela decomposição da ferrita. Essa decomposição geralmente ocorre através de uma reação eutetóide, formando σ e austenita, esta com teores mais baixos dos elementos Cr e Mo (ATAMERT; KING, 1993).

A reação ocorre por nucleação e crescimento, apresentando uma curva de transformação em C. Portanto, não é a difusão o fator que controla a precipitação da fase σ , mas sim o rearranjo atômico em pequena escala para formar a complexa estrutura desta fase (VITEK; DAVID, 1986).

O local preferencial para a nucleação da fase sigma nos aços inoxidáveis duplex são as interfaces α / γ . Devido ao pequeno desarranjo atômico que gera a relação de orientação adotada entre a fase σ e a austenita, a fase sigma nucleia epitaxialmente na austenita e cresce para a ferrita (SRUTT; LORIMER, 1986).

Para obter uma análise quantitativa da precipitação das fases σ e χ foi realizada a quantificação obtendo 50 imagens de cada condição de soldagem e de TTE, sendo posteri-

ormente submetidas ao software analisador de imagens.

Para os dois tempos de TTE foi possível estimar que toda ferrita tenha se transformado nas fases σ e χ . A Tabela 22 apresenta os resultados obtido na quantificação das fases presentes na ZF do eletrodo AWS ER2209.

Tabela 22: Quantificação das fases γ , σ e χ na ZF com o eletrodo AWS ER2209

Tempo de TTE (h)	Aporte térmico					
	4 kJ/cm			8 kJ/cm		
	Austenita	Sigma	Chi	Austenita	Sigma	Chi
50	78,23±2,01	20,85±2,12	,925±,069	79,12±1,63	19,53±1,93	,987±,083
100	77,18±1,96	22,47±1,29	,344±,099	74,67±1,48	25,07±1,79	,267±,081

De acordo com a Tabela 22 nota-se que as juntas soldadas com maior aporte térmico (8 kJ/cm) e tratadas termicamente por 50 horas, apresentaram a maior concentração de fase da fase χ (0,987%). Enquanto que para o mesmo aporte térmico (8 kJ/cm) porém com 100 horas de TTE as amostras apresentaram o menor teor desta mesma fase.

A junta soldada que apresentou maior quantidade de fase σ foi a condição na qual a soldagem foi realizada usando-se um aporte térmico de 8 kJ/cm e 100 horas de TTE.

De acordo com Brandi e Padilha (1990) a precipitação da fase σ reduz a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex. A presença desta fase pode aumentar a velocidade de corrosão de um aço inoxidável duplex em até oito vezes.

Quando submetido a ambientes ácidos (HNO_3 , H_2SO_4), o ataque preferencial da matriz empobrecida em Cr e Mo perto das partículas de fase σ é uma das explicações mais comuns para este comportamento (SHIRLEY, 1953; TRUMAN; PIRT, 1982).

Figura 75 apresenta uma micrografia obtida pelo MEV-BSE seguida do mapeamento microquímico em EDS da ZF com o AWS ER317L, soldado com 8 kJ/cm e tratados termicamente por 100 horas. O mapeamento destaca a concentração dos principais elementos presentes na ZF.

Nota-se alterações microquímicas nos elementos Fe (Figura 75-B), Cr (Figura 75-C), Mo (Figura 75-D), Ni (Figura 75-E) e Si (Figura 75-F).

A Figura 75-A apresenta uma micrografia obtida pelo MEV-BSE seguida do mapeamento microquímico em EDS da ZF com o AWS ER2209, soldado com 8 kJ/cm e tratados termicamente por 100 horas. O mapeamento destaca a concentração dos principais elementos presentes na ZF.

Pode-se observar alterações nos elementos Fe (Figura 75-B), Cr (Figura 75-C), Mo (Figura 75-D), Ni (Figura 75-E) e Si (Figura 75-F) onde as fases que apresentam altera-

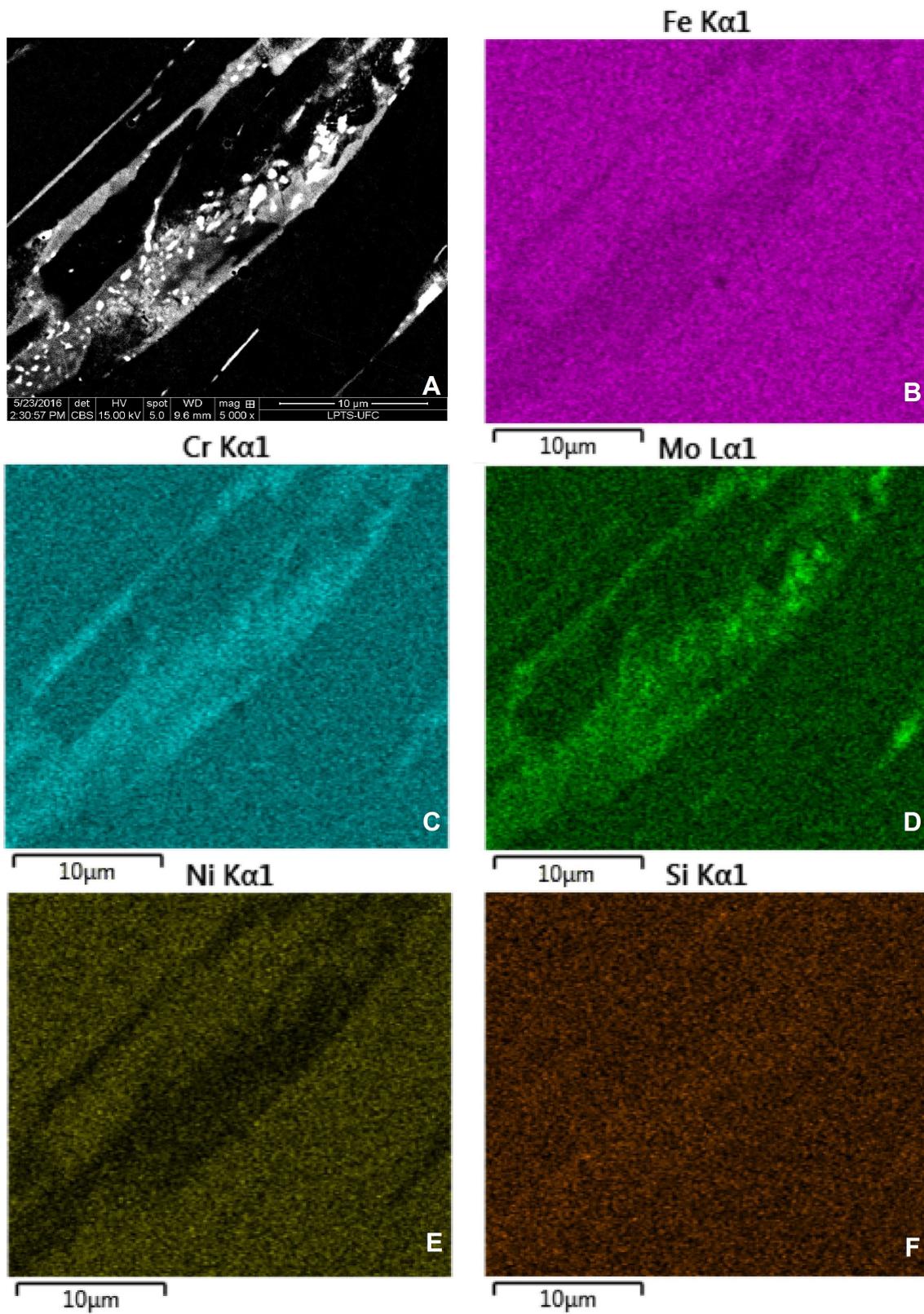


Figura 83: Mapeamento em EDS da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L, soldado com 8 kJ/cm e tratados termicamente por 100 horas. A) Micrografia obtida no MEV-BSE; Concentração dos elementos B) Fe; C) Cr; D) Mo; E) Ni; F) Si.

ções significativas desses elementos, coincidem com as regiões dendrítica, interdendrítica e precipitados.

Novamente o mapeamento químico em EDS destacou o comportamento microquímico antagônico entre o Mo e o Ni, ou seja, o Mo é abundante no interior da região interdendrítica, enquanto o níquel apresenta pequenas frações nesta mesma região.

O mesmo raciocínio se mostra válido para as regiões dendrítica, no qual o Ni se concentra na região dendrítica e o Mo por sua vez está presente em níveis menores. O Fe apresentou também alterações microquímicas, com menores concentrações nas regiões interdendrítica e o silício não apresentou alterações significativas.

8 Ensaios de Tração

Neste capítulo foram apresentados os resultados dos testes de tração realizados nas juntas soldadas com os eletrodos AWS ER317L e AWS ER2209, onde foram discutidos a influência da microestrutura e da composição química sobre as propriedades mecânicas das juntas soldadas. Esta discussão foi realizada separadamente em função dos metais de adição nos dois tópicos a seguir. A princípio é importante registrar que todos os CPs romperam nas regiões da ZTA/ZF (zona de ligação).

8.1 Soldagem Similar - AWS ER317L

Foram realizados ensaios de tração utilizando 6 (seis) corpos de prova para cada metal de adição, cada energia de soldagem e cada tempo de TTE. A Figura 84 mostra o resultado dos testes de tração realizados nas juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L sem TTE.

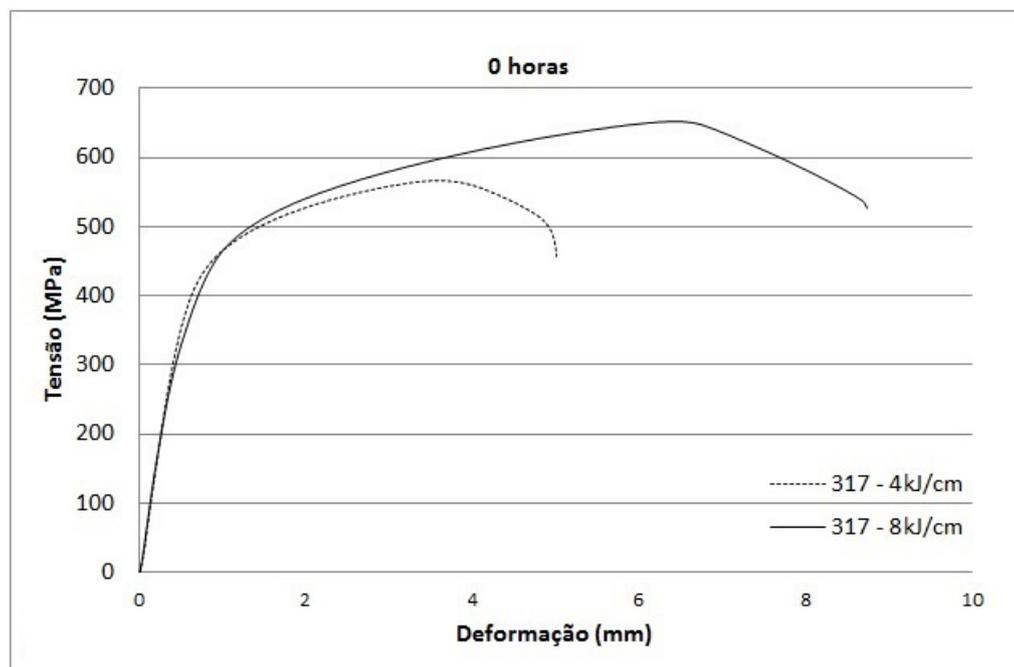


Figura 84: Ensaios de tração mecânica realizados nas juntas soldadas com os metais de adição AWS ER317L sem TTE.

Nota-se que apesar das amostras sem TTE soldadas com menor energia (4 kJ/cm) apresentarem uma menor resistência à tração e menor ductilidade, elas apresentaram uma maior tensão de escoamento (353,2 MPa) com relação à junta soldada com maior energia.

Isso pode ser explicado com base na quantificação das fases realizadas na Secção 7.1.1, onde verificou-se uma maior precipitação da fase ferrita δ na ZF da junta soldada com energia de 8 kJ/cm.

De acordo com Padilha e Guedes (1994), as propriedades mecânicas como limite de resistência, limite de escoamento, alongamento e estrição variam com o percentual de ferrita δ presente no material. O endurecimento causado pela presença de ferrita δ não pode ser considerado do tipo dispersão de partículas incoerentes, uma vez que a ferrita também se deforma plasticamente.

A Tabela 23 apresenta os dados de Limite de Escoamento, LRT e Alongamento em função dos parâmetros de soldagem das juntas soldadas com o AWS ER317L sem TTE. Nela é reforçada a ideia de que a ferrita δ aumenta a resistência à tração da junta soldada ao mesmo tempo em que diminui sua ductilidade devido às características intrínsecas desta fase.

Tabela 23: Relação das propriedades mecânicas obtidas nos testes de tração para os corpos de prova sem TTE.

Eletrodo/ Energia de Soldagem	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)
AWS ER317L / 4 kJ/cm	353,2	578,8	10,2
AWS ER317L / 8 kJ/cm	296,5	662,6	11,3

Além de influenciar no limite de escoamento, limite de ruptura, percentagem de alongamento e percentagem de estrição, a percentagem de ferrita δ pode ser significativa na fragilização assistida por hidrogênio. As soldas em aços inoxidáveis austeníticos apresentam quantidades significativas de ferrita δ , sendo que esta ajuda a prevenir a formação de trincas a quente, porém proporciona um caminho preferencial para a propagação de trinca assistida por hidrogênio (BOUCHOUICHA et al., 2009).

Luppo, Hazarabedian e Ovejero-Garcia (1999), verificou que há uma diminuição da ductilidade com o aumento da quantidade de ferrita em um aço AISI 347 soldado. Ele apontou também, que o efeito da quantidade de ferrita δ , acima de 12%, sobre a absorção de hidrogênio não é bem clara para este tipo de aço.

Além disso, na ZF da amostra em questão foi possível identificar a formação de ferrita- δ como uma rede quase contínua, o que de certa forma contribui para a propagação de trincas de CST (ANTUNES et al., 2013).

A Figura 85 mostra o resultado dos testes de tração realizados nas juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L com 50 e 100 horas de TTE.

Observa-se na Figura 85-A, que a influência do aporte térmico no comportamento mecânico das juntas tratadas termicamente por 50 horas não foi significativa. Porém nas

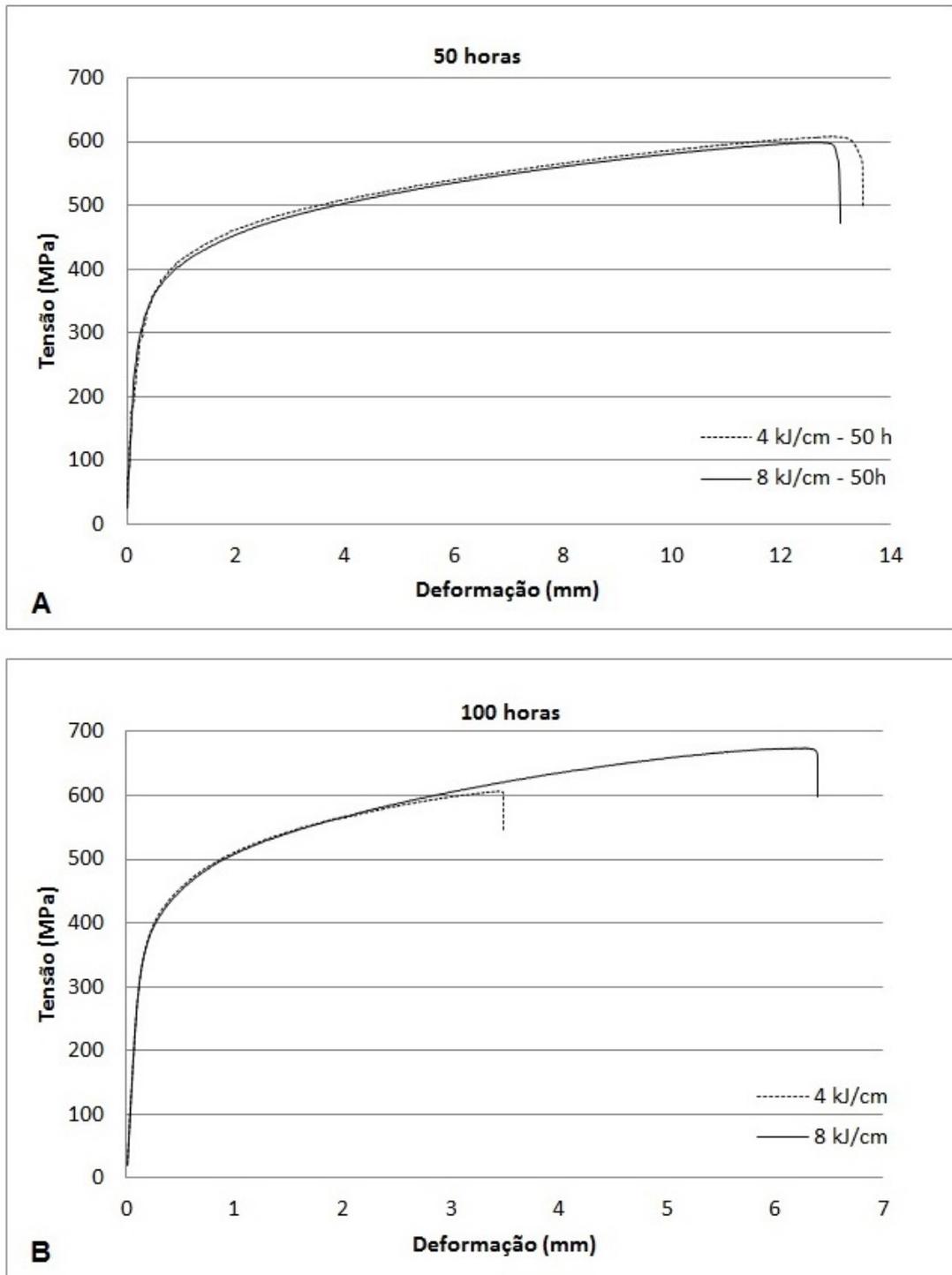


Figura 85: Ensaio de tração mecânica realizados nas juntas soldadas com os metais de adição AWS ER317L sujeitos ao TTE por A) 50 horas e B) 100 horas.

amostras tratadas termicamente por 100 horas ficou evidente que as juntas soldadas com maior energia apresentaram maior resistência à tração e maior ductilidade.

A Tabela 24 apresenta os dados de Limite de escoamento, Limite de Resistência à Tração e Alongamento em função dos parâmetros de soldagem para os corpos de prova tratados termicamente por 50 e 100 horas.

Tabela 24: Relação das propriedades mecânicas obtidas nos testes de tração para os corpos de prova tratados termicamente por 50 e 100 horas.

Tempo de TTE (h)	Energia (kJ/cm)	Tensão de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (Mpa)	Alongamento (%)
50	4	356,53	612	15,49
	8	340,27	632,47	21,19
100	4	384,44	607,49	9,65
	8	366,07	674,58	17,43

Com o aumento no tempo de TTE é possível perceber que as juntas soldadas adquirem maior resistência à tração e maior limite de escoamento, o que por conseguinte, produz uma diminuição na ductilidade das amostras.

A Figura 86 ilustra o comportamento do limite de escoamento das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L em todas as condições de TTE.

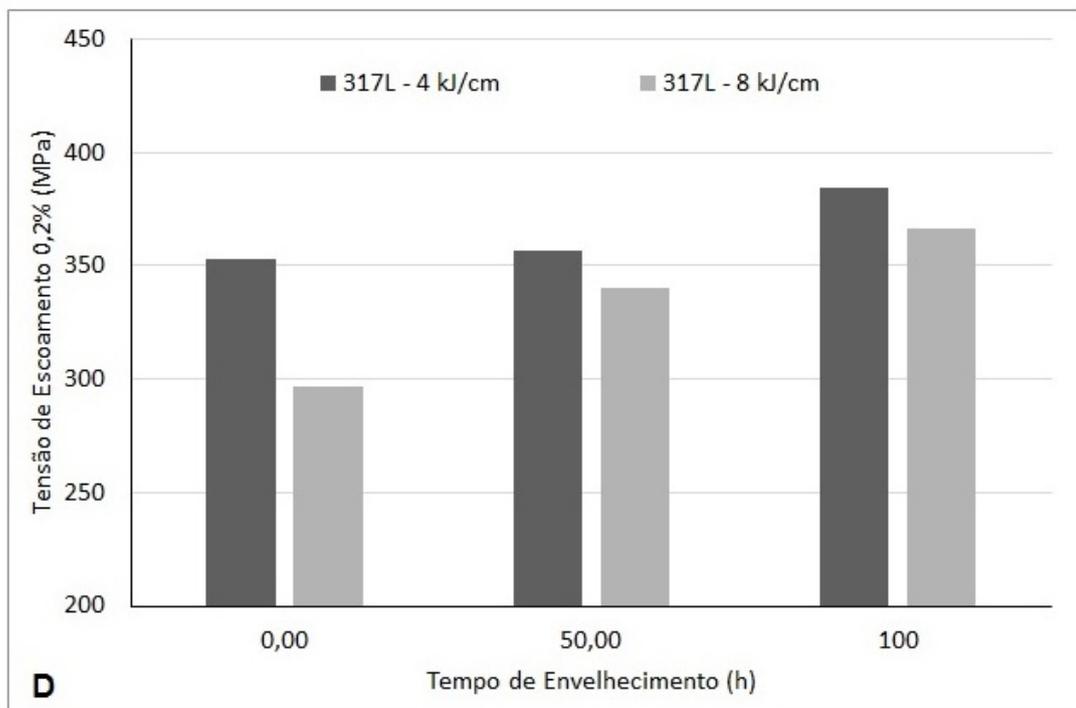


Figura 86: Variação da tensão de escoamento das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L em todas as condições de TTE.

Pode-se justificar esse comportamento com base nos resultados obtidos na quantificação das fases realizada na Secção 7.1.2. Os resultados mostram que com o aumento do

tempo de TTE ocorre também um aumento na precipitação da fase σ que em alguns casos, pode influenciar diretamente na resistência na tração e na dureza do material, devido à dispersão das partículas de fase σ dentro dos grãos austeníticos (KWIETNIEWSKI, 1996).

Conforme verificou Kwietniewski (1996), a fase σ , assim como as fases η e $M_{23}C_6$, são responsáveis pela diminuição da tenacidade em aços austeníticos como o AISI 316 que apresenta uma considerável semelhança na composição química com o aço inoxidável AISI 317L.

8.2 Soldagem Dissimilar - AWS ER2209

A Figura 87 mostra o resultado dos testes de tração realizados nas juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 sem TTE.

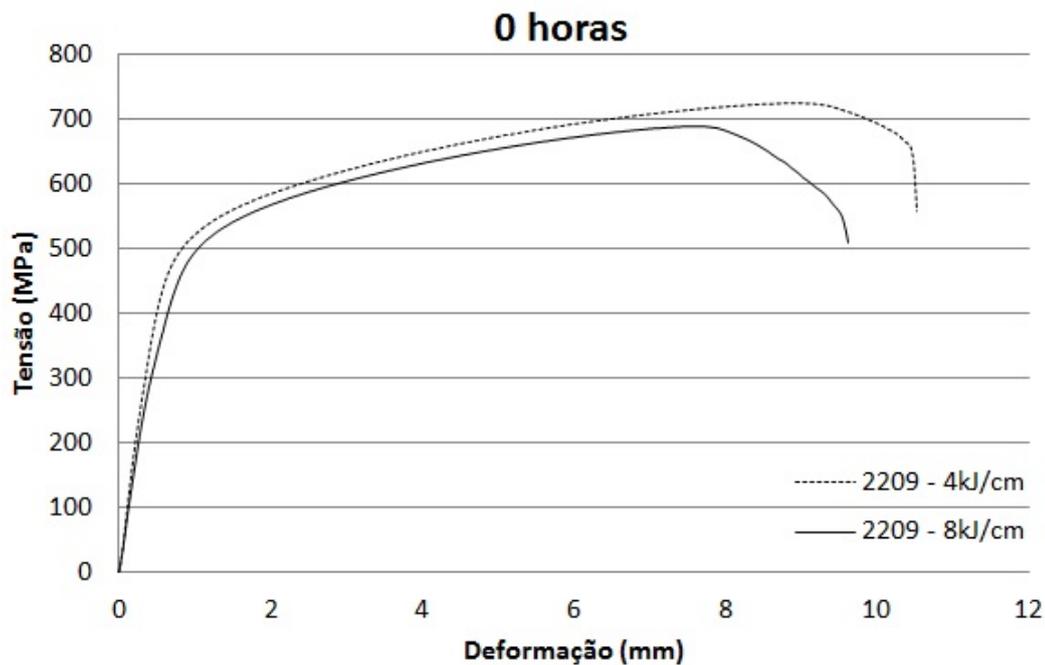


Figura 87: Ensaios de tração mecânica realizados nas juntas soldadas com os metais de adição AWS ER2209 sem TTE.

Nota-se que as amostras sem TTE soldadas com menor energia (4 kJ/cm) apresentarem uma maior resistência à tração, maior tensão de escoamento e uma maior ductilidade com relação às juntas soldadas com maior energia.

Como a quantidade de ferrita na ZF com os AWS ER2209 foi praticamente a mesma, esse comportamento pode ser explicado com base nos resultados obtidos na medição do tamanho da ZTA de alta temperatura (Secção 7.2.1).

Foi observado que as juntas soldadas usando maior energia (8 kJ/cm) apresentaram uma ZTA de alta temperatura mais extensa ($134,3 \pm 13,7 \mu\text{m}$) e com uma granulometria

mais grosseira com relação a junta soldada com menor energia ($105,5 \pm 8,8 \mu\text{m}$).

Como todos os CPs romperam nas regiões da ZTA e ZTA/ZF, pode-se concluir que a diferença nas propriedades mecânicas apresentadas na Tabela 25 tenha relação direta com o tamanho da ZTA de alta temperatura.

Tabela 25: Relação das propriedades mecânicas obtidas nos testes de tração para os corpos de prova soldados com o AWS ER2209 sem TTE.

Eletrodo/ Energia de Soldagem	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)
AWS ER2209 / 4 kJ/cm	359,40	728,40	13,1
AWS ER2209 / 8 kJ/cm	338,70	694,00	12,4

Como já mencionado, durante os ciclos térmicos oriundos do processo de soldagem esta região se transforma química, física e metalurgicamente, o que conseqüentemente degrada as propriedades mecânicas e microestruturais do material (SEDRIKS, 1996).

Estudando a influência da energia de soldagem na zona termicamente afetada de juntas soldadas do aço inoxidável duplex UNS S31803 usando eletrodo revestido AWS E2209-17, com dois níveis de energia (15 e 20 kJ/cm), Nunes et al. (2011) verificaram que a variação da energia de soldagem influenciou diretamente na microestrutura da ZTA, de modo que a condição de maior energia (20 kJ/cm) obteve microestrutura mais grosseira e extensa.

Neste mesmo trabalho concluiu-se também que a variação da corrente de soldagem influenciou de forma mais significativa na microestrutura da ZTA, sendo que para condição com maior corrente, esta foi mais extensa e os grãos foram mais grosseiros, para a mesma energia de soldagem.

A Figura 88 mostra o resultado dos testes de tração realizados nas juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 com 50 e 100 horas de TTE.

Observa-se na Figura 88-A, que a influência do aporte térmico no comportamento mecânico das juntas tratadas termicamente por 50 horas não foi significativa. Porém nas amostras tratadas termicamente por 100 horas ficou evidente que as juntas soldadas com menor energia apresentaram maior resistência à tração e maior ductilidade.

A Tabela 26 apresenta os dados de Limite de Escoamento, Limite de Resistência à Tração e Alongamento em função dos parâmetros de soldagem para os corpos de prova tratados termicamente por 50 e 100 horas.

Com o aumento no tempo de TTE é possível perceber que as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 adquirem melhores propriedades mecânicas, apresentando um aumento na resistência à tração, no limite de escoamento e no alongamento.

Esse comportamento justifica-se com base nos resultados da quantificação das fases

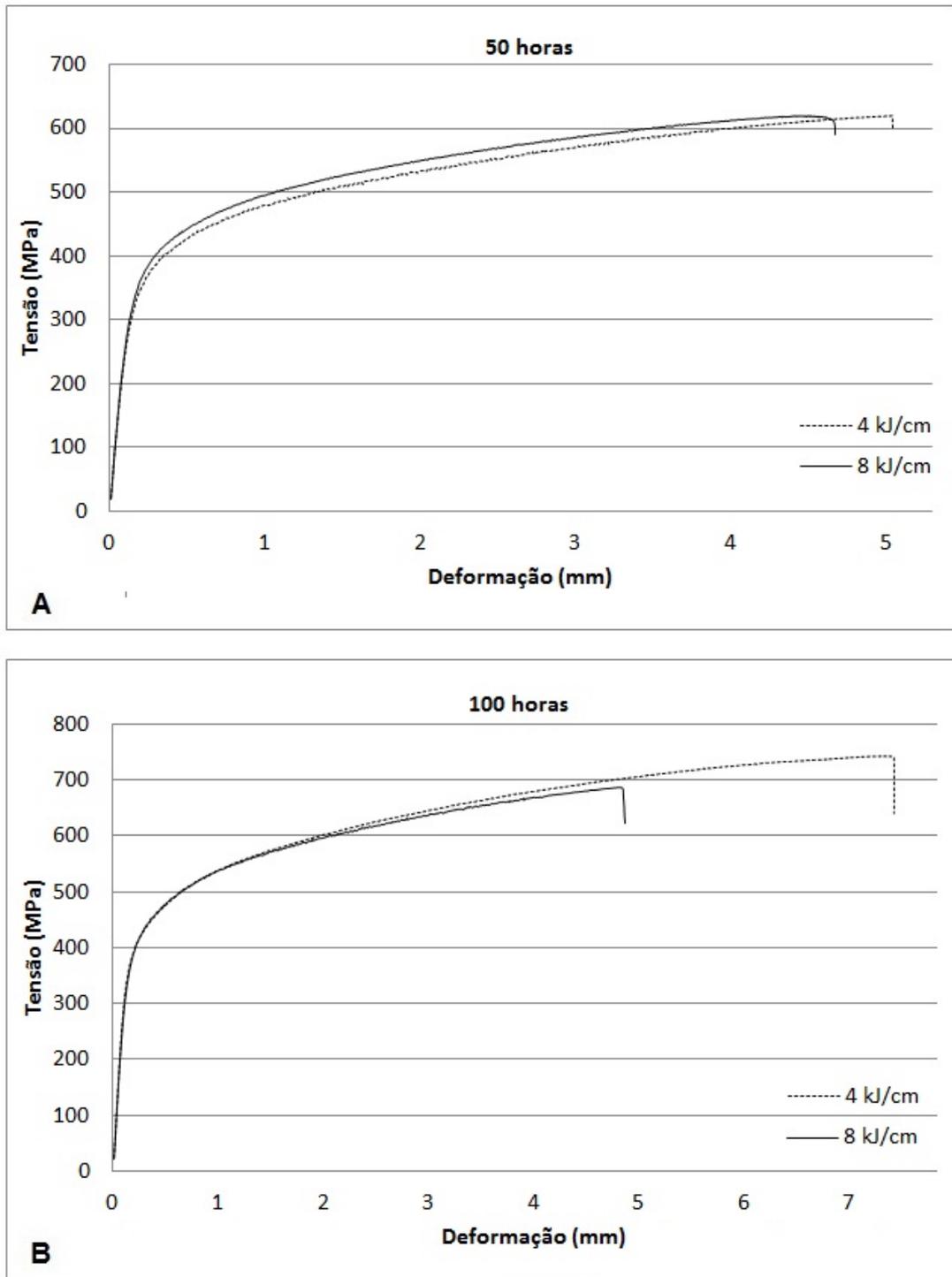


Figura 88: Ensaio de tração mecânica realizados nas juntas soldadas com os metais de adição AWS ER2209 sujeitos ao TTE por A) 50 horas e B) 100 horas.

Tabela 26: Relação das propriedades mecânicas obtidas nos testes de tração para os corpos de prova soldados com o AWS ER2209 e tratados termicamente por 50 e 100 horas.

Tempo de TTE (h)	Aporte Térmico (kJ/cm)	Tensão de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (Mpa)	Alongamento (%)
50	4	358,05	620,4	12,16
	8	368,11	620,15	12,73
100	4	392,15	743,04	17,97
	8	406,45	687,21	12,25

realizada na Secção 7.2.2. Os resultados mostram que com o aumento do tempo de TTE ocorre também um aumento na precipitação da fase σ que em alguns casos, pode influenciar diretamente na resistência na tração e na dureza do material, devido à dispersão das partículas de fase σ dentro dos grãos austeníticos (KWIETNIEWSKI, 1996).

De acordo com Atamert e King (1993) e Hagen e Keller (1983), as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex são seriamente prejudicadas com a precipitação da fase σ . O limite de escoamento e o limite de resistência à tração aumentam ligeiramente, mas o alongamento pode cair de 40% para 7%, com a precipitação desta fase.

A tenacidade também é bastante afetada pela precipitação da fase sigma. A precipitação de 1% de fase sigma, leva a energia absorvida no ensaio Charpy a cair a 50% do valor inicial (NORSTROM; PETTERSSON; NORDIN, 1981).

A Figura 89 ilustra o comportamento do limite de escoamento das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 em todas as condições de TTE.

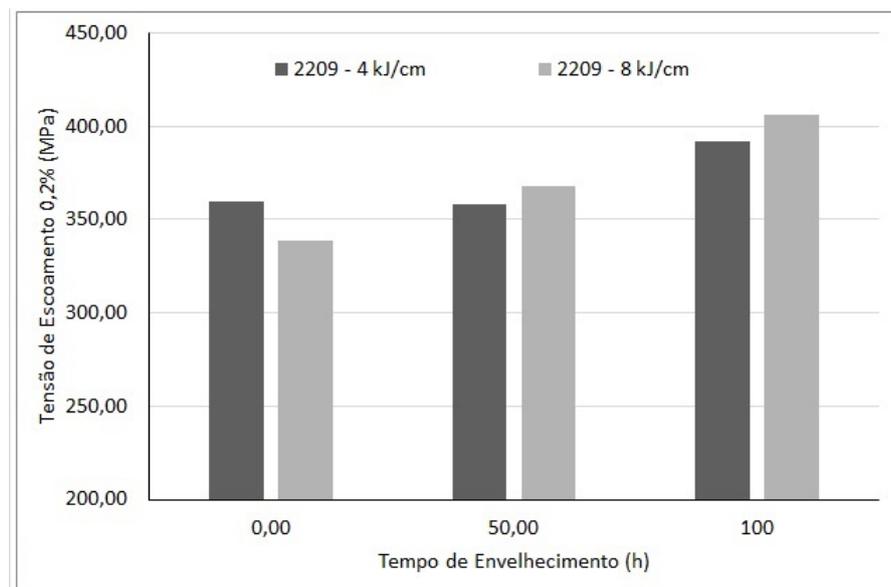


Figura 89: Variação da tensão de escoamento das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 em todas as condições de TTE.

9 Ensaio de Microdureza

No presente capítulo são apresentados os resultados dos testes de microdureza realizados nas juntas soldadas com os eletrodos AWS ER317L e AWS ER2209 e a discussão da influência da microestrutura e da composição química sobre o perfil de microdureza das juntas soldadas. Esta discussão foi realizada separadamente em função dos metais de adição nos dois tópicos a seguir.

9.1 Soldagem Similar - AWS ER317L

A Figura 90 apresenta o gráfico referente aos ensaios de microdureza na escala Vickers ao longo das juntas soldadas com eletrodo AWS ER317L usando 4 e 8 kJ/cm sem TTE.

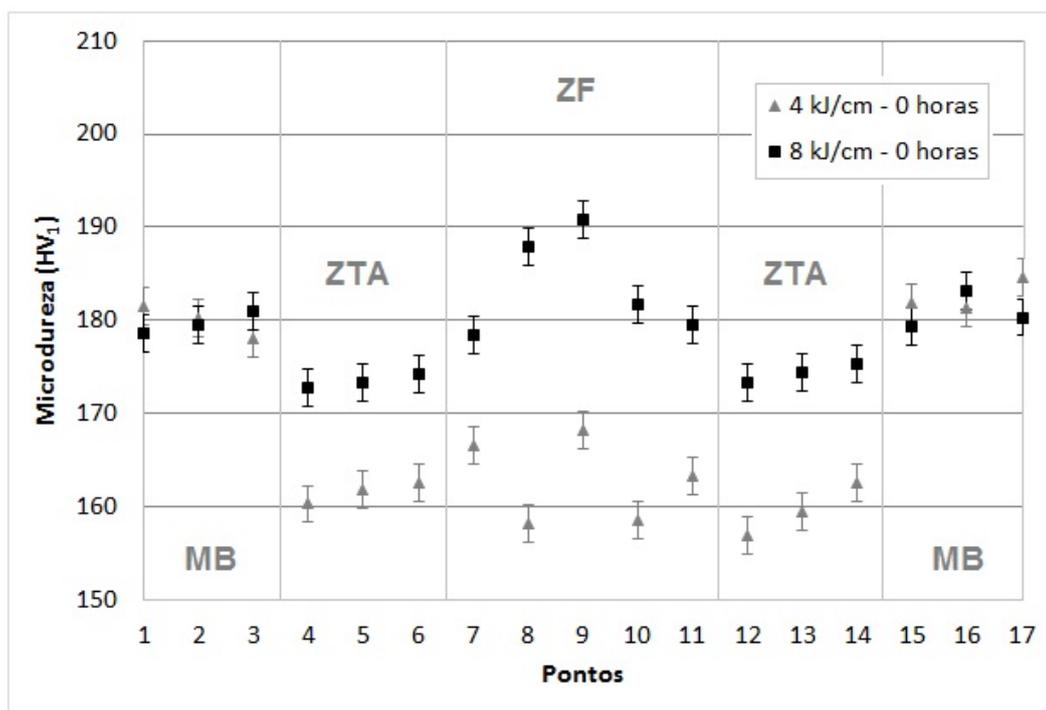


Figura 90: Perfil de dureza do Aço AISI 317L soldado com o eletrodo AWS ER317L usando energias de 4 e 8 kJ/cm, sem TTE.

Os valores de dureza encontrados no MB são praticamente idênticos para todas as amostras sem TTE. Isso não poderia ser diferente por tratar-se do mesmo metal base (AISI 317L) para todos os corpos de prova, uma vez que a zona denominada MB não sofre nenhum tipo de mudança em sua microestrutura ou composição química durante o processo de soldagem. Esta região apresentou valores em torno de 180 HV₁, em conformidade com os valores apresentados pelos fornecedores das chapas do aço AISI 317L.

Nos corpos de prova sem TTE foi possível verificar uma queda nos valores de dureza na ZTA com relação à região do MB. Esta redução apresentou valores em torno de 170 HV₁ e foi mais efetiva nos corpos de prova soldados com menor energia (4 kJ/cm).

A diferença nos valores da microdureza na região da ZTA dos corpos de prova sem TTE está diretamente relacionada com a diferença nos tamanhos de grão da ferrita delta e também na extensão da ZTA de alta temperatura destas juntas.

Conforme foi apresentado na Tabela 12, a ZTA de alta temperatura da junta soldada com maior energia apresentou maior extensão (160,97 μm) com relação a ZTA de alta temperatura da junta soldada com menor energia (108,28 μm). Além disso, a ZTA da junta soldada com maior energia apresentou maiores tamanhos de grão da ferrita precipitada (Figuras 66 e 67), o que fez com que a dureza nessa região fosse aumentada.

De acordo com Nunes (2009), A. et al. (1997), Moura et al. (2007) o percentual de ferrita aumenta o nível de microdureza para diferenças significativas na relação austenita/ferrita, sendo a ferrita uma microestrutura mais dura e a austenita mais macia e dúctil.

Na região da ZF foram detectados os maiores valores de dureza. É possível perceber na Figura 90 que a junta soldada com maior energia apresentou valores mais elevados de dureza, em torno de 185 HV₁. Esse aumento em relação às juntas soldadas com menor energia (com valores em torno de 165 HV₁), deve-se principalmente ao maior teor de ferrita δ nesta condição, o que foi confirmado na quantificação das fases realizada na Secção 7.1.1. A diferença de aproximadamente 3% em ferrita δ justifica o aumento observado na dureza da ZF.

Notoriamente, para todas as condições de soldagem os valores de microdureza mais elevados foram encontrados na ZF. Clara e Ferreira (2007) descreve que esta região é diferenciada por apresentar temperaturas de pico superiores à temperatura de fusão do metal de base, e que o metal depositado se resfria a partir do estado líquido, passando muito rapidamente pelas faixas de transformação.

Modenesi, Marques e Santos (2012) menciona que a estrutura formada na zona fundida de aços de baixo carbono e de baixa liga depende de inúmeros fatores, tais como: crescimento epitaxial e colunar e padrões de segregação procedentes da solidificação da solda. Estes aspectos, juntamente com as características das inclusões, precipitados existentes, estado inicial da austenita (tamanho de grão, composição, estado de deformações e microsegregações), condições de aquecimento e resfriamento, influenciam na microestrutura final do cordão de solda.

Modenesi, Marques e Santos (2012), também relata que uma correlação concisa entre o tamanho de grão e as propriedades mecânicas é tarefa complexa, pois estas são influenciadas por outros fatores, tais como: morfologia e distribuição de carbonetos, presença

de constituintes ricos em carbono, inclusões, quantidade relativa dos diferentes constituintes na ZF, dureza destes, presença de precipitados nos contornos de grão, etc. Entretanto, ainda que existam ressalvas, pode-se afirmar que, para uma dada composição química, o limite de escoamento do metal de solda aumenta à medida que o tamanho de grão ferrítico é reduzido.

A Figura 91 mostra o resultado do perfil de dureza das amostras soldadas com o eletrodo AWS ER317L e tratadas termicamente por 50 e 100 horas.

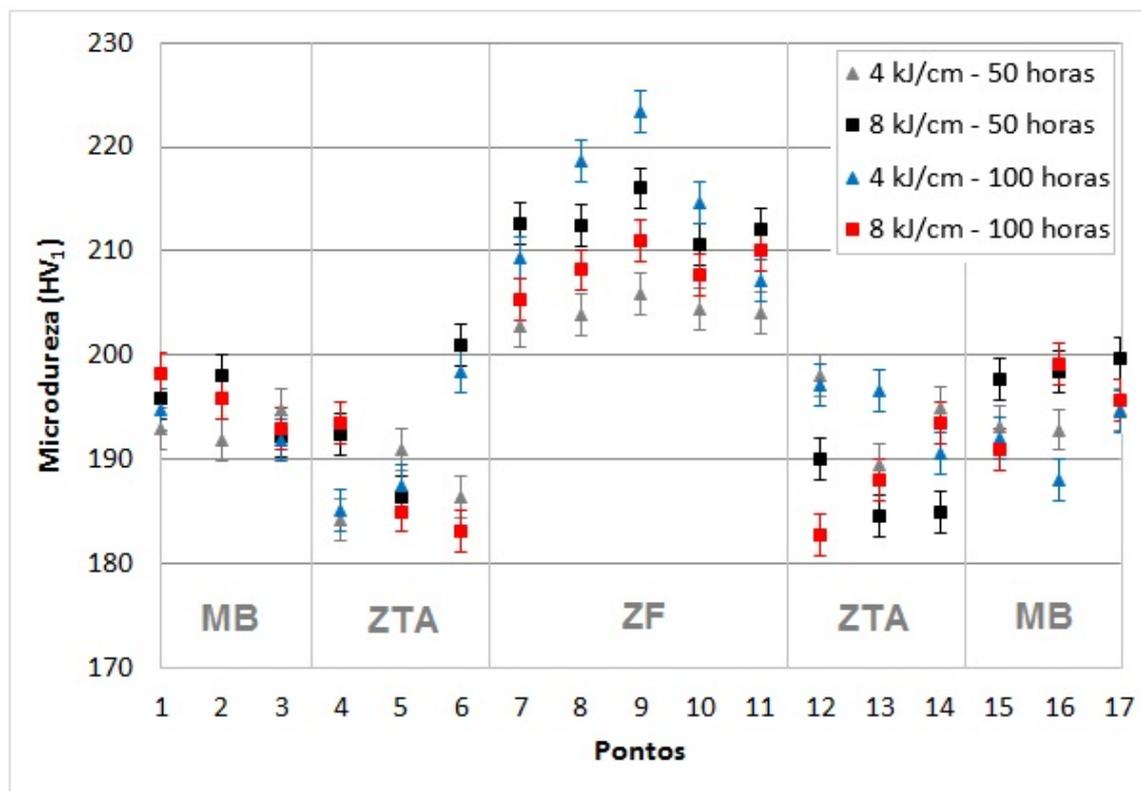


Figura 91: Perfil de dureza do Aço AISI 317L soldado com o eletrodo AWS ER317L usando energias de 4 e 8 kJ/cm e tratado termicamente por 50 e 100 horas.

Os valores de dureza encontrados no MB das juntas tratadas termicamente por 50 e 100 horas praticamente não sofreram influência do tempo de TTE. Novamente observa-se que isso não poderia ser diferente por tratar-se do mesmo metal base (AISI 317L) para todos os corpos de prova. Esta região apresentou valores entre 190 e 200 HV₁, evidenciando um aumento significativo na dureza com relação aos CPs sem TTE, que como apresentado na Figura 90, pode-se observar valores entre 170 e 180 HV₁.

Na ZTA dos CPs submetidos a 50 e 100 horas de TTE nota-se que os valores de microdureza para todas as condições de soldagem não apresentaram diferenças significativas. Tais medidas ficaram entre 180 e 200 HV₁, o que corrobora no sentido de que com o TTE houve um realinhamento do perfil de dureza das regiões do MB e da ZTA.

Em conformidade com os resultados apresentados anteriormente, novamente é pos-

é possível notar que para todas as condições de soldagem os valores de microdureza mais elevados foram encontrados na ZF.

Não foi possível observar variações significativas na microdureza da ZF em função do aporte térmico.

De acordo com Nunes et al. (2012), em soldagens de simples deposição, os resultados de microdureza não mostram grande variação (em função da energia) em decorrência da variação da razão austenita/ferrita, pois não há diferença significativa na composição destas fases. Isto se explica porque os elementos substitucionais não tem tempo para se separarem durante a soldagem.

O aumento da microdureza observado em função do tempo de TTE justifica-se principalmente pela precipitação da fase σ que ocorreu a partir da ferrita δ .

Na quantificação das fases realizada na Secção 7.1.2, foi constatado que a fase σ se precipitou em maior quantidade nas amostras tratadas termicamente por 100 horas.

De acordo com Hau e Seijas (2006), a presença da fase σ é largamente estudada devido ao seu efeito prejudicial na tenacidade, na ductilidade e geralmente na intolerância à deformação à temperatura ambiente nas ligas, efeitos causados principalmente a sua elevada dureza.

A redução drástica da resistência ao impacto a temperatura ambiente também é evidenciada por Folkhard (1988). Este fato leva a crer que o efeito fragilizante da fase σ é mais evidenciado em solicitações na temperatura ambiente (SHARGAY; SINGH, 2002).

9.2 Soldagem Dissimilar - AWS ER2209

A Figura 92 apresenta o gráfico referente aos ensaios de microdureza na escala Vickers ao longo das juntas soldadas com eletrodo AWS ER2209 usando 4 e 8 kJ/cm sem TTE.

Os valores de dureza encontrados no MB são praticamente idênticos para todas as amostras sem TTE. Isso não poderia ser diferente por tratar-se do mesmo metal base (AISI 317L) para todos os corpos de prova.

Nos corpos de prova sem TTE foi possível verificar uma queda nos valores de dureza na ZTA com relação à região do MB. Esta redução apresentou valores em torno de 170 HV₁ e praticamente não sofreu influência do aporte térmico.

Na ZF foi possível observar os maiores valores de dureza, onde as juntas soldadas com menor energia apresentaram valores ligeiramente maiores nesta região. O valor máximo encontrado para essa condição foi de 232,5 HV₁.

De acordo com Rovere et al. (2013) no estudo da influência do tratamento térmico

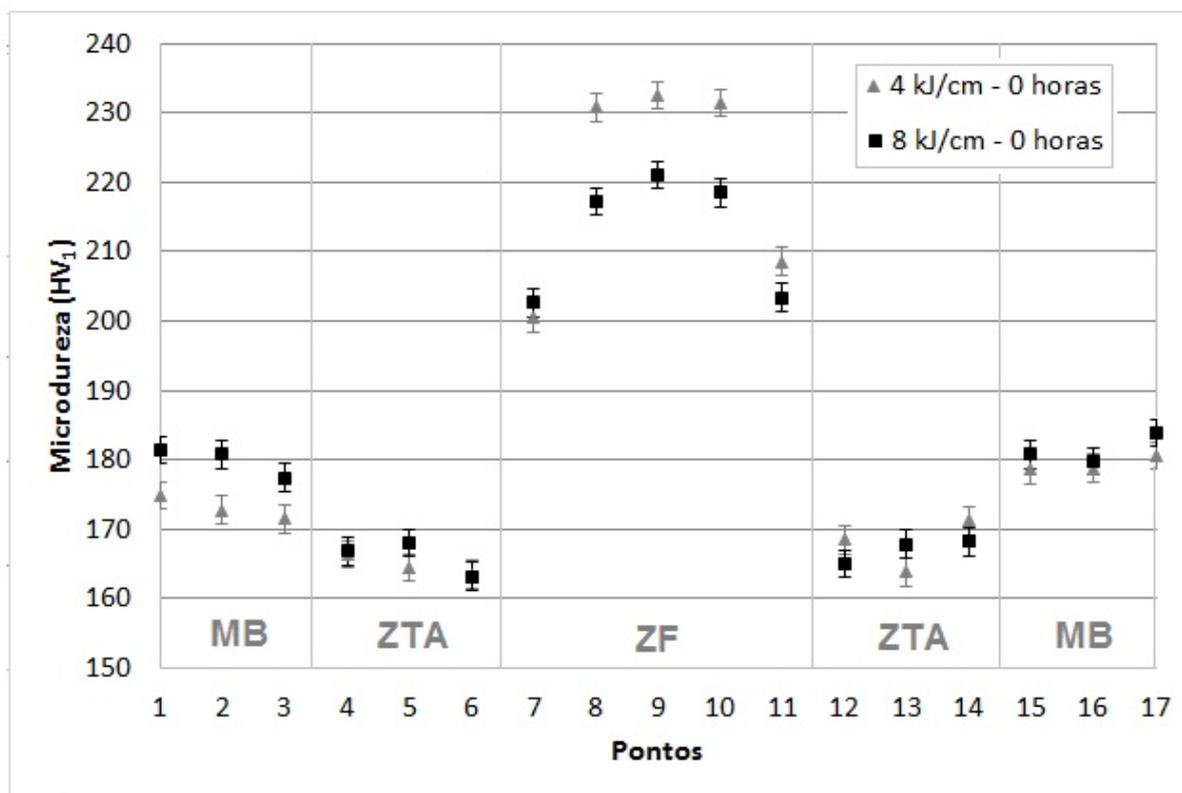


Figura 92: Perfil de dureza do Aço AISI 317L soldado com o eletrodo AWS ER2209 usando energias de 4 e 8 kJ/cm, sem TTE.

de envelhecimento sobre resistência à corrosão do aço inoxidável duplex AISI 2205, há um significativo endurecimento da ferrita com o envelhecimento a 400 °C, mas a dureza da austenita permanece essencialmente inalterada, indicando que a austenita não é afetada pelo envelhecimento.

Estes resultados estão em boa concordância com os estudos de [Weng, Chen e Yang \(2004b\)](#), que também revelaram que as alterações microestruturais acarretadas pelo envelhecimento a baixas temperaturas ocorreram principalmente na ferrita e estão relacionadas com a formação de fases terciárias, como α' e G.

Além disso, [Tavares et al. \(2005b\)](#) cita que a partir de 5000 horas de tratamento térmico a 400 °C, observa-se a diminuição da dureza da ferrita, o que pode ser atribuída ao engrossamento e/ou perda de coerência dos precipitados.

A Figura 93 mostra o resultado do perfil de dureza das amostras soldadas com o eletrodo AWS ER317L e tratadas termicamente por 50 e 100 horas.

Os valores de dureza encontrados no MB das juntas tratadas termicamente por 50 e 100 horas praticamente não sofreram influência do tempo de TTE. Novamente observa-se que isso não poderia ser diferente por tratar-se do mesmo metal base (AISI 317L) para todos os corpos de prova. Esta região apresentou valores entre 190 e 200 HV₁, evidenciando um aumento significativo na dureza com relação aos CPs sem TTE, que como apresentado

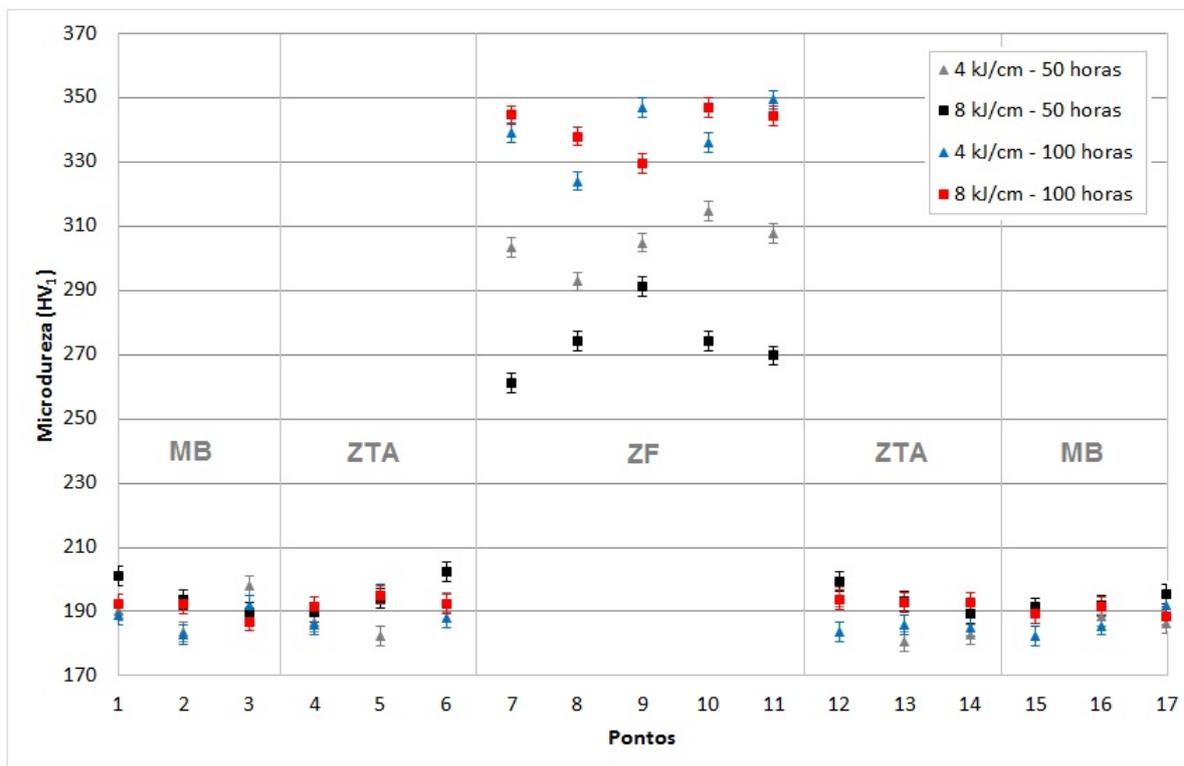


Figura 93: Perfil de dureza do Aço AISI 317L soldado com o eletrodo AWS ER2209 usando energias de 4 e 8 kJ/cm e tratado termicamente por 50 e 100 horas.

na Figura 92, pode-se observar valores entre 170 e 180 HV₁.

Na ZTA dos CPs submetidos à 50 e 100 horas de TTE nota-se que os valores de microdureza para todas as condições de soldagem não apresentaram diferenças significativas. Tais medidas ficaram entre 180 e 200 HV₁, o que corrobora no sentido de que com o TTE houve um realinhamento do perfil de dureza das regiões do MB e da ZTA.

Em conformidade com os resultados apresentados anteriormente, novamente é possível notar que para todas as condições de soldagem os valores de microdureza mais elevados foram encontrados na ZF.

A Figura 93 mostra que o aporte térmico influenciou de forma bem modesta na microdureza da ZF das juntas. É possível perceber uma tendência das amostras que apresentaram maior teor da fase σ apresentarem um perfil de dureza maior. Este comportamento fica evidente nas amostras soldadas com 4 kJ/cm e tratadas termicamente por 50 horas, que apresentaram 1,32% a mais de fase σ com relação a amostra soldada com 8 kJ/cm e 50 horas de TTE. Nesta comparação observa-se que os valores da microdureza das amostras soldadas com menor energia ficaram em torno de 280 HV₁, enquanto as amostras soldadas com maior energia apresentaram valores em torno de 300 HV₁.

Ao analisar a influência do tempo de TTE na microdureza das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209, fica claro nos resultados apresentados na Figura 93, que a

microdureza sofreu um aumento significativo em função do tempo de TTE. As amostras envelhecidas por 100 horas apresentaram valores de microdureza em torno de 340 HV₁, enquanto as amostras envelhecidas por 50 horas apresentaram valores em torno de 290 HV₁.

Novamente observa-se que a precipitação da fase σ teve relação direta com o aumento na microdureza da ZF das juntas soldadas. As amostras envelhecidas por 100 horas apresentaram aumentos de até 5,5% no teor de fase σ , o que certamente promoveu o aumento na microdureza supracitado.

A presença da fase σ é indesejável nos aços inoxidáveis dúplex pois apresenta grande influência nas propriedades mecânicas do aço e sua resistência à corrosão; sendo uma fase dura e quebradiça, esta tende a reduzir a ductilidade e principalmente a tenacidade do aço.

No trabalho de [Dulis e Smith \(1975\)](#) pode-se observar a grande dureza da fase sigma através da diferença de tamanho das impressões em um aço 18-8 Mo apresentada na Figura 94. Neste caso, a dureza encontrada na fase σ tem valor de aproximadamente 750 HV.

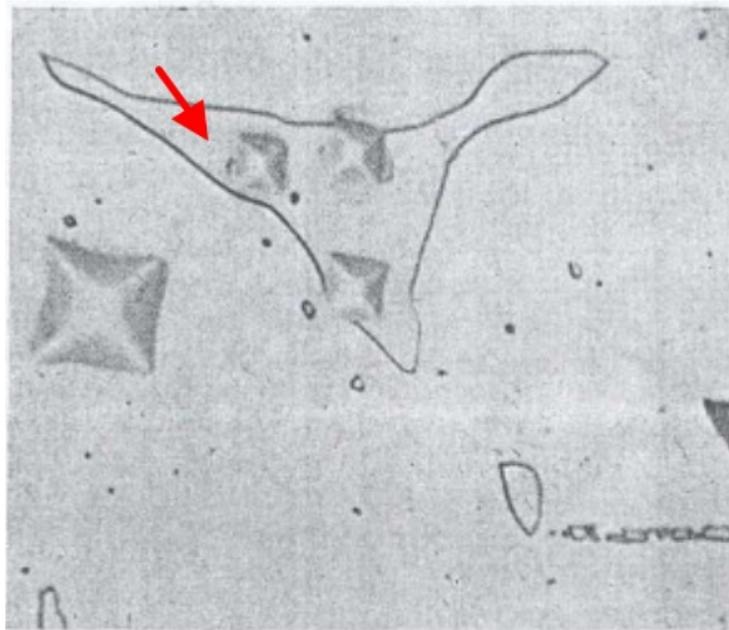


Figura 94: Impressões de microdureza na austenita e sigma (região indicada) em aço 18-8 Mo atacado com ácidos pícrico e clorídrico em álcool.

De acordo com [Romana \(2009\)](#), no estudo da cinética de precipitação da fase σ no aço SAF 2507, a dureza é função direta do volume de fase σ em sua estrutura, isto é, quanto maior a fração volumétrica de fase σ na estrutura do aço inoxidável, maior a dureza medida no material.

10 Soldagem Similar x Soldagem Dissimilar

Este capítulo apresenta uma breve comparação entre as principais propriedades microestruturais e mecânicas das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L e AWS ER2209.

10.1 Características Microestruturais

A Figura 95 apresenta uma comparação entre os tamanhos da ZTA de alta temperatura de todas as condições de soldagem sem TTE.

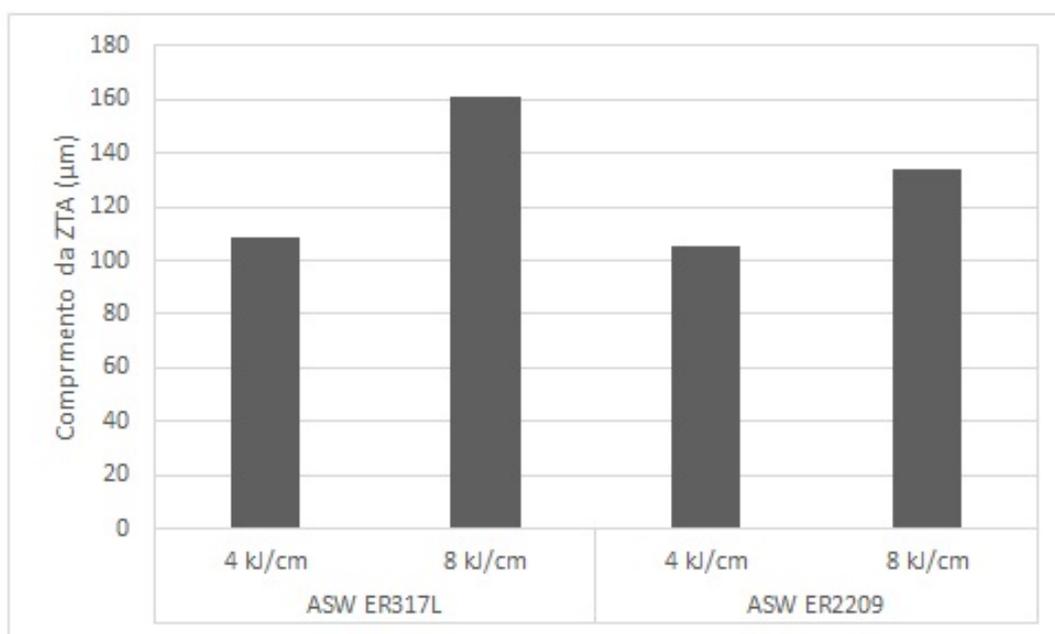


Figura 95: Tamanhos das ZTA de alta temperatura de todas as juntas soldadas sem TTE.

Nota-se que a junta soldada que apresentou maior extensão da ZTA de alta temperatura foi a amostra soldada com o eletrodo AWS ER317L usando 8 kJ/cm. De maneira geral pode-se dizer que a diferença no tamanho da ZTA de alta temperatura não apresentou influência significativa do metal de adição. Este resultado não podia ser diferente tendo em vista que os principais parâmetros que influenciam na extensão da ZTA são a composição química do metal base e o aporte térmico usado no processo. Como neste caso trata-se do mesmo metal base e dos mesmos níveis de energia não foi observado nenhuma mudança significativa na extensão da ZTA de alta temperatura.

A Figura 96 apresenta o teor de ferrita para as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L e AWS ER2209 antes do TTE.

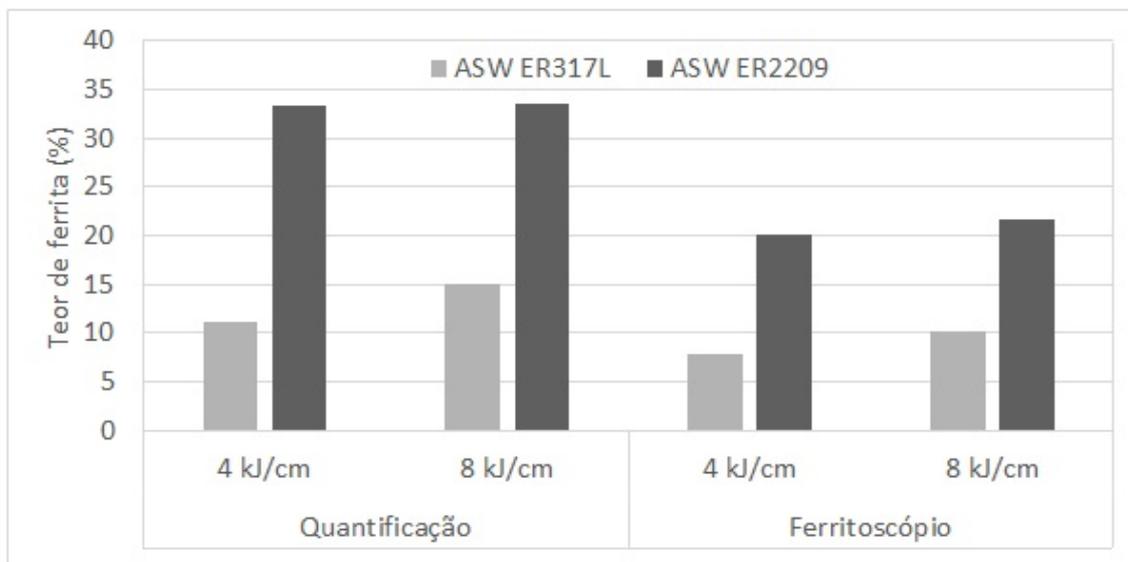


Figura 96: Teor de ferrita para as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L e AWS ER2209 antes do TTE.

A princípio é possível notar que ocorre um aumento considerável na fração de ferrita das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 visto que os teores de Cr e Mo do duplex são maiores que os do AWS ER317L.

Em todas as condições foi observada quantidade significativa de austenita no metal de solda devido ao efeito térmico e a adição de níquel dos metais de adição que contribuem para a maior precipitação desta fase. A principal diferença é que usando o eletrodo AWS ER2209, a ferrita deixa de ser a fase minoritária para ser a matriz, com uma precipitação de austenita em temperaturas mais baixas. Se comparado com a microestrutura esperada para o AWS ER2209, com aproximadamente 50% de ferrita, certamente esta solda teria menor quantidade de ferrita, mas se comparado com o eletrodo AWS ER317L, o teor de ferrita será maior, como confirmado nas quantificações realizadas.

As Figuras 97 e 98 apresentam uma comparação entre as fases precipitadas nos dois metais de adição depois dos tratamentos térmicos de envelhecimento. No primeiro gráfico (Figura 97) estão apresentadas as quantidades percentuais das fases austenita e σ , no gráfico seguinte (Figura 98) a comparação acerca do teor da fase χ precipitada nos dois diferentes eletrodos.

Pode-se observar que a quantidade de fase σ no eletrodo AWS E2209 é consideravelmente superior à quantidade desta fase no eletrodo AWS ER317L.

Como já mencionado anteriormente, o enriquecimento local de cromo e a presença da ferrita em condições de aquecimento, resfriamento e/ou solidificação são os principais fenômenos que favorecem a precipitação da fase σ nos aços inoxidáveis. Outros fatores de grande importância são a precipitação de outras fases intermetálicas, que, conforme o caso pode favorecer ou não a formação da fase σ (FERREIRA, 2009).

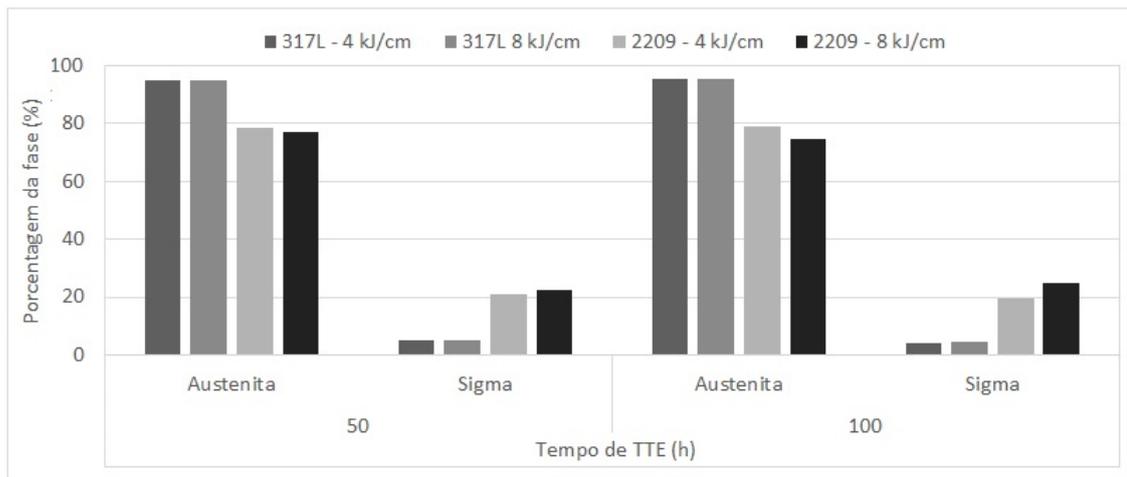


Figura 97: Teor da fase austenita e da fase σ para as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L e AWS ER2209 tratados termicamente por 50 e 100 horas.

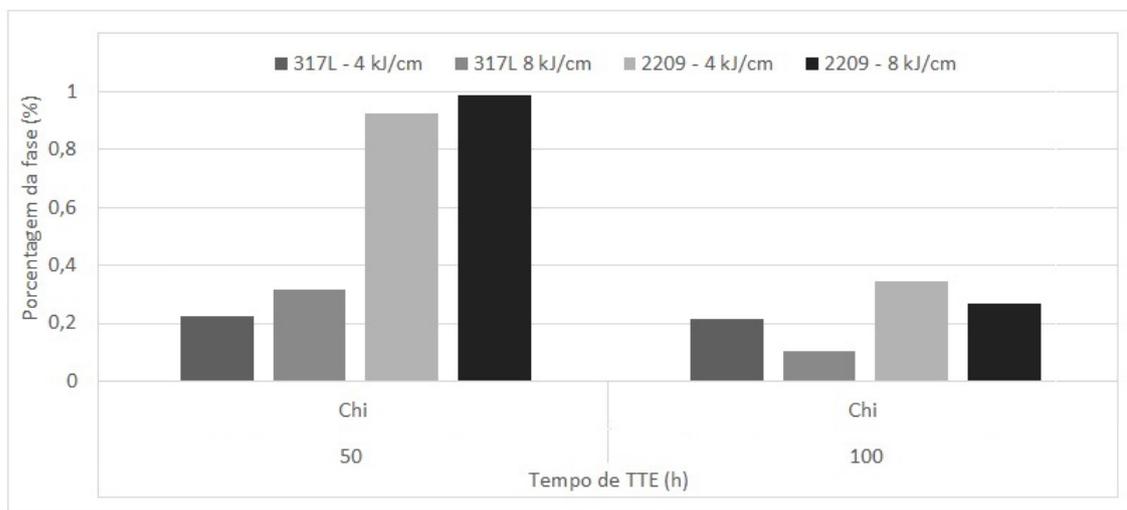


Figura 98: Teor da fase χ para as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L e AWS ER2209 tratados termicamente por 50 e 100 horas.

Dessa forma, sabendo que o eletrodo AWS ER2209 apresentava antes do TTE uma quantidade consideravelmente superior de ferrita, é de se esperar que a quantidade de fase σ neste material seja superior.

Na Figura 98 pode-se observar que o eletrodo AWS ER2209 apresentou maior quantidade de fase χ em todas as condições de TTE. Nota-se também que com 50 horas de TTE houve a precipitação da fase χ em seu estado mais efetivo chegando a quase 1% no caso do eletrodo AWS ER2209. No entanto, com 100 horas é possível perceber que ocorreu possivelmente uma dissolução desta fase, fazendo com que sua concentração atingisse um valor bem próximo de zero (0,104%), como é o caso da junta soldada com o AWS ER317L usando 8 kJ/cm de energia.

10.2 Propriedades Mecânicas

Na Figura 99 é apresentado uma comparação sobre o comportamento do Limite de Escoamento das juntas soldadas em função do metal de adição, do aporte térmico e do tempo de TTE.

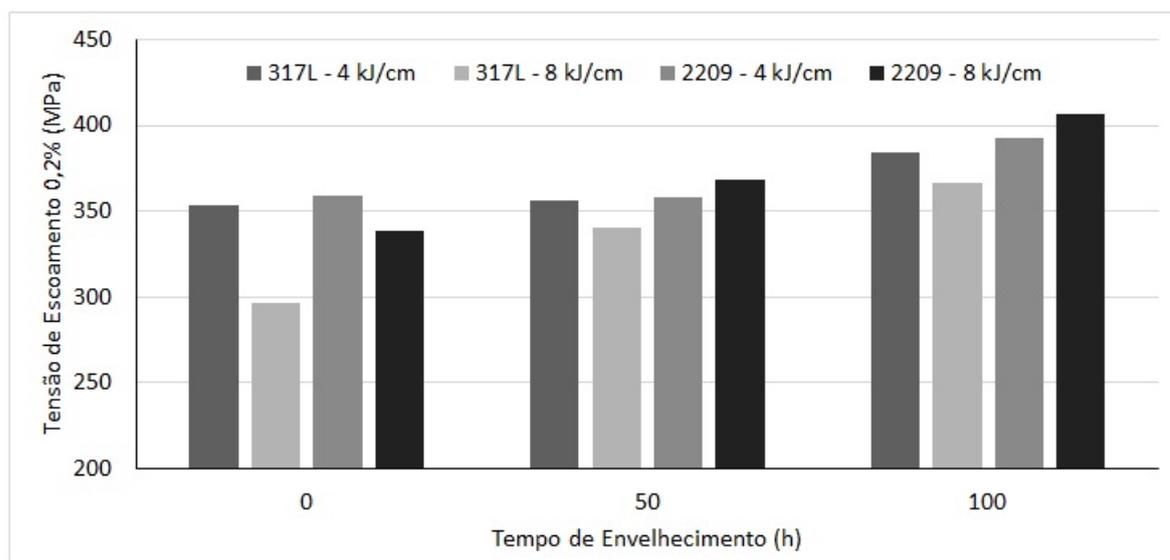


Figura 99: Comparação das médias da Tensão de escoamento para todas as condições de soldagem e de TTE.

Observa-se que para todas condições de soldagem e de TTE, as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 apresentaram maiores tensões de escoamento em relação as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L.

Como foi constatado nas microestruturas apresentadas no Capítulo 7, as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 apresentaram microestruturas bem mais complexas e com uma quantidade de contornos de grão superior quando comparada com o eletrodo AWS ER317L.

Os contornos de grão constituem uma região de maior resistência mecânica, pelo fato de consistir em espaços de embaralhamento dos átomos provenientes dos reticulados adjacentes ao contorno; assim, os contornos de grão são uma espécie de barreira para continuação da deformação mecânica. Do mesmo modo, o tamanho do grão atua no sentido de que à medida que diminui o tamanho do grão, eleva-se a resistência à deformação mecânica (CALLISTER, 2012; CHIAVERINI, 1986).

Na Figura 100 mostra uma comparação do limite de resistência à tração das juntas soldadas em função do metal de adição, do aporte térmico e do tempo de TTE.

Nota-se que praticamente em todas as condições de TTE as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 se mostrou mais resistente à tração.

O maior valor de Limite de Resistência a Tração (LRT) para as juntas soldadas

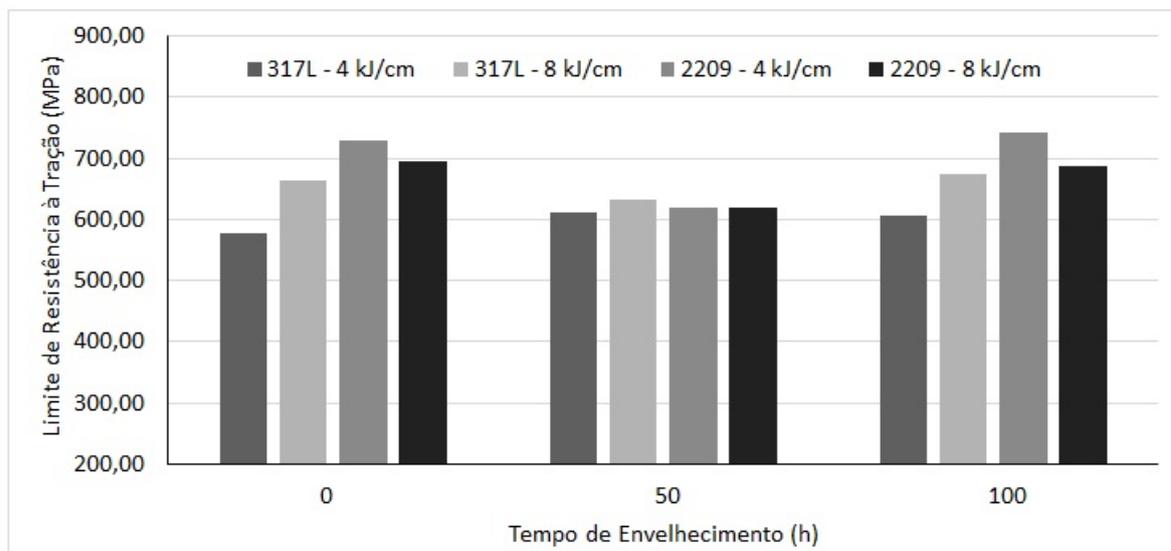


Figura 100: Comparação das médias do limite de resistência a tração para todas as condições de soldagem e de TTE.

com o eletrodo AWS ER317L foi usando energia de 8 kJ/cm com 100 horas de TTE, na qual constatou-se um valor de 674,5 MPa. Na junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 obteve-se um valor máximo do LRT de 743,0 MPa no caso dos corpos de prova soldados com energia de 4 kJ/cm e tratados termicamente por 100 horas.

A Figura 101 mostra uma comparação do alongamento apresentado nos testes de tração em função do metal de adição, do aporte térmico e do tempo de TTE.

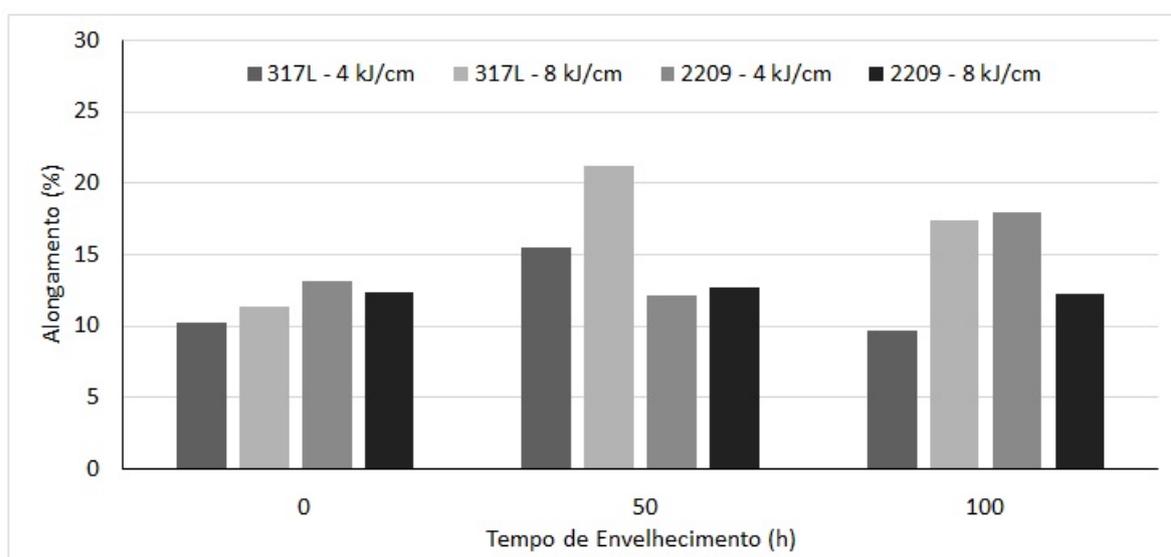


Figura 101: Comparação do alongamento para todas as condições de soldagem e de TTE.

Exceto para as amostras tratadas termicamente por 50 horas, onde observou-se relativamente uma excessiva quantidade de fase χ no metal de solda AWS ER2209 (Figura 98), em todas as outras condições de tratamento térmico de envelhecimento as juntas

soldadas com o eletrodo AWS ER2209 mostrou-se mais dúctil e tenaz.

Os rompimentos dos corpos de prova, para ambas as juntas soldadas, ocorreram na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA), o que pode ser atribuído à degradação das propriedades químicas, mecânicas e microestruturais geradas pelo processo de soldagem (SEDRIKS, 1996).

Através das análises realizadas pode-se concluir que para as juntas soldadas com o metal de adição AWS ER317L, a tensão de escoamento e o LRT se mostraram predominantemente inferiores em relação às juntas soldadas com o metal de adição AWS ER2209, o que comprova uma maior resistência mecânica e maior ductilidade das juntas soldadas com o metal de adição AWS ER2209.

Isto pode ser justificados com base em três pontos fundamentais: a microestrutura das juntas soldadas com eletrodo AWS ER2209 apresentou-se mais complexa e com maior concentração de ferrita do que a junta soldada com o eletrodo AWS ER317L; a austenita é inicialmente dúctil mas possui um alto potencial de encruamento; a morfologia da ferrita no AWS ER317L é bem orientada e pode ser decisiva para a propagação de trincas.

A Figura 102 mostra uma comparação da microdureza média apresentada em função do metal de adição, do aporte térmico e do tempo de TTE.

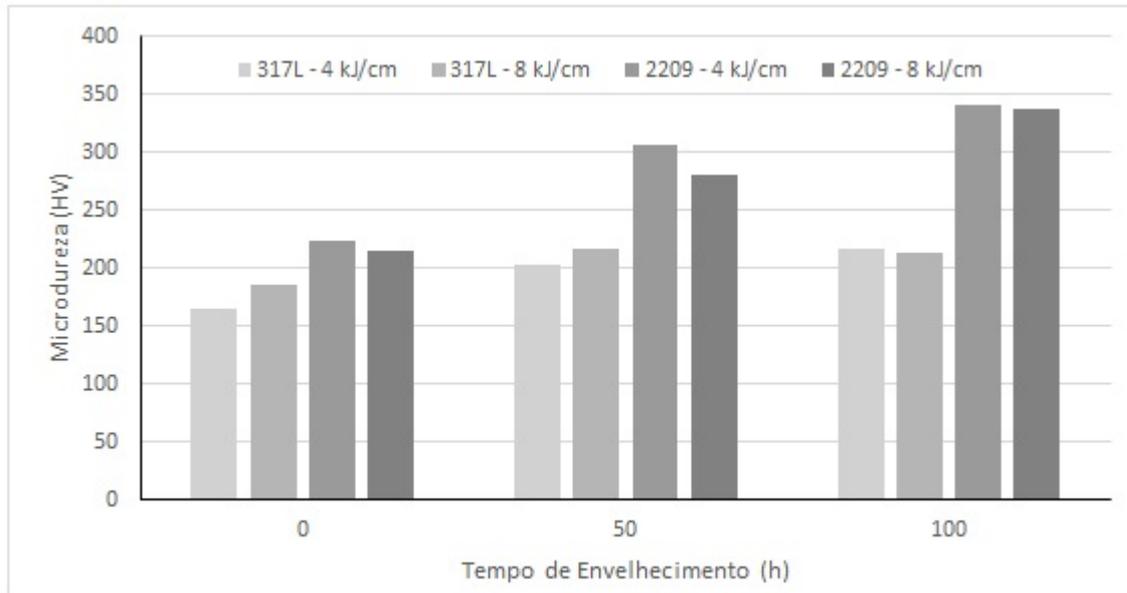


Figura 102: Comparação da microdureza na zona fundida para todas as condições de soldagem e de TTE.

Notoriamente, para todas as condições de soldagem os valores de microdureza mais elevados foram encontrados na ZF. Clara e Ferreira (2007) descreve que esta região é diferenciada por apresentar temperaturas de pico superiores à temperatura de fusão do metal de base, e que o metal depositado se resfria a partir do estado líquido, passando muito rapidamente pelas faixas de transformação.

Os testes mostraram também que as juntas soldadas com o metal de adição AWS ER317L apresentaram valores de microdureza consideravelmente menores na ZF em relação às juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209. Nos corpos de prova soldados com o eletrodo AWS ER2209 usando energia de 4 kJ/cm e tratados termicamente por 100 horas foram observados os maiores valores de dureza (em torno de 341,2 HV₁) possivelmente por apresentar maiores frações de ferrita nessa região.

Como já foi mencionado (NUNES, 2009; A. et al., 1997; MOURA et al., 2007), a quantidade de ferrita eleva o perfil microdureza para diferenças significativas na relação austenita/ferrita, sabendo que a ferrita apresenta uma microestrutura mais dura e a austenita mais macia e dúctil.

Nas juntas soldadas com o metal de adição AWS ER317L os maiores valores de dureza encontrados nas ZFs foram de 216,3 HV₁ para o aporte térmico de 4 kJ/cm e 100 horas de TEE.

A partir destes dados observa-se que de maneira geral, utilizando o metal de adição AWS ER2209, gera-se uma ZF mais dura se comparado com esta região da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L. Isso acontece devido, principalmente, a diferença na composição química que pode ser observada na Tabela 9. Nota-se que as composições químicas são parecidas, exceto pelas quantidades de carbono e cromo, onde esses dois componentes têm propriedades que aumentam a dureza do aço inoxidável além de serem promotores da fases ferrítica.

Na composição química do metal de adição AWS ER2209 tem-se 23,0% em peso de Cr e 0,3% em peso de C, enquanto no metal de adição AWS ER317L tem-se 19,0% de Cr e 0,011% de C. Como os dois elementos promovem um efeito endurecedor em aços inoxidáveis, os valores de dureza da ZF da junta soldada com o metal de adição AWS ER2209 apresentaram-se maiores do que os valores de dureza da ZF da junta soldada com o metal de adição AWS ER317L.

Apesar do elevado valor médio de dureza (216,3 HV₁) obtido na ZF da junta soldada com o metal de adição AWS ER317L, este não atingiu a dureza máxima requerida para aços inoxidáveis austeníticos a serem utilizados em equipamentos petrolíferos, no qual segundo a norma NACE MR0175 (CÂNDIDO, 2000; DDODY, 1992) exige uma dureza de até 250 HV₁.

11 Ensaaios de Corrosão Sob Tensão

Os ensaios de corrosão sob tensão foram realizados utilizando-se uma tensão equivalente a 80% da tensão de escoamento do metal base e uma temperatura de 140 °C. O valor do limite de escoamento do aço AISI 317L foi adquirido nos ensaios de tração mecânica e obteve-se um valor médio de 380,4 MPa.

De acordo com [Pinto \(2006\)](#), para carregamentos abaixo de 80% do limite de escoamento, os corpos de prova apresentam um tempo de fratura bastante superior em relação a níveis de carregamento mais altos, função do efeito mais pronunciado da tensão sobre o trincamento por corrosão sob tensão.

O Tempo para a Fratura (TF) foi o parâmetro adotado para avaliar a suscetibilidade ao trincamento por corrosão sob tensão dos corpos de prova.

Inicialmente foram realizados os testes de CST nos CPs sem solda (AISI 317L) para todas as condições de TTE. A Tabela 27 apresenta a média do tempo para fratura (TF) nos ensaios realizados.

Tabela 27: Resultados dos testes de CST para os CPs sem solda compostos do aço inoxidável AISI 317L.

Tempo de TTE (h)	Tempo para Fratura (min)
0	420,8
50	600,4
100	672,1

Nota-se claramente que após o envelhecimento houve um aumento no tempo para à fratura das amostras de AISI 317L sem solda. Com o TTE observou-se que os grãos de Austenita do MB (AISI 317L) apresentaram-se mais refinados e com uma morfologia mais arredondada, o que deve ter relação direta no alívio de tensões residuais (devido ao processo de laminação), na tenacidade e conseqüentemente na resistência ao fenômeno da CST.

É possível perceber também que aumentando o tempo de TTE de 50 para 100 horas ocorre uma diminuição na suscetibilidade à CST do material. Essa diferença no TF pode ser explicada com base na quantificação da fase σ precipitada depois dos TTE.

De acordo com a quantificação apresentada na Tabela 15, a amostra tratada termicamente por 50 horas apresentou 1,5% a mais de fase σ em sua estrutura com relação a amostra tratada termicamente por 100 horas.

Conforme relata [Mariano \(1997\)](#) a fase σ é composta de FeCr, porém o seu apa-

recimento é acelerado pela adição de de altos teores de Cr e Mo nas ligas, aumentando assim a formação desta fase em poucos minutos de exposição. Além disso, a formação desta fase pode ser favorecida pela deformação a frio e como consequencia provoca o aumento da dureza, diminuindo a ductilidade, a tenacidade e a resistência à corrosão levando a fragilização da liga.

A Tabela 28 apresenta os resultados obtidos nos testes de CST realizados nas juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L.

Tabela 28: Resultados dos testes de CST para os CPs soldados com o eletrodo AWS ER317L.

Eletrodo	Tempo de TTE (h)	Aporte Térmico (kJ/cm)	Tempo Médio para Fratura (min)	Região da Fratura
AWS ER317L	0	4	220,1	ZTA/ZF
		8	160,4	ZTA/ZF
	50	4	336,9	ZTA/ZF
		8	226,5	ZTA/ZF
	100	4	680,8	MB
		8	611,5	MB

É possível verificar que nas juntas soldadas sem TTE (0 horas) os rompimentos ocorreram nas regiões da ZTA e da ZF. Além disso, as amostras soldadas com menor energia (4 kJ/cm) apresentaram maior resistência à corrosão sob tensão (220,1 min). Acredita-se que essa diferença no tempo para fratura está diretamente relacionada com o tamanho da ZTA de alta temperatura e com a quantidade de ferrita δ na ZF. Na Secção 7.1.1 foi verificado que usando uma maior energia na soldagem obtem-se uma ZTA de alta temperatura mais extensa além de uma maior quantidade de ferrita δ na ZF. Estes dois fatores certamente influenciaram na suscetibilidade à CST dessas juntas, tendo em vista que também observa-se uma boa correlação com os resultados das análises das propriedades mecânicas que mostraram a condição de maior energia com maior dureza (na ZF), menor limite de escoamento e, conseqüentemente, menor tenacidade e menor resistência à CST.

Nos CPs soldados com 4 kJ/cm e tratados termicamente por 50 horas também romperam-se nas regiões da ZTA/ZF e apresentaram-se mais resistentes à CST. A análise das propriedades mecânicas mostraram menores valores de dureza e maior limite de escoamento para a junta soldada com menor energia. Além disso, na quantificação das fases precipitadas observou-se uma maior presença da fase χ , que por ser uma fase rica em elementos nobre (Mo e Cr) e extremamente dura, contribui para uma redução na tenacidade da junta e conseqüentemente na maior suscetibilidade à CST.

De todas as condições soldadas com o eletrodo AWS ER317L, as amostras tratadas termicamente por 100 horas foram as mais resistentes ao fenômeno da CST. Nessas amostras não ocorreram rompimentos nas regiões da ZTA/ZF de forma que todos os CPs romperam-se no MB.

Portanto, de maneira geral pode-se observar que as amostras com TTE apresentaram claramente uma maior resistência ao fenômeno da CST com relação às amostras sem TTE. Conforme foi verificado nas análises das propriedades mecânicas, ficou notável uma melhoria das mesmas em função do tempo de TTE.

Acredita-se que tanto o aumento na tenacidade das juntas, quanto a maior resistência à CST observada tenham ligação direta com o alívio de tensões residuais pré-existentes no MB (AISI 317L), devido ao processo de laminação e nas regiões da ZTA e ZF, devido ao processo de soldagem.

De acordo com [Fontana e Greene \(1986\)](#), as tensões que contribuem para o fenômeno da CST podem ser de diferentes fontes como: aplicada, residual, térmica, ou de soldagem.

A tensão mínima necessária para provocar uma trinca por corrosão sob tensão é normalmente conhecida como tensão crítica, no qual abaixo dela geralmente a trinca não se propaga. Esta tensão é dependente da temperatura, composição da liga e do meio, podendo variar de 10 a 70% da tensão de escoamento do material conforme os tipos de tensões e parâmetros envolvidos ([REVIE; ULIG, 2008](#)).

Conforme relata [Fontana e Greene \(1986\)](#), com o aumento das tensões, o tempo gasto para que o material sofra uma fratura macroscópica diminui, e que para cada combinação "liga/meio corrosivo" existe uma tensão mínima ou limiar para o surgimento da trinca.

[Cottis \(2000\)](#) ressalta que componentes reais normalmente contêm defeitos e detalhes de projeto, tais como entalhes, mudanças bruscas de seção, soldas, pites de corrosão, etc, o que irá produzir uma concentração de tensões, permitindo assim que a tensão crítica seja excedida localmente, mesmo que a tensão nominal possa estar bem abaixo do limiar. Além disso, as tensões residuais produzidas por soldagem ou alguma deformação frequentemente próximas da tensão de escoamento.

Nesse sentido, com o tratamento térmico de envelhecimento e o consequente alívio e redução das tensões residuais das amostras pôde-se obter consequentemente uma maior resistência ao fenômeno da corrosão sob tensão conforme apresentado na Figura 103.

A Tabela 29 apresenta os resultados obtidos nos testes de CST realizados nas juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209.

Pode-se verificar que nas juntas soldadas sem TTE (0 horas) os rompimentos ocorreram nas regiões da ZTA e da ZF. Além disso, as amostras soldadas com menor energia (4 kJ/cm) apresentaram maior resistência à corrosão sob tensão (403,5 min). Acredita-se que essa diferença no tempo para fratura está diretamente relacionada com o tamanho da ZTA de alta temperatura das juntas soldadas.

Na Seção 7.1.2 foi verificado que usando uma menor energia na soldagem obtem-se uma ZTA de alta temperatura com uma extensão média de 105,52 μm enquanto que nas

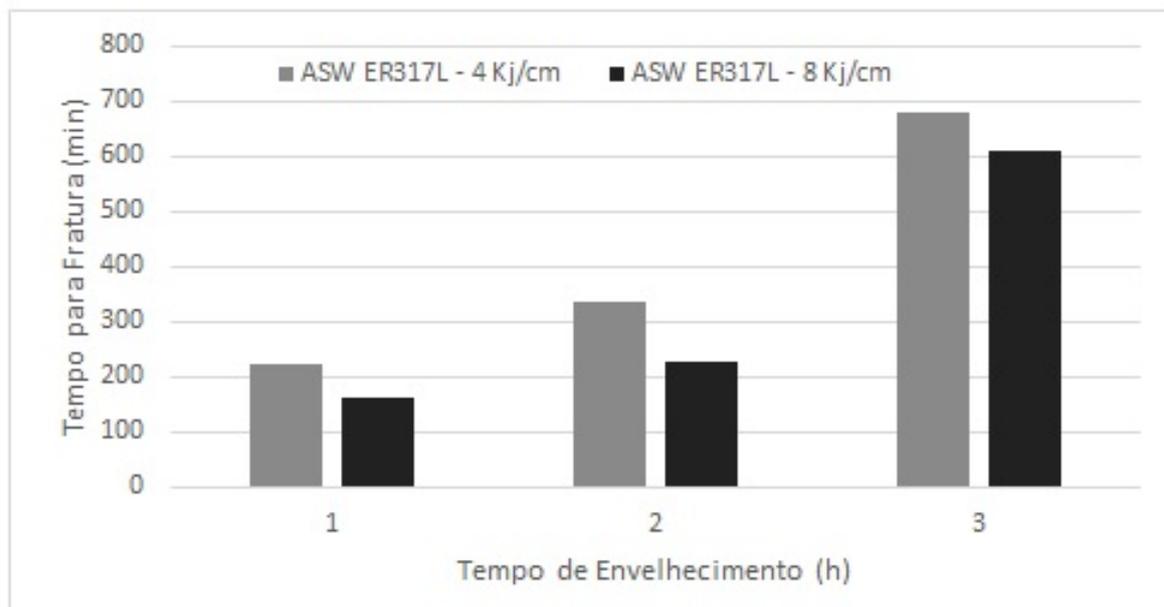


Figura 103: Tempo para fratura das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L nos testes de CST.

Tabela 29: Resultados dos testes de CST para os CPs soldados com o eletrodo AWS ER2209.

Eletrodo	Tempo de TTE (h)	Aporte Térmico (kJ/cm)	Tempo Médio para Fratura (min)	Região da Fratura
AWS ER2209	0	4	403,5	ZTA/ZF
		8	342,9	ZTA/ZF
	50	4	520,4	ZTA/ZF
		8	551,4	ZTA/ZF
	100	4	605,4	MB
		8	685,3	MB

amostras soldadas com maior energia a extensão média foi de 134,30 μm .

De acordo com [Modenesi, Marques e Santos \(2012\)](#), A sensibilidade à problemas de corrosão na ZTA pode ocorrer em aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, onde carbonetos e, eventualmente, nitretos podem precipitar durante o ciclo térmico de soldagem.

Na sensitização dos aços inoxidáveis, os carbonetos ricos em cromo, precipitam principalmente ao longo dos contornos de grão, causando um empobrecimento desse elemento nestas regiões e uma redução da resistência à corrosão. A precipitação de carbonetos ou de compostos intermetálicos, tanto inter como intragranularmente, pode também gerar problemas de fragilização na ZTA de aços inoxidáveis ([MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012](#)).

Este fator certamente influenciou na suscetibilidade à CST dessas juntas, tendo em vista que também observa-se uma boa correlação com os resultados das análises das propriedades mecânicas que mostraram a condição de maior energia com maior dureza (na

ZF), menor limite de escoamento, menor resistência à tração e conseqüentemente menor tenacidade e maior suscetibilidade à CST.

A Figura 104 mostra os resultados dos testes de CST nas juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 em função do tempo de TTE.

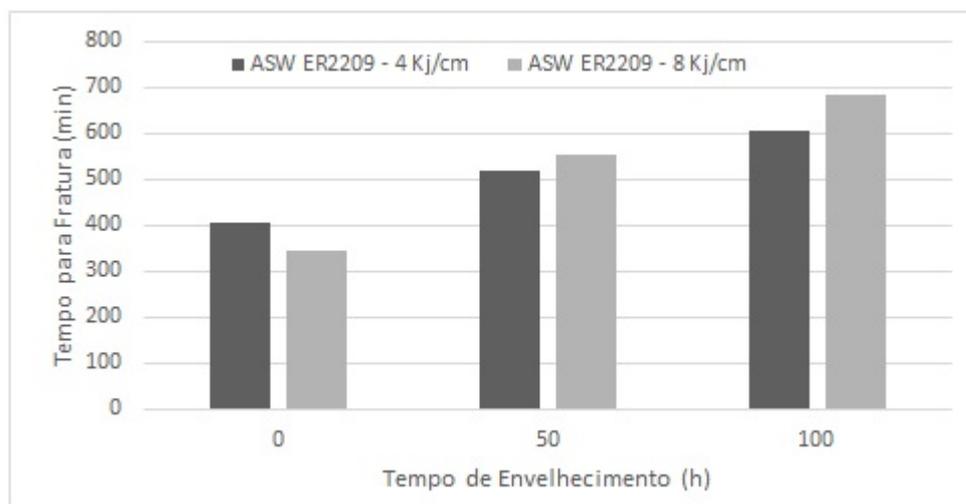


Figura 104: Tempo para fratura das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 nos testes de CST.

Nos CPs tratados termicamente por 50 horas não houve diferença significativa no tempo para fratura onde observou-se que para as duas energias usadas na soldagem o rompimento dos CPs se deu nas regiões da ZTA e ZF.

De todas as condições soldadas com o eletrodo AWS ER2209, as amostras tratadas termicamente por 100 horas foram as mais resistentes ao fenômeno da CST. Nessas amostras não ocorreram rompimentos nas regiões da ZTA/ZF de forma que todos os CPs romperam-se no MB.

Este resultado mostra que com o tratamento térmico de envelhecimento por 100 horas foi possível observar uma maior resistência à CST das regiões da ZTA e ZF sendo a região do MB mais suscetível ao trincamento por CST desta condição.

Portanto, como observado nas juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L, as juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 e tratadas termicamente apresentaram claramente uma maior resistência ao fenômeno da CST do que as amostras sem TTE.

Tanto o aumento na tenacidade das juntas, quanto a maior resistência à CST observada tem ligação direta com o alívio de tensões residuais pré-existentes no MB (AISI 317L), devido ao processo de laminação e nas regiões da ZTA e ZF, devido ao processo de soldagem.

De acordo com Cramer e Covino (2003), a redução/eliminação das tensões residuais de tração advindas de processo de fabricação assume importância fundamental no sentido de se evitar a ocorrência da corrosão sob tensão, já que muitas vezes as tensões de tração de

projeto são baixas em relação às causadas pelos processos de deformação impostos durante a fabricação de componentes e podem estar próximas do limite de escoamento, como ocorre em soldagens.

Portanto, com o tratamento térmico de envelhecimento e o consequente alívio e redução das tensões residuais das amostras pôde-se obter consequentemente uma maior resistência ao fenômeno da corrosão sob tensão dos materiais testados.

Finalmente com a conclusão dos testes foi possível realizar uma comparação quanto a suscetibilidade à CST entre a soldagem similar e a soldagem dissimilar.

A Figura 105 apresenta os resultados dos testes de CST para todos os corpos de prova soldados em função do tempo de TTE.

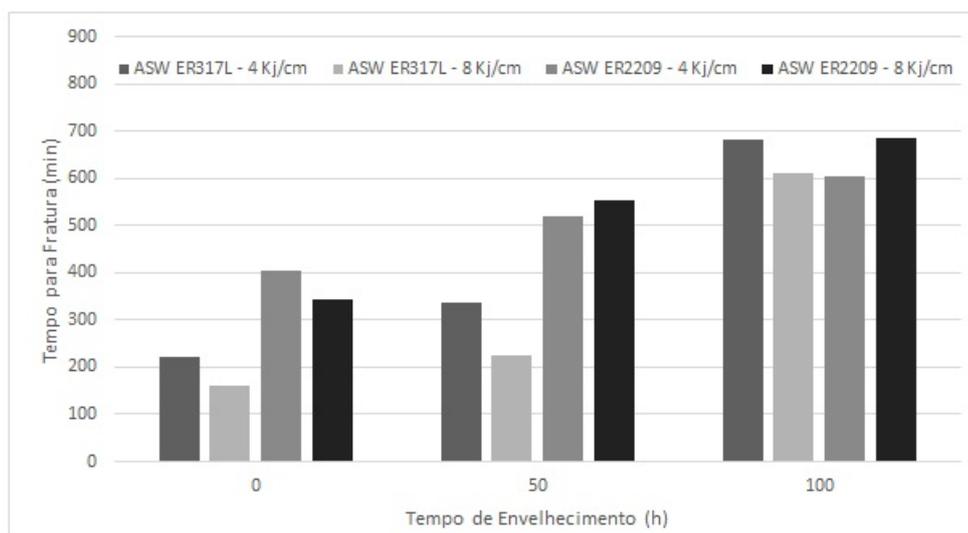


Figura 105: Tempo para fratura das juntas soldadas com os eletrodos AWS ER317L e AWS ER2209 nos testes de CST.

Observa-se que nos CPs sem TTE e tratados termicamente por 50 horas, as juntas soldadas com o eletrodo AISI ER2209 apresentaram claramente uma maior resistência à CST.

É conhecido que os aços inoxidáveis austeníticos possuem como características a alta ductilidade e tenacidade, boa soldabilidade, um custo elevado e uma baixa resistência à corrosão sob tensão (MAGNABOSCO, 2001).

Já os aços inoxidáveis duplex, apesar de apresentarem resistência à CST superior aos aços austeníticos, também podem ser suscetíveis à corrosão sob tensão, principalmente quando exposto a ambientes que contenham íons de cloro e também a elevadas temperaturas (ZEMPULSKI, 2011).

A Figura 106 apresenta uma comparação da resistência à corrosão sob tensão, entre os aços inoxidáveis duplex e os aços inoxidáveis austeníticos.

Composição	42% MgCl ₂ em ebulição à 154°C (Cano curvado com perfil em "U")	35% MgCl ₂ em ebulição à 125°C (Cano curvado com perfil em "U")	Ensaio de Evaporação de Gotas de 0,1 M NaCl à 120°C 0,9xY.S.	Teste Wick 1500 ppm Cl com NaCl à 100°C	35% LiCl ₂ em ebulição à 120°C (Cano curvado com perfil em "U")	40% CaCl ₂ à 100°C 0,9xY.S.	25-28% NaCl em ebulição à 106°C (Cano curvado com perfil em "U")	26% NaCl autoclave à 155°C (Cano curvado com perfil em "U")	26% NaCl autoclave à 200°C (Cano curvado com perfil em "U")	600 ppm Cl (NaCl) autoclave à 300°C (Cano curvado com perfil em "U")	100 ppm Cl (água do mar + O ₂) auto-clave à 230°C (Cano curvado com perfil em "U")
Tipo 304L	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível
Tipo 316L	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível
3RE60	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível
S32101	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível
S32202	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível
2205	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível
25 Cr Duplex	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível
Super Duplex	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão antecipada	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível	Corrosão sob tensão possível

Figura 106: Comparação da resistência à corrosão sob tensão entre aços duplex não soldados e aços inoxidáveis austeníticos em testes laboratoriais acelerados (IMOA, 2009).

Observa-se no trabalho apresentado por IMOA (2009) que os aços do tipo 316L e 2205 (que apresentam composições químicas semelhantes aos aços aqui estudados) apresentam comportamento diferente quanto a suscetibilidade à CST. Na Figura 106 é possível perceber que o aço inoxidável duplex apresentou maior resistência à CST em 4 dos diferentes testes realizados.

Apesar de também ser suscetível à corrosão sob tensão em ambientes que contenham cloro (CSCC – chloride stress corrosion cracking), os aços inoxidáveis duplex tem apresentado excelentes resultados nessas condições de trabalho.

A Figura 107 apresenta um gráfico de comparação de resultados obtidos, entre aços inoxidáveis austeníticos recozidos (amarelo) e aços inoxidáveis Duplex (azul), ao serem submetidos a um ensaio de evaporação de gotas em solução de Cloreto de Sódio à 120 °C. Novamente observa-se que o aço duplex 2205 apresentou maior resistência à CST sendo necessária um maior percentual da tensão de escoamento para se dar início ao trincamento.

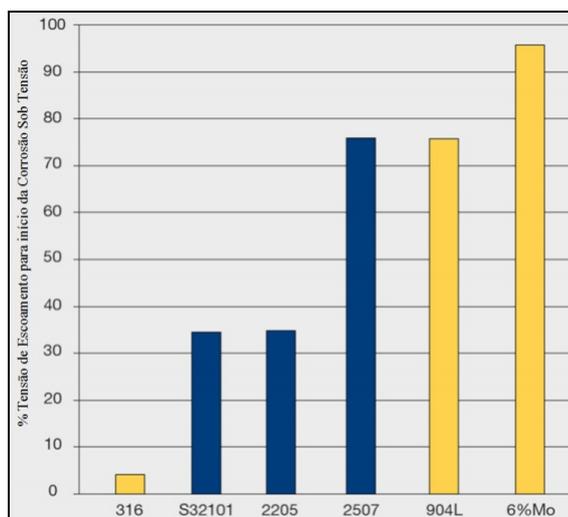


Figura 107: Resistência à corrosão sob tensão de aços inoxidáveis austeníticos (recozidos) e Duplex em ensaio de evaporação de gotas para soluções de NaCl à 120 °C. A tensão que causou a trinca é mostrada como porcentagem da tensão de escoamento (IMOA, 2009).

Estes resultados estão de acordo com o comportamento observado nos CPs sem TTE e tratados termicamente por 50 horas, onde as juntas soldadas com o eletrodo em aço inoxidável duplex (AWS ER2209) apresentaram maior tempo para fratura que as juntas soldadas com o eletrodo em aço inoxidável austenítico (AWS ER317L).

Outro fator que pode ter contribuído para maior resistência à CST das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 é a maior quantidade de Si, que segundo Oliveira (2010), este elemento possui o poder de aumentar potencial de pites e a resistência a corrosão sob tensão, além de conferir uma boa resistência a oxidação em altas temperaturas.

Como todas as amostras submetidas a 100 horas de TTE romperam-se no MB, pode-se concluir que não houve influência dos metais de adição no rompimento dessas

amostras por CST. Além disso, o tempo para a fratura de todas as condições tratadas termicamente por 100 horas não sofreu variações significativas.

A análise macroscópica das regiões fraturadas mostrou a presença de duas regiões distintas: uma proveniente do processo corrosivo e outra oriunda da fratura mecânica, consequência do aumento da tensão em função da redução de área dos corpos de prova. A fratura frágil caracterizou a maioria das amostras, sendo que algumas apresentam uma transição entre dúctil/frágil.

Vieira et al. (2005) estudaram o comportamento em CST com a técnica de carga constante em CPs do tipo tração compacto em juntas soldadas de aços inoxidáveis ferríticos (AISI 409 e AISI 439) soldados com aços inoxidáveis austeníticos (AISI 308LSi e AISI 309LSi) em soluções aquosas contendo $MgCl_2$. Neste estudo, os CPs foram pré-trincados por fadiga na ZF e verificou-se que as combinações dos aços inoxidáveis ferríticos soldados com aços inoxidáveis austeníticos estudadas foram suscetíveis a CST na temperatura de ebulição. Seus resultados mostraram aspecto de fratura frágil nas regiões de CST e na região de ruptura mecânica final por tração, fato este que vem reforçar os resultados encontrados no presente trabalho para estas condições aplicadas.

11.1 Caracterização Microestrutural dos Testes de CST

A avaliação microestrutural juntamente com os resultados dos ensaios CST indicaram que a zona de ligação (interface entre o metal de solda e a ZTA) é a região mais suscetível ao trincamento por CST. De maneira geral, todas as amostras apresentaram trincas nesta região, sendo que, na sua maioria, este trincamento levou à ruptura dos corpos de prova. Conforme apresentado nas seguintes Seções, pode-se observar que todos os CPs trincaram por CST, nos quais as trincas apresentaram morfologias intergranular e transgranular, desenvolvendo-se nas três regiões estudadas: MB, ZTA e ZF.

11.1.1 Soldagem Similar - AWS ER317L

A Figura 108 mostra uma trinca transgranular que se propagou na região da ZTA da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando 4 kJ/cm sem TTE.

Nota-se claramente que ao se propagar, a trinca atravessa os grãos austeníticos corroborando para o fato de que a morfologia predominante das trincas no MB e na ZTA é transgranular.

A Figura 109 mostra uma trinca que se propagou na região da ZF da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando 8 kJ/cm sem TTE. Pode-se observar que neste caso no aço inoxidável austenítico AISI 317L (como metal de solda), a trinca se propaga preferencialmente sobre a ferrita δ precipitada nos contornos de grão da austenita, caracterizando

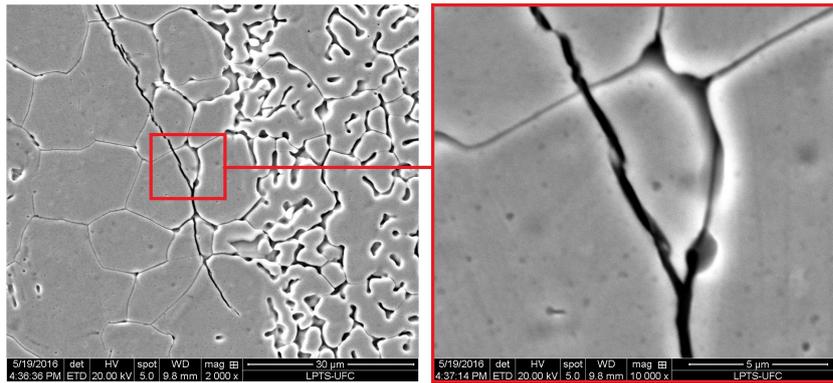


Figura 108: Trincas de CST na região da ZTA da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando 4 kJ/cm sem TTE. MEV. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO_3 .

assim como uma trinca intergranular.

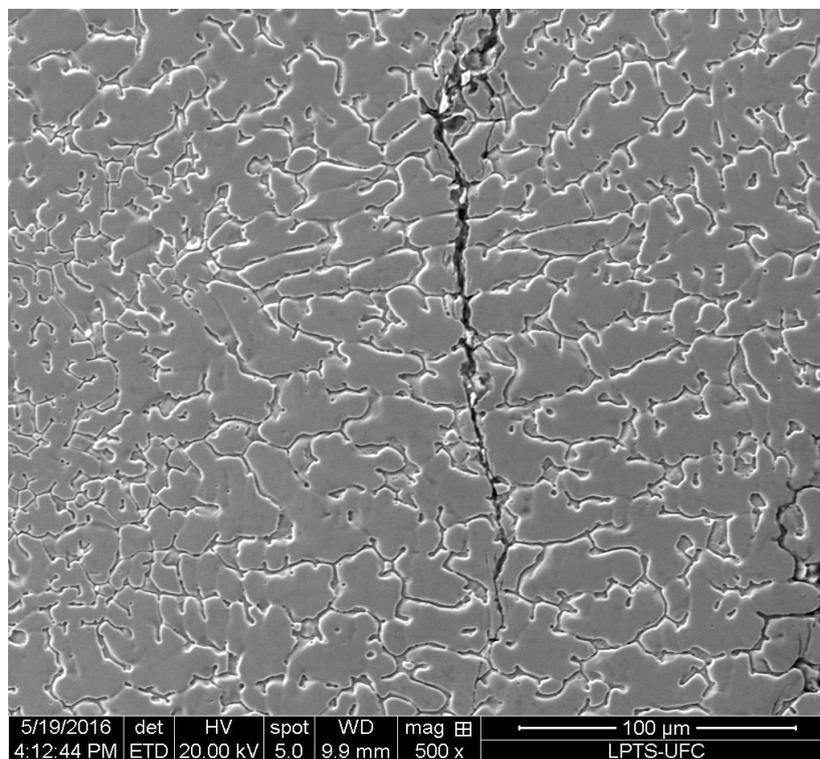


Figura 109: Trincas de CST na região da ZF da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando 8 kJ/cm sem TTE. MEV. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO_3 .

Observa-se que existe uma tendência da trinca em destacar os grãos austenítico conforme ela se propaga.

Segundo [Fontana \(1987\)](#), as trincas apresentam, de uma maneira geral, caráter macroscópico frágil e podem ser do tipo intergranular, transgranular, misto ou iniciar com um tipo e propagar com outro.

A direção preferencial de propagação da trinca é perpendicular à direção das tensões. A corrosão sob tensão dos aços inoxidáveis austeníticos pode ser fortemente acelerada

quando ocorre a precipitação de carbonetos ricos em cromo nos contornos de grão (sensibilização), ocorrendo uma mudança de trajetória da trinca de transgranular para intergranular. A trajetória da trinca e sua mudança é também função da estrutura do metal e do ambiente no qual ocorre a corrosão sob tensão.

Nos aços inoxidáveis austeníticos não-sensibilizados, a fratura é habitualmente de caráter transgranular, podendo ser de forma intergranular em aços sensibilizados e nas ligas austeníticas em meios contendo hidróxido de sódio, mesmo quando não sensibilizados (VATAVUK; SONIA; FALDINI, 2014).

Na Figura 110 pode-se observar a propagação de trincas de CST nas amostras soldadas com o eletrodo AWS ER317L usando 8 kJ/cm.

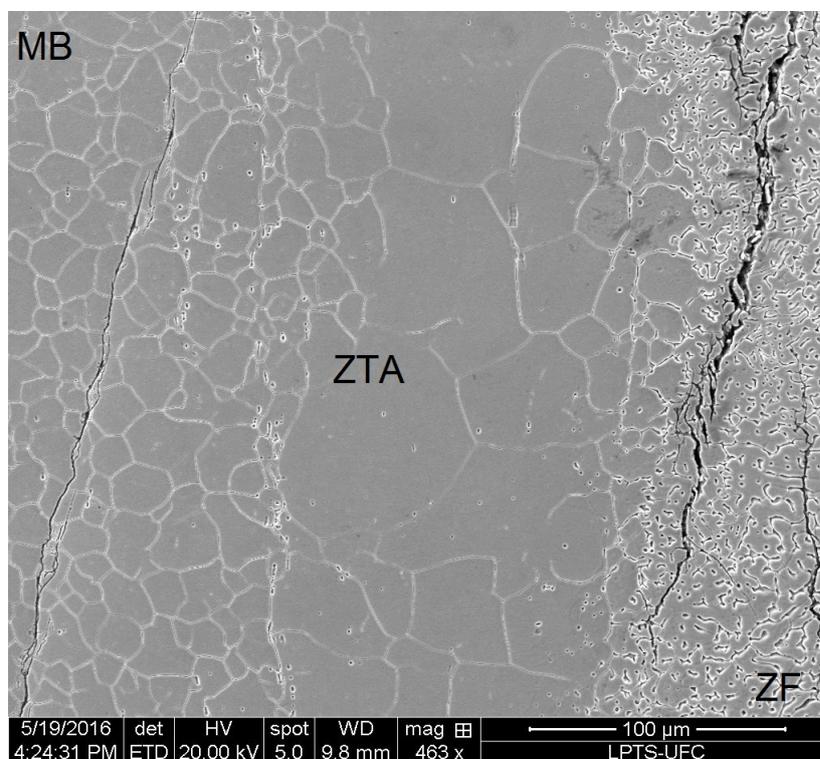


Figura 110: Trincas de CST na região do MB e da ZF da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando 8 kJ/cm sem TTE. MEV. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO_3 .

As microestruturas sugerem que as trincas iniciaram-se tanto no metal de solda (ZF) quanto no metal de base (MB e ZTA) propagando-se de forma transgranular nas regiões do MB e ZTA; e de forma transgranular e intergranular na ZF do eletrodo AWS ER317L.

Segundo Alyousif e Nishimura (2006) as predominâncias de trincas transgranulares indicam que o mecanismo predominante de fratura foi de trincamento por CST, com pequena presença do mecanismo de fragilização por hidrogênio.

Contudo, não foi possível identificar precisamente a região no qual a trinca nucleou primeiro, considerando que a maior resistência à CST da junta soldada com menor energia

(4 kJ/cm) pode ser atribuída à ausência de uma rede contínua de ferrita δ no contorno de grão da austenita; que dificultou a propagação da trinca nucleada no metal de adição.

11.1.2 Soldagem Dissimilar - AWS ER2209

A Figura 111 mostra uma trinca transgranular que se propagou na região da ZTA da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 usando 4 kJ/cm sem TTE.

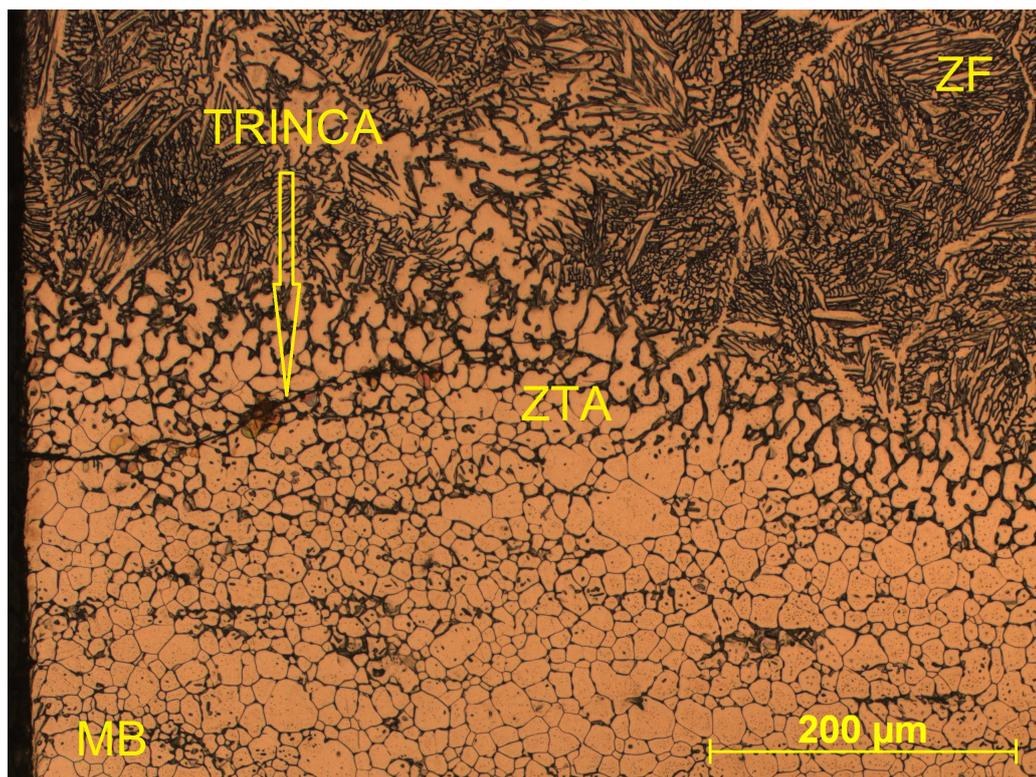


Figura 111: Trinca de CST na região da ZTA da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 usando 4 kJ/cm sem TTE. Microscopia ótica. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO_3 .

Novamente nota-se claramente que ao se propagar, a trinca atravessa os grãos austeníticos corroborando para o fato de que a morfologia predominante das trincas no MB e na ZTA é transgranular.

As análises metalográficas mostraram também que as trincas ocorreram sempre na direção perpendicular à tensão aplicada, o que também as caracteriza como trincas de corrosão sob tensão.

De acordo com [Barbosa, Buaschinelli e Correa \(2008\)](#), os ciclos térmicos produzidos durante a soldagem produzem modificações metalúrgicas em sua estrutura, tais como, precipitação de partículas de segunda fase que constituem pontos preferenciais de ataque, além do crescimento de grão.

[Labanowski \(2007\)](#) em seus estudos sobre CST de juntas soldadas dissimilares de aços inoxidáveis duplex observou também que a maioria das trincas surgiam na ZTA e

na zona de ligação e se propagavam na direção do metal de adição, reforçando a idéia de que a região da ZTA/ZF (zona de Ligação) é a região mais suscetível ao trincamento por corrosão sob tensão.

A Figura 112 mostra uma trinca intergranular que ocorreu na zona fundida da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 usando 8 kJ/cm e sem TTE.

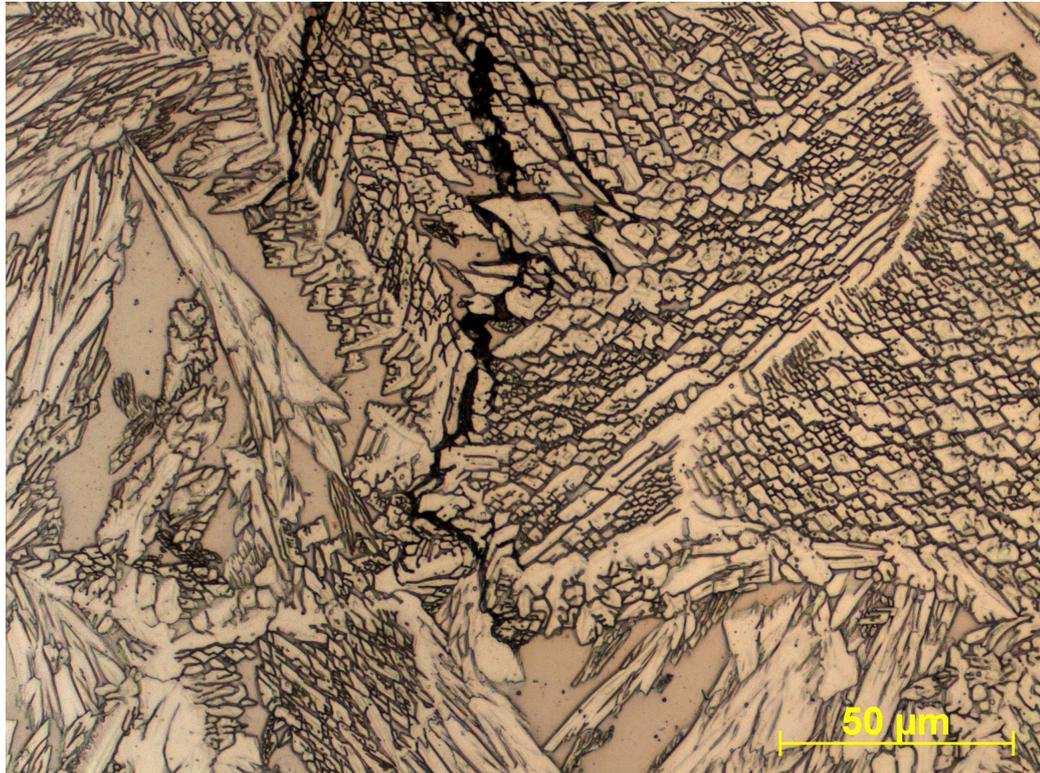


Figura 112: Trinca de CST na região da ZF da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 usando 8 kJ/cm sem TTE. Microscopia Ótica. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO_3 .

É possível observar claramente que a trinca se propaga pela matriz ferrítica de forma a destacar os grãos austeníticos. Portanto, pode-se considerar que as trincas são intergranulares e se propagam preferencialmente pelos contornos de grãos austeníticos.

[Antunes et al. \(2013\)](#) mostrou que a fase ferrítica é mais ativa eletroquimicamente do que a fase austenítica, resultando na corrosão preferencial da ferrita em exposição a ambientes agressivos.

A Figura 113 mostra uma trinca intergranular que ocorreu exatamente na zona de ligação (ZTA/ZF) da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 soldada com 8 kJ/cm e sem TTE.

Nesta situação, é possível perceber que a trinca se propagou na zona de ligação (ZTA/ZF), mas o corpo de prova se rompeu no metal de solda.

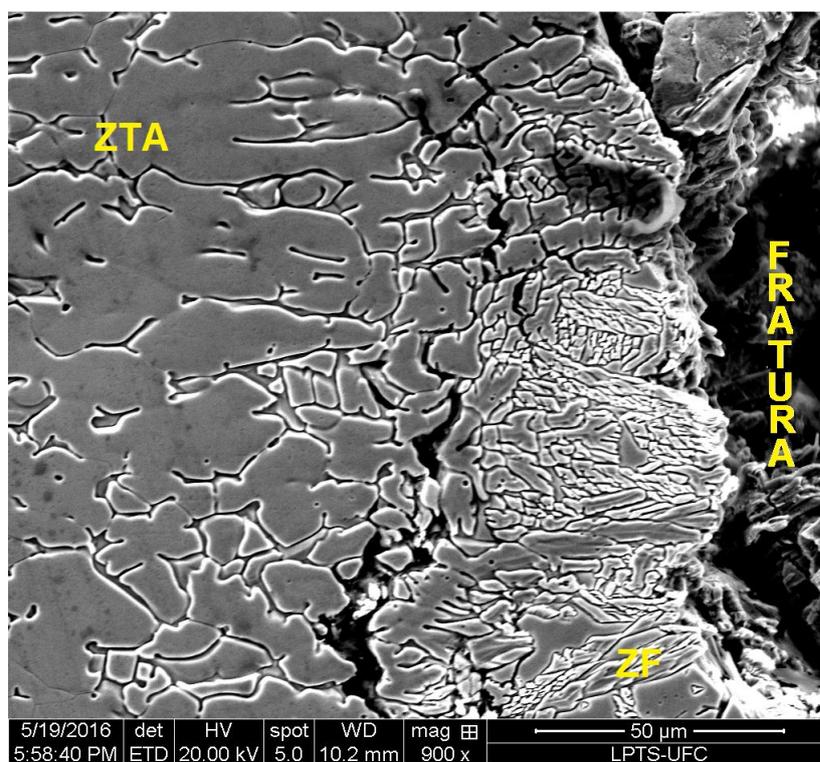


Figura 113: Trinca de CST na região da ZF da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 usando 8 kJ/cm sem TTE. MEV. Ataque: Eletrolítico, solução aquosa com 20% de HNO_3 .

12 Conclusão

A partir das análises e observações da influência dos parâmetros de soldagem e do tratamento térmico de envelhecimento sobre a suscetibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas do aço inoxidável austenítico AISI 317L, pode-se concluir que:

1. A microestrutura do MB do aço AISI 317L apresentou uma matriz austenítica com grãos equiaxiais e a existência de ilhas alongadas de ferrita δ dispostas paralelamente à direção da laminação;
2. A microestrutura da ZF da junta soldada com o eletrodo AWS ER317L usando aporte térmico de 8 kJ/cm (sem TTE), apresentou maior quantidade de ferrita δ em relação à junta soldada com o mesmo eletrodo usando energia de 4 kJ/cm (sem TTE). Além disso, foi identificada uma morfologia diferenciada nesta condição, de modo que a ferrita δ se precipitou como uma rede quase contínua em toda região da ZF;
3. O aporte térmico não influenciou na quantidade de ferrita precipitada na ZF das juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209;
4. A microestrutura da ZF da junta soldada com o eletrodo AWS ER2209 (sem TTE) apresentou grande quantidade de austenita que se precipitou em três diferentes morfologias básicas: alotriomórfica de contorno de grão, Widmanstätten e intragranular;
5. Todas as juntas soldadas com maior energia (8 kJ/cm) apresentaram maior extensão da ZTA de alta temperatura;
6. Para todas as amostras tratadas termicamente foi possível identificar a presença das fases σ e χ , de forma que a maior concentração da fase χ foi indentificada nas amostras soldadas com o eletrodo AWS ER2209 submetidas a 50 horas de TTE;
7. Nos ensaios de tração, todas as juntas soldadas apresentaram aumento na resistência à tração e no limite de escoamento depois do tratamento térmico de envelhecimento;
8. As juntas soldadas com o metal de adição AWS ER2209 apresentaram limites de escoamento e de resistência à tração consideravelmente superiores em relação às juntas soldadas com o metal de adição AWS ER317L.
9. A condição de soldagem e tratamento térmico de envelhecimento que apresentou juntas com maior resistência mecânica e maior tenacidade foram as amostras soldadas com o eletrodo AWS ER2209 usando energia de 4 kJ/cm e tratadas termicamente por 100 horas;

10. Nos ensaios de microdureza, todas as juntas soldadas apresentaram aumento no perfil de dureza depois do tratamento térmico de envelhecimento;
11. As juntas soldadas com o metal de adição AWS ER2209 apresentaram valores de microdureza consideravelmente superiores nas regiões da ZTA e ZF em relação às juntas soldadas com o metal de adição AWS ER317L;
12. Nas juntas soldadas com eletrodo AWS ER317L, todos os valores de dureza encontrados ficaram abaixo do limite proposto pela NACE (250 HV₁);
13. Os valores de microdureza encontrados nas juntas soldadas apresentaram uma boa correlação com a microestrutura e com os ensaios mecânicos, de forma que os maiores valores de dureza foram observados nas juntas soldadas com o eletrodo AWS ER2209 usando 4 kJ/cm e 100 horas de tratamento térmico de envelhecimento.
14. A partir dos ensaios de corrosão sob tensão em soluções aquosas de cloreto de magnésio ficou evidenciado que todos os corpos de prova trincaram por CST;
15. Nos ensaios realizados nos CPs sem solda (AISI 317L) ficou evidente que após o envelhecimento houve um aumento no tempo para a fratura das amostras. Com o TTE observou-se que os grãos de austenita do MB apresentaram-se mais refinados e com uma morfologia mais arredondada, o que teve relação direta no alívio de tensões residuais (devido ao processo de laminação), na tenacidade e conseqüentemente na resistência ao fenômeno da CST;
16. A zona termicamente afetada (ZTA) e a zona de ligação (ZTA/ZF) apresentaram-se como as regiões mais suscetíveis ao trincamento por corrosão sob tensão em meios contendo cloreto de magnésio. A ocorrência tanto da fase σ quanto da fase χ podem ter acarretado no empobrecimento de cromo e molibdênio da matriz, tornando o material mais suscetível à CST;
17. Nos testes de CST, todas as juntas soldadas e tratadas termicamente por 100 horas romperam na região do MB. A imunidade das regiões da ZTA e ZF nesta condição de TTE tem relação com o alívio de tensões (provenientes da soldagem) e com a maior resistência à CST do eletrodo AWS ER2209;
18. Nas juntas soldadas com o eletrodo AWS ER317L sem TTE, constatou-se que usando uma menor energia (4 kJ/cm) se produz juntas soldadas mais resistentes à CST. A formação da ferrita delta distribuída de forma contínua na zona fundida das juntas soldadas com maior energia contribuíram para a maior suscetibilidade à CST dessas juntas. O efeito maléfico da ferrita relaciona-se muito mais com a sua morfologia e distribuição do que com o seu conteúdo nas soldas austeníticas;

19. Na análise microestrutural das amostras dos testes de CST foram observadas trincas intergranulares e transgranulares. Na região do MB e ZTA as trincas transgranulares foram predominantes. Já na ZF foram observadas trincas intergranulares nos dois metais de adição;
20. O eletrodo AWS ER2209 apresenta-se como o metal de adição mais indicado para uso nas soldas de reparo a serem realizadas em equipamentos compostos de aço inoxidável austenítico AISI 317L sujeitos à CST. O aporte térmico e o tempo de TTE que produziu juntas mais resistentes foi de 8 kJ/cm e 100 horas.

Referências

- A., P. J. et al. Corrosion behavior of 2205 duplex stainless steel. *American Journal of Orthodontics and Dentofacial Orthopedics*, 1997.
- ABDALLA, F. E. S. *Aplicação das Variantes MAG Pulsado e MAG Pulsado Térmico com Arame Maciço em Soldas de Revestimento do Tipo "Lining"*. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, julho 2005.
- ADHE, K. N. et al. Influence of sigma-phase formation on the localized corrosion behavior of a duplex stainless steel. *Journal of materials engineering and performance*, v. 5, n. 4, p. 500–506, 1996.
- AGUILAR, S.; TABARES, R.; SERNA, C. Microstructural transformations of dissimilar austenite-ferrite stainless steels welded joints. *Journal of Materials Physics and Chemistry*, v. 1, n. 4, p. 65–68, 2013.
- AL., B. D. et. Evaluation of localized corrosion in duplex stainless steel aged at 850 °C with critical pitting temperature measurement. *Electrochimica Acta*, v. 54, p. 2790–2794, 2009.
- AL., C. P. et. Study of phase transformation and mechanical properties evolution of duplex stainless steels after long term thermal ageing (>20 years). *Journal of Nuclear Materials*, v. 411, p. 90–96, 2011.
- ALBUQUERQUE, V. H. C. et al. Automatic evaluation of nickel alloy secondary phases from sem images. *Microscopy Research and Technique*, p. 36–46, 2011.
- ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. (Ed.). *Chapter 3: Phase transformation and microstructure*. 2. ed. London: John Wiley & Sons, 2009. 115-139 p.
- ALYOUSIF, O. M.; NISHIMURA, R. The effect of test temperature on scc behavior of austenitic stainless steels in boiling saturated magnesium chloride solution. *Corrosion Science*, p. 4283–4293, 2006.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard practices for detecting susceptibility to intergranular attack in stainless steels. p. 262– 93a, 1993.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM G49-76 Standard Recommended Practice for Preparation and Use of Direct Tension Stress Corrosion Test Specimens*. 9. ed. [S.l.], 2003. v. 13, 1135 p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM G1-72 Standard Recommended Practice for Preparing, Cleaning and Evaluation Corrosion Test Specimens*. [S.l.], 2013.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM G36-73 Standard Recommended Practice for Performing Stress Corrosion Cracking Tests in a Boiling Magnesium Chloride Solution*. [S.l.], 2013.

- AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. *Properties and Selection: Irons, steels, and high performance alloys*. [S.l.], 2002.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. *Metals and Their Weldability*. 7. ed. Miami, Fl, USA, 1982.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. *Welding Science and Technology*. 9. ed. [S.l.], 2004. 373 p.
- AMIN, M. Pulse current parameters for arc stability and controlled metal transfer in arc welding. *Metal Construction*, v. 15, n. 5, p. 272–278, maio 1983.
- ANTUNES, P. D. et al. Influência do metal de adição na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas do aço inoxidável ferrítico aisi 444. *VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica*, Campina Grande – PB, 2010.
- ANTUNES, P. D. et al. Effect of weld metal chemistry on stress corrosion cracking behavior of aisi 444 ferritic stainless steel weldments in boiling chloride solution. *Materials and Corrosion*, v. 64, p. 415–421, 2013.
- ARCELOR MITTAL INOX BRASIL. Apostila. *Características básicas e Cuidados dos Aços Inoxidáveis*. Timóteo, MG, 2001. 9 p.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE SOLDAGEM. Processo eletrodo tubular. v. 45, p. 1–13, 1986.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO AÇO INOXIDÁVEL. *Coletânea de Informações Técnicas sobre o Aço Inoxidável*. [S.l.], 2014.
- ATAMERT, S.; KING, J. E. Intragranular nucleation of austenite. *Z. Metallkde*, v. 82, n. 3, p. 230–239, 1991.
- ATAMERT, S.; KING, J. E. Sigma phase formation and its prevention in duplex stainless steels. *Journal of Materials Science Letters*, p. 1144–1147, 1993.
- AUGER, P. et al. Atom probe and transmission electron microscopy study of aging of cast duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*, v. 67, p. 301–313, 1990.
- AVELINO, A. F. J. *Análise da Susceptibilidade à Corrosão Intergranular dos Aços: AISI 317 e AISI 317L*. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2011.
- BAJGUIRANI, H. The effect of ageing upon the microstructure and mechanical properties of type 15-5 ph stainless steel. *Materials Science & Engineering*, p. 142–159, 2002.
- BARBOSA, C. A. et al. Formação de fase sigma em aço inoxidável austenítico-ferrítico. *Metallurgia ABM*, v. 32, n. 227, p. 669–73, outubro 1977.
- BARBOSA, R. P. *Efeito do Tipo de Metal de Adição e do aporte Térmico na Corrosão Sob Tensão de Juntas Soldadas de Aço Inoxidável Austenítico AISI 304*. Dissertação (Dissertação de trado) — Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1995.
- BARBOSA, R. P. Apostila. *Tecnologia Mecânica – Metalurgia da soldagem, soldabilidade dos materiais*. Coronel Fabriciano, MG, 2007.

- BARBOSA, R. P.; BUASCHINELLI, A. J. A.; CORREA, E. O. Influência do aporte térmico e do metal de adição na susceptibilidade a corrosão sob tensão de juntas soldadas de aço aisi 304. *V Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM*, agosto 2008.
- BARCIK, J.; BRZYCKA, B. Chemical composition of s phase precipitated in chromium-nickel austenitic steels. *Metal science*, v. 17, p. 256–60, maio 1983.
- BARRA, R. S. *Influência do Processo MIG/MAG Térmico sobre a microestrutura e a Geometria da Zona Fundida*. Tese (Tese de Doutorado) — Universidade Federal De Santa Catarina, 2003.
- BOTTON, T. *Estudo Comparativo da Resistência à Corrosão em Meio Ácido e em Meio Contendo Cloretos dos Aços Inoxidáveis UNS S44400, UNS S30403 UNS S31603, Obtidos por Laminação a Quente*. 237 p. Dissertação (Dissertação de mestrado) — Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.
- BOUCHOUICHA, B. et al. Influence of the ferrite rate on the tenacity of a welded joint in austenitic stainless steel: Experimental study and numerical modelling. *Computational Materials Science*, p. 336–341, 2009.
- BRACARENSE, A. Q. Apostila. *Processo de Soldagem por Arame Tubular – FCAW*. Belo Horizonte: Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, 2000.
- BRAGA, E. M. *Efeito do Nitrogênio nas Trincas de Solidificação em Soldas de Aço Austenítico*. Tese (Doutorado) — Universidade Estadual de Campinas - Faculdade de Engenharia Mecânica - Departamento de Engenharia de Fabricação, Campinas, SP, 2002.
- BRANDI, S. D.; PADILHA, A. F. Precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. *INOX'90 (seminário)*, p. 35–52, 1990.
- BRASIL, F. *Estudo de Corrosão Sob Tensão em Tubos de Aço Inoxidável AISI 304L, Aspergidos Termicamente Com Alumínio Por Arco Elétrico*. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — Universidade Federal do Paraná. Setor de Tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia - PIPE, Curitiba, 2003.
- BROOKS, J. A.; THOMPSON, A. W. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds. *International Materials Reviews*, v. 36, p. 16–44, 1991.
- BROOKS, J. A.; THOMPSON, A. W.; WILLIAMS, J. C. A fundamental study of the beneficial effects of delta ferrite in reducing weld cracking. *Welding Journal*, v. 63, p. 71–83, março 1984.
- BUSSINGER, E. R. *Soldagem de Aços Inoxidáveis*. Rio de Janeiro: Petrobrás, 2000.
- CALLISTER, W. D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução*. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora S.A, 2012. 844 p.
- CARBÓ, H. M. Apostila. *Aço Inoxidável: Aplicações e especificações*. [S.l.]: Acesita S/A, 2001. 49 p.

- CHEN, T. H.; YANG, J. R. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering*, n. 338, p. 166–181, 2002.
- CHEN, Y.; LIOU, Y.; SHIH, H. Stress corrosion cracking of type 321 stainless steel in simulated petrochemical process environments containing hydrogen sulfide and chloride. *Materials Science and Engineering*, Taiwan, v. 407, p. 114–126, outubro 2005.
- CHIAVERINI, V. *Tecnologia Mecânica: Estrutura e propriedades das ligas metálicas*. 2. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986.
- CLARA, M. S.; FERREIRA, C. Apostila. *Curso de inspetor de soldagem nível 1: Metalurgia / controle de deformação e metais de base*. 4. ed. [S.l.], 2007.
- COLOMBIER, J. H. L. Stainless steel. *Baroux Les Editions de Physique Les Ullis*, p. 25–35, 1993.
- COPSON, H. R. Effect of composition on stress corrosion cracking of some alloys containing nickel. *Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture*, New York, p. 247–272, 1959.
- COTTIS, R. A. Guides to good practice in corrosion control - stress corrosion cracking. *National Physical Laboratory*, v. 64, p. 11, 2000.
- CRAMER, S. D.; COVINO, B. S. Corrosion: Fundamentals, testing, and protection. In: SOCIETY, T. M. I. (Ed.). *Metals Handbook*. 10. ed. USA: ASM International, 2003. v. 13A, p. 1135.
- CUNAT, P. J. *Alloying Elements in Stainless Steels and Other Chromium-Containing Alloys*. Paris, 2004. Published in cooperation with the International Chromium Development Association.
- CÂNDIDO, L. Apostila. *Processo de Soldagem MIG*. [S.l.]: Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, 1996. 36 p.
- CÂNDIDO, L. C. Apostila. *Fundamentos da Corrosão*. [S.l.]: Associação Brasileira de Corrosão, 2000. 42 p.
- DAKHLAOU, R. et al. Analyze of phase's mechanical behaviour of duplex stainless steels by x-ray and neutron diffraction. *Duplex'07*, Grado, Italy, 2007.
- DAVIS, J. *Stainless Steel*. 2. ed. EUA, 1996.
- DAVIS, J. R. *Stainless Steels: Specialty Handbook*. [S.l.]: ASM International, 1995. 577 p.
- DDODY, T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service. *Welding Journal*, v. 71, n. 3, p. 55–60, 1992.
- DEGARMO, E.; BLACK, J. T.; KOHSER, A. Livro. *Materials and Processes in Manufacturing*. [S.l.: s.n.], 2008.
- DIAS, A. O. *Análise da Influência dos Parâmetros de Pulsação na Soldagem do Aço Inoxidável AISI 304 através do arame tubular AWS E316LT1- 4*. 138 p. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2010.

- DULIS, E. J.; SMITH, G. V. Identification and mode of formation and resolution of sigma phase in austenitic chromium-nickel steels. *Symposium on nature, occurrence, and effects of Sigma Phase*, p. 1–37, 1975.
- ECKSTEIN, C. B. e. a. Envelhecimento de tubos de aço inoxidável 317l em ambiente de temperatura elevada. *11ª Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos*, Ipojuca, PE, maio 2011.
- FARNESE, H. N. et al. Efeitos do envelhecimento térmico na microestrutura e na resistência à corrosão do metal de solda de aço aisi 317l. *Soldagem e Inspeção*, v. 19, n. 3, 2014.
- FEDELE, R. Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex uns s31803 por eletrodo revestido. *Revista Soldagem & Inspeção*, Belo Horizonte, n. 1, 1999.
- FERRANDINI, P. L. et al. Solute segregation and microstructure directionally solidified austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, p. 139–144, 2006.
- FERREIRA, N. A. *Influência da temperatura sobre a Imantação*. [S.l.], 2015. Disponível em: <<http://www.brasilecola.com/fisica/influencia-temperatura-sobre-imantacao.htm>>. Acesso em: 11.2.2015.
- FERREIRA, R. *Estudo da formação da fase sigma em aços inoxidáveis austeníticos: foco nas ligas aisi 317, 317l e 317ln*. 72 p. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.
- FOLKHARD, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Vienna: Springer, 1988.
- FONTANA, M.; GREENE, N. D. *Corrosion engineering*. New York: McGraw-Hill, 1967.
- FONTANA, M. G. Livro. *Corrosion engineering*. 3. ed. [S.l.]: McGraw-Hill, 1987.
- FONTANA, M. G.; GREENE, N. D. *Corrosion Engineering Series in Materials Science and Engineering*. 4. ed. USA: McGraw-Hill, 1986. 555 p.
- GENTIL, V. *Corrosão*. 6. ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos, 2011. 376 p.
- GIRALDO, C. P. S. *Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex*. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — Universidade Nacional da Colombia, 2001.
- GOTTARDO, I. A.; FISCHER, C.; PARIS, A. A. F. A influência de gases de proteção na soldagem de aço inox 304 com arame tubular. *4º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, 2007.
- GUNN, R. *Duplex Stainless Steels: Microstructure, properties and applications*. Cambridge, England: Abington Publishing, 1997. 6-48 p.
- HAGEN, V.; KELLER, M. Interrelation between fabrication processes and mechanical properties of af 22 duplex stainless steel tubes. *Conference Duplex Stainless Steels'82*, St. Louis-USA, p. 325–353, 1983.
- HALL, E. O.; ALGIE, S. H. The sigma phase. *Metallurgical reviews*, v. 11, p. 61–88, 1966.

- HAU, J.; SEIJAS, A. Sigma phase embrittlement of stainless steel in fcc service. *Corrosion*, p. 06578, 2006.
- HEUMANN, H. T.; KARSTEN, G. Karbonylverfahren und aufdampfverfahren zur bestimmung von phasengleichgewichten im temperaturbereich geringer beweglichkeit am beispiel der eisen-nickel-legierungen. *Archiv Eisenhüttenwesen*, v. 34, p. 781–785, 1963.
- HOAR, T. P.; BOWEN, K. W. The electrolytic separation and some properties of austenite and sigma in 18-8-3-1 chromium-nickel-molybdenum-titanium steel. *Trans. ASM*, v. 45, p. 443–74, 1953.
- HOWELL, S. W.; ACOFF, V. A. An investigation of liquation formation in the heat-affected zone of inconel 718 and inconel 625 subjected to gtaw. *Annual Meeting & Exhibittion*, San Francisco, California, 2005.
- IACOVIELLO, F.; CASARI, F.; GIALANELLA, S. Effect of “475 °c embrittlement” on duplex stainless steels localized corrosion resistance. *Corrosion Science*, v. 47, p. 909–922, 2005.
- IMOA. *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel*. [S.l.], 2009. Disponível em: <http://www.imoa.info/download_files/stainless-steel-/Duplex_Stainless_Steel_3rd_Edition.pdf>. Acesso em: 25.5.2016.
- IRVING, B. Stress corrosion cracking: Welding’s number 1. *Welding Journal*, v. 71, n. 12, p. 39–40, 1992.
- JACKSON, E. M. L. E. M.; VISSER, P. E.; CORNISH, L. A. Distinguishing between chi and sigma phases in duplex stainless steels using potentiostatic etching. *Materials characterization*, v. 53, n. 31, p. 198–90, 1993.
- JHA, A. K.; DIWAKAR, V.; SREEKUMAR, K. Stress corrosion cracking of stainless steel bellows of satellite launch vehicle propellant tank assembly. *Engineering Failure Analysis*, v. 10, n. 6, p. 699–709, 2003.
- JOLLY, P.; HOCKMANN, J. Evolution structurale d’um acier inoxydable austéno-ferritique par maintien entre 600 et 1150°C. *Memoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, Paris, v. 70, n. 2, p. 117–124, fevereiro 1973.
- JONES, D. A. *Principles and Prevention of Corrosion*. 2. ed. New Jersey: Prentice Hall, 1996. 572 p.
- JONES, R. H. *Stress-Corrosion Cracking: Materials performance and evaluation*. [S.l.]: ASM International, 1992. 448 p.
- JOUBERT, J. M. Crystal chemistry and calphad modeling of the sigma phase. *Progress in Materials Science*, v. 53, p. 528–583, 2008.
- KERNS, G.; WANG, M.; STAEHLE, R. Stress corrosion cracking and hydrogen embitterment of iron base alloys. *Revista Escola de Minas*, NACE, Houston, Texas, 1973.
- KHAN, M. *Welding Science and Technology*. 1. ed. New Delhi: New Age International, 2007.

- KIRK, W. W.; BECK, F. H.; FONTANA, M. G. Stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in high temperature chloride waters. Interscience, New York, p. 227–243, 1959.
- KOU, S. *Welding Metallurgy*. 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 2003.
- KRAFFT, G. H. G. et al. Threshold stress and incubation period in stress corrosion types 302 and 316 wire in boiling magnesium chloride. *Corrosion*, v. 21, n. 6, p. 188–195, 1965.
- KWIETNIEWSKI, C. E. F. *Avaliação de Alteração Microestrutural em um Aço AISI 316 que Operou em Elevada Temperatura*. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — PPGEMM, Porto Alegre – RS, 1996.
- KYLLANDER, G. *Efeito da Ferrita na Soldagem e Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis*. [S.l.: s.n.], 1980.
- LABANOWSKI, J. Stress corrosion cracking susceptibility of dissimilar stainless steels welded joints. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Gdansk, Poland, v. 20, p. 1–2, January-February 2007.
- LANGEBORG, R. The physical metallurgy of stainless steels. *INOX'90 (seminário)*, Chiba, Japan, p. 11–24, junho 1991.
- LATANISION, R. M.; STAEHLE, R. W. *Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking*. Houston, Texas, 1969.
- LEE, D. et al. The dependence of crack properties on the cr/ni equivalent ratio in aisi 304l austenitic stainless steel weld metals. *Materials Science and Engineering*, v. 513–514, p. 154–159, julho 2009.
- LEFFLER, B. *Stainless Steel and Their Properties*. 2. ed. Stockholm, Sweden: Avesta Sheffield AB (OUTOKUMPU), 1998.
- LESLIE, W. C. *The Physical Metallurgy of Steels*. Washington: McGraw-Hill, 1991.
- LIMA, D. B. P. L. *Efeito da Energia de Soldagem na Microestrutura do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750*. Dissertação (Tese de Doutorado) — Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR, 2011.
- LIMA, E. J.; BRACARENSE, A. Q. Soldagem robotizada com eletrodo revestido utilizando controle de comprimento do arco elétrico com compensação da temperatura do eletrodo. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, São Paulo, v. 4, n. 2, p. 369–377, out-dez 2007.
- LINDBLOM, B. E. S.; LUNDQVIST, B.; HANNERZ, N. E. Grain growth in haz of duplex stainless steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, v. 20, p. 305–315, 1991.
- LIPPOLD, J.; KOTECKI, D. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. 2. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2005.
- LO, K. H. et al. Corrosion resistance of duplex stainless steel subjected to long-term annealing in the spinodal decomposition temperature range. *Corrosion Science*, v. 55, p. 267–271, 2012.

- LOGAN, H. L. The stress corrosion of metals. *Materials and Corrosion*, John Wiley & Sons, New York, v. 20, 1969.
- LOGAN, H. L. Stress corrosion. *NACE Basic Corrosion Course*, Houston, Texas, p. 247–272, 1990.
- LONDONO, A. J. R. *Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex*. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — Universidade de São Paulo - USP, 1997.
- LUPPO, M. I.; HAZARABEDIAN, A.; OVEJERO-GARCIA, J. Effects of delta ferrite on hydrogen embrittlement of austenitic stainless steel welds. *Corrosion Science*, p. 87–103, 1999.
- MAALEKIAN, M. *The Effects of Alloying Elements on Steel (I)*. [S.l.: s.n.], 2007.
- MACHADO, I. F. Apostila. *Introdução à Manufatura Mecânica: Tratamentos térmicos e de superfície*. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.
- MAGNABOSCO, R. *Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)*. 181 p. Tese (Doutorado) — Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2001.
- MAGNABOSCO, R. Formação de fase sigma no aço inoxidável duplex uns s31803 durante envelhecimento isotérmico entre 700°C e 900°C. *60º Congresso Internacional Anual da ABM*, Belo Horizonte, 2005.
- MAGNABOSCO, R.; FALLEIROS, N. A. Pit morphology and its relation to microstructure of 850°C aged uns s31803 duplex stainless steel. *Corrosion*, Houston, TX, v. 61, n. 2, p. 130–136, 2005.
- MAGNABOSCO, R.; FALLEIROS, N. A. Sigma phase and polarization response of uns s31803 in sulfuric acid. *Corrosion*, Houston, TX, v. 61, n. 8, p. 807–814, 2005.
- MAGNABOSCO, R.; SANTOS, D. C.; MELO, E. Relation between microstructure and selective corrosion of duplex stainless steel submitted to heated chloridric acid. *EUROCORR*, Paris, 2009.
- MAINES, L. et al. The effect of solution annealing temperature on toughness and microstructure of a 329a duplex ss. *Duplex'07*, Grado, Italy, 2007.
- MARIANO, N. A. *Corrosão sob Tensão de um Aço Inoxidável em Soluções Aquosas Contendo Cloretos*. Dissertação (Tese de Doutorado) — Universidade de São Paulo, São Paulo - SP, 1997.
- MARQUES, P. *Tecnologia de Soldagem*. Belo Horizonte, 2002. 352 p.
- MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. *Soldagem: Fundamentos e tecnologia*. Belo Horizonte: editora UFMG, 2009.
- MATAYA, M. C. et al. *Hot Working and Recrystallization of As-Cast 317L*. São Paulo: [s.n.], 2003.

- MAY, J. E. et al. Effect of thermal aging conditions on the corrosion properties and hardness of a duplex stainless steel. *Materials Research*, v. 13, p. 431–436, 2010.
- MEDEIROS, L. Q. R. C.; SANTOS, J. F. O. Estudo da aptidão dos arames tubulares à soldagem mig com transferência controlada. *Soldagem & Materiais*, v. 66, n. 5, p. 44–49, 1989.
- MELO, M. Análise dos modelos utilizados para a previsão dos parâmetros microestruturais obtidos durante a solidificação direcional do aço inoxidável austenítico aisi 304. *Revista Escola de Minas*, p. 135–140, 2007.
- MENEZES, J. W. A. e. a. Crystallography of widmanstätten austenite in duplex stainless steel weld metal. *Editorial Manager(tm) for Science and Technology of Welding and Joining*, v. 14, 2009.
- MITEVA, R.; TAYLOR, N. G. *General review of dissimilar metal welds in piping systems of pressurized water reactors, including WWER Designs*. Petten, Netherlands: Institute for Energy, 2006.
- MODENESI, P. J. *Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis*. São Paulo, 2001. 100 p.
- MODENESI, P. J. Apostila. *Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas*. [S.l.]: Universidade Federal De Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2011.
- MODENESI, P. J. et al. Estudo de alguns parâmetros básicos da soldagem gma com transferência por curto-circuito (evaluation of basic parameters of short-circuit gma welding). *Soldag. insp*, São Paulo, v. 16, n. 1, p. 12–21, janeiro-março 2013.
- MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. Apostila. *Introdução aos processos de soldagem*. Belo Horizonte: Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG, 2000.
- MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. Apostila. *Introdução à Metalurgia da Soldagem*. Belo Horizonte, 2012.
- MOORE, P. *The Good, The Bad & The Ugly Decisions To Be Made*. Australia: Atlas Specialty Metals, 2010. 11 p.
- MOSCATO, M. et al. Short crack initiation during low-cycle fatigue in uns 32750 duplex stainless steel plate. *Duplex'07*, Grado, Italy, 2007.
- MOURA, V. et al. Influence of microstructure on the corrosion resistance of the duplex stainless steel uns s31803. *Materials Characterization*, 2007.
- MUTHUPANDIA, V. et al. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (uns 31803) weld metals. *Materials Letters*, v. 59, p. 2305–2309, 2005.
- NAGE, D. et al. Effect of 0.1 wt% n on the pitting and scc behaviour of as-welded and post weld heat treated austenitic stainless steel weld. *Trans. Indian Inst. Met*, v. 57, n. 23, p. 123–132, abril 2004.
- NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds: On-cooling transformations. *Welding Research*, p. 267–277, outubro 2000.

NICHOLS, J. Corrosion properties of duplex stainless steels: general corrosion, pitting and crevice corrosion. *Proc. 4th International Conference on Duplex Stainless Steels*, Glasgow, Escócia, novembro 1994.

NILSSON, J. O. Super duplex stainless steels. *Materials science and technology*, v. 8, p. 685–700, 1992.

NILSSON, J. O.; JONSSON, P.; WILSON, A. Formation of secondary austenite in superduplex stainless steel weld metal and its dependence on chemical composition. *Conference Duplex Stainless Steels'94*, Glasgow-Scotland, 1994.

NILSSON, J. O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J. Formazione ed effetto dell'austenite secondaria nei cordoni di saldatura di acciai inossidabili duplex e superduplex. *L' acciaio Inossidabile*, n. 1, p. 18–22, 1994.

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, p. 545–54, julho 1993.

NORRISH, J. *Gas metal arc welding. In: Advanced Welding Processes*. Bristol, Philadelphia and New York: IOP Publishing, 1992. 131-173 p.

NORSTROM, L. A.; PETTERSSON, S.; NORDIN, S. -phase embrittlement in some ferritic-austenitic stainless steels. *Z. Werkstofftech*, p. 229–234, 1981.

NUNES, E. B. *Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205)*. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.

NUNES, E. B. et al. Efeito da energia de soldagem sobre a microestrutura e propriedades mecânicas da zona afetada pelo calor de juntas de aço inoxidável duplex. *Soldag. Insp*, São Paulo, v. 16, n. 3, p. 223–231, 2011.

NUNES, E. B. et al. Influência da energia de soldagem na microestrutura e na microdureza de revestimentos de aço inoxidável duplex. *Soldag. Insp.*, p. 114–122, 2012.

NUNES, E. B. et al. Study of restriction effects on microstructure, microhardness and toughness in welded joints of duplex stainless steel. *Belo Horizonte*, v. 16, p. 156–164, 2011.

OLIVEIRA, J. R. *Análise Eletroquímica de Ligas Resistentes à Corrosão submetidas a Condições Supercríticas*. Dissertação (Tese de Doutorado) — Universidade Federal do Rio de Janeiro - UFRJ, Rio de Janeiro - RJSP, 2010.

OLIVEIRA, T. R.; FARIA, R. A. *Metalurgia da Soldagem dos Aços Inoxidáveis Ferríticos*. 4. ed. São Paulo: [s.n.], 2000. 85-92 p.

ORDÓÑEZ, R. E. C. *Soldagem e Caracterização das Propriedades Mecânicas de Dutos de Aço API 5L-X80 com Diferentes Arames Tubulares*. 111 p. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — UNICAMP, janeiro 2004.

- ORNHAGEN, C.; NILSSON, J.; VANNEVIK, H. Characterization of a nitrogen-rich austenitic stainless steel used for osteosynthesis devices. *Journal of Biomedical Materials Research*, v. 31, p. 97–103, 1996.
- PADILHA, A. et al. Precipitation in aisi 316l(n) during creep tests at 550 and 600°C up to 10 years. *Journal Nuclear Materials*, v. 1, n. 362, p. 132–138, 2007.
- PADILHA, A.; GUEDES, L. *Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e propriedades*. São Paulo: Hemus, 1994.
- PADILHA, A. F.; RIOS, P. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels. *ISIJ International (Iron and Steel Institute of Japan)*, v. 42, n. 4, p. 325–337, 2002.
- PARDAL, J. M.; AL. et. Deleterious phases precipitation on superduplex stainless steel uns s32750: Characterization by light optical and scanning electron microscopy. *Materials Research*, p. 401–407, 2010.
- PARK, C. J.; KWON, H. Effects of aging at 475 °c on corrosion properties of tungsten-containing duplex stainless steels. *Corrosion Science*, v. 44, p. 2817–2830, 2002.
- PAULA, L. W. *Susceptibilidade à Corrosão Sob Tensão de um Aço Inoxidável Austenítico do Tipo ABNT 304 em Soluções Aquosas, Neutras e Acidificadas, Contendo Cloretos*. 84 p. Dissertação (Dissertação de mestrado) — Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2000.
- PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M. *Handbook of Stainless Steel*. [S.l.]: Mc Graw-Hill, 1977. 800 p.
- PETRO & QUÍMICA. Para resistir à corrosão. In: *Petro & Química*. 282. ed. [S.l.], 2006.
- PHILLIPS, N. S. L. *Phase transformation in cast superaustenitic stainless steel*. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — Iowa State University, Ames, 2006.
- PIESKE, A. Fundições de ligas não-ferrosas. *Tratamentos Térmicos de Peças Fundidas*, São Paulo, p. 42, 1988.
- PINTO, D. F. *Comportamento em Corrosão Sob Tensão de um Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444 Soldado com Aço Inoxidável Austenítico AISI 316LSi, em Meios Contendo Cloretos*. Dissertação (Dissertação de mestrado) — Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2006.
- POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitation on the properties of duplex stainless steel. *Materials Characterization*, v. 58, p. 65–71, 2007.
- RAMANATHAN, L. V. *Corrosão e seu Controle*. 3. ed. São Paulo: Hermos, 1997. 344 p.
- RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S. D. The relationship between chromium and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 34, 2003.
- REVIE, R. W.; ULIG, H. H. *Corrosion and Corrosion Control: An introduction to corrosion science and engineering*. 4. ed. Canadá: Wiley, 2008. 512 p.
- RIBBE, A. P. *Corrosão e Tratamentos Superficiais dos Metais*. São Paulo, 1971. 508 p.

- ROBERGE, P. *Handbook of Corrosion Engineering*. 2. ed. New York: McGraw-Hill, 2012.
- ROMANA, R. *Cinética de formação de fase sigma entre 700° C E 900° C no aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF 2507)*. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2009.
- ROVERE, C. A. D. et al. Influence of long-term low-temperature aging on the corrosion properties of duplex stainless steel. *Corrosion Science*, v. 68, p. 84–90, 2013.
- ROWE, M. D.; NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C. Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds. *Welding Research*, p. 31–37, fevereiro 1999.
- SAHLAOUI, H.; SIDHOM, H. Experimental investigation and analytical prediction of s-phase precipitation in aisi 316l austenitic stainless steel. *Metal. And Mater. Trans. A*, p. 3077–3083, 2013.
- SATHER, L.; AO, S. C. P. Corrosão de juntas soldadas de aços inoxidáveis austeníticos. *Associação Brasileira de Soldagem*, p. 3, 1984.
- SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, v. 56, p. 680–680B, 1949.
- SCHWEITZER, P. A. *Fundamentals of metallic Corrosion: Atmospheric and media corrosion of metals*. 2. ed. New York: CRC, 1996.
- SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. *Soldagem MIG/MAG: Melhor entendimento, melhor desempenho*. 1. ed. Uberlândia: Arliber Editora, 2008. 284 p.
- SEDRIKS, A. J. *Corrosion of stainless steel*. 4. ed. USA: Wiley, 1996. 47-53 p.
- SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis aisi 304l/316l. *Revista Escola de Minas, Ouro Preto*, v. 60, 2007.
- SHANKAR, V. et al. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds. *Sādhanā*, p. 359–382, 2003.
- SHARGAY, A. C.; SINGH, A. Thick wall stainless steels piping in hydroprocessing units – heat treatment issues. *Corrosion*, p. 02478, 2002.
- SHIRLEY, H. T. Microstructural characteristics of acid corrosion in 18%cr, 8-14%ni, 3%mo steels. *Journal of the Iron steel Institute*, p. 242–249, 1953.
- SIEURIN, H.; SANSTROM, R. Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205. *Materials Science and Engineering*, Belo Horizonte, n. 418, p. 250–256, 2006.
- SIEWERT, T.; SAMARDZIC, I.; KOLUMBI, Z. Estimation of process stability in the wag welding process by monitoring the welding parameters. *National Institute of Standards And Technology, USA*, p. 1–12, 2002.
- SILVA, A. C. e; MEI, P. *Aços e Ligas Especiais*. 2. ed. Sumaré, São Paulo, 1988.

- SILVA, P. N. da. *Aços Inoxidáveis*. Dissertação (Apostila) — Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Engenharia Metalúrgica e de Materiais - CCT- Centro de Ciência e Tecnologia, Goytacazes, Abril 2010.
- SIREESHA, M. et al. A comparative evaluation of welding consumables for dissimilar welds between 316ln austenitic stainless steel and alloy 800. *Journal of Nuclear Materials*, Gdansk, Poland, v. 279, n. 1, p. 65–76, janeiro 2000.
- SLAVCHEVA, E.; SHONE, B.; TURNBULL, A. Review of naphthenic acid corrosion in oil refining. *British Corrosion Journal*, v. 34, n. 2, 1999.
- SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. Duplex stainless steels: a tale of two phases. *Duplex stainless steels – conference proceedings*, Ohio, p. 693–756, 1982.
- SONG, Y.; BAKER, T.; MCPHERSON, N. Study of precipitation in as-welded 316ln plate using 316l/317l weld metal. *Materials Science and Engineering*, v. 212, n. 2, p. 228–234, 1996.
- SPEIDEL, M. O. *Metals*. [S.l.]: Trans. 12 A, 1981. 779 p.
- SRUTT, A. J.; LORIMER, G. W. Structure property relationships of zeron 100. *Conference Duplex Stainless Steels'86, The Hague-The Netherlands, 1986*, p. 310–318, 1986.
- STARLING, D. M. C.; MODENESI, P. J. Avaliação da transferência de metal de arames tubulares. *Soldagem & Inspeção*, v. 11, n. 3, p. 147–155, out-dez 2006.
- STEEL, S. *Corrosion handbook stainless steels*. Suécia: Sandvikens Tryckeri, 1999.
- SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. *Metallurgical Transactionsa*, p. 512–10A, 1979.
- TAVARES, S. S. M. et al. Corrosion resistance evaluation of the uns s31803 duplex stainless steels aged at low temperatures (350 to 550° c) using dlepr tests. *Journal of Materials Science*, v. 40, p. 4025–4028, 2005.
- TAVARES, S. S. M. et al. Corrosion resistance evaluation of the uns s31803 duplex stainless steels aged at low temperatures (350 to 550 c) using dlepr tests. *Journal of Materials Science*, v. 40, p. 4025–4028, 2005.
- TECHNOLOGIES, M. *Stress Corrosion Cracking and Intergranular Corrosion of a 316Ti Stainless Steel Preheater Tube*. [S.l.], 2011. Disponível em: <<http://www.experts.com/Articles/Stress-Corrosion-Cracking-And-Intergranular-Corrosion-of-a-316Ti-Stainless-Steel-Preheater-Tube-By-Metallurgical-Technologies>>. Acesso em: 5.5.2015.
- THORVALDSSON, T. et al. Influence of microstructure on mechanical properties of a duplex stainless steel. *Stainless steels'84*, London, p. 101–5, 1985.
- TOTTEN, G. E. (Ed.). *Chapter 15: Stainless steels heat treatment*. 2. ed. USA: [s.n.], 2006. 891-936 p.

- TRUMAN, J. E.; PIRT, K. R. Properties of a duplex stainless steel and effects of thermal history. *Conference Duplex Stainless Steels '82*, St. Louis-USA, p. 113–141, 1982.
- UEGURI, S.; HARA, K. Study of metal transfer in pulsed gmaw. *Welding Journal*, p. 242–250, Agosto 1985.
- UREÑA, A. et al. Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 182, p. 624–631, 2007.
- VATAVUK, J.; SONIA, B.; FALDINI, S. Análise topográfica de trinca de corrosão sob tensão em aço aisi 340l. *Revista Mackenzie de Engenharia e Computação*, p. 151–163, 2014.
- VIEIRA, D. et al. Estudo do fenômeno de corrosão em juntas soldadas de aços inoxidáveis. *60º Congresso Anual da ABM*, Belo Horizonte, p. 3, 2005.
- VIEIRA, D. H. et al. Comportamento em corrosão de juntas soldadas de aços inoxidáveis em meios contendo íons cloretos. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, São Paulo, v. 3, n. 2, p. 6–10, out-dez 2006.
- VIGNAL, V. et al. Micromechanical behaviour of duplex stainless steels and effects of the microstructure on the surface microstrains and local stress-strain laws. *Duplex'07*, Grado, Italy, 2007.
- VILLANUEVA, D. et al. Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex. *Materials Science and Technology*, v. 22, n. 9, p. 1098–1104, 2006.
- VITEK, J. M.; DAVID, S. A. The sigma phase transformation in austenitic stainless steels. *Welding Journal*, p. 106s–111s, 1986.
- WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. *Soldagem*. [S.l.]: Editora Edgard Blocher Ltda, 1992. 492 p.
- WANG, W.; LIU, S.; JONES, J. Flux cored arc welding: Arc signals, processing and metal transfer characterization. *Welding Journal*, v. 82, n. 3, p. 369–377, agosto 1995.
- WENG, K. L.; CHEN, H. R.; YANG, J. R. The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 379, p. 119–132, 2004.
- WENG, K. L.; CHEN, H. R.; YANG, J. R. The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering*, v. 379, p. 119–132, 2004.
- WESTIN, E. M. *Microstruture and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101*. Tese (Doctoral Thesis in Material Science) — Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden, 2010.
- WILLIAMS, W. L. *Corrosion*. 13. ed. [S.l.: s.n.], 1957. 539 p.
- WOLYNEC, S. *Corrosão Sob Tensão*. 2. ed. São Paulo, 1979. 105-152 p.
- WU, X. et al. Resistance of mo-bearing stailless steels and mo-bearing setainless steel coating to naphthenic acid corrosion and erosion corrosion. *Corrosion Science*, p. 1013–1032, 2004.

YOUNGER, R. N.; BORLAND, J. C.; BAKER, R. G. Heat-affected zone cracking of two austenitic steels during welding. *Brit. Welding Journal*, p. 575–578, 1961.

ZEMPULSKI, P. R. S. *Correlação de Propriedades Eletroquímicas da fase sigma com propriedades mecânicas e metalográficas em aços inoxidáveis duplex SAF2205*. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — Universidade Federal do Paraná, Curitiba - PR, 2011.

ZINGALES, A.; QUARTARONE, G.; MORETTI, G. Sigma phase intergranular corrosion effects in austenitic welds containing ferrite. *Corrosion*, v. 41, n. 3, 1985.