EVANDRO ARMINI DE PAULI

**ESTUDO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX
UNS S82441 UTILIZANDO O PROCESSO MIG/MAG COM
DIFERENTES ENERGIAS DE SOLDAGEM**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção
do Título de Doutor em Ciências.

**SÃO PAULO
2017**

EVANDRO ARMINI DE PAULI

**ESTUDO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX
UNS S82441 UTILIZANDO O PROCESSO MIG/MAG COM
DIFERENTES ENERGIAS DE SOLDAGEM**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção
do Título de Doutor em Ciências.

Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi.

**SÃO PAULO
2017**

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor:

Assinatura do orientador:

Catlogação-na-publicação

Pauli, Evandro

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX
UNS S82441 UTILIZANDO O PROCESSO MIG/MAG COM DIFERENTES
ENERGIAS DE SOLDAGEM / E. Pauli -- versão corr. -- São Paulo, 2017.
200 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Soldabilidade 2.Precipitação de fases 3.Soldagem MIG/MAG pulsado
4.Energia de soldagem 5.Aço inoxidável duplex baixa liga I.Universidade de
São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e
de Materiais II.t.

A meus pais, “Olindino Pauli” e Orlandina Armini Pauli, por seu amor e dedicação à minha vida.

À minha esposa, Vera Lúcia Vieira e Silva Pauli, com muito amor, admiração e gratidão, por sua compreensão, carinho, paciência, presença e incansável apoio, mesmo à distância, ao longo do período de elaboração deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Professor Dr. Sérgio Duarte Brandi, pelo tema e objetivo alcançado.

Ao Instituto Federal do Espírito Santo, pela liberação do afastamento.

À Empresa Outokumpu, pela doação do material de base.

Ao Engenheiro da Empresa Voith Alexandre Bueno, pela doação do material de adição.

À Professora Dra. Idalina Vieira Aoki e ao MSc. Fernando Cotting do Departamento de Química da Universidade de São Paulo, pela realização dos ensaios de corrosão.

Ao Professor Dr. Guilherme Frederico Bernado Lenz e Silva e ao MSc. Vitor Polezi Pesce de Campos, do Laboratório de Alta Energia, Materiais de Carbono e Compósitos de Alta Temperatura, pela realização dos ensaios de Análise Térmica Diferencial.

Ao Professor Dr. Marcelo Breda Mourão e ao MSc. Cesar Yuji Narita, do Laboratório de Auto-Redução e Fusão-Redução, pela realização dos ensaios de tratamento térmico.

Ao Professor Dr. Eduardo Franco de Monlevade e ao MSc. Rafael Rocha Maia, do Laboratório de Caracterização Microestrutural Hubertus Colpaert, pelo apoio na preparação das amostras e realização dos ensaios de microscopia óptica e quantificação de fases e discussão do ensaio de EBSD – Electron Backscatter Diffraction.

Ao Professor Dr. Hélio Goldenstein e ao MSc. Dany Michel Andrade Centeno do Laboratório de Materiais Compósitos, pelo apoio na realização do ensaio de dilatometria.

Aos Professores Dr. Cláudio Geraldo Schön e Dr. Flávio Beneduce Neto do Departamento de Metalurgia e de Materiais da USP, pelas análises no software Thermocalc®.

Ao Professor Dr. André Paulo Tschiptschin e ao técnico de laboratório da Fundação da Universidade de São Paulo José Veríssimo Silva dos Santos, do Laboratório de

Microscopia Eletrônica e de Força Atômica, pela realização dos ensaios de EBSD – Electron Back Scatter Diffraction e microscopia eletrônica de varredura.

Ao técnico de laboratório do Instituto Federal do Espírito Santo, Ricardo Salvador Boldrini, pelo ensaio realizado de fractografia.

Ao auxiliar de mecânica da Universidade de São Paulo José Rubens Beserra de Carvalho, pela colaboração na usinagem dos corpos de prova.

Um agradecimento especial dedico a minha irmã Dra. Margareth Pauli Lallée, ao meu cunhado, Gustavo Jorge Lallée e meus sobrinhos, Nicole Pauli Lallée e Gustavo André Pauli Lallée, pela força e paciência.

Aos colegas da pós-graduação, pelo incentivo.

A todos que contribuíram direta ou indiretamente para a realização deste trabalho.

“Ter desafios é o que faz a vida interessante, e superá-los é o que o faz a vida ter sentido”

Joshua J. Marine

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex são ligas Fe-Cr-Ni-Mo, apresentando em sua maioria também o N, como elemento de liga, substituindo parcialmente o níquel. Possuem uma microestrutura balanceada, composta de 50% de ferrita (α) e 50% de austenita (γ), aproximadamente. Combinam elevadas propriedades mecânicas associadas a excelente resistência à corrosão. Estes aços são classificados conforme a sua composição química. Uma classe recente são os aços duplex baixa liga (lean duplex), que possuem teores de Ni e Mo reduzidos. A soldabilidade dos aços duplex baixa liga, como o UNS S82441, é pior que a dos austeníticos e que alguns aços duplex de outras classes. O presente trabalho tem como objetivo estudar a influência da variação da energia de soldagem na soldabilidade do aço inoxidável duplex UNS S82441, variando-se a energia de soldagem. Foi utilizado o processo MIG/MAG (Metal inerte gás / metal ativo gás) na realização de cordões de solda em chapas com 100 x 300 x 6,1 mm. O metal de adição empregado foi o ER2209 segundo a norma AWS A5.9 e gás de proteção com 98%Ar + 2%O₂, com energias de soldagem de 0,85; 1,07 e 1,34 kJ/mm. As juntas soldadas e o metal de base foram caracterizados microestruturalmente utilizando técnicas como: Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Metalografia Quantitativa, Difração de Raios-X, Análise por Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD), Análise por Calorimetria Diferencial e Análise por Dilatometria. As juntas e o metal de base foram caracterizados com relação as suas propriedades mecânicas e de resistência a corrosão com os seguintes ensaios: Ensaio de Microdureza, Ensaio de impacto Charpy V e Ensaio de Corrosão pela técnica de varredura de eletrodo em vibração (Scanning Vibrating Electrode Technique - SVET). Através da análise de imagens com o Microscópio Óptico notou-se a precipitação de austenita de diferentes tipos: alotriomorfa, de Widmanstätten e intragranular e um desbalanceamento da microestrutura para todas as energias de soldagem. O MEV comprovou a existência de fases secundárias, previstas pelo programa do Thermo-calc[®]. Foram observados maiores valores de microdureza da ferrita e da austenita na zona afetada pelo calor e na zona fundida para o caso em que foi empregado baixa energia de soldagem. A resistência à corrosão destes corpos de prova foi analisada utilizando-se a técnica local de Varredura com Eletrodo Vibratório (SVET). Foi observado que a variação da energia de soldagem influencia de maneira distinta,

ao longo do tempo de exposição dos corpos de prova, a corrosão nas diferentes zonas em torno dos cordões de solda. Inicialmente, o cordão de solda com energia de soldagem menor, foi o que sofreu maior intensidade de corrosão e o de maior energia de soldagem, a menor intensidade de corrosão. O cordão de solda de energia intermediária, após 10 horas, foi o que sofreu maior intensidade de corrosão.

Palavras-chave: Soldagem MIG/MAG pulsado. Soldabilidade. Energia de soldagem. Aço inoxidável duplex baixa liga.

ABSTRACT

Duplex stainless steels are Fe-Cr-Ni-Mo-C alloys, which have a balanced microstructure composed of 50% of ferrite and 50% of austenite, approximately. They combine good mechanical properties and excellent corrosion resistance. These steels are classified according to their chemical composition. A recent class is the lean duplex stainless steels having lower content of Ni and Mo. The weldability of lean duplex steels, like UNS S82441, is worse than that of austenitic and duplex steels of different types. The objective of this work is to study the influence of the variation in welding heat input on lean duplex stainless steel UNS S82441 weldability. GMAW (Gas Metal Arc Welding) was used to weld plates with 100 x 300 x 6.1 mm. The filler metal was ER2209 according to AWS standard A5.9; and shielding gas with 98% Ar + 2% O₂ using welding heat inputs of 0.71; 0.98 and 1.42 kJ/mm. Welded joints and base metal were microstructurally characterized using techniques such as optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), quantitative metallography, X-rays diffraction of, analysis by backscattered electrons diffraction (EBSD), analysis by differential calorimetry and dilatometry. The joints and the base metal were characterized with respect to their mechanical properties and corrosion resistance using the following tests: Microhardness test, Charpy V Impact test and corrosion test by Scanning Vibrating Electrode Technique (SVET). Through image analysis with an Optical Microscope it was observed that there was an unbalanced microstructure for all welding heat inputs. The SEM showed the existence of secondary phases, confirmed by X-rays diffraction and by the Thermo-calc[®] program. Higher values of ferrite and austenite microhardness were observed in the heat affected zone and in the fusion zone in the case where low welding energy was used. The corrosion resistance of these specimens was analyzed using the local Vibratory Electrode Scanning Technique (SVET). It was observed that the variation of the welding heat input influences the corrosion in the different zones around the weld beads, during the time of exposure of the specimens. The weld bead with the lowest welding heat input was the one that suffered the highest corrosion intensity and the sample welded with the highest welding energy presented the lowest corrosion intensity.

Keywords: GMAW-p. Weldability. Welding heat input. Lean duplex stainless steel

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1 - Diagrama da variação molar das fases em equilíbrio com a temperatura, calculado pelo software Thermo-Calc®, mostrando as microestruturas do aço inoxidável duplex UNS S82441 ao longo de seu resfriamento [28].	8
Figura 2.2 - Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos aços inoxidáveis duplex [27].	9
Figura 2.3 - Esquema da microestrutura de um aço inoxidável duplex, mostrando a localização de algumas fases presentes que podem fragilizá-lo [6].	9
Figura 2.4 - Camada de γ_2 ao redor de placas laterais de Widmanstätten de γ_1 . Aço inoxidável duplex UNS S32205 reaquecido a 1000 °C por 1 s. MEV-EC [40].	12
Figura 2.5 - Sistema de classificação morfológica da austenita secundária: (a) alotrimórfica; (b) placas laterais de Widmanstätten; (c) Widmanstätten serrilhadas; (d) idiomórficas; (e) Widmanstätten intragranulares; e (f) estrutura massiva [43].	13
Figura 2.6 - Diagrama de equilíbrio para os aços inoxidáveis duplex, modificado [42].	15
Figura 2.7 - Diagrama das mudanças ocorridas na soldagem dos aços inoxidáveis duplex (modificada) [52].	17
Figura 2.8 - Estágios de um ciclo térmico de soldagem da ZACTE [55].	19
Figura 2.9 - Estágios de um ciclo térmico de soldagem na ZACTB. Em (a) a temperatura máxima acima de $T_{\alpha/\gamma}$ e em (b) dentro do intervalo de precipitação de uma fase	20
Figura 2.10 - Curva típica do ciclo térmico de soldagem [53].	23
Figura 2.11 - Ciclos térmicos de soldagem obtidos em diferentes pontos desde o centro da solda [53].	24
Figura 2.12 - Repartição térmica em uma junta soldada [53].	25
Figura 2.13 - Ciclos térmicos na soldagem multipasse de um ponto na zona afetada pelo calor próximo ao passe de raiz [53].	25
Figura 2.14 - Ciclos térmicos na soldagem multipasse de um ponto na zona afetada pelo calor próximo ao último passe [53].	26

Figura 2.15 - Tempo de resfriamento entre 1200 °C e 800 °C de aços inoxidáveis duplex em função da energia de soldagem e da espessura da chapa [58].	27
Figura 2.16 - Esquema do processo de soldagem MIG/MAG com arame sólido sob proteção gasosa [66].	31
Figura 2.17 - Algumas variáveis a serem consideradas no processo MIG/MAG [66].	31
Figura 2.18 - Diagrama esquemático de uma onda do tipo corrente pulsada e transferência do metal esquemático. Adaptada de [66].	34
Figura 2.19 - Mecanismo de corrosão intergranular [6].	36
Figura 2.20 - Representação esquemática do processo autocatalítico que ocorre no interior do pite [73].	38
Figura 2.21 - (a) Mecanismo do estágio inicial da corrosão por fresta; (b) Mecanismo do estágio final da corrosão por fresta [74].	39
Figura 2.22 - Esquema das etapas que podem controlar a propagação de uma trinca gerada por CST [74].	40
Figura 4.1 - Esquema das variáveis utilizadas no chanfro.	44
Figura 4.2 - Posicionamento dos termopares em relação a face reta para aquisição dos ciclos térmicos.	45
Figura 4.3 - Parte posterior ao lado do chanfro com o cobre junta e termopares com massa refratária.	45
Figura 4.4 - Suporte utilizado e ponteamento na extremidade do cordão.	46
Figura 4.5 - Localização das impressões ao longo da zona afetada pelo calor CP1-ZAC.	52
Figura 4.6 - Local de remoção dos corpos de prova e localização dos entalhes para ensaio Charpy V.	53
Figura 4.7 - Esquema de interação dos dispositivos do SVET para medição de corrente iônica.	54
Figura 5.1 - Vista de cima obtida após soldagem MIG/MAG mecanizada do cordão do CP3.	56
Figura 5.2 - Posição dos termopares na raiz do cordão do CP1.	57
Figura 5.3 - Ciclos térmicos dos cordões de solda.	58
Figura 5.4 - Repartições térmicas a partir dos ciclos térmicos obtidos.	60
Figura 5.5 - Dimensões das poças de fusão e larguras dos cordões.	62

Figura 5.6 - Eficiência do processo x energia de soldagem e desvios padrões calculados pelo método da temperatura máxima.	64
Figura 5.7 - Eficiência de transmissão de calor do processo em função da energia de soldagem calculadas pelo método da largura da poça de fusão. ..	66
Figura 5.8 - Comparação entre as eficiências de transmissão de calor do processo de soldagem para os dois métodos de cálculo.	67
Figura 5.9 - Comparação entre as eficiências de transmissão de calor do processo de soldagem para as duas larguras utilizadas.	70
Figura 5.10 - Comparação entre as eficiências de transmissão de calor do processo de soldagem para os dois métodos utilizados.	70
Figura 5.11 - Variação do $\Delta t_{12/8}$ com a energia de soldagem	71
Figura 5.12 - Micrografia nas três direções da chapa do aço inoxidável duplex UNS S82441. Ataque eletrolítico: 10% de ácido oxálico. (a) Perspectiva isométrica das vistas das três direções do cubo – MB. (b). Vistas das três direções do cubo em projeção ortogonal – MB.....	72
Figura 5.13 - Macrografias dos cordões de solda visualizando o formato do cordão.	73
Figura 5.14 - Tamanho médio do grão das regiões estudadas em milímetros.....	74
Figura 5.15 - Vista do lado reto do chanfro do cordão de solda do CP1, após soldagem.	76
Figura 5.16 - Vista do lado reto do chanfro do cordão de solda do CP2, após soldagem.	77
Figura 5.17 - Vista do lado reto do chanfro do cordão de solda CP3, após soldagem.	78
Figura 5.18 - Micrografia do MB. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.....	79
Figura 5.19 - Fases presentes na ZAC para cada condição de solda.	80
Figura 5.20 - Fases presentes na ZF para cada condição de solda.	81
Figura 5.21 - Parte da região da ZAC dos corpos de prova CP1, CP2 e CP3.	83
Figura 5.22 - Parte da região da ZF dos corpos de prova CP1, CP2 e CP3.....	84
Figura 5.23 - Parte da região do MB.....	85
Figura 5.24 - Representação gráfica das médias das porcentagens das fases austenita e ferrita em relação ao MB e cordões de solda para a ZAC e ZF.	86

Figura 5.25 - Representação gráfica das médias das porcentagens das fases ferrita e austenita em relação à energia de soldagem para cada cordão de solda da ZF.....	87
Figura 5.26 - Efeito do tempo de resfriamento entre 1200 °C e 800°C no teor de ferrita e austenita da ZAC (a) e ZF(b) do aço inoxidável lean duplex UNS S82441.....	89
Figura 5.27 - Região do material base identificando as fases principais ferrita e austenita e evidência de precipitados. MEV.	91
Figura 5.28 – Evidência da presença de nitretos de cromo no na matriz ferrítica, na ZAC dos três corpos de prova.	92
Figura 5.29 - Evidência da presença de nitretos de cromo no na matriz ferrítica, na ZAC e na ZF dos três corpos de prova.....	93
Figura 5.30 - Difratomogramas da região da ZAC dos corpos de prova [28].	95
Figura 5.31 - Difratomogramas da região da ZF dos corpos de prova [28].....	96
Figura 5.32 - Gráfico utilizado para o método de correção de Nelson-Riley da ferrita do CP1 ZF.	97
Figura 5.33 - Diagrama de fase pseudo-binário para o aço inoxidável duplex UNS S82441, calculado pelo software Thermo-Calc®, mostrando a influência do N até 10%, na precipitação de fases [28].	99
Figura 5.34 - Difrátograma de raios-X mostrando as fases com os respectivos planos da amostra tratada a 800 °C por 12 horas [28].	101
Figura 5.35 - Difrátograma de raios-X mostrando as fases com os respectivos planos da amostra tratada a 600 °C por 12 horas [28].	102
Figura 5.36 - Difrátograma de raios-X mostrando as fases com os respectivos planos da amostra tratada a 600 °C por 48 horas [28].	102
Figura 5.37 - Micrografia do aço duplex tratado a 800 °C por 12 horas e contendo sigma, obtida através de microscopia eletrônica de varredura. Ataque eletrolítico com ácido oxálico [28].	104
Figura 5.38 - Micrografia do aço duplex tratado a 600 °C por 12 horas e contendo Cr ₂₃ C ₆ , obtida através de microscopia eletrônica de varredura. Ataque eletrolítico com ácido oxálico [28].	105
Figura 5.39 - Identificação dos elementos nas fases por espectrometria por energia dispersiva em uma das regiões estudadas.....	106
Figura 5.40 - Identificação das fases por espectrometria por energia dispersiva. .	107

Figura 5.41 - EBSD MB.....	109
Figura 5.42 - EBSD ZAC-CP1.....	110
Figura 5.43 - EBSD ZAC-CP2.....	111
Figura 5.44 - EBSD ZAC-CP3.....	112
Figura 5.45 - EBSD ZF-CP1.	113
Figura 5.46 - EBSD ZF-CP2.	114
Figura 5.47 - EBSD ZF-CP3.	115
Figura 5.48 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do MB.	117
Figura 5.49 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do ZAC CP1.	118
Figura 5.50 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do ZF CP1.	119
Figura 5.51 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do ZAC CP2.	120
Figura 5.52 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do ZF CP2.	121
Figura 5.53 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do ZAC CP3.	122
Figura 5.54 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do ZF CP3.	123
Figura 5.55 - Curvas de DTA em função do tempo e temperatura e em função da temperatura e da curva derivada para taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min do material base.....	125
Figura 5.56 - Curvas de DTA em função do tempo e temperatura e em função da temperatura e da curva derivada para taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min do CP1 ZF.....	126
Figura 5.57 - Curvas de DTA em função do tempo e temperatura e em função da temperatura e da curva derivada para taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min do CP2 ZF.....	127
Figura 5.58 - Curvas de DTA em função do tempo e temperatura e em função da temperatura e da curva derivada para taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min do CP3 ZF.....	128
Figura 5.59 - Ciclos térmicos utilizados no o ensaio de dilatometria.....	130

Figura 5.60 - Curvas de dilatométrica do CP1 ZAC.....	131
Figura 5.61 - Curvas de dilatométrica do CP2 ZAC.....	132
Figura 5.62 - Curvas de dilatométrica do CP3 ZAC.....	133
Figura 5.63 - Curvas de dilatométrica do CP1 ZF.....	134
Figura 5.64 - Curvas de dilatométrica do CP2 ZF.....	135
Figura 5.65 - Curvas de dilatométrica do CP3 ZF.....	136
Figura 5.66 - Representação gráfica das médias das microdurezas das fases austenita e ferrita em relação ao Material Base e cordões de solda para a ZAC e ZF.	139
Figura 5.67 - Representação gráfica das médias das microdurezas das fases ferrita e austenita em relação à energia de soldagem para cada cordão de solda da ZAC e ZF.....	140
Figura 5.68 - Microdureza da ferrita ao longo da espessura da chapa.	141
Figura 5.69 - Correlação entre a microdureza e a fração volumétrica de ferrita e austenita.	141
Figura 5.70 - Energias absorvidas no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C).....	143
Figura 5.71 - Energia de soldagem x Energia absorvidas no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C).	143
Figura 5.72 - Correlação existente entre a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C) (J) com a fração volumétrica da ferrita e austenita, microdureza da ferrita e austenita e energia de soldagem.	144
Figura 5.73 - Expansão lateral no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C).....	146
Figura 5.74 - Correlação existente entre a expansão lateral e a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C).	146
Figura 5.75 - Fraturas do material base.....	147
Figura 5.76 - Fraturas do CP1.	148
Figura 5.77 - Fraturas do CP2.	149
Figura 5.78 - Fraturas do CP3.	150
Figura 5.79 - Macrografia do CP1 ZF apresentando porosidade na região da trinca.	152
Figura 5.80 - Localização da leitura de cada área estudada para cada corpo de prova com a respectiva ZAC.....	155
Figura 5.81 - Mapas de correntes iônicas do CP1. 2D.	156
Figura 5.82 - Mapas de correntes iônicas do CP2. 2D.	157

Figura 5.83 - Mapas de correntes iônicas do CP3. 2D.	158
Figura 5.84 - Mapas de correntes iônicas do CP1. 3D.	159
Figura 5.85 - Mapas de correntes iônicas do CP1. 3D.	160
Figura 5.86 - Mapas de correntes iônicas do CP1. 3D.	161
Figura 5.87 - Micrografia obtida por MEV dos CPs após medidas de SVET. Imagens por elétrons secundários (SE) e imagens por elétrons retroespalhados (BSE).	162

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Composição química de uma série de aços inoxidáveis duplex segundo norma ASME.	4
Tabela 2.2 - Propriedades Mecânicas de uma série de aços inoxidáveis duplex segundo ASME.	6
Tabela 2.3 - Algumas características das fases observadas nos aços inoxidáveis duplex [30].	10
Tabela 2.4 - Processos de soldagem e eficiência de transmissão [29].	22
Tabela 4.1 - Composição química do aço inoxidável lean duplex UNS S82441, pelo certificado.	43
Tabela 4.2 - Composição química do consumível AWS A5.9/A5.9M ER2209, pelo certificado.	43
Tabela 5.1 - Variáveis do processo utilizadas nos cordões de solda.	56
Tabela 5.2 - Distâncias a partir da face reta do chanfro e respectivas temperaturas.	58
Tabela 5.3 - Temperaturas máximas em função dos cordões de solda e da distância a partir da face reta do chanfro com respectivos $\Delta t_{12/8}$	59
Tabela 5.4 - Medidas das dimensões largura do cordão (L) e das poças de fusão: largura (x), comprimento (y) e área (A) para os três cordões de solda.	61
Tabela 5.5 - Eficiência de transmissão de calor dos processos de soldagem calculada pelo método da temperatura máxima para o CP1.	63
Tabela 5.6 - Eficiência de transmissão de calor dos processos de soldagem calculada pelo método da temperatura máxima para o CP2.	64
Tabela 5.7 - Eficiência de transmissão de calor dos processos de soldagem calculada pelo método da temperatura máxima para o CP3.	64
Tabela 5.8 - Dados de entrada e eficiência de transmissão de calor dos processos de soldagem calculada pelo método da largura da poça de fusão.	65
Tabela 5.9 - Resultados da eficiência de transmissão de calor do processo utilizando os dois métodos de cálculo.	66
Tabela 5.10 - Potências calculadas pelos diferentes métodos para o corpo de prova CP1.	68

Tabela 5.11 - Potências calculadas pelos diferentes métodos para o corpo de prova CP2.	69
Tabela 5.12 - Potências calculadas pelos diferentes métodos para o corpo de prova CP3.	69
Tabela 5.13 - Tamanho médio do grão de ferrita das regiões estudadas (mm).	75
Tabela 5.14 - Diluições dos cordões de solda	75
Tabela 5.15 - Médias das porcentagens da ferrita e austenita para o MB, ZAC e ZF do CP1, CP2 e CP3 e respectivos desvios padrões.	82
Tabela 5.16 - Análise de variância das porcentagens das fases ferrita e austenita da ZAC e ZF dos cordões de solda CP1, CP2 e CP3 e MB, com 95% de confiança e 5% de significância.	88
Tabela 5.17 - Parâmetros de rede das fases nas camadas de reação em (Å) e erro em (%), pela carta, metodologia de Cullity e de Nelson-Riley [28].	98
Tabela 5.18 - Resultado das % dos elementos químicos pela espectrometria óptica do material base e zonas fundidas dos corpos de prova: CP1 (Menor energia de soldagem), CP2 (Energia intermediária) e CP3 (Maior energia de soldagem).	100
Tabela 5.19 - Parâmetros de rede das fases nas camadas de reação em (Å) e erro em (%), pela carta, metodologia de Cullity e de Nelson-Riley, após tratamento térmico [28].	103
Tabela 5.20 - Análise química das fases sigma, ferrita e austenita, obtida em corpo de prova tratado a 800 °C por 12 h.	105
Tabela 5.21 - Médias das porcentagens da ferrita e austenita para o MB, ZAC e ZF do CP1, CP2 e CP3, obtidas por EBSD.	108
Tabela 5.22 - Relação de orientação entre as fases γ (CFC) e α (CCC) [90].	116
Tabela 5.23 - Análise qualitativa para identificação de fases por EBSD – Quantidade de correspondências.	116
Tabela 5.24 - Temperaturas de transformação de fase liquidus-solidus para os corpos de prova do ensaio de DTA para o material base, e zona fundida do CP1, CP2 e CP3.	124
Tabela 5.25 - Temperatura máxima de precipitação de sigma e início de precipitação de austenita.	129
Tabela 5.26 - Dados do ciclos térmicos utilizados nos ensaios de dilatométrica.	129

Tabela 5.27 - Médias das microdurezas da ferrita e austenita para o MB, CP1, CP2 e CP3 e respectivos desvios padrões, carga de 10g.	138
Tabela 5.28 - Análise de variância das microdurezas das fases ferrita e austenita da ZAC e ZF dos cordões de solda CP1, CP2 e CP3 e MB, com 95 % de confiança e 5% de significância.	138
Tabela 5.29 - Resultados dos ensaios Charpy V (-46 °C) do cordão de solda, com os desvios padrões corrigidos pelo t de Student para 95 % de confiança.	142
Tabela 5.30 - Análise de variância das energias absorvidas da ZAC e ZF dos cordões de solda CP1, CP2 e CP3, com 5 % de significância.	142
Tabela 5.31 - Resultados do ensaio de impacto Charpy V (-46 °C), expansão lateral (mm).	145
Tabela 5.32 - Análise de variância da expansão lateral da ZAC e ZF dos cordões de solda CP1, CP2 e CP3, com 5 % de significância.	145
Tabela 5.33 - PRE na zona fundida com a composição dos elementos calculada pela diluição e analisada pela espectrometria óptica.	163
Tabela 5.34 - PRE do material base com a composição dos elementos fornecida pelo fabricante e analisada pela espectrometria óptica.	163

SUMÁRIO

RESUMO.....	v
ABSTRACT.....	vii
LISTA DE ILUSTRAÇÕES	viii
LISTA DE TABELAS	xv
1 - INTRODUÇÃO.....	1
2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 - SOLDABILIDADE.....	3
2.2 - AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.....	3
2.2.1 - Composição, classificação e propriedades dos aços inoxidáveis duplex	3
2.2.2 - Modo de solidificação dos aços inoxidáveis duplex	7
2.2.3 - Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex	8
2.2.3.1 - Precipitados de Nitreto de Cromo (CrN e Cr_2N).....	10
2.2.3.2 - Fase sigma (σ)	11
2.2.3.3 - Fase chi (χ)	11
2.2.3.4 - Austenita Secundaria (γ_2).....	12
2.2.3.5 - Carbonetos (M_7C_3 e $M_{23}C_6$).....	13
2.2.3.6 - Fragilização de 475 °C	14
2.2.3.7 - Influência dos elementos de liga	14
2.2.4 - Efeitos dos precipitados nas propriedades mecânicas e de corrosão ...	15
2.3 - METALURGIA DA SOLDAGEM E SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.....	16
2.3.1 - Regiões de interesse em juntas soldadas de aços inoxidáveis duplex ..	16
2.3.1.1 - Transformações de fase na Zona Afetada pelo Calor (ZAC)	17
2.3.1.2 - Transformações de fase na Zona Fundida (ZF).....	20
2.3.2 - Transferência de calor durante a soldagem	21
2.3.2.1 - Eficiência de transmissão de calor do processo de soldagem	22
2.3.2.2 - História térmica	23
2.3.3 - Tempo de resfriamento de 1200 °C a 800 °C - $\Delta t_{12/8}$.....	26
2.3.4 - Energia de soldagem e seu efeito na microestrutura de um aço inoxidável duplex	27
2.4 - PROCESSOS DE SOLDAGEM PARA AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX	30
2.4.1 - Processo de soldagem MIG/ MAG	30

2.4.1.1 - Variáveis do processo de soldagem MIG/MAG [57,65].....	32
2.4.1.2 - Transferência metálica no processo de soldagem MIG/MAG por arco pulsado.....	33
2.5 - CORROSÃO NOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX	34
2.5.1 - Principais tipos de corrosão nos aços inoxidáveis duplex.....	35
2.5.1.1 - Corrosão generalizada	35
2.5.1.2 - Corrosão intergranular	35
2.5.1.3 - Corrosão localizada.....	36
2.5.1.4 - Corrosão-sob-tensão (CST)	39
3 - OBJETIVO	42
4 - MATERIAIS E MÉTODOS	43
4.1 - MATERIAL DE BASE E CONSUMÍVEIS	43
4.2 - SOLDAGEM DAS CHAPAS DE AÇO DUPLEX.....	43
4.2.1 - Preparação dos corpos de prova para soldagem dos cordões	43
4.2.2 - Definição dos parâmetros do processo	44
4.2.3 - Obtenção dos ciclos térmicos de soldagem	44
4.2.4 - Procedimento de soldagem dos corpos de prova pelo processo MIG/MAG	46
4.2.5 - Determinação das dimensões da poça de fusão	46
4.3 - TÉCNICAS DE ANÁLISE MICROESTRUTURAL	47
4.3.1 - Preparação das amostras.....	47
4.3.2 - Microscopia óptica (MO).....	47
4.3.3 - Metalografia quantitativa (MTQ).....	48
4.3.4 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	48
4.3.5 - Análises para identificação de fases.....	48
4.3.5.1 - Análise para identificação de fases por Difração de Raios-X (DRX).....	49
4.3.5.2 - Análise para identificação de fases por Electron Backscatter Diffraction - EBSD	49
4.4 - TÉCNICAS DE ANÁLISE TÉRMICA.....	50
4.4.1 - Análise Térmica Diferencial (DTA).....	50
4.4.2 - Análise por dilatométrica	50
4.5 - ENSAIOS MECÂNICOS.....	51
4.5.1 - Ensaio de microdureza	51
4.5.2 - Ensaio de impacto Charpy V (-46 °C)	52

4.6 - ENSAIO DE CORROSÃO PELA TÉCNICA “SCANNING VIBRATING ELECTRODE TECHNIQUE (SVET)”	53
5 - RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	56
5.1 - SOLDAGEM DAS CHAPAS DE AÇO DUPLEX.....	56
5.1.1 - Parâmetros do processo e soldagem.....	56
5.1.2 - Ciclos térmicos de soldagem.....	57
5.1.2.1 - Distâncias dos termopares à face reta do chanfro obtidas após soldagem	57
5.1.2.2 - Tempo de resfriamento de 1200 °C a 800 °C - $\Delta t_{12/8}$	58
5.1.2.3 - Repartições térmicas obtidas após soldagem.....	59
5.1.3 - Determinação das dimensões das poças de fusão e larguras dos cordões	61
5.1.4 - Cálculo da eficiência de transmissão de calor dos cordões de solda	63
5.1.5 - Cálculo da potência do arco e energia de soldagem dos cordões de solda	68
5.2 - ANÁLISE MICROESTRUTURAL	71
5.2.1 - Direções do material base.....	71
5.2.2 - Macrografia do formato dos cordões de solda, tamanho do grão e diluição	73
5.2.3 - Microscopia óptica (MO).....	75
5.2.3.1 - Lado do chanfro reto dos cordões de solda	75
5.2.3.2 - Identificação das fases presentes do material base.....	79
5.2.3.3 - Identificação das fases presentes na ZAC e na ZF	79
5.2.4 - Metalografia quantitativa (MTQ).....	82
5.2.5 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	90
5.2.6 - Análises para identificação de fases.....	94
5.2.6.1 - Análise para identificação de fases por Difração de Raios-X (DRX).....	94
5.2.6.2 - Análise para identificação de fases por EBSD	107
5.3 - TÉCNICAS DE ANÁLISE TÉRMICA.....	124
5.3.1 - Análise Térmica Diferencial (DTA).....	124
5.3.2 - Análise por Dilatometria	129
5.4 - ENSAIOS MECÂNICOS.....	137
5.4.1 - Ensaio de microdureza	137
5.4.2 - Ensaio de impacto Charpy V (-46 °C)	142
5.4.2.1 - Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C).....	142

5.4.1.2 - Expansão lateral no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C)	145
5.4.1.3 - Fractografia do ensaio de impacto Charpy V (-46 °C).....	146
5.5 - ENSAIO DE CORROSÃO	152
6 - CONCLUSÕES.....	164
7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	166
Bibliografia.....	167

1 - INTRODUÇÃO

A soldagem é um método muito utilizado na fabricação dos equipamentos. Consequentemente, o conhecimento da microestrutura da solda torna-se muito importante [1]. A soldagem é um processo que requer operação uniforme, confiável, previsível, consistente e independente, na medida do possível, de falhas humanas.

A complexidade da interação entre as variáveis do processo de soldagem pode ser entendida quando os fenômenos de natureza térmica e metalúrgica envolvidos são conhecidos e previsíveis. As propriedades mecânicas dos cordões de solda são determinadas pela sua composição química e pela evolução microestrutural que ocorre durante o processo de soldagem. Estas propriedades dependem das variáveis do processo, tais como a energia de soldagem, as taxas de resfriamento e as características do equipamento.

A evolução da soldagem por fusão e a microestrutura da zona afetada pelo calor, são muitas vezes difíceis de compreender. O aquecimento e o resfriamento rápido e as taxas associadas com o processo de soldagem tornam essa compreensão complexa. No caso dos aços inoxidáveis duplex, esse processo é ainda mais complicado pela instabilidade das fases ferrita e austenita na gama de temperaturas entre a temperatura ambiente e o ponto de fusão da liga.

Os aços inoxidáveis duplex são utilizados para uma variedade de aplicações industriais pelo fato de possuírem uma excelente combinação de resistência mecânica, resistência à corrosão e soldabilidade [2]. Por apresentar grande tendência à formação de precipitados intermetálicos, como Fase sigma (σ), Austenita Secundária (γ_2), Carbonetos (M_7C_3 e $M_{23}C_6$) entre outras, e uma solidificação iniciada como ferrita primária, a soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex baixa liga, como o UNS S82441, é pior que a dos aços inoxidáveis austeníticos, exigindo um controle rígido da composição química do metal de solda e dos ciclos térmicos de soldagem [3], que afetam a fração volumétrica de austenita na junta soldada que influencia fortemente as propriedades mecânicas e as propriedades de corrosão do aço inoxidável duplex [4].

O modo de transferência metálica na soldagem varia de acordo com os parâmetros de soldagem utilizados, sendo o número de parâmetros a regular no processo MIG/MAG, utilizado neste trabalho, muito grande e todos eles em maior ou

menor grau, governam a geometria do cordão, que também se baseia na soldabilidade [5].

A soldabilidade de um material é uma propriedade bastante complexa, pois envolve desde a facilidade com que o material é soldado até o comportamento da junta soldada em serviço. Para se evitar algum tipo de fragilização em juntas soldadas, é importante conhecer não só as transformações de fase de um material bem como a rapidez com que a fragilização ocorre. A partir daí são determinadas as variáveis do procedimento de soldagem como temperatura de pré-aquecimento, temperatura interpasses, tratamento térmico pós-soldagem e até mesmo a energia de soldagem [6].

O presente trabalho tem como objetivo estudar a influência da variação da energia de soldagem na soldabilidade do aço inoxidável duplex UNS S82441, variando-se a energia de soldagem. Será utilizado o processo MIG/MAG (Metal inerte gás / metal ativo gás) na realização de cordões de solda em chapas com 100 x 300 x 6,1 mm. O metal de adição empregado será o ER2209 segundo a norma AWS A5.9 e gás de proteção com 98%Ar + 2%O₂, com energias de soldagem de 0,85; 1,07 e 1,34 kJ*mm⁻¹. As juntas soldadas e o metal de base serão caracterizados microestruturalmente utilizando técnicas como: Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Metalografia Quantitativa, Difração de Raios-X, Análise por Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD), Análise por Calorimetria Diferencial e Análise por Dilatometria. As juntas e o metal de base serão caracterizados com relação as suas propriedades mecânicas e de resistência a corrosão com os seguintes ensaios: Ensaio de Microdureza, Ensaio de impacto Charpy V e Ensaio de Corrosão pela técnica de varredura de eletrodo em vibração (Scanning Vibrating Electrode Technique - SVET).

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - SOLDABILIDADE

O conceito de soldabilidade envolve muitas variáveis e se torna muito complexo. A American Welding Society (AWS) define soldabilidade como “a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço” [7].

O termo soldabilidade pode ser definido, também, como “à medida que uma soldagem livre de defeitos com satisfatórias propriedades mecânicas e de resistência à corrosão em relação ao metal de base pode ser gerada, a fim de alcançar o nível desejado de desempenho” [8].

O principal fator que afeta a soldabilidade de uma estrutura soldada é a composição química do metal e a condição metalúrgica, ou seja, o procedimento de soldagem é limitado por fatores do material a ser soldado.

A soldabilidade pode ser dividida em três subgrupos: soldabilidade operacional, soldabilidade metalúrgica e soldabilidade em serviço. Neste trabalho, trataremos somente da soldabilidade metalúrgica. A soldabilidade metalúrgica envolve transformação de fases associadas à natureza do material e à transferência de calor da junta soldada. Está relacionada à energia de soldagem e crescimento de grão na região soldada, às incompatibilidades entre materiais, a microsegregação durante a solidificação e as transformações de fase na zona afetada pelo calor e na zona fundida [9].

Os aços inoxidáveis duplex de forma geral apresentam boa soldabilidade e são enquadrados como “P number” 10H segundo a ASME IX, que indica o agrupamento dos metais de base para qualificação.

2.2 - AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

2.2.1 - Composição, classificação e propriedades dos aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex são ligas Fe-Cr-Ni-Mo, apresentando em sua maioria também o N, como elemento de liga, substituindo parcialmente o níquel [10].

Esta substituição do níquel pelo nitrogênio melhora tanto as propriedades mecânicas [11] como as de corrosão [11,12].

Os aços inoxidáveis duplex apresentam geralmente uma microestrutura balanceada mista de ferrita (α) e austenita (γ), na proporção de aproximadamente 50% em volume de cada fase [10,13]. Essa microestrutura é obtida graças à composição química principalmente pelo balanceamento dos elementos de liga, estabilizadores da austenita (C, Ni, N, Cu e Mn) e estabilizadores de ferrita (Cr, Mo, W, Nb, Fe e Si) [14] e tratamento termomecânico que este material é submetido durante sua fabricação.

As composições nominais de alguns aços inoxidáveis duplex são apresentadas na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 - Composição química de uma série de aços inoxidáveis duplex segundo norma ASME.

Denominação UNS	Composição química (%)										
	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	W	N
S32101	0,04	0,03	0,04	1,00	4,0-6,0	1,35-1,70	21,0-22,0	010-080	010-080	-	0,20-0,25
S31200	0,03	0,03	0,045	1,00	2,00	5,5-6,5	24,0-26,0	1,2-2,0	-	-	0,14-0,20
S31260	0,03	0,03	0,03	0,75	1,00	5,5-7,5	24,0-26,0	2,5-3,5	0,2-0,8	0,1-0,5	0,10-0,30
S31803	0,03	0,02	0,03	1,00	2,00	4,5-6,5	21,0-23,0	2,5-3,5	-	-	0,08-0,20
S32205	0,03	0,02	0,03	1,00	2,00	4,5-6,5	22,0-23,0	3,0-3,5	-	-	0,14-0,20
S32304	0,03	0,04	0,04	1,00	2,50	3,00-5,50	21,5-24,5	-	0,05-0,60	-	0,05-0,20
S32520	0,03	0,02	0,035	0,8	1,5	5,5-5,8	24,0-26,0	3,0-5,0	0,5-3,0	-	0,20-0,35
S32550	0,04	0,03	0,04	1,00	1,50	4,5-6,5	24,0-27,0	2,9-3,9	1,5-2,5	-	0,10-0,25
S32750	0,03	0,02	0,035	0,8	1,2	6,0-8,0	3,0-5,0	0,5		-	0,24-0,32
S32760	0,03	0,01	0,03	1,00	1,00	6,0-8,0	24,0-26,0	3,0-4,0	0,5-1,0	0,1-0,5	0,20-0,30
S32900	0,08	0,03	0,04	0,75	1,00	2,5-5,0	23,0-28,0	1,0-2,0	-	-	-
S32950	0,03	0,01	0,035	0,60	2,00	3,5-5,2	26,0-29,0	1,0-2,5	-	-	0,15-0,35
S82441	0,02	0,001	0,021	0,39	2,90	3,62	24,08	1,57	0,42	-	0,269

O primeiro aço inoxidável duplex foi desenvolvido em 1927. Vários estudos subsequentes incrementaram um rápido crescimento em termos de produção e

desenvolvimento de novas ligas para aplicações específicas [15]. Apresentam baixo teor de carbono, pois, normalmente são produzidos através do sistema AOD (descarburação por sopro combinado de oxigênio e argônio) [16].

Segundo a composição química o grupo dos aços inoxidáveis duplex pode ser classificado nos seguintes subgrupos [17]:

- Aços inoxidáveis duplex de baixa liga (23%Cr-4%Ni-0,10% N): devido ao menor teor de elemento de liga e não possuir molibdênio são materiais mais econômicos podendo substituir os aços inoxidáveis austeníticos tipo 304 e 316. Comumente designados por aços inoxidáveis lean duplex.
- Aços inoxidáveis duplex de média liga (22%Cr-5%Ni-3%Mo-0,17%N): Apresentam um maior teor de nitrogênio e com isso, uma maior resistência à corrosão por pite em ambientes agressivos. São os aços inoxidáveis duplex mais utilizados, considerados "padrão".
- Aços inoxidáveis duplex de alta liga (25%Cr-6,8%Ni-3,7%Mo-0,27%N com ou sem adição de W ou Cu): São especialmente projetados para ambientes altamente agressivos e elevadas propriedades mecânicas. Comumente designados como aços inoxidáveis superduplex.

Devido à influência da composição química sobre a corrosão, estabeleceu-se um parâmetro denominado Número Equivalente de Resistência à Corrosão por Pite (PRE – *Pitting Resistance Equivalent Number*) [18,19]. O PRE permite comparar, de maneira genérica, a resistência à corrosão por pites com base na influência dos elementos de liga mais significantes que afetam diretamente a resistência à corrosão por pites (cromo, molibdênio, nitrogênio e tungstênio).

O PRE é calculado pela adição das porcentagens em peso dos elementos e das muitas expressões existente para aços duplex, a mais comumente utilizada é:

$$PRE_N = \%Cr + 3,3(\%Mo) + 16(\%N) \quad (2.1)$$

ou

$$PRE_W = \%Cr + 3,3(\%Mo + \%W) + 16(\%N) \quad (2.2)$$

para ligas com adição de W.

A classificação dos duplex, muitas vezes, é realizada com base na soma eficaz PRE e sua subdivisão é portanto, em quatro grupos [20,21]:

- *Lean Duplex ou Duplex Baixa Liga*: normalmente, sem a adição de molibdênio e PRE_N menor que 32.
- *Duplex*: com a adição de molibdênio e um PRE_N entre 32 e 40.
- *Super Duplex*: com pelo menos 24% em peso de Cr e um PRE_N ou PRE_W entre 40 e 45.
- *Hiper Duplex*: PRE_N ou PRE_W superior a 45.

As propriedades superiores dos aços inoxidáveis duplex são obtidas através da composição química e de um tratamento termomecânico durante a conformação mecânica a aproximadamente 1200 °C [22]. Possuem boa tenacidade e combinam resistência mecânica superior com elevada resistência à corrosão [23] devido à porção de austenita presente.

A Tabela 2.2 proporciona uma comparação das propriedades mecânicas entre essas séries de aços inoxidáveis duplex.

Tabela 2.2 - Propriedades Mecânicas de uma série de aços inoxidáveis duplex segundo ASME.

Denominação UNS	Limite de escoamento		Limite de resistência		Alongamento %	Dureza	
	MPa	Ksi	MPa	Ksi		HB	HRC
S32101	450	65	620	90	25	293	31
S31200	450	65	690	100	25	280	-
S31260	485	70	690	100	20	290	-
S31803	450	65	620	90	25	293	31
S32205	450	65	655	95	25	293	31
S32304	400	58	600	87	25	290	30,5
S32520	550	80	770	112	25	310	-
S32550	550	80	760	110	15	302	32
S32750	550	80	800	116	15	310	32
S32760	550	80	750	108	25	270	-
S32900	485	70	620	90	20	271	28
S32950	480	70	690	100	15	293	32

Quando comparado aos aços austeníticos e ferríticos, são bastante competitivos no mercado, inclusive na substituição dos aços AISI 316 e 316L. Possuem o dobro da resistência à corrosão-sob-tensão e pites em relação a essa série [10]. Os aços inoxidáveis duplex são magnéticos devido à presença da ferrita,

apresentam condutividade térmica maior que a dos aços inoxidáveis austeníticos e menores coeficientes de expansão térmica similar aos aços inoxidáveis ferríticos.

Os aços inoxidáveis duplex possuem várias aplicações industriais nas áreas química, petroquímica, de prospecção de petróleo em águas marinhas, papel e celulose, entre outras [10,24]. Nestes setores, os aços inoxidáveis duplex têm sido utilizados em tubulações, bombas, tanques e vasos de pressão em função do PRE_N do aço e por apresentar elevadas propriedades mecânicas, elevadas propriedades de corrosão e boa tenacidade. Estas propriedades são adquiridas pela combinação da fração volumétrica da ferrita e da austenita, junto com a composição química, que acarretam em elevado limite de escoamento e resistência, quando comparado aos aços inoxidáveis convencionais.

2.2.2 - Modo de solidificação dos aços inoxidáveis duplex

A formação da microestrutura bifásica dos aços inoxidáveis duplex pode ser entendida através de um diagrama da variação molar das fases em equilíbrio com a temperatura, calculado pelo software Thermo-Calc®, como o mostrado na Figura 2.1.

Ela se inicia a partir da solidificação 100% ferrítica do metal líquido na faixa de temperatura de 1490 °C a 1440°C, permanecendo ferrítica até atingir a linha solvus da ferrita [10]. A temperatura de início de precipitação depende da relação dos elementos estabilizadores de ferrita e da austenita. A partir daí, ocorre o início da precipitação da austenita, no estado sólido, por nucleação e crescimento entre as temperaturas de 1200 °C e 650 °C, inicialmente, precipitada nos contornos de grão ferrita/ferrita, crescendo com morfologia Windmanstätten dentro dos grãos, e posteriormente, precipitada na forma de ilhas de lamelas intragranulares [10,14,25].

Em temperaturas abaixo de 650°C, a ferrita de um aço inoxidável duplex se transforma em austenita, que se precipita isotermicamente, formando a austenita secundária intergranular, não apresentando diferença em sua composição, quando comparada com a matriz ferrítica [26], exceto para o nitrogênio.

Para que não haja precipitação de fases intermetálicas no aço inoxidável, que podem ser nocivas às propriedades do aço, a uma temperatura entre 1000 °C e 1200 °C com posterior resfriamento rápido, um tratamento de solubilização é efetuado para solubilizar as fases secundárias formadas durante o resfriamento e ajustar as proporções das fases ferrita e austenita [27].

Figura 2.1 - Diagrama da variação molar das fases em equilíbrio com a temperatura, calculado pelo software Thermo-Calc®, mostrando as microestruturas do aço inoxidável duplex UNS S82441 ao longo de seu resfriamento [28].

Portanto, o resultado da microestrutura dos aços inoxidáveis duplex é dependente da composição química e da velocidade de resfriamento no processo de fabricação.

2.2.3 - Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex

Outras fases podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex além da ferrita e a austenita entre as temperaturas de 300 °C e 1000 °C. A Figura 2.2 apresenta uma curva TTT para as fases intermetálicas mais comuns que podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex.

As transformações de fases intermetálicas mais relevantes nos aços inoxidáveis duplex apresentam um caráter fragilizante, seja por um aumento de dureza, por formação de zonas empobrecidas em cromo na microestrutura ou por alteração na composição química original [24].

A precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex é favorecida pela redistribuição preferencial de elementos de liga na ferrita e austenita, que ocorrem

durante o resfriamento. Ocorre por nucleação em sítios de alta energia como pontos triplos de grãos, contornos de grão, inclusões, discordâncias e aglomerações de lacunas [29].

Figura 2.2 - Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos aços inoxidáveis duplex [27].

A Figura 2.3 esquematiza algumas fases que ocorrem nos aços inoxidáveis duplex que podem fragilizá-lo e a Tabela 2.3 apresenta características de algumas dessas fases.

Figura 2.3 - Esquema da microestrutura de um aço inoxidável duplex, mostrando a localização de algumas fases presentes que podem fragilizá-lo [6].

Tabela 2.3 - Algumas características das fases observadas nos aços inoxidáveis duplex [30].

Fase (Fórmula química)	Estrutura cristalina (Grupo espacial)	Parâmetro de rede (Å)	Faixa de temperatura (°C)	Composição química [%]				
				Fe	Cr	Ni	Mo	Outros
Ferrita (α) ^(a)	ccc [Im3m (229)]	a=2,86-2,88	-	54,5	27,9	8,4	2,9	0,05 N
Austenita (γ) ^(a)	cfc [Fm3m (225)]	a=3,58-3,62	-	55,5	27,0	10,0	3,6	0,54 N
Austenita secundária (γ_2)	cfc [Fm3m (225)]	a=3,579	600-1000	56,8	25,3	11,2	2,4	0,19 N
Nitreto ^(b) (Cr ₂ N)	trigonal [P3 ₁ m (162)]	a=4,750-4,796 c=4,429-4,470	550-1000	4,6	85,5	-	4,8	5,1 V N
Nitreto ^(b) (CrN)	cfc [Fm3m (225)]	a=4,140	550-1000	5,8	83,1	-	9,3	1,8 Mn N
π ^(b) Mo ₁₃ Fe ₇ N ₄	Cúbica prim. [P4 ₁ 32 (213)]	a=6,47	500-600	28,4	34,9	2,8	33,9	N
Carboneto ^(b) (M ₂₃ C ₆)	cfc [Fm3m (225)]	a=10,46-10,68	550-900	35	60	2	3	C
Carboneto (M ₇ C ₃)	ortorrômbico [Pnma (62)]	a=4,52 b=6,99 c=12,11	950-1100	-	-	-	-	-
χ Fe ₁₈ Cr ₆ Mo ₅	ccc [I43m (217)]	a=8,920 a=8,862-8,878	400-950	48,2	26,7	3,3	21,8	-
σ (FeCr)	tetragonal [P4 ₂ /mnm (136)]	a=8,799-8,828 c=4,544-4,597	650-1000	55	29	5	11	-
ϵ (Rica em Cu)	cfc [Fm3m (225)]	a=3,615	400-650	-	-	-	-	Cu
G ^(c)	cúbica [Fm3m (225)]	a=10,9-11,6	300-500	16	25	26	16	14 Si
α' (α rica em Cr)	ccc [I4/m32/m]	a=2,87-2,89	350-750	12	72	3	10	3 Si
R (Fe ₂₈ Cr ₁₃ Mo ₁₂)	trigonal romboédrica hexagonal [R3 (146:H)]	a=9,01 $\alpha=74^\circ 30'$ a=10,937 c=19,346	550-800	44,8	25,6	-	27,8	1,8 Co
τ (Fe-Cr-Mo)	ortorrômbica [Fmmm (69)]	a=4,054 b=34,36 c=2,867	550-750	43,4	23,9	5,9	22,8	3,6 Mn
Laves (Fe ₂ Mo)	hcp	a=4,73 c=7,72	650-815	-	-	-	-	-

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

b: Medidos só os elementos metálicos.

c: % atômica.

2.2.3.1 - Precipitados de Nitreto de Cromo (CrN e Cr₂N)

Nos aços inoxidáveis duplex, o nitreto de cromo pode surgir principalmente em aquecimentos acima de 1300 °C e resfriamento rápido em processo de soldagem ou quando o aumento do teor de nitrogênio como elemento de liga causa a precipitação de Cr₂N entre 700 °C e 900 °C [31]. Inicia-se a partir da ferrita em

temperaturas em torno de 550 °C e 1000°C. Sua precipitação pode ocorrer intergranularmente nas interfaces (α/α) ou (α/γ) ou intragranularmente na ferrita, como um resultado da supersaturação de nitrogênio [32]. Apresentam-se em forma de plaquetas de CrN ou bastonetes de Cr₂N que se precipitam durante o resfriamento a partir do campo ferrítico, ocorrendo uma competição entre a precipitação de nitretos de cromo e de austenita. A formação dos nitretos é acelerada pela presença de Cr, Mo e W, que também, aumentam o campo de precipitação desta fase para maiores temperaturas. Sua precipitação produz empobrecimento de cromo no grão e nos contornos de grão tendo forte efeito na resistência a corrosão [31].

2.2.3.2 - Fase sigma (σ)

A fase sigma apresenta uma estrutura cristalina com 30 átomos por célula unitária num arranjo tetragonal de corpo centrado complexo, de relação (c/a) próxima a 0,52 [33].

Para os aços inoxidáveis duplex, a fase σ normalmente se precipita em temperaturas compreendidas entre 600 °C e 975 °C, de acordo com o seu tempo de exposição e composição química da liga [34].

A fase sigma é extremamente dura (chegando a 940 HV ou 68 HRC), não magnética a temperatura ambiente e causa fragilização quando precipitada na estrutura de um material, conseqüentemente, deterioração drástica nas propriedades mecânicas de tenacidade e ductilidade e na resistência a corrosão do aço inoxidável duplex [35,36]. O comprometimento da resistência à corrosão se deve ao empobrecimento do cromo e do molibdênio presentes ao redor da fase sigma formadas na matriz [16].

A fase sigma nos aços inoxidáveis duplex se forma principalmente pela decomposição eutetóide $\delta \rightarrow \sigma + \gamma$, nucleando-se preferencialmente nos contornos de grãos ferríticos e interfaces austenita/ferrita, e crescendo subsequentemente em direção ao interior da ferrita [6,18]. Elementos alfacênicos, estabilizadores da ferrita, como o Cromo e o Molibdênio, favorecem a formação desta fase.

2.2.3.3 - Fase chi (χ)

É um composto intermetálico rico em Mo. Sua precipitação nos aços inoxidáveis duplex é bastante rápida. Ocorre somente no sistema ternário Fe-Cr-Mo comumente encontrada nos aços inoxidáveis duplex após envelhecimento na faixa de temperatura de 700 °C e 900 °C. Precipita-se nos limites de grão α/α , α/γ , e dentro da fase ferrítica que é rica em Cr [37,38]. A ocorrência da fase chi (χ), está diretamente ligada à presença da fase sigma (σ), possuindo composição similar, porém, em contraste, o carbono pode dissolver-se nela [37]. Apresenta efeitos nocivos quanto às propriedades de resistência mecânica e resistência a corrosão [6]. Sua precipitação está também associada à formação de austenita secundária (γ_2). Normalmente não aparece em grandes quantidades nos aços inoxidáveis. Possui composição química Fe36Cr12Mo10. Reage com uma quantidade significativa de cromo e molibdênio, empobrecendo o material desses elementos. Este fato pode acarretar numa diminuição da resistência a corrosão por pites [39].

2.2.3.4 - Austenita Secundária (γ_2)

Quando comparado com a austenita primária (γ_1), devido ao baixo teor de cromo e nitrogênio, a presença de austenita secundária é associada à redução da resistência à corrosão localizada. A austenita secundária (γ_2) pode apresentar-se de duas diferentes maneiras em aços inoxidáveis duplex [40,41]. Uma delas é oriunda do crescimento da austenita pré-existente formando-se na interface α/γ em temperaturas entre 800 °C e 900 °C, Figura 2.4.

Figura 2.4 - Camada de γ_2 ao redor de placas laterais de Widmanstätten de γ_1 . Aço inoxidável duplex UNS S32205 reaquecido a 1000 °C por 1 s. MEV-EC [40].

Neste caso, o nitreto de cromo (Cr_2N) nucleia-se na interface α/γ resultando em um esvaziamento de elementos formadores de ferrita (cromo e molibdênio), favorecendo a nucleação e crescimento de γ_2 na interface [40].

O outro tipo ocorre por nucleação intragranular no interior da ferrita, na forma de finas partículas aciculares, em temperaturas entre 800 °C e 1000 °C pela presença de sítios de nucleação (nitretos de cromo, inclusões, maclas), ciclos de reaquecimento e velocidade de resfriamento do metal de solda [40,42] apresentando diferentes morfologias conforme classificação de DUBÉ apud AARONSON [43], Figura 2.5. Nos aços inoxidáveis duplex as morfologias encontradas são usualmente alotrimórfica de contorno de grão, placas laterais de Widmanstätten e Widmanstätten intragranulares.

Figura 2.5 - Sistema de classificação morfológica da austenita secundária: (a) alotrimórfica; (b) placas laterais de Widmanstätten; (c) Widmanstätten serrilhadas; (d) idiomórficas; (e) Widmanstätten intragranulares; e (f) estrutura massiva [43].

2.2.3.5 - Carbonetos (M_7C_3 e M_{23}C_6)

A máxima quantidade de precipitação de carbonetos nos aços inoxidáveis duplex é *apenas por volta* de 0,5 vol. %. Isso, por apresentarem baixo teor de carbono, menores que 0,03 % em massa [14]. Sua formação precede a fase sigma e leva ao empobrecimento de Cr no limite de grão, causando a corrosão intergranular, similar aos aços austeníticos [41].

O carboneto M_7C_3 precipita-se preferencialmente nas interfaces ferrita/austenita em temperaturas elevadas (entre 1050 °C e 950 °C). O carboneto $M_{23}C_6$ pode ser encontrado tanto nas interfaces α/γ como α/α e γ/γ e sua precipitação ocorre em temperaturas abaixo de 950 °C [14,41].

A cinética de precipitação dos carbonetos nos aços inoxidáveis duplex é fortemente influenciada pelo teor de carbono presente no material. Quanto maior, menor o tempo para iniciar a precipitação. Elementos de liga, como o Ti, Nb, V e N, fortes formadores de carboneto, empobrecem a matriz em carbono e atrasam a cinética de precipitação de carbonetos. O tamanho de grão também influencia a cinética de precipitação, quanto maior o tamanho de grão, devido à diminuição de quantidade de contornos disponíveis por unidade de volume, mais rápida a precipitação [6].

2.2.3.6 - Fragilização de 475 °C

A fragilização a 475 °C está associada à decomposição da ferrita δ nas fases α' rica em cromo e α rica em ferro [39]. A fase α' apresenta uma estrutura cúbica de corpo centrado e é coerente com a ferrita δ . A formação de α' pode ocorrer por dois mecanismos: nucleação e crescimento, quando o teor de cromo na ferrita δ é relativamente baixo, e por decomposição espinodal quando o teor de cromo nesta mesma fase é maior [6,18]. Ocorre na faixa de temperatura entre 300 °C e 525 °C e causa considerável aumento do limite de escoamento e da dureza do material, bem como diminuição na tenacidade [18]. Tanto o tempo quanto a temperatura são influenciados pelos elementos de liga presentes no material, ocasionando esta fragilização [44]. Os elementos de liga Cr, Mo e Cu promovem a fragilização de 475 °C [45].

2.2.3.7 - Influência dos elementos de liga

A formação da fase austenita depende da adição de elementos de liga e também da taxa de resfriamento durante a fabricação dos aços inoxidáveis duplex. Taxas de resfriamento menores favorecem a transformação parcial de ferrita em austenita, no entanto, a formação de precipitados e de fases deletérias podem ocorrer. A cinética destas transformações depende também dos teores de alguns

elementos de liga, como o Cr, Mo, W, N, entre outros. O molibdênio, o cromo e o silício dissolvem-se preferencialmente na ferrita, enquanto o manganês, o níquel, e o nitrogênio difundem preferencialmente na austenita e favorecem a precipitação de fases intermetálicas [46,47]. O balanço correto de elementos de liga pode conferir ao aço inoxidável duplex alto desempenho tanto nas propriedades mecânicas, como na resistência à corrosão [26].

A Figura 2.6 apresenta curvas TTT (temperatura x tempo x transformação) dos diversos compostos deletérios que podem ser formados durante o resfriamento dos aços inoxidáveis duplex.

Figura 2.6 - Diagrama de equilíbrio para os aços inoxidáveis duplex, modificado [42].

2.2.4 - Efeitos dos precipitados nas propriedades mecânicas e de corrosão

Durante o processo de soldagem, devido aos ciclos térmicos a qual o material é submetido, pode ocorrer o desbalanceamento da microestrutura e a precipitação de compostos intermetálicos que provocam efeitos negativos na resistência mecânica e resistência a corrosão.

As propriedades originais dos aços duplex podem ser modificadas durante a soldagem com aparecimento de fases intermetálicas, devido a alterações tanto da composição química, como da fração volumétrica das fases presentes [18,48].

As propriedades mecânicas da junta soldada podem ser afetadas pelas alterações na microestrutura do material causadas pela fusão, solidificação e subsequente resfriamento associado aos ciclos térmicos na soldagem [49]. A composição química da poça de fusão é definida pelo metal de adição, gás de proteção e pelo controle da diluição [18,42]. A diluição é a quantidade percentual de metal de base que entra na composição do metal de solda na soldagem por fusão.

A resistência à corrosão e a tenacidade da junta soldada podem ser prejudicadas pelo resfriamento muito rápido da solda, que proporciona a precipitação de nitretos e o aumento do teor de ferrita na zona afetada pelo calor (ZAC) e zona de fusão (ZF). No entanto, a precipitação de compostos intermetálicos pode ocorrer pelo resfriamento muito lento e períodos prolongados a altas temperaturas [48,50].

Tendo em vista suas fortes influências sobre as características do material, o estudo de precipitação de compostos intermetálicos e a quantificação de fases (ferrita e austenita) na região soldada, em aços inoxidáveis duplex, passa ser muito importante.

2.3 - METALURGIA DA SOLDAGEM E SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

A taxa de resfriamento das soldas em aços inoxidáveis duplex deve ser lenta o suficiente para permitir a transformação de cerca de 50% de ferrita em austenita para garantir as propriedades mecânicas e de corrosão e, ao mesmo tempo, suficientemente rápida para impedir a formação de fases intermetálicas e microestruturas deletérias. Para uma energia de soldagem elevada, grãos mais grosseiros são produzidos na região da solda e precipitação de fases intermetálicas, podem ser desenvolvidas nas zonas afetadas pelo calor [51].

2.3.1 - Regiões de interesse em juntas soldadas de aços inoxidáveis duplex

A microestrutura de um Aço Inoxidável Duplex soldado sempre apresenta duas regiões distintas, conhecidas como Zona fundida (ZF) e a zona afetada pelo calor (ZAC). Na zona fundida, ocorrem os problemas relacionados à solidificação,

enquanto que na zona afetada pelo calor (ZAC) tem-se efeitos semelhantes aos dos tratamentos em que ocorrem recristalização e endurecimento.

A microestrutura final da zona fundida e zona afetada pelo calor dependem entre outros fatores da história térmica à qual é submetida cada uma destas regiões.

A Figura 2.7 mostra as principais zonas de transformações no processo de soldagem dos aços inoxidáveis duplex, variando desde a poça de fusão à zona termicamente afetada.

Na soldagem em geral, os materiais das peças devem ser, se possível, iguais ou, no mínimo, semelhantes em termos de composição. As peças devem ser unidas por meio de um material de adição, também igual em termos de características, pois os materiais se fundem na região da solda. O metal de adição deve ter uma temperatura de fusão próxima àquela do metal-base ou, então, um pouco abaixo dela, caso contrário, ocorrerá uma deformação plástica significativa.

Figura 2.7 - Diagrama das mudanças ocorridas na soldagem dos aços inoxidáveis duplex (modificada) [52].

2.3.1.1 - Transformações de fase na Zona Afetada pelo Calor (ZAC)

A repartição térmica e ciclos térmicos ocorridos na região da zona afetada pelo calor basicamente determinam a microestrutura dessa região. A repartição térmica determina as temperaturas máximas nos diversos locais da zona afetada pelo calor e sua extensão enquanto que os ciclos térmicos de soldagem estão associados às temperaturas máximas e às taxas de resfriamento [53].

Como dito, a formação da microestrutura bifásica dos aços inoxidáveis duplex se inicia a partir da solidificação 100 % ferrítica do metal líquido na faixa de temperatura de 1440 ° C a 1490 °C, permanecendo ferrítica até atingir a linha solvus da ferrita. Terá comportamento similar a um aço inoxidável ferrítico a região da zona afetada pelo calor que for aquecida nessa faixa de temperatura, como precipitação de segunda fase e crescimento de grão. Ambos estão associados à temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) [6].

A zona afetada pelo calor, em função das microestruturas apresentadas, pode ser subdividida em duas regiões: a zona afetada pelo calor de temperatura elevada (ZACTE) e a zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) [52].

1. Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Elevada (ZACTE) - É delimitada pelas temperaturas solvus da ferrita, e a temperatura de fusão da liga, onde o aço está completamente ferritizado. Em decorrência das diferentes transformações sofridas por esta região, dividiu-se o ciclo térmico típico da ZACTE em três estágios:

- Estágio I - descreve o aquecimento até a temperatura solvus. A austenita transforma-se em ferrita, assistida pela difusão de elementos intersticiais e substitucionais. Nesse estágio, a cinética da dissolução da austenita é influenciada pela taxa de aquecimento, não devendo ser elevada, pois impediria a dissolução da austenita, inclusive em temperaturas acima da solvus da ferrita. Dependendo da taxa de aquecimento, alguns precipitados como nitretos, carbonetos, ou intermetálicos também podem dissolver.
- Estágio II - representa a região do ciclo dentro do campo ferrítico. Com a temperatura mais elevada, a cinética da dissolução dos precipitados de austenita, é mais acelerada. Para uma formação 100 % ferrítica, a taxa de aquecimento não deve ser elevada. Nesse estágio observa-se um crescimento e coalescimento dos grãos da ferrita. O tamanho do grão é proporcional ao tempo e temperatura em que o material permanece acima da temperatura solvus da ferrita. Este tempo de permanência depende da energia de soldagem, da geometria da junta e da composição química do material a qual determina a temperatura solvus da liga [40].
- Estágio III - consiste no resfriamento desde a temperatura solvus até a temperatura ambiente [40,42]. O resfriamento a partir do campo ferrítico provoca a precipitação da austenita. A quantidade e a morfologia da austenita precipitada dependem não só da taxa de resfriamento, como também da composição química da liga e do

tamanho do grão da ferrita anterior. A precipitação da austenita, nos contornos de grão da ferrita, pode ser irregular, com elevadas taxas de resfriamento. A precipitação da austenita nos contornos de grão tende a se tornar regular, conforme a taxa de resfriamento diminui. Quando os sítios para a nucleação nos contornos de grão estão saturados, a austenita cresce em direção ao centro do grão de ferrita, como austenita de Widmanstätten. Para taxas de resfriamento menores pode ocorrer a precipitação de austenita intragranular [54].

O aumento no teor de nitrogênio promove o aumento da temperatura solvus. A precipitação da austenita inicia-se então em temperaturas mais elevadas, proporcionando com isso uma quantidade maior de austenita de Widmanstätten. Por outro lado, a diminuição do teor de nitrogênio da liga gera uma fração volumétrica maior de austenita intragranular [54].

Outras fases como nitretos e carbonetos podem se formar durante o resfriamento, além da austenita. A precipitação destas fases depende de fatores como o ciclo térmico a que foi submetido, composição química e das características da austenita formada, como tamanho de grão e fração volumétrica. A divisão proposta para o ciclo térmico da ZACTE pode ser observada na Figura 2.8.

Figura 2.8 - Estágios de um ciclo térmico de soldagem da ZACTE [55].

2. Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Baixa (ZACTB) - Nessa região o aço inoxidável duplex permanece no campo bifásico, porém, com uma fração volumétrica final de austenita que pode ser bem diferente da do metal original. As regiões no ciclo térmico da ZACTB são definidas abaixo da temperatura solvus da ferrita, onde se encontra a temperatura em que as frações volumétricas de ferrita e austenita são de equilíbrio ($T_{\alpha/\gamma}$) e a faixa de temperatura de precipitação de alguma fase de interesse. Dependendo da temperatura máxima atingida pelo ciclo térmico, podem ser delimitadas até dois estágios [40].

- Estágio I - tem-se a dissolução parcial da austenita e, dependendo da taxa de resfriamento, a sua posterior precipitação. Os grãos de austenita não dissolvidos inibem o crescimento de grão ferrítico [52]. Durante o resfriamento, a austenita cresce continuamente, a partir das ilhas intergranulares de austenita que não foram dissolvidas [55]. A fração de austenita nesta zona é maior que na ZACTE, portanto, a precipitação intragranular de nitretos é significativamente menor.
- Estágio II - é delimitado pelas temperaturas máximas e mínimas de precipitação de alguma fase de interesse. A precipitação desta fase depende da cinética da transformação e do tempo de permanência nesta faixa de temperatura. A Figura 2.9 apresenta o comportamento do ciclo térmico em duas diferentes regiões da ZACTB. Na primeira zona a temperatura máxima foi acima da $T_{\alpha/\gamma}$. Neste caso, podem-se distinguir os dois estágios do ciclo térmico. Já o segundo ciclo térmico (Figura 2.9b) representa uma zona da ZACTB onde a temperatura máxima está compreendida dentro do intervalo de precipitação da fase de interesse, estando presente somente o estágio II do ciclo térmico [40].

Figura 2.9 - Estágios de um ciclo térmico de soldagem na ZACTB. Em (a) a temperatura máxima acima de $T_{\alpha/\gamma}$ e em (b) dentro do intervalo de precipitação de uma fase [40].

2.3.1.2 - Transformações de fase na Zona Fundida (ZF)

Fatores como a composição química do metal de adição, dos gases de proteção, do processo de soldagem empregado e da velocidade de resfriamento afetam diretamente o balanço microestrutural da zona fundida [18,42].

Como dito, alguns tipos de aços inoxidáveis duplex, como o '*lean duplex*', solidificam como ferrita em torno de 1450 °C e a microestrutura permanece ferrítica até a temperatura solvus da ferrita. Durante o resfriamento no estado sólido ocorre a precipitação da austenita em temperaturas menores que as da linha solvus da

ferrita. A composição química da poça de fusão é definida pelo metal de adição, gás de proteção e também pelo controle da diluição [18,40]. A relação de elementos estabilizadores da ferrita e da austenita presentes no material influencia a temperatura de início de precipitação da austenita. Quando a relação é alta, a precipitação da austenita é fortemente influenciada pela velocidade de resfriamento e ocorre em temperaturas baixas. Quando a relação é baixa, a precipitação começa em temperaturas logo abaixo do intervalo de solidificação [18,42]. A austenita, durante o resfriamento da solda, se precipita em temperaturas abaixo da linha solvus da ferrita, inicialmente nos contornos de grão de forma alotrimórfica, em seguida, surgem na forma de placas laterais de Widmanstätten, a partir dos contornos de grão ferríticos ou da austenita alotrimórfica já existente. Por fim, surgem partículas de austenita intragranular precipitadas dentro dos grãos ferríticos, em temperaturas mais baixas. Estas variações são dependentes, principalmente, da taxa de resfriamento e do tamanho de grão da ferrita [18,40].

Além da austenita, pode ocorrer a precipitação de outras fases durante o resfriamento da zona fundida, tais como nitretos, carbonetos e intermetálicos.

O equilíbrio entre as quantidades de ferrita e austenita influenciam diretamente nas propriedades dos aços inoxidáveis duplex, inclusive para o metal de solda. A presença de nitrogênio, seja pelo metal de adição ou pelo gás de proteção, e o uso de consumíveis com maior teor de níquel, garante o balanço entre as fases [17].

O crescimento epitaxial é competitivo a partir dos grãos de ferrita da zona parcialmente fundida durante a solidificação da poça de fusão [56], produzem uma estrutura colunar grosseira de grãos de ferrita na zona fundida. A microestrutura da zona fundida sofre influência direta do tamanho de grão da zona afetada pelo calor de alta temperatura. Similar ao que acontece na zona afetada pelo calor de alta temperatura, durante o resfriamento, ocorre a precipitação da austenita e das demais fases possíveis. Os mecanismos das transformações no estado sólido dentro da zona fundida são basicamente os mesmos da zona afetada pelo calor [40,55].

2.3.2 - Transferência de calor durante a soldagem

A exposição do material a altas temperaturas, na soldagem, provoca a deterioração da resistência mecânica e resistência à corrosão e é um problema típico dos usuários de aços inoxidáveis duplex por apresentar fases indesejáveis.

2.3.2.1 - Eficiência de transmissão de calor do processo de soldagem

As perdas de calor por radiação e por convecção para o meio ambiente nas soldagens a arco elétrico são representadas pelo fator de eficiência (η), que é a razão entre a energia de soldagem transferida à peça (E_{sold}) e a energia produzida pelo arco (E_{arco}), dado pela equação 2.3.

$$\eta = \frac{E_{sold}}{E_{arco}} \quad (2.3)$$

Onde:

E_{sold} = energia de soldagem [$J.mm^{-1}$].

E_{arco} = energia do arco [$J.mm^{-1}$].

Valores de eficiência de transmissão de calor de alguns processos de soldagem são tabelados por algumas normas, no entanto esses valores não são consistentes por não considerarem parâmetros ajustáveis dos processos de soldagem como vazão do gás de proteção e velocidade do arame.

Como exemplo, a Tabela 2.4 apresenta os processos de soldagem e suas eficiências de transmissão de calor (η).

Tabela 2.4 - Processos de soldagem e eficiência de transmissão [29].

Processo de soldagem	Eficiência de transmissão de calor (η)	
	Intervalo	Valor médio
Arco submerso (Aço)	0,91-0,99	0,95
Eletrodo revestido	0,66-0,85	0,80
MIG/MAG (CO ₂ , Aço)	0,75-0,93	0,85
MIG/MAG (Argônio, Aço)	0,66-0,70	0,70
TIG (Argônio, Aço)	0,25-0,75	0,40
TIG (Hélio, Alumínio)	0,55-0,80	0,60
TIG (Argônio, Alumínio)	0,22-0,46	0,40

2.3.2.2 - História térmica

A história térmica de uma junta soldada é composta pelos ciclos térmicos de soldagem e pela repartição térmica no processo. A variação da temperatura da peça em relação ao tempo, durante a soldagem, pode ser estimada considerando-se um ponto definido pela sua distância ao centro da solda e pela sua posição em relação à espessura, através de uma curva da temperatura (T) em função do tempo (t), ($T_p = f(t)$), denominada ciclo térmico de soldagem [53]. Está relacionada com a microestrutura nas diferentes regiões da junta soldada e apresenta três fases distintas: aquecimento do material no início do processo, temperatura máxima atingida e resfriamento gradual até que a temperatura retorne ao valor inicial [53,57], conforme apresentado na Figura 2.10.

Figura 2.10 - Curva típica do ciclo térmico de soldagem [53].

O ciclo térmico de soldagem nos permite observar:

θ_m - temperatura máxima atingida.

T_s - tempo de permanência acima de uma determinada temperatura.

V_R - Velocidade de resfriamento à temperatura θ .

T_R - tempo de resfriamento entre as temperaturas θ_1 e θ_2 .

A intensidade dos ciclos térmicos, durante a soldagem, é função da localização de cada ponto do material processado em relação à fonte de energia [53,57]. Estes ciclos térmicos possuem uma distribuição como mostrado na Figura 2.11.

Figura 2.11 - Ciclos térmicos de soldagem obtidos em diferentes pontos desde o centro da solda [53].

Observa-se na Figura 2.11 que, ao considerarmos pontos sucessivos afastando-se do centro da solda, as temperaturas máximas dos ciclos de soldagem são decrescentes e atingidas a um tempo maior e o tempo de permanência acima de certa temperatura decrescente no mesmo sentido.

A variação máxima dos ciclos térmicos em função da distância ao centro do cordão de solda entende-se por repartição térmica. A repartição térmica determina a extensão da zona afetada pelo calor (ZAC) [29]. A Figura 2.12 apresenta esquematicamente a repartição térmica em uma junta soldada.

Para pontos na zona afetada pelo calor, próximos ao último passe (ponto B), conforme Figura 2.14, observa-se um aumento de temperatura do primeiro ao último passe onde o ponto encontra-se mais próximo a fonte de calor.

Figura 2.14 - Ciclos térmicos na soldagem multipasse de um ponto na zona afetada pelo calor próximo ao último passe [53].

2.3.3 - Tempo de resfriamento de 1200 °C a 800 °C - $\Delta t_{12/8}$

A quantidade de austenita presente na zona afetada pelo calor na temperatura ambiente é função da velocidade de resfriamento no intervalo de temperatura entre 1200 °C e 800 °C. Nesta faixa de temperatura, onde ocorre a transformação da ferrita em austenita, o tempo de resfriamento, conhecido como $\Delta t_{12/8}$, pode variar de 6 a 50s [58]. A Figura 2.15 apresenta um ábaco desenvolvido por Gooch [58], onde o tempo ideal de resfriamento é estimado em função da energia de soldagem e da espessura da chapa utilizada. Este ábaco deve ser utilizado com cautela, uma vez que não foi levado em conta o regime de escoamento de calor na chapa. Outro estudo apresenta como recomendação geral uso de $\Delta t_{12/8}$ na faixa de 4 a 15 s [59].

Nos aços inoxidáveis duplex a velocidade de resfriamento entre 1200 °C e 800 °C deve ser controlada de tal maneira que não seja tão alta, que iniba a transformação de ferrita em austenita, nem tão baixa que favoreça a precipitação de fases intermetálicas [60].

Figura 2.15 - Tempo de resfriamento entre 1200 °C e 800 °C de aços inoxidáveis duplex em função da energia de soldagem e da espessura da chapa [58].

2.3.4 - Energia de soldagem e seu efeito na microestrutura de um aço inoxidável duplex

Um dos fatores a serem considerados na soldagem dos aços inoxidável duplex é a energia de soldagem. A energia de soldagem é definida como o calor cedido à junta soldada por unidade de comprimento, dado por:

$$E_{sold} = \eta \cdot \frac{P_{arco}}{v_s} \quad (2.4)$$

Onde:

E_{sold} = energia de soldagem [$J \cdot mm^{-1}$].

η = eficiência de transmissão de calor do processo.

P_{arco} = Potência do arco média = $V \cdot I$ [W].

V = tensão do arco média [V].

I = corrente de soldagem média [A].

v_s = velocidade de soldagem [mm/s].

O cálculo da eficiência de transmissão de calor do processo depende da energia de soldagem que, por sua vez, depende da potência elétrica do arco. A potência elétrica pode variar e ter alterações, segundo o método de cálculo escolhido. Os métodos de cálculo para a potência elétrica de soldagem podem apresentar uma variação de 30% nos valores calculados, afetando, em iguais proporções, a eficiência de transmissão de calor do processo, consequentemente, a energia de soldagem [61].

Diferentes métodos para cálculo da potência do arco são apresentados a seguir:

I. Potência média aritmética (P_{Arit}): o cálculo utiliza o produto dos valores médios de tensão e corrente.

$$P_{Arit} = V_{Arit} * I_{Arit} \quad (2.5)$$

Onde:

$$V_{Arit} = \sum_{i=1}^n V_i / n$$

$$I_{Arit} = \sum_{i=1}^n I_i / n$$

n = número de pontos da amostragem

II. Potência média eficaz (P_{RMS}): o cálculo utiliza o produto da média dos valores RMS do sinal de tensão e corrente de uma dada amostragem.

$$P_{RMS} = V_{RMS} * I_{RMS} \quad (2.6)$$

Onde:

$$V_{RMS} = \sqrt{\sum_{i=1}^n \frac{(V_i)^2}{n}};$$

$$I_{RMS} = \sqrt{\sum_{i=1}^n \frac{(I_i)^2}{n}};$$

n = número de pontos da amostragem

III. Potência instantânea média (P_{inst}): O cálculo utiliza a média aritmética dos resultados do produto da tensão pela corrente feito pontualmente para uma determinada amostragem.

$$P_{Inst} = \sum_{i=1}^n (V_i * I_i) / n \quad (2.7)$$

IV. Potência instantânea RMS ($P_{instRMS}$): O cálculo utiliza o valor RMS do produto de todos os valores instantâneos de tensão e corrente para uma determinada amostragem.

$$P_{instRMS} = \sqrt{\sum_{i=1}^n \left(\frac{V_i * I_i}{n} \right)^2} \quad (2.8)$$

Estes quatro métodos de cálculo de potência foram avaliados em um estudo [62] através de tratamento estatístico, utilizando diferentes formas de transferência metálica, e como resultado, o método da Potência Instantânea Média (P_{inst}), foi indicado como o mais apropriado e também será adotado neste trabalho.

A energia de soldagem não deve ser elevada para evitar a precipitação de fases deletéreas o crescimento de grão devido gerar um resfriamento de menor velocidade na junta. Por outro lado, promove a precipitação da austenita, importante para as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Uma energia de soldagem baixa possui uma elevada velocidade de resfriamento dificultando a formação de austenita, gerando uma fração elevada de ferrita, que por sua vez, acarreta uma grande quantidade de nitretos de cromo precipitados no interior da ferrita [40]. Para aços inoxidáveis duplex, segundo a norma da Petrobrás N.133, recomenda-se energia de soldagem entre 0,5 kJ.mm⁻¹ e 1,5 kJ.mm⁻¹.

Em especial, na soldagem multipasse, pelo risco de precipitação de carbonetos, nitretos e fases intermetálicas devido à permanência na faixa de temperaturas críticas, maior atenção deve ser dada a energia de soldagem e controle da temperatura interpasse. A relação entre as energias de soldagem do primeiro e segundo passe deve estar em torno de 85 %. A temperatura interpasse para aços inoxidáveis duplex deve ser no máximo de 150 °C, exceto para os materiais de PRE_N ≥ 35 em que a temperatura não deve exceder a 100 °C, segundo a norma da Petrobrás N.133.

A energia de soldagem está ligada diretamente ao processo de soldagem que será utilizado logo, a escolha correta do processo e consequentemente dos parâmetros que serão utilizados durante a soldagem se torna muito importante.

A energia de soldagem para os aços inoxidáveis duplex deve ser suficiente para que se obtenha uma quantidade de ferrita na faixa de 30 a 70 % de modo a aliar boas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão segundo norma NORSOK STANDARD M-601.

2.4 - PROCESSOS DE SOLDAGEM PARA AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Os novos aços inoxidáveis duplex, observando critérios de soldagem utilizados, podem ser soldados pela maioria dos processos de soldagem [25]. No entanto, a primeira geração dos aços inoxidáveis duplex apresentava limitações na soldabilidade, isso, devido à alta proporção de ferrita formada que gera uma zona afetada pelo calor com baixa tenacidade e baixa resistência a corrosão [63].

A introdução controlada do nitrogênio como elemento de liga, que atua aumentando a temperatura de transformação de ferrita para austenita, levando a uma estabilização do material a elevadas temperaturas, junto a novas tecnologias de refino de aço nos anos 70, possibilitou a redução dos elementos residuais e o controle mais preciso das composições de ferrita e austenita, permitindo a produção dos aços inoxidáveis duplex com menores teores de carbono, reduzindo o problema de excesso de ferrita [64], além do melhoramento da resistência a corrosão e da trabalhabilidade a quente.

2.4.1 - Processo de soldagem MIG/ MAG

A soldagem pelos processos MIG (Metal Inert Gás) e MAG (Metal Active Gás) utilizam o calor de um arco elétrico, mantido por um gás ionizado, entre a extremidade de um arame nu consumível, alimentado de maneira contínua, e o metal de base. A proteção do arco e da poça de solda fundida, contra a contaminação da atmosfera, é feita por um fluxo de gás, alimentado externamente, podendo ser inerte (Argônio ou Hélio), ativo (Dióxido Carbono, Oxigênio e Nitrogênio) ou uma mistura destes gases [57,65]. A Figura 2.16 e 2.17 ilustram esquematicamente o referido processo.

O processo MIG/MAG é bastante utilizado na indústria [7]. Comumente usados para passes de raiz e para a soldagem de materiais de parede fina. Aplicável à soldagem de todos os metais comercialmente importantes. Utiliza corrente contínua constante, que pode ser pulsada ou não. Capaz de produzir soldas de alta qualidade com baixo custo. Capacidade de execução do cordão de solda em todas as posições, alta taxa de deposição do metal de solda e maior produtividade. Não há necessidade de remoção de escória [57,65].

Figura 2.16 - Esquema do processo de soldagem MIG/MAG com arame sólido sob proteção gasosa [66].

Figura 2.17 - Algumas variáveis a serem consideradas no processo MIG/MAG [66].

Por outro lado, oferece certa dificuldade associada à definição correta dos parâmetros de soldagem, principalmente devido ao número relativamente alto de variáveis e, sobretudo, a uma forte inter-relação entre estas. Apresenta alta complexidade, dissipa altos níveis de radiação e calor, custo elevado do equipamento de soldagem e dificuldade da soldagem em locais de acesso restrito (chanfros estreitos). O arco deve estar protegido de correntes de ar que possam dispersar o gás de proteção, limitando a soldagem em campo [57,65].

2.4.1.1 - Variáveis do processo de soldagem MIG/MAG [57,65].

As variáveis utilizadas no processo de soldagem influenciam no ciclo térmico e na composição química final do material soldado. Seu conhecimento e a correta utilização tornam-se importante, pois evitam o desbalanceamento microestrutural e a precipitação de fases secundárias nos aços inoxidáveis duplex soldados.

- Corrente de soldagem - mantendo-se as demais variáveis de soldagem constantes, a variação da corrente é diretamente proporcional à velocidade de alimentação do arame. Altas correntes de soldagem representam o acréscimo da massa teórica depositada, aumento da profundidade, largura, penetração e da energia de soldagem.
- Tensão do arco - Ao manter as demais variáveis de soldagem constantes, a tensão do arco é proporcional ao comprimento do arco. O aumento da tensão implica no aumento da energia de soldagem ao processo, alargando a zona termicamente afetada. Valores elevados de tensão acrescentam a possibilidade de aparecimento de respingos, porosidades e mordeduras. Baixos níveis de tensão geram cordões de solda estreitos, com maior altura do reforço.
- Velocidade de soldagem - a velocidade de soldagem está diretamente ligada à quantidade de energia de soldagem cedida à peça. Velocidades baixas de soldagem podem causar alterações metalúrgicas na estrutura do material devido à concentração térmica, aumentam a deposição de material fundido gerando cordões largos. Velocidades muito altas ocasionam deposição de material insuficiente, menor penetração, menor largura do cordão, defeitos de mordeduras e falta de fusão.
- Velocidade de alimentação do arame - Um enchimento incompleto da junta e defeitos conhecidos como mordeduras podem ser ocasionados pela utilização de uma velocidade muito baixa de alimentação do arame, intensificando o aparecimento de trincas na linha do centro do cordão.
- Comprimento do eletrodo (Stick-Out) - é a distância entre o bocal e a ponta do eletrodo. O aumento da extensão do eletrodo eleva a resistência elétrica ao circuito, reduzindo a corrente de soldagem, assim como a velocidade de fusão, resultando na redução do comprimento do arco, na estabilização do comprimento do eletrodo, diminuindo-se a energia de soldagem.
- Diâmetro do eletrodo - influencia o cordão de solda e está relacionado diretamente com a intensidade de corrente.

- Polaridade - determina o tipo de ligação elétrica entre a pistola e a fonte de soldagem, podendo ser positiva ou negativa. A polaridade positiva apresenta boas condições para a estabilidade do arco, poucos respingos e boa penetração, enquanto, uma tendência de maior instabilidade ocorre na polaridade negativa.
- Orientação do eletrodo - é determinada pela inclinação da pistola de soldagem e o posicionamento afeta a penetração e o formato do cordão de solda. A soldagem pode ser executada para esquerda ou direita com respeito à junta de solda. O primeiro caso produz um grau máximo de penetração, um arco estável e cordões estreitos. A soldagem realizada à direita, produz cordões com menor penetração e maior largura.
- Vazão do gás - nos processos MIG/MAG refere-se à quantidade em litros de gás protetor espalhada por minuto em volta da poça de fusão, em função da intensidade de corrente. Quanto mais elevada é a intensidade de corrente, maior deve ser a vazão do gás.

2.4.1.2 - Transferência metálica no processo de soldagem MIG/MAG por arco pulsado

A transferência de metal é o processo pelo qual o material é transferido a partir da ponta do eletrodo consumível para a poça de fusão. Está relacionada com a energia necessária para fundir o eletrodo e com a taxa de fusão, tendo forte influência no processo MIG/MAG em termos de estabilidade e qualidade da solda [5].

A transferência por arco pulsado realiza-se a partir da ponta do arame até a poça de fusão, onde a gota é projetada por efeito da força eletromagnética, que faz uma constrição na interface líquido sólido da ponta do arame. Utiliza-se uma corrente pulsada de onda simétrica com intervalos de tempo regularmente espaçados, composta de uma corrente de base de baixa intensidade, e uma corrente de pico de alta intensidade. Depois da ignição, o arco fica sempre aberto, sem formação de curtos-circuitos. Na Figura 2.18 pode-se visualizar a forma teórica de uma onda por corrente pulsada. 1 - A corrente de base serve principalmente para manter o arco aberto e pré-aquecer o material de base e do eletrodo. 2 - A subida da corrente para o nível de corrente de pulso. 3 - O estrangulamento do material

fundido na ponta de eletrodo. 4 - A descida da corrente e separação da gota do eletrodo. 5 - A gota foi transferida para a poça de fusão [66].

Figura 2.18 - Diagrama esquemático de uma onda do tipo corrente pulsada e transferência do metal esquemático. Adaptada de [66].

2.5 - CORROSÃO NOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

A corrosão pode ser definida como a deterioração de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio ambiente aliada ou não a esforços mecânicos [67].

Quando comparados com outros tipos de aços inoxidáveis convencionais, os aços inoxidáveis duplex apresentam uma resistência à corrosão elevada. Eles conseguem reunir as vantagens que os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos apresentam [6].

A deterioração da resistência à corrosão como resultado da exposição a altas temperaturas é um problema típico dos usuários de aços inoxidáveis duplex. Os ciclos térmicos envolvidos no processo de soldagem, com taxas de aquecimento e taxas de resfriamento diversas, podem acarretar mudanças de propriedades na zona fundida e zona afetada pelo calor diminuindo a resistência à corrosão do conjunto soldado.

A resistência à corrosão pode ser influenciada tanto pelos elementos de liga, assim como, pelas fases presentes no aço, fixadas todas as outras variáveis. A precipitação de alguma fase compromete localmente a composição da matriz a sua volta. A precipitação das fases sigma ou $M_{23}C_6$ causam empobrecimento da matriz em cromo e molibdênio. Já a precipitação do nitreto de cromo empobrece a matriz não só em cromo mas também em nitrogênio. Portanto, a presença de uma fase precipitada pode alterar o potencial de pite do aço [6].

Os principais modos de falha de aços inoxidáveis empregados na indústria de processos químicos são a corrosão-sob-tensão (37%), corrosão localizada por pites (25%), corrosão uniforme (18%), intergranular (11%), e outros (8%) [68].

2.5.1 - Principais tipos de corrosão nos aços inoxidáveis duplex

2.5.1.1 - Corrosão generalizada

A corrosão generalizada ocorre em geral devido a micropilhas de ação local. Consiste no ataque de toda a superfície metálica em contato com o meio corrosivo com a consequente diminuição da espessura [69]. É a forma mais comum de corrosão. Pode ser prevista com relativa facilidade.

Os aços inoxidáveis duplex apresentam uma resistência à corrosão generalizada maior que a maioria dos inoxidáveis ferríticos e austeníticos.

2.5.1.2 - Corrosão intergranular

A corrosão intergranular acontece quando existe um caminho preferencial para a corrosão na região dos contornos de grão. O principal fator responsável pela diferença na resistência à corrosão da matriz (material no meio do grão) e do material vizinho ao contorno é a diferença que apresentam na composição química nestes locais.

Os aços inoxidáveis sofrem corrosão intergranular devido à formação de uma zona empobrecida em cromo ao redor dos contornos de grão, como consequência da precipitação, neste local, de carbonetos de cromo ($Cr_{23}C_6$). Átomos de cromo desta região, que se encontravam em solução sólida no aço, difundem-se para os contornos de grão, formando carbonetos, diminuindo a resistência à corrosão [69]. A Figura 2.19 mostra esquematicamente esse mecanismo.

Figura 2.19 - Mecanismo de corrosão intergranular [6].

A formação desta zona empobrecida em cromo chama-se sensitização, porque torna o material sensível à corrosão intergranular. A sensitização depende do teor de carbono do aço inoxidável e do tempo em certa temperatura.

Os aços inoxidáveis de estrutura duplex (austeno-ferríticos) tem geralmente maior resistência à corrosão intergranular que os aços austeníticos de mesmo teor de carbono. Isto ocorre porque a precipitação de carbonetos é mais aleatória na estrutura, em vez de ficar concentrada junto aos contornos de grão, e porque a fase ferrita é mais rica em cromo que a austenita, podendo perder cromo para os precipitados e manter ainda cromo em solução sólida suficiente para resistir à corrosão [6,70]. Para diminuir o progresso do ataque intergranular é importante que os contornos ferrita/ferrita sejam pequenos e descontínuos, devendo o teor de ferrita estar entre 30 e 60 % [6].

2.5.1.3 - Corrosão localizada

1. Corrosão por pites: A corrosão por pites é uma forma de corrosão localizada que consiste na formação de cavidades de pequena extensão e razoável profundidade.

Ocorre em determinados pontos da superfície enquanto que o restante pode permanecer praticamente sem ataque. Este tipo de corrosão é agravado quando o metal está presente em um eletrólito rico em íons cloretos, assim como outros elementos halogenados, responsáveis por desestabilizar a camada de óxido em alguns pequenos pontos [71]. É um tipo de corrosão de mais difícil acompanhamento quando ocorre no interior de equipamentos e instalações já que o controle da perda de espessura não caracteriza o desgaste verificado.

É a corrosão característica dos materiais metálicos formadores de películas protetoras (passiváveis). Resulta, de modo geral, da atuação da região ativa-passiva nos pontos nos quais a camada passiva é rompida com a propagação de pites.

A corrosão por pites é auto-catalítica [72]. Geralmente em um defeito ou em uma inclusão na superfície, ocorre a nucleação do pite. O metal é dissolvido no interior do pite, favorecendo a redução do oxigênio na superfície adjacente a ele. No interior do pite é gerado uma grande quantidade de íons positivos devido à dissolução do metal, desbalanceando o equilíbrio de cargas elétricas. Visando neutralizar a carga no interior do pite são atraídos íons cloreto para esta região. Isto pode causar a formação de cloretos do metal dissolvido, os quais sofrem hidrólise de acordo com a equação:

Uma quantidade elevada de íons H^+ no interior do pite, é gerada nessa região, abaixando localmente o pH da solução. O processo corrosivo é acelerado tanto pela presença de H^+ como de Cl^- [6]. Esse mecanismo é ilustrado na Figura 2.20.

Figura 2.20 - Representação esquemática do processo autocatalítico que ocorre no interior do pite [73].

2. Corrosão em frestas: As frestas estão sujeitas a formação de pilhas de aeração diferencial e de concentração iônica diferencial. Quando o meio é líquido ocorre preferencialmente às pilhas de concentração iônica diferencial e quando o meio é gasoso tende a ocorrer às pilhas de aeração diferencial. Esse mecanismo é bastante similar ao da corrosão por pites [73]. O processo se inicia com a dissolução do metal e a redução do oxigênio na superfície. Até que o teor de oxigênio no seu interior seja reduzido, devida convecção limitada no local, as reações prosseguem no interior da fresta. Nenhuma modificação direta no comportamento à corrosão é causada por este fato. A neutralidade das cargas elétricas do local acabam sendo desbalanceadas indiretamente pelos íons metálicos gerados. Isso faz com que, íons cloreto sejam atraídos para o interior da fresta, formando um cloreto com o metal dissolvido. Acabam-se formando íons H^+ , por hidrólise desse cloreto ou de íons metálicos, que junto com os íons cloreto aceleram bastante a velocidade de corrosão no interior da fresta [6]. Esse mecanismo é ilustrado na Figura 2.21.

Frestas por serem regiões preferenciais de corrosão, devem-se evitadas ou eliminadas. Ocorrem normalmente em juntas soldadas com chapas sobrepostas, em revestimentos com chapas aparafusadas, em juntas rebitadas, em ligações flangeadas, em ligações roscadas, dentre outras situações geradores de frestas.

Figura 2.21 - (a) Mecanismo do estágio inicial da corrosão por fresta; (b) Mecanismo do estágio final da corrosão por fresta [74].

2.5.1.4 - Corrosão-sob-tensão (CST)

A corrosão-sob-tensão acontece quando um material, submetido a tensões de tração (aplicadas ou residuais), é colocado em contato com um meio corrosivo específico. As condições metalúrgicas do material, como dureza, encruamento, fases presentes, são fatores frequentemente decisivos. A tensão de tração deve necessariamente ser superior a certo valor limite [69].

Neste tipo de corrosão formam-se trincas no material, sendo a perda de espessura muitas vezes desprezível. As trincas decorrentes da corrosão-sob-tensão podem ser intergranulares ou transgranulares. A corrosão-sob-tensão intergranular ocorre quando a direção preferencial para a corrosão é o contorno de grão, geralmente devido à precipitação de segundas fases nos contornos ou à existência de segregações neste local.

A propagação de trinca por corrosão-sob-tensão é geralmente lenta, até atingir o tamanho crítico para uma ruptura brusca. Uma velocidade típica de propagação de trinca é 10^{-8} m/s [74].

A sequência de eventos até a fratura de um material por corrosão-sob-tensão envolve geralmente três estágios [74]:

- Estágio I - início da trinca e propagação.
- Estágio II - crescimento da trinca em regime estacionário.
- Estágio III - propagação instável da trinca até a ruptura.

Qualquer defeito superficial que introduza concentração de tensão ou um defeito superficial como uma dobra, um risco profundo, uma mordedura introduzida durante a soldagem pode ocasionar o início da trinca de corrosão-sob-tensão. A ocorrência de pite ou corrosão intergranular também são fatores que favorecem a corrosão-sob-tensão.

Para que haja a propagação da trinca, um dos mecanismos propostos exige que certas etapas ocorram em uma determinada sequência. Isto significa que a etapa mais lenta controla a velocidade de propagação do estágio II. As etapas controladoras podem ser [74]: (1) transporte de massa até a ponta da trinca; (2) reações químicas no meio corrosivo; (3) adsorção na superfície da trinca; (4) difusão na superfície da trinca; (5) reações químicas na superfície da trinca; (6) absorção; (7) difusão no estado sólido; (8) reações no estado sólido e (9) processo de fratura [6]. A Figura 2.22 esquematiza a sequência de eventos que podem ocorrer na ponta da trinca.

Figura 2.22 - Esquema das etapas que podem controlar a propagação de uma trinca gerada por CST [74].

Os aços inoxidáveis duplex apresentam uma resistência à corrosão-sob-tensão superior aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. Esse comportamento é verificado não só em meios contendo íons cloreto como em meios contendo íons

metálicos em solução. Uma explicação para este comportamento envolve a interação de fenômenos eletroquímicos e mecânicos complexos quando as duas fases estão presentes. Acredita-se [73] que o fenômeno de passivação em ambas as fases determina a resistência do aço à corrosão-sob-tensão. Se o aço tiver um teor de ferrita elevado, a trinca inicia-se e propaga-se ou na ferrita ou na interface ferrita/austenita. Se o teor de ferrita for baixo, o aço se comporta como um inoxidável austenítico pouco resistente à corrosão-sob-tensão. A quantidade de ferrita deve ser tal que favoreça o comportamento à corrosão-sob-tensão de um aço ferrítico e evite a formação de pites ou corrosão intergranular, que são núcleos de iniciação de trincas por corrosão-sob-tensão. A quantidade ideal de ferrita está entre 30 e 60 % [6,75].

3 - OBJETIVO

O objetivo desta tese é de estudar a soldabilidade do aço inoxidável lean duplex UNS S82441, avaliando o comportamento da zona afetada pelo calor e da zona fundida em relação ao material base, em cordões de solda utilizando-se o processo MIG/MAG pulsado convencional, variando-se a energia de soldagem e seus efeitos na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na resistência a corrosão. A avaliação da soldabilidade foi realizada através de técnicas de análises microestrutural, térmicas, ensaios mecânicos e de corrosão.

4 - MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 - MATERIAL DE BASE E CONSUMÍVEIS

O material investigado é designado pela Unified Numbering System (UNS) como sendo o aço inoxidável lean duplex UNS S82441, também conhecido comercialmente como aço inoxidável lean duplex LDX 2404.

A Tabela 4.1 apresenta a composição química nominal do aço inoxidável lean duplex UNS S82441, conforme certificado de análise química da empresa fornecedora.

Tabela 4.1 - Composição química do aço inoxidável lean duplex UNS S82441, pelo certificado.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu	Ti
%	0,02	0,39	2,90	0,021	0,001	24,08	3,62	1,57	0,269	0,42	0,004

Foi utilizado, neste trabalho como material de adição, arame de núcleo rígido Ø 1,2 mm, com classificação AWS A5.9/A5.9M ER2209, e gás de proteção 98%Ar + 2%O₂ e vazão de gás de 15 l/min.

A Tabela 4.2 apresenta a composição química nominal do consumível conforme certificado de análise química da empresa fornecedora.

Tabela 4.2 - Composição química do consumível AWS A5.9/A5.9M ER2209, pelo certificado.

Elemento	C	Si	Mn	P	Cr	Ni	Mo
%	0,011	0,50	1,53	0,017	22,97	8,61	3,05
Elemento	N	Cu	Nb	B	Co	Al	Ca
%	0,160	0,12	0,01	0,0019	0,055	0,011	0,0015

O gás de proteção utilizado foi Argônio + 2%O₂, objetivando melhorar a estabilidade do arco, permitindo maior velocidade de soldagem e bom acabamento dos cordões, minimizando defeitos, como por exemplo, mordedura na junta. Neste caso o processo é MAG [57].

4.2 - SOLDAGEM DAS CHAPAS DE AÇO DUPLEX

4.2.1 - Preparação dos corpos de prova para soldagem dos cordões

A soldagem foi realizada em chapas de aço inoxidável lean duplex UNS S82441 de dimensões 100 x 300 x 6,1 mm. O chanfro usinado foi de formato meio V, com dimensões do ângulo de bisel $\alpha = 45^\circ$, face de raiz $f = 1$ mm e abertura de raiz $R = 3,00$ mm. Devido a essa abertura, utilizou-se cobre junta, sendo este do mesmo material base, para evitar contaminação dos cordões de solda. A Figura 4.1 mostra esquematicamente as variáveis utilizadas para o chanfro. A escolha deste tipo de chanfro visou facilitar a extração dos ciclos térmicos e localização do entalhe para o ensaio de impacto Charpy V, na região da zona afetada pelo calor e zona fundida.

Figura 4.1 - Esquema das variáveis utilizadas no chanfro.

4.2.2 - Definição dos parâmetros do processo

Testes foram realizados para aquisição das variáveis de soldagem dos cordões de solda em estudo utilizando o mesmo material de base. Procurou-se inicialmente obter um cordão com parâmetros dentro da faixa de energia de soldagem recomendada, $0,5 \text{ kJ.mm}^{-1}$ a $1,5 \text{ kJ.mm}^{-1}$, segundo norma Petrobras N-133, próximo ao limite inferior que, em um único passe, preenche-se o chanfro. Para os outros dois cordões foram alteradas as variáveis corrente, velocidade de soldagem e altura do bico a peça, mantendo-se a tensão constante de forma a obter cordões com energias de soldagem intermediária e próxima ao limite superior da faixa.

4.2.3 - Obtenção dos ciclos térmicos de soldagem

Para a aquisição dos ciclos térmicos foram utilizados termopares tipo K cromel-alumel com 0,28 mm de diâmetro, soldados com descarga de capacitores, posicionados na face posterior ao chanfro com dimensões a partir da face reta do chanfro, medidas com paquímetro, calculadas previamente em função de

temperaturas pré-determinadas, visualizados na Figura 4.2. Foram colocados termopares a 1300 °C, 1200 °C, 900 °C, 800 °C e 400 °C, sendo dois termopares para a temperaturas de 1300 °C e 1200 °C, para garantir a aquisição do ciclo igual ou acima de 1200 °C.

Figura 4.2 - Posicionamento dos termopares em relação a face reta para aquisição dos ciclos térmicos.

Os ciclos térmicos, assim como os sinais de corrente, tensão, velocidade de arame e vazão de gás de soldagem foram obtidos por um sistema de aquisição de dados de soldagem (SAP) composto por uma maleta, com sensores e um software de aquisição destes sinais conectado a um microcomputador.

Ao lado posterior, também foi posicionado um cobre junta de mesmo material de base, previamente usinado para o posicionamento dos termopares. Os termopares foram protegidos por massa refratária para evitar superaquecimento, Figura 4.3.

Figura 4.3 - Parte posterior ao lado do chanfro com o cobre junta e termopares com massa refratária.

4.2.4 - Procedimento de soldagem dos corpos de prova pelo processo MIG/MAG

As chapas foram colocadas em um suporte preparado especificamente para a soldagem das peças com intuito de diminuir possíveis distorções devido ao incremento de calor e ponteadas nas extremidades do cordão, Figura 4.4.

Figura 4.4 - Suporte utilizado e ponteamento na extremidade do cordão.

Os cordões de solda foram realizados, nos três conjuntos de chapas, com o auxílio de uma fonte multiprocesso. Para os cordões de solda CP1, CP2 e CP3 foram mantidas as distâncias do bico à peça em 15, 15 e 10 mm, respectivamente e o ângulo de inclinação da tocha de 22° em relação a vertical. O arame foi posicionado o mais perto possível do lado inclinado do chanfro, sem toca-lo, observando a abertura de raiz. A fim de se conseguir as energias de soldagem dentro da faixa estudada, para os outros dois cordões, foi alterada a corrente de soldagem, a velocidade de soldagem e a distância do bico a peça.

4.2.5 - Determinação das dimensões da poça de fusão

As poças de fusão, dos três cordões de solda, foram cortadas das chapas e observadas na lupa, utilizando um software analisador de imagens. Da imagem da poça de fusão, projetada na tela, pode-se determinar os valores do comprimento, largura e área da poça de fusão. O valor do comprimento da poça de fusão (x) foi medido na direção longitudinal ao cordão de solda e o valor largura da poça de fusão (y) na direção transversal ao cordão de solda.

4.3 - TÉCNICAS DE ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A microestrutura de um material é constituída das fases presentes e dos defeitos cristalinos (no caso da fase não ser amorfa) existentes na mesma. Muitas propriedades dos materiais são fortemente dependentes da sua microestrutura. De uma maneira geral, as propriedades fortemente dependentes da microestrutura são determinadas pela quantidade, tamanho, forma e distribuição das fases e dos defeitos cristalinos [76].

4.3.1 - Preparação das amostras

Após terem sido efetuados os cordões de solda, as amostras para análises microestrutural, foram retiradas em seção transversal à direção soldada, embutidas em resina termofixa de cura a quente (Baquelite) e devidamente identificadas, em uma embutidora metalográfica. Para as etapas de lixamento e polimento foi utilizada politriz automática.

Para a realização da macrografia, o polimento foi realizado com alumina até o pano MD-Mol 3 μ m. Para as análises de microscopia óptica, microscopia quantitativa e microscopia eletrônica de varredura, o polimento foi até o pano MD Chem 0,05 μ m.

O ataque químico para a macrografia, microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, foi efetuado em procedimento eletrolítico, com ácido oxálico 10 % com tensão 3 V, por um período entre 30 a 50s. Para a quantificação de ferrita e austenita, foi utilizado o ataque Beraha II, cuja composição é 48 g de bifluoreto de amônia, 400 ml de ácido clorídrico, 800 ml de água destilada e deionizada. Para 100 ml de solução acrescentou-se 1 g de metabissulfito de potássio, variando-se o tempo entre 35 a 45 segundos de imersão ininterrupta [6]. Todos os ataques foram interrompidos com água, e a superfície de observação seca através da evaporação de álcool etílico absoluto, auxiliada por jato de ar quente.

4.3.2 - Microscopia óptica (MO)

A microscopia óptica foi utilizada para a observação de nitretos, precipitados intragranulares, delineamento da microestrutura e revelação de fases intermetálicas

na zona fundida, zona afetada pelo calor e material base, em fotos com aumentos de 200, 500 e 1000x.

4.3.3 - Metalografia quantitativa (MTQ)

A metalografia quantitativa com microscópio óptico foi empregada para a quantificação das fases ferrita e austenita. As amostras foram levadas ao microscópio óptico, onde fotos foram tiradas com aumento de 200X. Utilizando um software específico para análise de imagens e considerando a não presença de outras fases, uma seleção de 15 fotos de cada região estudada: zona afetada pelo calor, zona fundida e metal de base, um total de 105 fotos foi avaliado, onde, obteve-se a média das frações de ferrita e austenita. As fotos do material base foram tiradas próximas ao centro da espessura para evitar a influência do encruamento do grão na superfície provocada pela laminação a frio. Quanto a Zona afetada pelo calor e zona fundida, procurou-se abranger toda região.

4.3.4 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Para a análise mais detalhada das fases primárias, ferrita e austenita e das fases secundárias, tais como sigma, carbonetos, nitretos, austenita secundária, quando presentes, no metal de base, na zona fundida e zona afetada pelo calor, que ocorrem frequentemente nos procedimentos de soldagem, utilizou-se a microscopia eletrônica de varredura através das técnicas de *Imagem por elétrons secundários* e *Imagem por elétrons retroespalhados (BSE)*.

Para auxiliar a identificação e caracterização dos precipitados, com sistemas acoplados ao microscópio de varredura, foi realizada microanálise mediante espectrometria por energia dispersiva (EDS). Foi efetuado um mapeamento da região limitada entre o centro da solda ao material base do lado do chanfro reto e em pontos específicos da microestrutura para cada cordão.

4.3.5 - Análises para identificação de fases

Dentre as técnicas mais utilizadas para determinação da orientação cristalográfica de materiais policristalinos pode-se destacar a difração de raios-X e a difração de elétrons retroespalhados EBSD (Electron Backscatter Diffraction).

4.3.5.1 - Análise para identificação de fases por Difração de Raios-X (DRX)

Esta técnica é utilizada, em materiais policristalinos, para determinação do grau e da distribuição da orientação dos cristais. Fixados os planos cristalinos que se deseja observar, uma varredura é realizada na amostra de forma a se obter a distribuição de intensidades no espaço através do posicionamento da amostra. Satisfazendo à lei de Bragg, detectores captam as intensidades difratadas, podendo-se medir as frações volumétricas correspondentes a uma dada orientação cristalográfica e identificação das fases presentes.

Para identificação das fases presentes foram obtidos espectros de difração em corpos de prova das regiões analisadas. A análise foi efetuada por varredura simples no equipamento X' PERT, tubo Cu *kV / mA* *Tubo*: 40–40, varredura contínua, ângulo inicial 10°, ângulo final 110°, tamanho do passo 0,02° e velocidade de varredura angular de 1°/minuto totalizando tempo de 100s. As amostras utilizadas foram as mesmas do ensaio de dilatométrica, em planos no sentido longitudinal dos cordões de solda.

4.3.5.2 - Análise para identificação de fases por Electron Backscatter Diffraction - EBSD

A técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD – “Electron Backscatter Diffraction”), utilizada em conjunto com a microscopia eletrônica de varredura, permite conhecer a orientação de cada grão da área analisada e a desorientação entre eles, ou a geometria do contorno de grão [77,78].

Para a realização da análise, a amostra é inclinada a aproximadamente 70° em relação ao plano horizontal a fim de diminuir o percurso dos elétrons que difratam nos planos favorecidos pela lei de Bragg, e evitar a sua absorção. Uma série de dados é obtida pela incidência dos elétrons difratados formando os chamados padrões de Kikuchi. A imagem da tela é capturada por uma câmera de vídeo de alta sensibilidade e é indexada através de transformadas no espaço de

Hough, correspondendo a pontos únicos e posteriormente às linhas artificiais paralelas às bandas de Kikuchi. A orientação é proveniente dos ângulos que estas linhas fazem entre si [77].

4.4 - TÉCNICAS DE ANÁLISE TÉRMICA

A análise térmica é um conjunto de técnicas nas quais uma propriedade física de uma substância e/ou seus produtos de reação é medida em função da temperatura ou tempo, enquanto a substância é submetida a um programa controlado de temperatura [79]. Duas técnicas de análise térmica foram empregadas neste trabalho: análise térmica diferencial (DTA) e a análise por dilatométrica.

4.4.1 - Análise Térmica Diferencial (DTA)

A técnica de análise térmica diferencial foi utilizada por ser um método eficiente para observações de transições de fases ou reações químicas que envolvam absorção ou liberação de calor.

Este ensaio foi realizado para avaliar as temperaturas liquidus-solidus, de precipitação de austenita e precipitados do aço estudado.

A faixa de temperatura investigada foi de 600 °C a 1500 °C com uma taxa de aquecimento de 10 K/min, utilizando-se purga com gás argônio 5.0 analítico 99,999 %. A amostra para o teste de DTA foi retirada pelo processo de usinagem com peso entre 0,1 e 0,5 g e foram analisadas em cadinhos de alumina.

4.4.2 - Análise por dilatométrica

O objetivo principal da técnica por análise de dilatométrica foi determinar as temperaturas de início e fim de transformação de fases por resfriamento contínuo e preparação das amostras para o ensaio de difração de raios-X. Os corpos de prova, para o ensaio de dilatométrica, foram usinados com 4 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento. Para cada cordão de solda, foram confeccionados três corpos de prova. Estes corpos de prova foram retirados da zona fundida de cada cordão. Para o material base, o mesmo ensaio, também foi executado três vezes para cada ciclo, em corpos de prova retirados na direção longitudinal da laminação. O ensaio do

material base teve o objetivo de simular a zona afetada pelo calor. Foi ensaiado um total de 18 corpos de prova com as diferentes taxas de aquecimento e resfriamento.

Todos os corpos de prova foram aquecidos a 1300 °C com taxa de aquecimento segundo os ciclos térmicos adquiridos pelo sistema de aquisição de dados durante a soldagem dos cordões de solda. Nesta temperatura permaneceu por 10 s, a fim de solubilizar os precipitados e homogeneizar a microestrutura, e em seguida resfriado em duas etapas: 1300 °C a 800 °C, com taxa do Δt_{12-8} e 800 °C a 200 °C, com taxa do Δt_{8-6} . A parada em 200 °C foi por questão técnica do equipamento. Com a temperatura baixa e o fluxo de gás constante, o equipamento começa a trepidar, podendo desprender a amostra. As taxas de resfriamento também seguiram os ciclos retirados da soldagem dos corpos de prova.

4.5 - ENSAIOS MECÂNICOS

Os ensaios mecânicos efetuados para caracterização das chapas, das fragilizações e dos cordões de solda foram: ensaio de microdureza Vickers e ensaio de impacto Charpy V a -46 °C.

4.5.1 - Ensaio de microdureza

Para o ensaio de microdureza Vickers com carga de 10 g ($HV^{0,01}$), foi utilizado a mesma preparação das amostras de análise microestrutural. As amostras dos três cordões de solda foram levadas a um microdurômetro, onde foram realizadas 10 impressões simples para cada região estudada: material base, zona fundida e zona afetada pelo calor, tanto na fase ferrítica quanto na austenítica. As impressões, ao longo da zona afetada pelo calor, foram realizadas do lado reto do chanfro mais próximas ao lado da zona fundida, como pode ser visualizada na Figura 4.5. As impressões do material base foram realizadas próximas ao centro da espessura para evitar a influência da deformação do grão provocada pela laminação. Quanto à zona fundida, procurou-se uma região mais ao centro do cordão.

Figura 4.5 - Localização das impressões ao longo da zona afetada pelo calor CP1-ZAC.

4.5.2 - Ensaios de impacto Charpy V (-46 °C)

Este ensaio foi realizado a fim de se avaliar a tenacidade que é a propriedade mecânica mais seriamente afetada pelas mudanças microestruturais em estudo nesse trabalho.

Para o ensaio de impacto Charpy V (-46 °C) foram preparados corpos de prova em seção reduzida, com dimensão 2,5 x 10 x 55 mm, com entalhe em V, preparados conforme ASTM A370/2014, retirados a 0,5 mm da raiz, conforme Figura 4.6, sendo três amostras para cada região estudada num total de 24 corpos de prova.

Para comparar o resultado do ensaio Charpy V (-46 °C) na zona fundida dos cordões de solda, os entalhes foram posicionados no centro do cordão. O entalhe da zona afetada pelo calor foi executado na linha de fusão medido pelo centro da espessura do corpo de prova. A temperatura de ensaio para todos os corpos de prova foi de -46 °C.

Para os cordões de solda, o mesmo ensaio, foi executado três vezes, tanto para a região da zona afetada pelo calor e zona fundida. Os corpos de prova foram ensaiados na condição como-soldado.

Para o material base, o mesmo ensaio, também foi executado três vezes, em corpos de prova retirados nas direções de laminação e direção transversal das direções de laminação.

Figura 4.6 - Local de remoção dos corpos de prova e localização dos entalhes para ensaio Charpy V.

O método de ensaio seguiu a Norma ASTM A370/2014. O Ensaio foi realizado em sala climatizada a temperatura de 23°C, através da máquina de ensaio de impacto, capacidade 408J, com incerteza de medição de $\pm 1\%$ do valor indicado.

4.6 - ENSAIO DE CORROSÃO PELA TÉCNICA “SCANNING VIBRATING ELECTRODE TECHNIQUE (SVET)”

Numa solução de eletrólito em equilíbrio e sem perturbação exterior, os íons estão homogeneamente distribuídos. Não existem gradientes iônicos, apenas a agitação térmica faz os íons movimentarem-se aleatoriamente no seio da solução, com a eletroneutralidade a se manter a todo o momento. Numa solução assim descrita, a diferença de potencial medida entre dois eletrodos mergulhados nela, um imóvel (eletrodo de referência) e o outro vibratório se movendo na solução (eletrodo

indicador), é apenas a diferença de potencial entre os dois eletrodos, independentemente da posição onde o eletrodo indicador se encontre. No entanto, se criarem condições para que a concentração dos íons varie na solução (fontes de íons, tal como os eletrodos + e – numa eletrólise ou um tubo capilar por onde se difunde uma solução mais concentrada, por exemplo, criam-se gradientes iônicos, associados aos quais se estabelecem gradientes de potencial, ou seja, campos elétricos que forçam o sistema para o equilíbrio. Se interromper a fonte de íons, o sistema evoluirá naturalmente para a eletroneutralidade devido à ação desses campos elétricos. No entanto, enquanto essas fontes estiverem ativas haverá locais com diferentes concentrações de íons e correspondentes gradientes de potencial. Neste caso, se repetir a medição anterior ao longo da solução, a diferença de potencial entre os dois eletrodos já não é nula (mais corretamente, muito pequena e quase constante) e depende do campo elétrico sentido nessa zona, o qual é reflexo da atmosfera iônica aí existente.

Com o exposto, resolveu-se utilizar, para o ensaio de corrosão, a “Scanning Vibrating Electrode Technique (SVET)” que em português pode ser traduzido por técnica de varredura do eletrodo em vibração ou vibrante, Figura 4.7.

Figura 4.7 - Esquema de interação dos dispositivos do SVET para medição de corrente iônica.

Esta é uma técnica eletroquímica não invasiva e não destrutiva, que permite conhecer intensidades de correntes locais, em superfícies metálicas ativas imersas num eletrólito. A técnica baseia-se na medição das variações de potencial extremamente pequenas que existem devidas aos fluxos de correntes iônicas

provocadas pelas reações que ocorrem na superfície ativa [80,81]. A utilização dessa técnica visou avaliar a resistência a corrosão tanto na zona afetada pelo calor como na zona fundida, que nos aços inoxidáveis duplex é seriamente comprometida pela precipitação de fases intermetálicas, além de medidas no metal base.

A análise de corrosão por Scanning Vibrating Electrode Technique, possui limitações como a dificuldade na interpretação dos dados experimentais e o fato de ter que ser realizada em meio eletrólito, porém, os fenômenos de corrosão que ocorrem na interface de superfícies ativas, são bem identificáveis pela observação dos valores experimentais de intensidade de corrente locais e variações de potencial, obtidos por esse método, apresentados sob a forma de mapas de correntes iônicas, permitindo assim, a quantificação e extensão dos processos de corrosão sobre a superfície do material em estudo.

No ensaio, os corpos de prova foram imersos em solução de NaCl com pH 4 por 10 horas, sendo a cada 1 hora realizada a leitura.

5 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 - SOLDAGEM DAS CHAPAS DE AÇO DUPLEX

5.1.1 - *Parâmetros do processo e soldagem*

A execução de todos os cordões de solda procedeu-se de maneira similar. Os dados de tensão e corrente foram adquiridos pela interface de aquisição de dados de soldagem (SAP). Estas variáveis, obtidas para a realização de cada cordão de solda, estão mostradas na Tabela 5.1. A Figura 5.1, como ilustração, mostra o resultado obtido, após soldagem mecanizada, para o cordão do CP3.

Tabela 5.1 - Variáveis do processo utilizadas nos cordões de solda.

Variáveis do processo	Corpo de prova		
	CP1	CP2	CP3
Corrente média aritmética (A)	266,5	230,1	194,7
Tensão média aritmética (V)	28,5	27,2	27,0
Velocidade de soldagem (mm/s)	7,3	5,0	3,3
Velocidade de alimentação do arame (mm/s)	108,4	85,0	57,4
Energia de soldagem (kJ.mm ⁻¹)	0,85	1,07	1,34

Figura 5.1 - Vista de cima obtida após soldagem MIG/MAG mecanizada do cordão do CP3.

5.1.2 - Ciclos térmicos de soldagem

Para cada cordão de solda efetuado, foram determinados ciclos térmicos de soldagem. Os termopares foram colocados a distâncias pré-determinadas conforme descrito na seção 4.2.3.

5.1.2.1 - Distâncias dos termopares à face reta do chanfro obtidas após soldagem

Os valores obtidos para as temperaturas máximas podem variar da calculada, pois, a soldagem dos termopares na peça não oferece precisão quanto à distância calculada à face reta do chanfro. O que se procurou foi obter um ciclo com temperatura acima de 1200 °C.

Para confirmação destas distâncias, foram feitas macrografias e medição das mesmas, via lupa, após soldagem dos cordões. A Figura 5.2 mostra a macrografia com as distâncias dos termopares do CP1 e a Tabela 5.2 as distâncias e respectivas temperaturas para todos os corpos de prova.

Figura 5.2 - Posição dos termopares na raiz do cordão do CP1.

Tabela 5.2 - Distâncias a partir da face reta do chanfro e respectivas temperaturas.

Cordão de solda	Distância do termopar a borda (mm)	Temperatura (°C)
CP1	1,56	1162
	3,63	882
	9,26	488
CP2	3,77	1005
	5,16	864
	12,07	438
CP3	2,57	1193
	4,47	1018
	14,86	406

5.1.2.2 - Tempo de resfriamento de 1200 °C a 800 °C - $\Delta t_{12/8}$

A Figura 5.3 mostra os ciclos térmicos obtidos para os três cordões de solda de maior pico de temperatura.

As distâncias a partir da face reta do chanfro e respectivas temperaturas máximas obtidas, junto aos $\Delta t_{12/8}$, depois de efetuado os cordões, podem ser observadas na Tabela 5.3.

Figura 5.3 - Ciclos térmicos dos cordões de solda.

Vale salientar que o ciclo térmico para o CP1 não atingiu um valor maior que 1200 °C. Neste caso o cálculo do $\Delta t_{12/8}$, definido na seção 2.3.3, foi obtido por extrapolação e comparando-se os resultados, nota-se que o tempo de resfriamento $\Delta t_{12/8}$ deve estar próximo de 10 s [82], para se obter uma microestrutura balanceada de ferrita/austenita na zona afetada pelo calor do cordão de solda.

Tabela 5.3 - Temperaturas máximas em função dos cordões de solda e da distância a partir da face reta do chanfro com respectivos $\Delta t_{12/8}$.

Cordão de solda	Distância do termopar a borda – (mm)	Temperatura máxima (°C)	$\Delta t_{12/8}$ (s)
CP1	0,93	1163,5	6,32*
CP2	1,58	1255,6	9,32
CP3	1,63	1390,1	13,39

* valor de $\Delta t_{12/8}$ extrapolado para temperatura máxima de 1200 °C.

Os valores medidos do $\Delta t_{12/8}$ da Tabela 5.3 mostram que os parâmetros de soldagem produziram $\Delta t_{12/8}$ abaixo de 10 s para o CP1. O CP2 apresentou valor bem perto dos 10 s mínimos recomendados de tempo de resfriamento entre 1200 °C e 800 °C. O CP3 apresentou um $\Delta t_{12/8}$ acima do mínimo recomendado.

Estes resultados mostram que o CP1 não possui uma microestrutura balanceada, indicando que a quantidade de austenita está abaixo do valor do metal base. Isso indica que houve uma supressão da transformação da ferrita em austenita na zona afetada pelo calor durante o resfriamento, produzindo, assim, uma maior quantidade de nitretos de cromo precipitados na ferrita, quando comparado com os CP2 e CP3.

Já na zona fundida, que tem uma composição química diferente do metal base, o tempo de resfriamento $\Delta t_{12/8}$ não influi na quantidade de austenita durante o resfriamento. Neste caso, a concentração de níquel no metal de adição faz com que a microestrutura da zona fundida seja balanceada, qualquer que seja a sua velocidade de resfriamento [44].

Com base nos $\Delta t_{12/8}$ obtidos experimentalmente, o CP1 deve apresentar uma resistência à corrosão menor que os outros dois CP's, por não possuir microestrutura balanceada e por apresentar precipitação de nitretos de cromo no interior do grão ferrítico. Isto indica que os parâmetros de soldagem para os CPs 2 e 3 estão dentro dos valores que produzem uma microestrutura com fração volumétrica de austenita próxima da do metal de base.

5.1.2.3 - Repartições térmicas obtidas após soldagem

As repartições térmicas calculadas a partir dos ciclos térmicos obtidos são mostradas na Figura 5.4, para o lado reto do chanfro, onde foram feitas todas as análises e ensaios. Observa-se um aumento da repartição térmica com o aumento da energia de soldagem.

(a) CP1.

(b) CP2.

(c) CP3.

Figura 5.4 - Repartições térmicas a partir dos ciclos térmicos obtidos.

Os resultados da Figura 5.4 estão de acordo com o que prevê a teoria. Um aumento na energia de soldagem produz curvas de repartição térmica com derivadas menos abruptas para uma mesma temperatura máxima. Em outras palavras, para uma dada temperatura máxima, a distância onde esta temperatura é atingida aumenta com a energia de soldagem, indicando que a maior ZAC seria para o CP3 e a menor ZAC para o CP1.

5.1.3 - Determinação das dimensões das poças de fusão e larguras dos cordões

A geometria da poça de fusão é determinada pela velocidade de soldagem e pelo balanço térmico entre energia de soldagem e as condições de transferência de calor no metal de base [29].

Os resultados das dimensões das poças de fusão obtidos por software de aquisição de imagens podem ser visualizados na Figura 5.5 e são sumarizados na Tabela 5.4. Deve-se salientar que a dimensão "x" representa o comprimento enquanto que "y" representa a largura da poça de fusão. A área "A" representa a área fundida em contato com a atmosfera do arco elétrico, que era composta de argônio mais 2% de O₂.

Tabela 5.4 - Medidas das dimensões largura do cordão (L) e das poças de fusão: largura (x), comprimento (y) e área (A) para os três cordões de solda.

	CP1	CP2	CP3
Largura do cordão (L) (mm)	10,97	12,79	15,46
Largura da poça (x) (mm)	8,76	10,39	13,73
Comprimento da poça (y) (mm)	23,39	24,01	27,38
Área da poça de fusão (A) (mm ²)	176,87	197,97	310,15

Observando-se a Tabela 5.4 percebe-se que as dimensões das poças de fusão são diretamente proporcionais à energia de soldagem, ou seja, aumentam com o aumento da energia de soldagem. Essas medidas dão uma idéia da concentração da fonte de calor. Como era de se esperar, o CP3 apresenta a fonte de calor menos concentrada das três, e com maior energia de soldagem.

(a) CP1.

(b) CP2.

(c) CP3.

Figura 5.5 - Dimensões das poças de fusão e larguras dos cordões.

Os aços inoxidáveis duplex possuem como elemento de liga o nitrogênio. Esse nitrogênio pode evoluir para a atmosfera na forma de N₂ ou de nitrogênio na atmosfera do arco. Como a reação de desgaseificação é heterogênea, ela é diretamente proporcional a área da poça e inversamente proporcional a concentração de nitrogênio na atmosfera do arco. Neste presente estudo não foi adicionado nitrogênio na atmosfera do arco. Portanto a desgaseificação do nitrogênio da poça e, conseqüentemente, de regiões próximas da zona de ligação, no metal base sólido, pode ter ocorrido, dependendo da área da poça de fusão. Como o material de adição possui níquel em concentrações maiores que o metal de base, justamente para estabilizar a austenita, o efeito da desgaseificação existe na zona fundida, mas em menor escala.

5.1.4 - Cálculo da eficiência de transmissão de calor dos cordões de solda

A eficiência de transmissão de calor foi calculada através de dois métodos: método da temperatura máxima e o método da largura da poça de fusão.

O método da temperatura máxima utiliza a equação proposta por Adams [83] que foi desenvolvida para o caso da soldagem em um único passe com penetração total e dada por:

$$\frac{1}{T_{max}-T_i} = 4,133 * d * C * h * \frac{y}{E_s} + \frac{1}{T_f-T_i} \quad (5.1)$$

Os resultados da eficiência de transmissão de calor dos processos de soldagem, junto aos dados de entrada, pelo método da temperatura máxima, são mostrados nas Tabelas 5.5, 5.6 e 5.7 para CP1, CP2 e CP3, respectivamente.

Tabela 5.5 - Eficiência de transmissão de calor dos processos de soldagem calculada pelo método da temperatura máxima para o CP1.

	Y	T _p (experimental)	Pot	vs	η	T _m	T _o	pc	h	T _p	Erro Relativo
	(mm)	(°C)	(W)	(mm/s)		(°C)	(°C)	(J/mm³.°C)	(mm)	(°C)	(%)
Ter3	1,56	1162	7234,92	7,33	0,92	1485,6	25	0,00451	6,1	1162,5	0,04
Ter5	3,63	882	7234,92	7,33	0,87	1485,6	25	0,00451	6,1	881,9	-0,01
Ter6	9,26	488	7234,92	7,33	0,72	1485,6	25	0,00451	6,1	488,0	-0,01
				Média	0,84						
				Desvio Padrão	0,10						

Tabela 5.6 - Eficiência de transmissão de calor dos processos de soldagem calculada pelo método da temperatura máxima para o CP2.

	Y	Tp (experimental)	Pot	vs	η	Tm	To	ρ_c	h	Tp	Erro Relativo
	(mm)	(°C)	(W)	(mm/s)		(°C)	(°C)	(J/mm ³ .°C)	(mm)	(°C)	(%)
Ter3	3,77	1005,8	6518,92	5	0,98	1485,6	25	0,00451	6,1	1005,9	0,01
Ter4	5,16	864,19	6518,92	5	0,89	1485,6	25	0,00451	6,1	864,4	0,02
Ter6	12,0 7	438	6518,92	5	0,61	1485,6	25	0,00451	6,1	438,0	-0,01
				Média	0,83						
				Desvio Padrão	0,20						

Tabela 5.7 - Eficiência de transmissão de calor dos processos de soldagem calculada pelo método da temperatura máxima para o CP3.

	Y	Tp (experimental)	Pot	vs	η	Tm	To	ρ_c	h	Tp	Erro Relativo
	(mm)	(°C)	(W)	(mm/s)		(°C)	(°C)	(J/mm ³ .°C)	(mm)	(°C)	(%)
Ter3	2,57	1193	5578,57	3,33	1	1485,6	25	0,00451	6,1	1189,0	-0,33
Ter4	4,47	1018	5578,57	3,33	0,94	1485,6	25	0,00451	6,1	1018,7	0,07
Ter6	14,8 6	406	5578,57	3,33	0,52	1485,6	25	0,00451	6,1	406,1	0,02
				Média	0,82						
				Desvio Padrão	0,26						

Para esses valores de eficiência de transmissão de calor, as energias de soldagem calculadas são, 0,83; 1,08 e 1,38 (kJ.mm⁻¹), para CP1; CP2 e CP3, respectivamente. A Figura 5.6 mostra a variação da eficiência do processo de soldagem com a energia de soldagem para o método da temperatura máxima.

Figura 5.6 - Eficiência do processo x energia de soldagem e desvios padrões calculados pelo método da temperatura máxima.

O método da largura da poça de fusão utiliza a equação de distribuição de temperatura na chapa. Utilizando-se a equação com a temperatura "líquidus" consegue-se determinar o formato da poça de fusão supondo uma eficiência de transmissão de calor do processo de soldagem de 100 %. Comparando o valor obtido teoricamente com o valor experimental, consegue-se determinar a eficiência do processo de soldagem [84].

As Eqs. 5.2 e 5.3 são a solução de Rosenthal para o modelo de chapa intermediária, e fornecem informações sobre a distribuição de temperatura em um regime quase estacionário, em todas as direções [85]:

$$T - T_0 = \frac{Q * \eta}{2\pi\lambda} \exp\left(-\frac{v_s x'}{2\alpha}\right) \left[\sum_{i=-\infty}^{i=+\infty} \frac{1}{r_i} \exp\left(-\frac{v_s}{2\alpha} r_i\right) \right] \quad (5.2)$$

Onde:

$$r_i = \sqrt{x^2 + y^2 + (z - 2id)^2} \quad (5.3)$$

Onde, r_i é o vetor distância que tem como origem a fonte de calor em *mm*.

A partir dos dados das dimensões da poça de fusão, apresentados na tabela 5.4, foi possível calcular também a eficiência de transmissão de calor dos processos de soldagem, utilizando o método da largura da poça de fusão. Os resultados da eficiência de transmissão de calor dos processos de soldagem, pelo método da dimensão da poça de fusão, são mostrados na Tabela 5.8.

Tabela 5.8 - Dados de entrada e eficiência de transmissão de calor dos processos de soldagem calculada pelo método da largura da poça de fusão.

Dados de entrada	CP1	CP2	CP3
lc (média dos dados da maleta → A)	266,5	230,10	194,74
V (média dos dados da maleta → V)	28,5	27,23	26,99
v _s (velocidade de soldagem → mm/s)	7,33	5	3,33
d (espessura medida da chapa → mm) *)	6,1	6,1	6,1
pc (J/mm ³ .°C)	0,00451	0,00451	0,00451
T _m (Temperatura de Fusão → °C)	1485,6	1485,6	1485,6
T _o (Temperatura Inicial ou de Pré-Aquecimento → °C)	25	25	25
λ (Condutividade Térmica → W/mm.°C)	0,02759	0,02759	0,02759
α = λ / pc (Difusividade térmica → mm ² /s)	6,12	6,12	6,12
Q (Potencia do arco sem η → W)	7234,92	6518,34	5578,5
η (eficiência do processo MIG/MAG→ adimensional)	0,60	0,63	0,71

Os dados utilizados para os cálculos das eficiências térmicas, foram pegos à temperatura de 1000 °C. A escolha desta temperatura baseou-se no trabalho de Daha [86].

Para esses valores de eficiência de transmissão de calor, as energias de soldagem calculadas são, 0,59; 0,82 e 1,19 ($\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$), para CP1, CP2 e CP3, respectivamente. A Figura 5.7 mostra a variação da eficiência do processo de soldagem com a energia de soldagem para o método da largura da poça de fusão.

Figura 5.7 - Eficiência de transmissão de calor do processo em função da energia de soldagem calculadas pelo método da largura da poça de fusão.

A Tabela 5.9 e a Figura 5.8, resumem os resultados da eficiência de transmissão de calor do processo, calculada pelos dois métodos.

Tabela 5.9 - Resultados da eficiência de transmissão de calor do processo utilizando os dois métodos de cálculo.

Cordão	Método da temperatura máxima		Método da largura da poça de fusão	
	Eficiência de transmissão de calor do processo	Energia de soldagem ($\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$)	Eficiência de transmissão de calor do processo	Energia de soldagem ($\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$)
CP1	0,84±0,10	0,83	0,60	0,59
CP2	0,83±0,20	1,08	0,63	0,82
CP3	0,82±0,26	1,38	0,71	1,19

Figura 5.8 - Comparação entre as eficiências de transmissão de calor do processo de soldagem para os dois métodos de cálculo.

Os dois métodos utilizados para o cálculo da eficiência de transmissão de calor, apresentam erros de aproximação. O cálculo pelo método da temperatura máxima utiliza a média de três eficiências por serem calculadas com distâncias diferentes. O resultado da média apresentou, para os três cordões, um desvio padrão muito elevado, principalmente quando se aumenta a energia de soldagem. Um dos motivos de tal resultado pode ser o mal posicionamento e a falta de isolamento elétrico dos termopares, provocando fuga de corrente, prejudicando assim, a leitura dos mesmos. Além disso, como o método de medida é na superfície da chapa, a transferência de calor por convecção, em baixas temperaturas máximas, e a transferência de calor por transmissão e convecção, em temperatura de pico elevadas, podem também influir nos valores das eficiências. A explicação é que no cálculo da eficiência de transmissão de calor se faz a hipótese de que a transferência de calor é por condução somente na chapa.

Já no método da largura da poça de fusão, foi utilizado software para análise de imagens, em fotos das poças, ao final da soldagem. As medidas avaliadas por este método, podem conter erros de aproximação na leitura e do formato da poça do instante do apagamento do arco. As poças podem apresentar distorções por

indevida manipulação da tocha ou gás de proteção, quando da finalização do cordão. Outro fator que pode influir na dimensão da poça é a deposição de material durante a soldagem. A diferença dos tempos de apagamento do arco para as três energias de soldagem também podem alterar as dimensões da poça de fusão.

Para o cálculo da eficiência de transmissão de calor, neste trabalho, foi utilizado o método da largura da poça de fusão, por apresentar menor possibilidade de erros na avaliação da eficiência de transmissão de calor, quando comparado com o método da temperatura máxima. No entanto, para os cálculos, a largura da poça, foi substituída pela largura do cordão. Esta substituição, diminui erros, como os colocados, tornando os cálculos mais precisos influenciando diretamente nos valores das energias de soldagem. Os resultados dos cálculos, com esta alteração, estão apresentados no item 5.1.5.

5.1.5 - Cálculo da potência do arco e energia de soldagem dos cordões de solda

Durante a soldagem com transferência metálica, como o processo MIG/MAG, ocorrem alterações instantâneas na corrente e na tensão do arco durante a soldagem.

Os valores das potências do arco calculadas pelos métodos apresentados no item 4.2.2, são apresentados nas Tabelas 5.10, 5.11 e 5.12, assim como a energia de soldagem para uma eficiência de transmissão de calor calculada segundo o método da largura da poça de fusão.

Tabela 5.10 - Potências calculadas pelos diferentes métodos para o corpo de prova CP1.

Método de cálculo	Potência do arco (W)	Energia do arco (Sem o η) (kJ/mm)	η -	Energia de soldagem (kJ/mm)
Potência Média Aritmética (P_{Arit})	7002,97	0,96	0,87	0,83
Potência média Eficaz (P_{RMS})	7600,2	1,04	0,87	0,90
Potência Instantânea Média (P_{inst})	7234,92	0,99	0,87	0,85
Potência Instantânea RMS ($P_{instRMS}$)	8114,32	1,11	0,87	0,93

Tabela 5.11 - Potências calculadas pelos diferentes métodos para o corpo de prova CP2.

Método de cálculo	Potência do arco	Energia do arco (Sem o η)	η	Energia de soldagem
	(W)	(kJ/mm)	-	(kJ/mm)
Potência Média Aritmética (P_{Arit})	6266,33	1,25	0,82	1,03
Potência média Eficaz (P_{RMS})	6910,42	1,38	0,82	1,13
Potência Instantânea Média (P_{inst})	6518,34	1,30	0,82	1,07
Potência Instantânea RMS ($P_{instRMS}$)	7498,92	1,50	0,82	1,23

Tabela 5.12 - Potências calculadas pelos diferentes métodos para o corpo de prova CP3.

Método de cálculo	Potência do arco	Energia do arco (Sem o η)	η	Energia de soldagem
	(W)	(kJ/mm)	-	(kJ/mm)
Potência Média Aritmética (P_{Arit})	5255,54	1,58	0,80	1,26
Potência média Eficaz (P_{RMS})	5978,18	1,80	0,80	1,44
Potência Instantânea Média (P_{inst})	5578,57	1,68	0,80	1,34
Potência Instantânea RMS ($P_{instRMS}$)	6734,46	2,02	0,80	1,62

Observando as Tabelas 5.10, 5.11 e 5.12, notam-se uma diferença nos valores calculados da potência do arco e energia de soldagem de até 28 %. Lembrando que neste trabalho, será utilizado o método da potência instantânea média.

A Figura 5.9 mostra a variação da eficiência do processo de soldagem com a energia de soldagem utilizando o cálculo da largura da poça de fusão, utilizando a largura da poça e a largura do cordão. A Figura 5.10 apresenta a comparação dos dois métodos, da temperatura máxima e da largura da poça, utilizando a largura do cordão. Nota-se uma similaridade maior com o resultado apresentado no cálculo da eficiência de transmissão de calor pelo método da temperatura máxima quando se utiliza a largura do cordão no cálculo pelo método da largura da poça de fusão. Como dito, a utilização da largura do cordão evita menores erros na obtenção das medidas.

Figura 5.9 - Comparação entre as eficiências de transmissão de calor do processo de soldagem para as duas larguras utilizadas.

Figura 5.10 - Comparação entre as eficiências de transmissão de calor do processo de soldagem para os dois métodos utilizados.

Uma boa correlação entre $\Delta t_{12/8}$ e a energia de soldagem pode ser observada na Figura 5.11. Nota-se que, quanto maior a energia de soldagem maior o $\Delta t_{12/8}$, ou seja, maior o tempo para o resfriamento entre as temperaturas de 1200 °C e 800 °C.

Figura 5.11 - Variação do $\Delta t_{12/8}$ com a energia de soldagem .

5.2 - ANÁLISE MICROESTRUTURAL

5.2.1 - Direções do material base

A caracterização do metal de base foi realizada em microscopia óptica, em vistas retiradas nas três direções do material de base: direção de laminação (DL), direção transversal (DT) e direção normal (DN), mostrando suas respectivas microestruturas típicas, conforme apresenta a Figura 5.12. As direções estão indicadas por setas e a forma como os grãos são dispostos, após laminação, mostrada para cada vista. Nota-se que existem diferenças na microestrutura quando se observam as diferentes faces da chapa. Isso pode ser explicado devido à microestrutura típica de um aço inoxidável duplex laminado, dentro do campo bifásico, ser formada por lamelas (policristalinas) alternadas de ferrita e austenita, e consequentemente orientadas.

Figura 5.12 - Micrografia nas três direções da chapa do aço inoxidável duplex UNS S82441. Ataque eletrolítico: 10% de ácido oxálico. (a) Perspectiva isométrica das vistas das três direções do cubo – MB. (b). Vistas das três direções do cubo em projeção ortogonal – MB.

5.2.2 - Macrografia do formato dos cordões de solda, tamanho do grão e diluição

(a) Formato do cordão CP1.

(b) Formato do cordão CP2.

(c) Formato do cordão CP3.

Figura 5.13 - Macrografias dos cordões de solda visualizando o formato do cordão.

A análise das macrografias obtidas a partir de seções transversais dos cordões de solda identificando o formato dos cordões, mostradas na Figura 5.12 (a); (b) e (c), são referentes às juntas soldadas com os energias de soldagem de 0,85 kJ/mm; 1,07 kJ/mm e 1,34 kJ/mm, respectivamente. O que se procurou foi obter três energias diferentes com que se preenche-se totalmente o chanfro em um único passe e que estivessem dentro da faixa recomendada.

O tamanho do grão foi calculado segundo a norma ASTM E112 utilizando o Método dos Interceptos. Foram realizadas quatro medições em três fotos de aumento 200 vezes para cada região. Os resultados são mostrados na Figura 5.14 (a) e (b) e Tabela 5.13.

(a) Tamanho médio do grão ZAC.

(b) Tamanho médio do grão ZF.

Figura 5.14 - Tamanho médio do grão das regiões estudadas em milímetros.

Tabela 5.13 - Tamanho médio do grão de ferrita das regiões estudadas (mm).

Região	ZAC			ZF			MB
Corpo de prova	CP1	CP2	CP3	CP1	CP2	CP3	
Tamanho médio do grão (mm)	0,062	0,064	0,066	0,053	0,044	0,035	0,043

A observação da macroestrutura dos três cordões de solda apresenta as mesmas características. No entanto, observa-se um aumento do metal de adição depositado além da fusão de maiores volumes do metal base. Esse aumento causado pelo aumento do material depositado, é diretamente proporcional ao aumento da energia de soldagem. Da mesma maneira, uma maior fusão do metal base implica em uma maior diluição do cordão de solda. Como o metal de base tem nitrogênio, esse elemento de liga vai para a zona fundida e pode evoluir para fora da poça de fusão líquida, modificando o PREN do cordão de solda. Além disso, como o metal base tem menos níquel, esse elemento de liga terá concentração menor para diluições maiores.

Com o auxílio de um software, as áreas dos cordões de solda para o cálculo das diluições, foram retiradas da Figura 5.8 (a), (b) e (c). Como resultado, as diluições calculadas para os cordões de solda podem ser visualizadas na Tabela 5.14.

Tabela 5.14 - Diluições dos cordões de solda

Corpo de prova	CP1	CP2	CP3
Diluição (%)	28,57	33,81	40,21

Conforme esperado, um aumento na energia de soldagem produz uma maior diluição.

5.2.3 - Microscopia óptica (MO)

5.2.3.1 - Lado do chanfro reto dos cordões de solda

As zonas afetadas pelo calor dos aços inoxidáveis duplex apresentam duas regiões distintas em relação ao tamanho de grão, grosseiro próximo à zona de fusão e mais fino próximo ao material base. Essas alterações características dependem da temperatura de pico e do tempo de permanência acima da temperatura onde ocorre

o crescimento do grão e são influenciados pelos parâmetros de soldagem, os quais, determinam a energia de soldagem, além das propriedades físicas do metal base e da geometria da junta, incluindo a sua espessura.

As Figuras 5.15, 5.16 e 5.17, apresentam a micrografia da zona afetada pelo calor, lado reto do chanfro dos cordões de solda, para cada enregia de soldagem, respectivamente CP1, CP2 e CP3.

Figura 5.15 - Vista do lado reto do chanfro do cordão de solda do CP1, após soldagem.

Figura 5.16 - Vista do lado reto do chanfro do cordão de solda do CP2, após soldagem.

Comparando-se as Figuras 5.15, 5.16 e 5.17, nota-se uma maior zona afetada pelo calor e uma maior zona fundida no CP3. A extensão da zona afetada pelo calor esta associada com a repartição térmica, conforme apresentado no item 5.1.2.3, tomando-se como referência a temperatura de 1050°C, que geralmente é a temperatura de processamento destes aços para garantir uma microestrutura balanceada da chapa de metal base.

Figura 5.17 - Vista do lado reto do chanfro do cordão de solda CP3, após soldagem.

Conforme mencionado anteriormente, os aços inoxidáveis lean duplex apresentam modo de solidificação como ferrita primária. Isso significa que as zonas afetadas pelo calor dos cordões de solda com diferentes energias de soldagem apresentaram variações no tamanho de grão da ferrita. Quando maior a energia de soldagem, maior o tempo de residência no campo ferrítico e maior o crescimento de grão ferrítico.

5.2.3.2 - Identificação das fases presentes do material base

A Figura 5.18 identifica a região do material base no meio da espessura da chapa. Nota-se claramente a presença de lamelas alternadas de ferrita e austenita, o que torna o material bifásico, característico dos aços inoxidáveis duplex, e uma microestrutura altamente orientada devido ao processamento termomecânico de laminação que estes materiais são submetidos.

Figura 5.18 - Micrografia do MB. Ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%.

5.2.3.3 - Identificação das fases presentes na ZAC e na ZF

O comportamento típico para a zona afetada pelo calor de cada condição soldada pode ser visualizado na Figura 5.19. A partir da análise destas imagens observa-se que o balanço entre ferrita e austenita mostrou-se constante ao longo da junta, porém, com um teor de ferrita maior em regiões próximas à linha de fusão, caracterizando a zona afetada pelo calor dos aços inoxidáveis duplex.

Pela análise microestrutural, foi identificado que a precipitação de fases deletérias, como o nitreto de cromo, ocorreu em todas as energias de soldagem, com maior intensidade no cordão em que foi empregado menor energia de soldagem. Como dito anteriormente, o resfriamento muito rápido da solda, proporciona a precipitação de nitretos, causada pelo aumento do teor de ferrita na zona afetada pelo calor e na zona fundida.

(a) Fases presentes CP1-ZAC.

(b) Fases presentes CP2-ZAC.

(c) Fases presentes CP3-ZAC.

Figura 5.19 - Fases presentes na ZAC para cada condição de solda.

(a) Fases presentes CP1-ZF.

(b) Fases presentes CP2-ZF.

(c) Fases presentes CP3-ZF.

Figura 5.20 - Fases presentes na ZF para cada condição de solda.

Na zona fundida a presença de regiões com grãos de ferrita colunares grosseiros, típicos de estrutura formada durante a solidificação, pode ser facilmente vista em todos os cordões, como pode ser percebido na Figura 5.20. A observação das mesmas micrografias revela a presença da austenita com diferentes morfologias na zona fundida. A literatura [45,87] classifica estas morfologias em austenita primária alotriomórfica, precipitada no contorno de grão, podendo degenerar para austenita de Widmanstätten [21,31]. A grande fração volumétrica de austenita de Widmanstätten na ZF é ocasionada pelo tamanho de grão e pela alteração na concentração de níquel, quando comparados com o metal base. Além destes fatores, a velocidade de resfriamento ($\Delta t_{12/8}$) também afeta na maior ou menor degeneração da austenita alotriomórfica em austenita de Widmanstätten. Quanto menor o $\Delta t_{12/8}$, mais finas e em menor quantidade ocorre a austenita de Widmanstätten. Assim, o CP1 apresenta uma tendência a ter uma fração volumétrica maior de austenita de Widmanstätten e mais refinadas que o CP3, por exemplo.

5.2.4 - Metalografia quantitativa (MTQ)

Para a quantificação da ferrita e austenita, foi utilizada a média de uma seleção de 15 fotos, retiradas no microscópio óptico, para o material base e cada região dos cordões de solda. Assumindo-se que as únicas fases presentes na microestrutura dos aços estudados são ferrita e austenita, a quantidade de ferrita e austenita do metal de base e cordões de solda encontradas num estudo quantitativo para o aço inoxidável duplex UNS S82441 podem ser visualizados na Tabela 5.15. Como ilustração, as Figuras 5.21, 5.22 e 5.23 apresentam parte da região estudada da ZAC e ZF (CP1, CP2 e CP3) e MB, respectivamente. Nestas fotos foi empregada a técnica de metalografia colorida, onde a ferrita se apresenta em cor azul e austenita em cor branca.

Tabela 5.15 - Médias das porcentagens da ferrita e austenita para o MB, ZAC e ZF do CP1, CP2 e CP3 e respectivos desvios padrões.

Médias das porcentagens (%)	MB	ZAC			ZF		
		CP1	CP2	CP3	CP1	CP2	CP3
Ferrita (α)	48,8	64,1	62,2	59,8	51,2	52,1	54,1
Austenita (γ)	51,2 $\pm$ 1,6	35,9 $\pm$ 2,0	37,8 $\pm$ 2,5	40,2 $\pm$ 1,6	48,8 $\pm$ 3,4	47,9 $\pm$ 2,9	46,0 $\pm$ 4,3

(a) CP1-ZAC.

(b) CP2-ZAC.

(c) CP3-ZAC.

Figura 5.21 - Parte da região da ZAC dos corpos de prova CP1, CP2 e CP3.

(b) CP1-ZF.

(b) CP2-ZF.

(b) CP3-ZF.

Figura 5.22 - Parte da região da ZF dos corpos de prova CP1, CP2 e CP3.

Figura 5.23 - Parte da região do MB.

A Figura 5.24 mostra a representação gráfica das médias das porcentagens das fases ferrita e austenita em relação ao material base e cordões de solda para a zona afetada pelo calor e zona fundida.

Foi verificado que o cordão de solda com menor energia de soldagem obteve maior média percentual de ferrita na zona afetada pelo calor e menor percentual de ferrita na zona fundida em relação aos outros cordões. Todos os cordões apresentaram médias percentuais de ferrita na faixa entre 35 a 55 % para a ZAC e entre 35 e 65% para a zona fundida de aços duplex com 22% Cr (nesta edição não existem dados para o lean duplex com 24% Cr), que são valores recomendados pela norma Norsok M-630 “Material Data Sheet for piping”, edição de 2004. Assim, em todos os corpos de prova, a microestrutura está aceitável segundo esta edição da norma, que rege as aplicações para plataformas de petróleo. À medida que se aumenta a energia de soldagem, diminui-se a velocidade de resfriamento, isso explica o decréscimo da ferrita com o aumento da energia de soldagem, sendo esta diminuição da velocidade de resfriamento a responsável pela nucleação e crescimento da austenita.

(a) ZAC.

(b) ZF.

Figura 5.24 - Representação gráfica das médias das porcentagens das fases austenita e ferrita em relação ao MB e cordões de solda para a ZAC e ZF.

A Figura 5.25 mostra a representação gráfica das médias das porcentagens das fases ferrita e austenita em relação à energia de soldagem para cada cordão de solda da zona afetada pelo calor e zona fundida. Na zona afetada pelo calor a diferença entre os valores de ferrita e austenita diminuem com o aumento da energia de soldagem, mas mesmo assim essas dispersões são bem maiores que o metal base na condição como recebido. Na ZF fica claro o efeito da contração do níquel na dispersão de ferrita e austenita do metal de solda dos cordões, quando comparadas às frações volumétricas de ferrita e austenita do metal base, confirmando que a concentração de níquel estabiliza a austenita, de tal maneira que a velocidade de resfriamento praticamente não interfere nas quantidades destas fases, mesmo que o metal base tenha composição química diferente.

(a) ZAC.

(b) ZF.

Figura 5.25 - Representação gráfica das médias das porcentagens das fases ferrita e austenita em relação à energia de soldagem para cada cordão de solda da ZF.

A Tabela 5.16 apresenta a análise de variância ANOVA das porcentagens das fases ferrita e austenita do material base em relação à zona afetada pelo calor e zona fundida dos cordões de solda CP1, CP2 e CP3. Neste estudo, considerou-se, como critério de análise, que para um determinado fator de controle afeta estatisticamente uma resposta, quando o nível de significância (p) obtido for inferior a 5 %, ou seja, uma confiabilidade estatística de 95 %.

Analizando-se os resultados nota-se que, quando se compara o metal base com a zona afetada pelo calor dos CP's 1, 2 e 3, os valores medidos apresentam

médias diferentes. Assim, pode-se afirmar com um nível de 95% de confiança que o aumento da energia de soldagem, aumenta a quantidade de austenita na zona afetada pelo calor, como era de se esperar, devido a um aumento no tempo de resfriamento entre 1200 e 800 °C. Da mesma maneira, o aquecimento e o resfriamento na zona afetada pelo calor fizeram com que as frações volumétricas de austenita fossem diferentes das do metal base, indicando que, durante a soldagem, o tempo de resfriamento não foi suficiente para atingir uma microestrutura balanceada nas zonas afetadas pelo calor.

Quando se compara os resultados do metal base com a ZF percebe-se que existe diferença entre a fração volumétrica de austenita do metal base e do metal de solda, embora os resultados apresentados na Tabela 5.15 sejam próximos. Este resultado é devido a maior concentração de níquel no metal de adição e menor concentração de cromo no metal de adição, como apresentado anteriormente. Comparando-se as zonas fundidas entre si, percebe-se que os valores encontrados são iguais, apesar das diluições diferentes. O aumento da diluição causa uma redução nas concentrações de níquel, cromo e molibdênio na zona fundida, com o aumento da energia de soldagem. Apesar dos valores serem estatisticamente iguais, existe uma tendência de queda nos valores médios da austenita. Da mesma maneira, quanto maior a área da poça de fusão, maior a perda de nitrogênio para o meio ambiente. O nitrogênio é também um forte estabilizador da austenita. Assim, a tendência de queda da fração volumétrica da austenita pode ser explicada por esses fenômenos, quando se compara com a concentração do metal base.

Tabela 5.16 - Análise de variância das porcentagens das fases ferrita e austenita da ZAC e ZF dos cordões de solda CP1, CP2 e CP3 e MB, com 95% de confiança e 5% de significância.

Experimentos	ZAC		ZF	
	Ferrita: p-valor	Austenita: p-valor	Ferrita: p-valor	Austenita: p-valor
MB-CP1	6,67E-20	6,80E-20	0,018433	0,018198
MB-CP2	9,31E-17	9,50E-17	0,000498	0,000491
MB-CP3	1,33E-17	1,36E-17	0,000332	0,000332
CP1-CP2	0,026524	0,026524	0,432284	0,432284
CP1-CP3	4,12E-07	4,12E-07	0,082423	0,082423
CP2-CP3	0,003974	0,003974	0,243214	0,243214

. $p \geq 0,05$ – Médias iguais. . $p < 0,05$ – Médias diferentes.

As diferenças nas porcentagens de ferrita e austenita ao longo da junta soldada também são influenciadas pelas diferenças nas velocidades de resfriamento das regiões durante o processo de soldagem. A energia de soldagem determina, junto com o regime de extração de calor, o tempo de solidificação da poça de fusão e do resfriamento entre 1200 °C e 800 °C. A Figura 5.26 mostra a relação entre a porcentagem de ferrita e austenita na zona afetada pelo calor e zona fundida, respectivamente, em função do tempo de resfriamento entre 1200 °C e 800 °C, para o do aço inoxidável lean duplex UNS S82441.

(a) ZAC.

(b) ZF.

Figura 5.26 - Efeito do tempo de resfriamento entre 1200 °C e 800°C no teor de ferrita e austenita da ZAC (a) e ZF(b) do aço inoxidável lean duplex UNS S82441.

Como na zona afetada pelo calor praticamente não existe alteração na composição química e o tamanho de grão é praticamente o mesmo, a fração volumétrica da austenita é função basicamente do tempo de resfriamento entre 1200 e 800 °C. Assim, um aumento no tempo de resfriamento gera um aumento na fração volumétrica da austenita, como a Figura 5.26 (a) mostra.

A queda no teor de austenita na ZF com o aumento do tempo de resfriamento entre 1200 e 800 °C pode ser explicado ou pela alteração da composição química pela diluição e/ou pelo tamanho de grão. O tamanho de grão na zona fundida está relacionado com o super-resfriamento constitucional, que, por sua vez depende do gradiente de temperatura e da variação da temperatura solidus com a composição química da poça de fusão. No caso do gradiente de temperatura, quanto maior a energia de soldagem, menor o gradiente de temperatura. Neste caso, com o aumento da energia de soldagem para uma mesma composição química, a tendência da microestrutura é ser mais ramificada, tendendo ao equiaxial, e com tamanho de grão menor. O aumento da composição química segue a mesma tendência do efeito do gradiente de temperatura.

Com relação a composição química, o metal de adição possui menos cromo e mais molibdênio que o metal base. Um aumento na diluição acarreta em um aumento na concentração destes dois elementos de liga, que são estabilizadores da ferrita, explicando a redução na quantidade de austenita com o aumento da energia de soldagem.

5.2.5 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A Figura 5.27 mostra a região do material base identificando a presença de lamelas alternadas de ferrita e austenita, o que torna o material bifásico, característico dos aços inoxidáveis duplex, confirmando a microscopia óptica. A presença de precipitados não é tão evidente como nas outras regiões, zona afetada pelo calor e zona fundida. No entanto, pode ser percebida em alguns contornos de grãos, devido ao ataque eletroquímico.

Na Figura 5.28, são mostradas micrografias dos corpos de prova, região da zona afetada pelo calor, onde nota-se a presença de algumas cavidades, devido ao ataque eletroquímico que destacou alguns precipitados, muito pequenos, no interior da ferrita. Estas fases precipitadas no interior da ferrita são os nitretos de cromo. A

precipitação do nitreto de cromo na ferrita inicia-se nas discordâncias e é favorecida pela baixa solubilidade do nitrogênio nesta fase e pela supersaturação deste elemento na ferrita, causada pelo resfriamento rápido após soldagem. Essas cavidades são mais expressivas, e em maior quantidade, no CP1, justamente por possuir menor energia de soldagem e maior velocidade de resfriamento, o que facilita sua precipitação. Precipitados de nitreto de cromo só podem ser detectados com precisão por difração de raios X, por exemplo.

A Figura 5.29 apresenta uma visão mais ampla dos cordões apresentando as regiões da zona afetada pelo calor e zona fundida. Essas regiões diferem uma da outra pelo formato dos grãos de ferrita e austenita. Apresenta tanto a ferrita como a austenita, fases características do material, e cavidades no interior da ferrita, que são os precipitados de nitretos de cromo. Da mesma maneira, o CP1 apresenta uma maior intensidade e quantidade de nitretos precipitados tanto na ZF como na ZAC.

Outros precipitados não podem ser confirmados pela microscopia eletrônica de varredura. Isso não significa que não existam. A confirmação da presença de outras fases exige ensaios mais precisos para identificação, como a difração de raio X.

Figura 5.27 - Região do material base identificando as fases principais ferrita e austenita e evidência de precipitados. MEV.

(a) CP1

(b) CP2

(c) CP3

Figura 5.28 – Evidência da presença de nitretos de cromo na matriz ferrítica, na ZAC dos três corpos de prova.

(a) CP1

(b) CP2

(c) CP3

Figura 5.29 - Evidência da presença de nitretos de cromo na matriz ferrítica, na ZAC e na ZF dos três corpos de prova..

5.2.6 - Análises para identificação de fases

5.2.6.1 - Análise para identificação de fases por Difração de Raios-X (DRX)

A análise para identificação de fases por Difração de Raios-X é a forma mais tradicional de identificação das fases presentes no material, desde que se tenha uma fração volumétrica mínima. Nela, uma medida volumétrica da quantidade de grãos na condição de Bragg é obtida pela iluminação simultânea de milhares de cristais, para cada posição do espaço de orientação da amostra, visualizados no difratograma. As Figuras 5.30 e 5.31 apresentam os difratogramas da ZF e da ZAC dos corpos-de-prova analisados, com os respectivos planos e fases presentes. Lembrando que, por ser a ZAC muito estreita, as microestruturas dessas regiões foram conseguidas pelo ensaio de dilatométrica.

Para esse trabalho, os picos obtidos no difratograma foram comparados com os dados disponibilizados pelo ICDD (International Center for Diffraction Data) para as fases mais prováveis de serem encontradas em aços inoxidáveis duplex. Foram utilizadas as seguintes fases-carta: ferrita (6-696), austenita (52-512), CrN (11-65), Cr₂N (35-803), Sigma (5-708) e Cr₂₃C₆ (35-783).

Os difratogramas característicos de cada condição junto às fases indexadas referentes à difração de raios X dos cordões de solda para todas as regiões estudadas, zona afetada pelo calor e zona fundida, estão mostrados nas Figuras 5.30 e 5.31, respectivamente.

Os dados apresentados nas Figuras 5.30 e 5.31, juntamente com as distâncias interplanares, obtidas através de programa de análise dos dados, de acordo com a metodologia proposta por Cullity [88], foram utilizados para calcular os parâmetros de rede das fases na camada de reação utilizando as fórmulas do sistema cúbico, tetragonal e hexagonal, equações 5.3, 5.4 e 5.5, respectivamente.

(a) Difratoograma da ZAC-CP1.

(b) Difratoograma da ZAC-CP2.

(c) Difratoograma da ZAC-CP3.

Figura 5.30 - Difratoogramas da região da ZAC dos corpos de prova [28].

(a) Difratoograma da ZF-CP1.

(b) Difratoograma da ZF-CP2.

(c) Difratoograma da ZF-CP3.

Figura 5.31 - Difratoogramas da região da ZF dos corpos de prova [28].

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2} \quad 5.4$$

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + k^2}{a^2} \right) + \frac{1}{c^2} \quad 5.5$$

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} \right) + \frac{1}{c^2} \quad 5.6$$

Para uma melhor exatidão na determinação dos parâmetros de rede, foi também considerado, o método de correção proposto por Nelson-Riley. Essa correção de Nelson-Riley é feita utilizando-se uma fórmula empírica exibida na Equação 5.7:

$$X = \frac{1}{2} \left(\frac{\cos^2 \theta}{\sin \theta} + \frac{\cos^2 \theta}{\theta} \right) \quad 5.7$$

onde, “ θ ” é o ângulo difratado pelos planos de uma fase.

Este método, utiliza uma linha de tendência linear que pode ser obtida ao se construir um gráfico da expressão da correção (X) versus o parâmetro de rede associado a cada plano da fase analisado em um difractograma. Neste gráfico, o valor do parâmetro de rede corrigido da fase será associado ao valor da expressão da correção (X) em $X=0$ da reta. Como exemplo dos cálculos efetuados neste trabalho, a Figura 5.32, mostra o gráfico do esquema para correção de Nelson-Riley da ferrita do CP1 ZF, onde 2,8626 Å é o parâmetro de rede associado.

Figura 5.32 - Gráfico utilizado para o método de correção de Nelson-Riley da ferrita do CP1 ZF.

Os valores dos parâmetros de rede das cartas utilizadas e os calculados pelos dois métodos, Cullity e de Nelson-Riley, estão mostrados na Tabela 5.17, para efeito de comparação. Nota-se que, nenhum dos métodos apresentou valores de erro acima de 0,50 %, o que dá confiabilidade nas medidas efetuadas.

Tabela 5.17 - Parâmetros de rede das fases nas camadas de reação em (Å) e erro em (%), pela carta, metodologia de Cullity e de Nelson-Riley [28].

Região analisada	Fase identificada	Parâmetro de rede da carta	Parâmetro de rede por Cullity		Parâmetro de rede por Nelson-Riley	
			Parâmetro (Média) (Å)	Erro (%)	Parâmetro (Å)	Erro (%)
CP1 ZAC	Ferrita (α)	a = 2,8664	a = 2,8724	-0,21	a = 2,8720	-0,20
	Austenita (γ)	a = 3,6180	a = 3,6105	0,21	a = 3,6105	0,21
	Cr ₂ N	a = 4,8113	a = 4,8024	-0,18	a = 4,8020	-0,19
		c = 4,4841	c = 4,4881	-0,09	c = 4,4714	-0,09
		c/a = 0,9320	c/a = 0,9345	-0,27	c/a = 0,9347	-0,29
CP2 ZAC	Ferrita (α)	a = 2,8664	a = 2,8746	-0,29	a = 2,8750	-0,30
	Austenita (γ)	a = 3,6180	a = 3,6093	0,24	a = 3,6096	0,23
	Cr ₂ N	a = 4,8113	a = 4,8053	0,13	a = 4,8050	0,13
		c = 4,4841	c = 4,4948	-0,24	c = 4,4947	-0,24
		c/a = 0,9320	c/a = 0,9354	-0,36	c/a = 0,9354	-0,37
CP3 ZAC	Ferrita (α)	a = 2,8664	a = 2,8744	-0,28	a = 2,8746	-0,29
	Austenita (γ)	a = 3,6180	a = 3,6086	0,26	a = 3,6087	0,26
	Cr ₂ N	a = 4,8113	a = 4,8047	0,14	a = 4,8044	0,14
		c = 4,4841	c = 4,4921	-0,18	c = 4,4921	-0,18
		c/a = 0,9320	c/a = 0,9349	-0,32	c/a = 0,9350	-0,32
CP1 ZF	Ferrita (α)	a = 2,8664	a = 2,8744	-0,28	a = 2,8746	-0,29
	Austenita (γ)	a = 3,6180	a = 3,6086	0,26	a = 3,6087	0,26
	Cr ₂ N	a = 4,8113	a = 4,8048	0,14	a = 4,8067	0,10
		c = 4,4841	c = 4,4928	-0,19	c = 4,4927	-0,19
		c/a = 0,9320	c/a = 0,9351	-0,33	c/a = 0,9347	-0,29
CP2 ZF	Ferrita (α)	a = 2,8664	a = 2,8736	-0,25	a = 2,8733	-0,24
	Austenita (γ)	a = 3,6180	a = 3,6026	0,42	a = 3,6026	0,43
CP3 ZF	Ferrita (α)	a = 2,8664	a = 2,8609	0,19	a = 2,8626	0,13
	Austenita (γ)	a = 3,6180	a = 3,6039	0,39	a = 3,6039	0,39
	Cr ₂ N	a = 4,8113	a = 4,8024	0,18	a = 4,8020	0,19
		c = 4,4841	c = 4,4877	-0,08	c = 4,4881	-0,09
		c/a = 0,9320	c/a = 0,9345	-0,27	c/a = 0,9346	-0,28

Uma análise, utilizando o software Thermo-Calc[®], foi realizada para avaliar as possíveis fases que ocorrem no aço inoxidável lean duplex UNS S82441 utilizando

os elementos químicos Fe, C, Mn, Cr, Ni, Mo, Cu, em função do N. Esta análise foi baseada na Figura 2.1 do item 2.2.2, que apresenta o diagrama da variação molar das fases em equilíbrio com a temperatura, mostrando as microestruturas do aço inoxidável lean duplex UNS S82441 ao longo de seu resfriamento e na Figura 5.33 que apresenta o diagrama de fase pseudo-binário, também calculado pelo software Thermo-Calc®, mostrando a influência do N, na formação dos diversos compostos deletérios, durante o resfriamento dos aços inoxidáveis lean duplex UNS S82441.

Figura 5.33 - Diagrama de fase pseudo-binário para o aço inoxidável duplex UNS S82441, calculado pelo software Thermo-Calc®, mostrando a influência do N até 10%, na precipitação de fases [28].

Para os cálculos pelo software Thermo-Calc®, foi realizada, a fim de se ter a composição química dos elementos das zonas fundidas dos cordões de solda e material base, os ensaios de espectrometria óptica e espectrometria gasosa. O resultado da espectrometria óptica pode ser visualizado na Tabela 5.18.

Tabela 5.18 - Resultado das % dos elementos químicos pela espectrometria óptica do material base e zonas fundidas dos corpos de prova: CP1 (Menor energia de soldagem), CP2 (Energia intermediária) e CP3 (Maior energia de soldagem).

Elemento	Média MB (%)	Média CP1-ZF (%)	Média CP2-ZF (%)	Média CP3-ZF (%)
C	0,025	0,014	0,011	0,012
Mn	2,800	1,878	1,884	1,957
Si	0,372	0,452	0,450	0,446
P	0,020	0,018	0,018	0,019
S	0,002	0,002	0,002	0,002
Cr	24,186	23,370	23,405	23,452
Ni	3,647	6,873	6,811	6,498
Mo	1,582	2,481	2,457	2,347
Al	0,012	0,017	0,016	0,016
Cu	0,349	0,204	0,202	0,220
Ti	0,006	0,004	0,004	0,004
V	0,051	0,063	0,062	0,063
Nb	0,007	0,011	0,010	0,011
B	0,001	0,002	0,002	0,002
Ca	0,002	0,001	0,001	0,001
Co	0,031	0,042	0,042	0,042
Mg	0,031	0,032	0,032	0,033
N	0,214	0,138	0,148	0,153
Pb	0,000	0,000	0,000	0,001
Sb	0,067	0,053	0,054	0,053
Sn	0,005	0,005	0,005	0,005
Ta	0,002	0,001	0,001	0,001
W	0,000	0,026	0,026	0,027
Zn	0,001	0,052	0,055	0,055
Zr	0,006	0,006	0,006	0,007
Fe	66,720	64,360	64,400	64,680
Soma	100,137	100,105	100,104	100,103

Para comparar os resultados do programa Thermo-calc[®] com valores experimentais foram feitos tratamentos térmicos no material base em três amostras de medidas 25 x 25 x 6,1 mm.

Nos tratamentos, a primeira amostra foi colocada no forno, somente após aquecimento do mesmo a 800 °C, e mantida por 12 horas. A segunda e terceira amostras foram colocadas no forno, somente após aquecimento do mesmo a 600 °C, e mantidas por 12 e 48 horas, respectivamente. Todos os tratamentos foram finalizados com resfriamento em água.

Antes e após o tratamento térmico, foi analisada a porcentagem de ferrita das amostras, através do ferritoscópio. Este equipamento mede o teor de ferrita, ou seja, o teor de fase ferromagnética. Como a fase sigma (σ) é uma fase paramagnética, gerada a partir da decomposição da ferrita, sua precipitação deve provocar uma queda no sinal de leitura de fase ferromagnética no ferritoscópio. Para cada análise, antes e depois do tratamento, foram realizadas 20 medições com o ferritoscópio. Como média do resultado, obteve-se para a primeira amostra, $48,52 \pm 0,65$ % e $16,97 \pm 0,27$ % de ferrita (α), para a segunda amostra, $49,56 \pm 1,01$ % e $36,18 \pm 0,32$ % e para a terceira amostra, $49,92 \pm 2,64$ % e $36,45 \pm 0,50$ %, antes e depois da medição, respectivamente, que é um indicativo da presença de sigma.

Após o tratamento térmico, realizou-se a difração de raios X. Os picos obtidos no difratograma dos tratamentos térmicos também foram comparados com os dados disponibilizados pelo ICDD (International Center for Diffraction Data) para as fases mais prováveis de serem encontradas no aço inoxidável lean duplex UNS S82441. Foram utilizadas as seguintes fases-carta: ferrita (6-696), austenita (52-512), CrN (11-65) e Cr_2N (35-803), Sigma (5-708) e Cr_{23}C_6 (35-783). Os resultados dos difratogramas para os tratamentos térmicos estão apresentados nas Figuras 5.34, 5.35 e 5.36.

Figura 5.34 - Difratograma de raios-X mostrando as fases com os respectivos planos da amostra tratada a 800 °C por 12 horas [28].

Figura 5.35 - Difratoograma de raios-X mostrando as fases com os respectivos planos da amostra tratada a 600 °C por 12 horas [28].

Figura 5.36 - Difratoograma de raios-X mostrando as fases com os respectivos planos da amostra tratada a 600 °C por 48 horas [28].

Os dados apresentados nas Figuras 5.34, 5.35 e 5.36, juntamente com as distâncias interplanares, obtidas através de programa de análise de dados, de acordo com a metodologia proposta por Cullity [88], foram utilizados para calcular os parâmetros de rede das fases na camada de reação.

Para uma melhor exatidão na determinação dos parâmetros de rede, foi também considerado, o método de correção proposto por Nelson-Riley. Estes valores estão mostrados na Tabela 5.19.

Os valores obtidos estão próximos dos valores da carta utilizada para fase sigma do sistema Fe-Cr-Ni-Mo.

Tabela 5.19 - Parâmetros de rede das fases nas camadas de reação em (Å) e erro em (%), pela carta, metodologia de Cullity e de Nelson-Riley, após tratamento térmico [28].

Região analisada	Fase identificada	Parâmetro de rede da carta	Parâmetro de rede por Cullity		Parâmetro de rede por Nelson-Riley	
			Parâmetro (Média) (Å)	Erro (%)	Parâmetro (Å)	Erro (%)
TT-MB 800°C 12 horas	Ferrita (α)	a = 2,8664	a = 2,8769	-0,37	a = 2,8775	-0,39
	Austenita (γ)	a = 3,6180	a = 3,6151	0,08	a = 3,6137	0,12
	Cr ₂ N	a = 4,8113	a = 4,8192	-0,16	a = 4,8206	-0,19
		c = 4,4841	c = 4,4008	-0,15	c = 4,8206	-0,25
		c/a = 0,9320	c/a = 0,9319	0,01	c/a = 0,9325	-0,05
	Sigma (σ)	a = 8,7995	a = 8,7981	0,03	a = 8,7973	0,03
		c = 4,5442	c = 4,5666	-0,49	c = 4,5665	-0,49
		c/a = 0,5264	c/a = 0,5191	-0,52	c/a = 0,5191	-0,52
TT- MB 600°C 12 horas	Cr ₂₃ C ₆	a = 10,6599	a = 10,6475	0,12	a = 10,6460	0,13
	Ferrita (α)	a = 2,8664	a = 2,8795	-0,46	a = 2,8800	-0,47
	Austenita (γ)	a = 3,6180	a = 3,6147	0,06	a = 3,6148	0,09
	Cr ₂ N	a = 4,8113	a = 4,5997	0,24	a = 4,5027	-0,42
		c = 4,4841	c = 4,5027	0,33	c = 4,5025	-0,41
		c/a = 0,9320	c/a = 0,9381	-0,66	c/a = 0,9389	-0,74
TT- MB 600°C 48 horas	Cr ₂₃ C ₆	a = 10,6599	a = 10,6599	0,00	a = 10,6590	0,01
	Ferrita (α)	a = 2,8664	a = 2,8793	-0,45	a = 2,8800	-0,47
	Austenita (γ)	a = 3,6180	a = 3,6165	0,04	a = 3,6147	0,09
	Cr ₂ N	a = 4,8113	a = 4,7971	0,30	a = 4,8007	0,22
		c = 4,4841	c = 4,5076	-0,53	c = 4,5031	-0,42
		c/a = 0,9320	c/a = 0,9397	-0,82	c/a = 0,9380	-0,65
	Cr ₂₃ C ₆	a = 10,6599	a = 10,6417	0,17	a = 10,6130	0,44

Para identificação da morfologia das fases, foram feitas observações metalográficas com auxílio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e análises de espectrometria por energia dispersiva.

Dos nitretos, somente o Cr₂N foi identificado na Análise por Difração de Raios-X. A presença do CrN poderia ser explicada pelas relações de orientação que ele apresenta com a ferrita. Isso diminui a barreira energética para a nucleação do

nitreto. No entanto, o CrN necessita de um teor mais elevado de nitrogênio para se formar [89] e, quanto maior o teor de austenita e a quantidade de Cr₂N presente, menor a probabilidade da sua formação [6].

O resultado, mostrado na Figura 5.37, identifica precipitação de fase sigma no meio da fase austenita, que lembra a morfologia lamelar. A obtenção de uma morfologia lamelar geralmente exige que haja o crescimento cooperativo entre as duas fases, significando que elas crescem com velocidades próximas e uma auxilia o crescimento da outra. Além disso, o potencial termodinâmico disponível para a precipitação de sigma é quase todo consumido na formação de interfaces entre a austenita e a fase sigma. Esse potencial termodinâmico está relacionado com a supersaturação da matriz, que por sua vez é relacionada com a temperatura de precipitação e a composição química da matriz [6].

Figura 5.37 - Micrografia do aço duplex tratado a 800 °C por 12 horas e contendo sigma, obtida através de microscopia eletrônica de varredura. Ataque eletrolítico com ácido oxálico [28].

O tratamento térmico a 600 °C não apresentou fase sigma durante 12 e 48 h de tratamento térmico. A esta temperatura, a precipitação da fase sigma é muito lenta, devido à parte inferior da curva de precipitação da fase sigma do tipo C, cuja cinética de precipitação é controlada por difusão. Significa, na prática, a ausência de fase sigma nessa temperatura, embora termodinamicamente exista a esta temperatura.

Os carbonetos têm uma cinética de precipitação rápida, influenciada basicamente pelo local de precipitação, composição química, tipo de matriz e pelo

tamanho de grão. A Figura 5.38, mostra a precipitação da fase Cr_{23}C_6 nos contornos de grão e no meio da ferrita na amostra tratada a 600 °C por 12 horas.

Figura 5.38 - Micrografia do aço duplex tratado a 600 °C por 12 horas e contendo Cr_{23}C_6 , obtida através de microscopia eletrônica de varredura. Ataque eletrolítico com ácido oxálico [28].

No corpo de prova tratado a 800 °C por 12 h, foram analisados os elementos Fe, Cr, Ni, Mo, Si e Mn nas fases sigma, austenita e ferrita, por espectrometria por energia dispersiva. Foram realizadas três leituras no corpo de prova e retirada a média dos valores dos elementos analisados para as fases sigma, ferrita e austenita. Os valores obtidos são mostrados na Tabela 5.20.

Tabela 5.20 - Análise química das fases sigma, ferrita e austenita, obtida em corpo de prova tratado a 800 °C por 12 h.

Elementos	Porcentagem em peso			Porcentagem atômica		
	Sigma	Ferrita	Austenita	Sigma	Ferrita	Austenita
Fe	61,35±1,85	58,57±1,43	69,666±2,56	60,56±1,78	57,68±1,33	68,74±2,56
Cr	29,09±1,93	32,06±0,39	20,74±3,14	30,84±2,06	33,92±0,46	21,98±3,25
Ni	2,90±0,31	2,30±0,04	5,02±0,05	2,73±0,29	2,15±0,04	4,71±0,05
Mo	3,20±0,55	3,36±0,52	0,98±0,19	1,56±0,32	1,92±0,30	0,57±0,11
Si	0,62±0,03	0,64±0,07	0,42±0,06	1,16±0,06	1,24±0,13	0,82±0,11
Mn	2,81±0,58	3,09±0,59	3,20±0,34	2,82±0,58	3,10±0,59	3,21±0,34

Os resultados indicam que a fase sigma é formada basicamente de ferro e cromo.

(a) Sigma

(b) Ferrita

(c) Austenita

Figura 5.39 - Identificação dos elementos nas fases por espectrometria por energia dispersiva em uma das regiões estudadas.

A Figura 5.39, mostra os gráficos por espectrometria por energia dispersiva das fases de uma das leituras da amostra tratada a 800 °C e a Figura 5.40, identifica as fases e locais onde foi realizado a leitura.

Figura 5.40 - Identificação das fases por espectrometria por energia dispersiva.

5.2.6.2 - Análise para identificação de fases por EBSD

As Figuras 5.41, (5.42, 5.43 e 5.44) e (5.45, 5.46 e 5.47), mostram os resultados da análise para identificação de fases por EBSD do material base, da zona afetada pelo calor e zona fundida, respectivamente, apresentando: (a) região estudada, (b) mapa de orientação cristalográfica, com o respectivo triângulo estereográfico de referência e (c) mapa das fases e a quantificação de fases, da zona afetada pelo calor, zona fundida e material base dos corpos de prova.

Os mapas de orientação das regiões analisadas, permitem a identificação das orientações e geometria de cada grão. Cada cor corresponde a um plano paralelo à superfície onde está sendo feita a varredura. O triângulo estereográfico de referência é utilizado para a identificação desses planos.

Diante dos mapas de orientação, observa-se que as principais orientações se encontram presentes em todas as áreas estudadas. O material base apresenta grãos $\{101\} \langle uvw \rangle$, seguidos de grãos $\{111\} \langle uvw \rangle$ e grãos $\{111\} \langle uvw \rangle$.

Na zona afetada pelo calor, há forte presença de grãos $\{001\} \langle uvw \rangle$, seguidos de grãos $\{101\} \langle uvw \rangle$ e grãos $\{111\} \langle uvw \rangle$ nos CP1 e CP3. O CP2 apresenta grãos $\{001\} \langle uvw \rangle$, seguidos de grãos $\{111\} \langle uvw \rangle$ e uma minoria de

grãos $\{101\} \langle uvw \rangle$. Na zona fundida, há forte presença de grãos $\{101\} \langle uvw \rangle$, seguidos de grãos $\{111\} \langle uvw \rangle$ e grãos $\{011\} \langle uvw \rangle$ nos CP2 e CP3. O CP1 apresenta grãos $\{001\} \langle uvw \rangle$ seguidos de grãos $\{101\} \langle uvw \rangle$ e grãos $\{111\} \langle uvw \rangle$.

A Tabela 5.21 apresenta as médias das porcentagens da ferrita e austenita obtidas pelo EBSD no material base, na zona afetada pelo calor e zona fundida. Vale ressaltar que a leitura foi efetuada somente em uma foto/área. Não é a média de várias fotos/áreas, como o realizado pela metalografia quantitativa, item 5.2.4, quantificação de fase (média de 15 fotos), Tabela 5.15, obtendo-se uma maior área para análise, tornando o resultado da quantificação de fases mais preciso.

Tabela 5.21 - Médias das porcentagens da ferrita e austenita para o MB, ZAC e ZF do CP1, CP2 e CP3, obtidas por EBSD.

Médias das porcentagens (%)	MB	ZAC			ZF		
		CP1	CP2	CP3	CP1	CP2	CP3
Ferrita (α)	60,6	61,7	69,9	53,4	62,4	50,8	47,2
Austenita (γ)	39,4	38,3	30,1	46,6	37,6	49,2	52,8

(a) Região estudada.

(b) Mapa de orientação cristalográfica com o respectivo triângulo estereográfico de referência.

(c) Mapa das fases e a quantificação de fases. Verde α , vermelho γ .

Figura 5.41 - EBSD MB

(a) Região estudada.

(b) Mapa de orientação cristalográfica com o respectivo triângulo estereográfico de referência.

(c) Mapa das fases e a quantificação de fases. Verde α , vermelho γ .

Figura 5.42 - EBSD ZAC-CP1.

(a) Região estudada.

(b) Mapa de orientação cristalográfica com o respectivo triângulo estereográfico de referência.

(c) Mapa das fases e a quantificação de fases. Verde α , vermelho γ .

Figura 5.43 - EBSD ZAC-CP2.

(a) Região estudada.

(b) Mapa de orientação cristalográfica com o respectivo triângulo estereográfico de referência.

(c) Mapa das fases e a quantificação de fases. Verde α , vermelho γ .

Figura 5.44 - EBSD ZAC-CP3.

(a) Região estudada.

(b) Mapa de orientação cristalográfica com o respectivo triângulo estereográfico de referência.

(c) Mapa das fases e a quantificação de fases. Verde α , vermelho γ .

Figura 5.45 - EBSD ZF-CP1.

(a) Região estudada.

(b) Mapa de orientação cristalográfica com o respectivo triângulo estereográfico de referência.

(c) Mapa das fases e a quantificação de fases. Verde α , vermelho γ .

Figura 5.46 - EBSD ZF-CP2.

(a) Região estudada.

(b) Mapa de orientação cristalográfica com o respectivo triângulo estereográfico de referência.

(c) Mapa das fases e a quantificação de fases. Verde α , vermelho γ .

Figura 5.47 - EBSD ZF-CP3.

As transformações entre fases de estrutura CFC e CCC costumam apresentar relações de orientação como as de Kurdjumov-Saches, Nishiyama-Wassermann e Bain. As características de cada uma destas relações de orientação estão na Tabela 5.22.

Tabela 5.22 - Relação de orientação entre as fases γ (CFC) e α (CCC) [90].

Relação de orientação	Correspondência entre as redes	Número de alternativas	Número total de variantes
Bain (B)	$\{001\}_{\gamma} \parallel \{001\}_{\alpha}$	3	3
	$\langle 110 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 110 \rangle_{\alpha}$	1	
Kurdjumov-Saches (K-S)	$\{111\}_{\gamma} \parallel \{011\}_{\alpha}$	4	24
	$\langle 011 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 111 \rangle_{\alpha}$	3	
	(variantes de macla)	2	
Nishiyama-Wassermann (N-W)	$\{111\}_{\gamma} \parallel \{011\}_{\alpha}$	4	12
	$\langle 112 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 011 \rangle_{\alpha}$	3	

As Figuras 5.48 a 5.54, mostram, as figuras de polo calculadas para austenita (111, 011 e 112) e para a ferrita (011 e 111) do MB, da ZAC e ZF dos cordões. As setas indicam os polos coincidentes nas figuras mostrando a tendência à existência de relações de orientação do tipo Kurdjumov-Saches e Nishiyama-Wassermann.

Observa-se, para todas as Figuras, que a austenita (111 e 011) apresentam relações de orientação com as ferritas (011 e 111), respectivamente, maior que a austenita 112, em relação a ferrita 011. Isso pode ser visualizado na Tabela 5.23. Nesse sentido, podemos dizer, que a relação de orientação que predomina é a orientação do tipo Kurdjumov-Saches.

Tabela 5.23 - Análise qualitativa para identificação de fases por EBSD – Quantidade de correspondências.

	Correspondências entre as redes	MB	ZAC			ZF		
			CP1	CP2	CP3	CP1	CP2	CP3
K-S	$\{111\}_{\gamma} \parallel \{011\}_{\alpha}$	2	3	2	5	5	5	2
	$\langle 011 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 111 \rangle_{\alpha}$	1	2	4	3	3	4	3
N-W	$\{111\}_{\gamma} \parallel \{011\}_{\alpha}$	2	3	2	5	5	5	2
	$\langle 112 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 011 \rangle_{\alpha}$	0	1	1	1	0	1	1

a) Figura de polo $\{111\}\gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$. b) Figura de polo $\langle 011 \rangle \gamma$ com figura de polo $\langle 111 \rangle \alpha$. c) Figura de polo $\langle 112 \rangle \gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$.

Figura 5.48 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do MB.

a) Figura de polo $\{111\}\gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$. b) Figura de polo $\langle 011 \rangle \gamma$ com figura de polo $\langle 111 \rangle \alpha$. c) Figura de polo $\langle 112 \rangle \gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$.

Figura 5.49 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do ZAC CP1.

a) Figura de polo $\{111\}\gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$. b) Figura de polo $\langle 011 \rangle \gamma$ com figura de polo $\langle 111 \rangle \alpha$. c) Figura de polo $\langle 112 \rangle \gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$.

Figura 5.50 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do ZF CP1.

a) Figura de polo $\{111\}\gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$. b) Figura de polo $\langle 011 \rangle \gamma$ com figura de polo $\langle 111 \rangle \alpha$. c) Figura de polo $\langle 112 \rangle \gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$.

Figura 5.51 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do ZAC CP2.

a) Figura de polo $\{111\}\gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$. b) Figura de polo $\langle 011 \rangle \gamma$ com figura de polo $\langle 111 \rangle \alpha$. c) Figura de polo $\langle 112 \rangle \gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$.

Figura 5.52 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do ZF CP2.

a) Figura de polo $\{111\}\gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$. b) Figura de polo $\langle 011 \rangle \gamma$ com figura de polo $\langle 111 \rangle \alpha$. c) Figura de polo $\langle 112 \rangle \gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$.

Figura 5.53 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do ZAC CP3.

a) Figura de polo $\{111\}\gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$. b) Figura de polo $\langle 011 \rangle \gamma$ com figura de polo $\langle 111 \rangle \alpha$. c) Figura de polo $\langle 112 \rangle \gamma$ com figura de polo $\{011\}\alpha$.

Figura 5.54 - Comparação das figuras de polo da austenita com as figuras de polo da ferrita do ZF CP3.

5.3 - TÉCNICAS DE ANÁLISE TÉRMICA

5.3.1 - Análise Térmica Diferencial (DTA)

O calor retirado ou fornecido aos aços inoxidáveis duplex, em um processo de soldagem, pode provocar mudanças químicas ou físicas em suas microestruturas. Essas mudanças podem ser úteis ou prejudiciais, então, é de grande importância estudar e entender essas mudanças térmicas, assim como temperaturas de transformações de fases e limites de temperatura aos quais podem ser submetidos sem que se comprometa as suas propriedades.

Na Figura 5.55, são apresentados os gráficos da Análise Térmica Diferencial em função do tempo e temperatura e da curva derivada para taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min do material base. Nas Figuras 5.56, 5.57 e 5.58, são apresentados os gráficos da Análise Térmica Diferencial em função da temperatura e da curva derivada para taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min da zona fundida, após soldagem dos três cordões.

Nota-se inflexões da curva em todos os ensaios, registrados na forma de picos, endotérmicos e exotérmicos, referentes às transformações de fases ao longo dos ciclos de aquecimento e resfriamento das amostras.

Através da utilização da análise térmica diferencial foram determinadas as temperaturas "solidus", "liquidus" e sua variação (Δ). Os resultados obtidos tanto no aquecimento como no resfriamento das amostras estão resumidos na Tabela 5.24. Os valores obtidos para as temperaturas "solidus" e "liquidus", tanto no aquecimento como no resfriamento, tem uma variação dentro do esperado.

Tabela 5.24 - Temperaturas de transformação de fase liquidus-solidus para os corpos de prova do ensaio de DTA para o material base, e zona fundida do CP1, CP2 e CP3.

Condição	MB			CP1-ZF			CP2-ZF			CP3-ZF		
	Temperatura °C			Temperatura °C			Temperatura °C			Temperatura °C		
	Solid	Liquid	Δ	Solid	Liquid	Δ	Solid	Liquid	Δ	Solid	Liquid	Δ
Aquecimento	1459	1485	26	1439	1466	27	1431	1466	35	1431	1466	35
Resfriamento	1408	1473	65	1383	1451	68	1369	1434	65	1381	1450	69
Média	1434	1479	45	1411	1459	48	1400	1450	50	1406	1458	52

(a) Curvas de DTA em função do tempo e temperatura.

(b) Curvas de DTA em função da temperatura e da curva derivada do aquecimento.

(c) Curvas de DTA em função da temperatura e da curva derivada do resfriamento.

Figura 5.55 - Curvas de DTA em função do tempo e temperatura e em função da temperatura e da curva derivada para taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min do material base.

(a) Curvas de DTA em função do tempo e temperatura.

(b) Curvas de DTA em função da temperatura e da curva derivada do aquecimento.

(c) Curvas de DTA em função da temperatura e da curva derivada do resfriamento.

Figura 5.56 - Curvas de DTA em função do tempo e temperatura e em função da temperatura e da curva derivada para taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min do CP1 ZF.

(a) Curvas de DTA em função do tempo e temperatura.

(b) Curvas de DTA em função da temperatura e da curva derivada do aquecimento.

(c) Curvas de DTA em função da temperatura e da curva derivada do resfriamento.

Figura 5.57 - Curvas de DTA em função do tempo e temperatura e em função da temperatura e da curva derivada para taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min do CP2 ZF.

(a) Curvas de DTA em função do tempo e temperatura.

(b) Curvas de DTA em função da temperatura e da curva derivada do aquecimento.

(c) Curvas de DTA em função da temperatura e da curva derivada do resfriamento.

Figura 5.58 - Curvas de DTA em função do tempo e temperatura e em função da temperatura e da curva derivada para taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min do CP3 ZF.

A temperatura de precipitação de austenita envolve uma quantidade de calor baixa, fazendo com que as temperaturas determinadas no aquecimento e no resfriamento tenham uma diferença bem maior entre si. Os resultados obtidos tanto no aquecimento como no resfriamento das amostras, para a temperatura de precipitação de austenita e temperatura de precipitação de sigma, baseado no ensaio de Análise Térmica Diferencial, estão mostrados na Tabela 5.25.

Tabela 5.25 - Temperatura máxima de precipitação de sigma e início de precipitação de austenita.

Condição	MB		CP1-ZF		CP2-ZF		CP3-ZF	
	Temperatura °C		Temperatura °C		Temperatura °C		Temperatura °C	
	Fase γ	Fase σ	Fase γ	Fase σ	Fase γ	Fase σ	Fase γ	Fase σ
Aquecimento	1305	886	1312	783	1314	783	1315	783
Resfriamento	1372	839	1315	848	1334	835	1346	815
Média	1339	863	1314	816	1324	809	1331	799

5.3.2 - Análise por Dilatometria

Pela análise dos resultados dilatométricos experimentais, pode-se perceber algumas alterações no comportamento da microestrutura do material quando sujeito ao ciclo térmico, como as temperaturas de início e fim de transformação de fases. Esse tipo de detalhe pode ser mais evidenciado no ensaio de Análise Térmica Diferencial e as possíveis fases comprovadas pelo ensaio de Análise por Difração de Raios X.

A Tabela 5.26 apresenta as taxas de aquecimento e resfriamento e o tempo para cada faixa de temperatura dos ciclos térmicos utilizados no ensaio de dilatometria para os cordões de solda CP1, CP2 e CP3. Estas taxas foram utilizadas de forma a simular os ciclos térmicos experimentais obtidos pelo equipamento de aquisição de dados durante a soldagem dos corpos de prova.

Tabela 5.26 - Dados do ciclos térmicos utilizados nos ensaios de dilatometria.

Intervalo de temperatura (°C)	CP1		CP2		CP3	
	Taxa (°C/s)	Tempo (s)	Taxa (°C/s)	Tempo (s)	Taxa (°C/s)	Tempo (s)
25-1300	685,48	1,86	506,54	1,53	797,50	1,63
1300-1300	0	10,00	0	10,00	0	10,00
1300-800	63,29	7,90	42,92	11,65	29,83	16,76
800-25	24,04	24,96	15,82	37,92	11,15	53,81

A Figura 5.59 mostra os ciclos térmicos utilizados no ensaio de dilatométrica para cada corpo de prova.

(a)

(b)

(c)

Figura 5.59 - Ciclos térmicos utilizados no o ensaio de dilatométrica.

As Figuras 5.60, 5.61 e 5.62, apresentam os ciclos de expansão térmica obtidos pelo ensaio de dilatométrica efetuados no material base com suas respectivas derivadas do aquecimento e resfriamento, simulando a zona afetada pelo calor e as Figuras 5.63, 5.64 e 5.65 para a zona fundida, permitindo uma comparação do comportamento das transformações nessas áreas. Essas curvas de expansão térmica, são resultantes dos ciclos térmicos programados, conforme mostrado na Figura 5.59.

(a) Curva de expansão térmica.

(b) Aquecimento

(c) Resfriamento

Figura 5.60 - Curvas de dilatométrica do CP1 ZAC.

(a) Curva de expansão térmica.

(b) Aquecimento

(c) Resfriamento

Figura 5.61 - Curvas de dilatometria do CP2 ZAC.

(a) Curva de expansão térmica.

(b) Aquecimento

(c) Resfriamento

Figura 5.62 - Curvas de dilatométrica do CP3 ZAC.

(a) Curva de expansão térmica.

(b) Aquecimento

(c) Resfriamento

Figura 5.63 - Curvas de dilatométrica do CP1 ZF.

(a) Curva de expansão térmica.

(b) Aquecimento

(c) Resfriamento

Figura 5.64 - Curvas de dilatometria do CP2 ZF.

(a) Curva de expansão térmica.

(b) Aquecimento

(c) Resfriamento

Figura 5.65 - Curvas de dilatométrica do CP3 ZF.

Pela observação das Figuras 5.60 a 5.65, tanto no aquecimento como no resfriamento, não foi possível identificar mudanças substanciais de volume, o que poderia acontecer devido aos diferentes volumes específicos das possíveis fases presentes. Procurou-se identificar fases precipitadas principalmente na faixa de 600 °C a 1200 °C, com mais ênfase no resfriamento por definir a microestrutura final das áreas analisadas.

Da análise das curvas de dilatométrica, o que se observa é uma maior variação endotérmica e exotérmica da derivada da curva do resfriamento do CP1 entre 1000 °C a 600 °C, tanto na zona afetada pelo calor quanto na zona fundida. Essa variação poderia ser a formação dos nitretos, no entanto, a intensidade é muito pequena para esta confirmação, podendo ser confundida com trepidação da amostra durante o ensaio devido ao fluxo do gás. Para os corpos de prova CP2 e CP3, a intensidade de variação é ainda menor.

Alguns picos que aparecem próximo a 800 °C e 1300 °C, são devido à mudança de fluxo do gás quando do início e troca da taxa de resfriamento. Outros picos são ocasionados pela adaptação da amostra aos contatos. Isso é mais evidenciado no início do aquecimento até próximo a temperatura de 600 °C.

As fases sigma e carboneto Cr_{23}C_6 , devido ao tempo de resfriamento utilizados nos ciclos térmicos utilizados, não foram identificadas no ensaio de dilatométrica, para a taxa de resfriamento utilizada. Isso foi constatado no ensaio de Difração de Raios-X. De certa forma, não podemos afirmar que elas não existem e sim que os ensaios, não as detectaram.

Sendo a temperatura de início da transformação de ferrita para austenita maior do que a temperatura máxima atingida no ensaio, detectada no ensaio da Análise Térmica Diferencial (DTA), não foi possível sua identificação. No entanto, esta transformação acontece ao longo do resfriamento e vice versa no aquecimento, ou seja, austenita para ferrita, identificada pela inclinação das curvas.

5.4 - ENSAIOS MECÂNICOS

5.4.1 - Ensaio de microdureza

Para o ensaio de microdureza, foram realizadas impressões pontuais, sendo, 10 para a ferrita e 10 para a austenita no material base, zona afetada pelo calor e zona fundida, para cada cordão.

As impressões para cada cordão de solda, foram realizadas ao longo da zona afetada pelo calor, do lado reto do chanfro mais próximas ao lado da zona fundida.

A Tabela 5.27 apresenta o resultado das médias das microdurezas da ferrita e austenita para o MB, CP1, CP2 e CP3 e respectivos desvios padrões.

Tabela 5.27 - Médias das microdurezas da ferrita e austenita para o MB, CP1, CP2 e CP3 e respectivos desvios padrões, carga de 10g.

Média das Microdurezas (HV)	MB	CP1		CP2		CP3	
		ZAC	ZF	ZAC	ZF	ZAC	ZF
Ferrita (α)	205±6,3	220±7,2	253±12,1	219±4,9	236±8,4	208±12,7	229±8,0
Austenita (γ)	248±4,0	255±9,3	265±8,7	252±6,6	252±13,8	238±13,8	242±7,4

Devido ao fato de as impressões terem sido realizadas pontualmente sobre a ferrita e austenita, os resultados das microdurezas do material, não são influenciados pela diferença nas percentagens relativa de ferrita e austenita. As medidas de microdureza da ferrita e da austenita revelaram que a austenita é mais dura que a ferrita.

A Tabela 5.28 apresenta a análise de variância das microdurezas das fases ferrita e austenita do MB em relação à zona afetada pelo calor e zona fundida dos cordões de solda CP1, CP2 e CP3, com 5 % de significância. A análise de variância detectou médias iguais das microdurezas das fases ferrita e austenita dos CP2-CP3 ZF e da ferrita e austenita dos CP1-CP2 ZAC. Nesses casos, a diferença das energias de soldagem não influenciou a microdureza final dessas regiões.

Tabela 5.28 - Análise de variância das microdurezas das fases ferrita e austenita da ZAC e ZF dos cordões de solda CP1, CP2 e CP3 e MB, com 95 % de confiança e 5% de significância.

Experimento	ZAC		ZF	
	Ferrita: p-valor	Austenita: p-valor	Ferrita: p-valor	Austenita: p-valor
MB-CP1	8,93E-05	0,031692	1,66E-09	0,000026
MB-CP2	3,33E-05	0,080485	3,02E-08	0,356397
MB-CP3	0,51106	0,051069	7,64E-07	0,06437
CP1-CP2	0,616454	0,429551	0,001484	0,022216
CP1-CP3	0,016343	0,004802	5,09E-05	7,00E-06
CP2-CP3	0,021464	0,009721	0,079958	0,070844

. $p \geq 0,05$ – Médias iguais

. $p < 0,05$ – Médias diferentes

Sendo o Cr e N responsável pela dureza do material e a formação de austenita, dependente do $\Delta t_{12/8}$, observa-se que as microdurezas da ferrita e

austenita na zona afetada pelo calor diminuem para um $\Delta t_{12/8}$ acima de 10 s, tempo necessário para ocorrer difusão do Cr e N da ferrita para a austenita, diminuindo as microdurezas das microestruturas, pela redução da quantidade de nitretos de cromo precipitados na ferrita. Na zona fundida, isso também acontece, porém em um tempo menor.

A Figura 5.66 mostra a representação gráfica das médias das microdurezas das fases ferrita e austenita em relação ao material base e cordões de solda para a zona afetada pelo calor e zona fundida.

(a) ZAC.

(b) ZF.

Figura 5.66 - Representação gráfica das médias das microdurezas das fases austenita e ferrita em relação ao Material Base e cordões de solda para a ZAC e ZF.

A Figura 5.67 mostra a representação gráfica das médias das microdurezas das fases ferrita e austenita em relação à energia de soldagem para cada cordão de solda da zona afetada pelo calor e zona fundida.

(a) ZAC.

(b) ZF.

Figura 5.67 - Representação gráfica das médias das microdurezas das fases ferrita e austenita em relação à energia de soldagem para cada cordão de solda da ZAC e ZF.

O ensaio de microdureza da ferrita também foi realizado no material base com impressões individuais sobre a ferrita, ao longo da espessura da chapa. A Figura 5.68 apresenta a variação da microdureza da ferrita. Pode-se observar uma pequena variação da medida da microdureza ao longo da espessura apresentando uma média de 234,8 (HV). Outra observação é a maior dureza nas bordas. Isso

pode ter sido ocasionado por encruamento causado pelo passe de acabamento a frio na laminação.

Figura 5.68 - Microdureza da ferrita ao longo da espessura da chapa.

Pode-se notar pela Figura 5.69 que não existe uma grande correlação entre a microdureza e a fração volumétrica da ferrita e austenita. O valor de R^2 é muito baixo.

Figura 5.69 - Correlação entre a microdureza e a fração volumétrica de ferrita e austenita.

5.4.2 - Ensaios de impacto Charpy V (-46 °C)

Os ensaios de impacto Charpy V (-46 °C) foram executados com o entalhe na zona afetada pelo calor e zona fundida dos cordões de solda e direção Transversal e direção de laminação da laminação do material base. Os corpos de prova foram ensaiados nas condições como soldado.

5.4.2.1 - Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C)

Os resultados das energias absorvidas no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C) são apresentados na Tabela 5.29. Devido a dificuldades com o posicionamento do entalhe, o ensaio Charpy (-46 °C), dos corpos de prova soldados e material base, foram realizados três vezes.

Tabela 5.29 - Resultados dos ensaios Charpy V (-46 °C) do cordão de solda, com os desvios padrões corrigidos pelo t de Student para 95 % de confiança.

Energia absorvida (J)								
CP	MB		CP1		CP2		CP3	
	DT	DL	ZAC	ZF	ZAC	ZF	ZAC	ZF
1	135,5	84,9	64,0	95,5	63,7	72,6	63,3	79,2
2	138,4	81,6	77,4	88,0	53,1	81,6	67,5	77,7
3	137,4	83,7	85,5	98,9	66,4	73,5	63,1	75,9
Média	137,1±1,5	83,4±1,7	75,6±10,8	94,0±5,8	61,1±7,0	75,9±4,9	66,7±3,2	77,6±1,7

A Tabela 5.30 apresenta a análise de variância ANOVA das energias absorvidas na zona afetada pelo calor e zona fundida dos cordões de solda CP1, CP2 e CP3.

Tabela 5.30 - Análise de variância das energias absorvidas da ZAC e ZF dos cordões de solda CP1, CP2 e CP3, com 5 % de significância.

Experimento	ZAC	ZF
CP1-CP2	0,122621	0,014589
CP1-CP3	0,242097	0,009090
CP2-CP3	0,276209	0,605148

. $p \geq 0,05$ – Médias iguais

. $p < 0,05$ – Médias diferentes

A análise de variância das energias absorvidas detectou que os valores obtidos da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C) dos cordões

de solda na zona afetada pelo calor são iguais para todas as condições analisadas, com um nível de significância de 0,5 %. Na zona fundida, somente os cordões de solda CP2-CP3 apresentaram um valor de energia absorvida iguais. Nesses casos, a diferença das energias de soldagem não influenciou a energia absorvida final dessas regiões.

A Figura 5.70 mostra a representação gráfica das médias das energias absorvidas, direção normal e direção transversal da laminação do material base e zona afetada pelo calor e zona fundida dos cordões de solda, respectivamente.

Figura 5.70 - Energias absorvidas no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C).

A Figura 5.71 mostra a representação gráfica das médias das energias absorvidas nas zonas afetadas pelo calor e zonas fundidas em relação à energia de soldagem para cada cordão de solda.

Figura 5.71 - Energia de soldagem x Energia absorvidas no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C).

(a)

(b)

(c)

Figura 5.72 - Correlação existente entre a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C) (J) com a fração volumétrica da ferrita e austenita, microdureza da ferrita e austenita e energia de soldagem.

A correlação existente entre a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C) com a fração volumétrica da ferrita e austenita, microdureza da ferrita e austenita e energia de soldagem, são mostradas na Figura 5.72. Estas correlações são muito baixas, ou seja, uma não tem influência sobre a outra.

5.4.1.2 - Expansão lateral no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C)

A Tabela 5.31 apresenta os resultados das medidas da expansão lateral após o ensaio de impacto Charpy V (-46 °C) com suas médias e respectivos desvios padrões.

Tabela 5.31 - Resultados do ensaio de impacto Charpy V (-46 °C), expansão lateral (mm).

Expansão lateral (mm)								
CP	MB		CP1		CP2		CP3	
	DT	DL	ZAC	ZF	ZAC	ZF	ZAC	ZF
1	4,78	3,58	2,62	3,3	2,46	2,4	2,66	2,9
2	4,82	3,22	2,8	3,36	2,06	1,92	2,44	2,74
3	4,5	3,2	2,66	3,9	2,48	2,44	2,44	2,02
Média	4,7±0,17	3,33±0,21	2,69±0,09	3,52±0,33	2,33±0,24	2,25±0,29	2,51±0,13	2,55±0,47

A Tabela 5.32 apresenta a análise de variância ANOVA das expansões laterais na zona afetada pelo calor e zona fundida dos cordões de solda CP1, CP2 e CP3.

Tabela 5.32 - Análise de variância da expansão lateral da ZAC e ZF dos cordões de solda CP1, CP2 e CP3, com 5 % de significância.

Experimento	ZAC	ZF
CP1-CP2	0,070867	0,007518
CP1-CP3	0,120283	0,043272
CP2-CP3	0,310660	0,398962

. $p \geq 0,05$ – Médias iguais

. $p < 0,05$ – Médias diferentes

A análise de variância da expansão lateral detectou que os valores obtidos da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C) dos cordões de solda na zona afetada pelo calor são iguais para todas as condições analisadas, com um nível de significância de 0,5 %. Na zona fundida, somente os cordões de solda CP2-CP3 apresentaram um valor de energia absorvida iguais. Nesses casos, a diferença das energias de soldagem não influenciou a energia absorvida final dessas regiões apresentando o mesmo resultado que a análise da variância da energia absorvida.

A Figura 5.73 mostra a representação gráfica das médias das expansões laterais, direção normal e direção transversal da laminação do material base e zona afetada pelo calor e zona fundida dos cordões de solda, respectivamente.

Figura 5.73 - Expansão lateral no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C).

A Figura 5.74 mostra uma alta correlação existente entre a expansão lateral e a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V.

Figura 5.74 - Correlação existente entre a expansão lateral e a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V (-46 °C).

5.4.1.3 - Fractografia do ensaio de impacto Charpy V (-46 °C)

Os resultados da Tabela 5.22 mostraram que não existe diferença entre as energias absorvidas no ensaio Charpy V (-46 °C) dos corpos de prova na zona afetada pelo calor. Na zona fundida a única condição que apresentou resultados diferentes foi o cordão de solda CP1, de menor energia de soldagem.

(a) MB-DT.

(b) MB-DL.

Figura 5.75 - Fraturas do material base.

(a) CP1-ZAC.

(b) CP1-ZF

Figura 5.76 - Fraturas do CP1.

(a) CP2-ZAC

(b) CP2-ZF

Figura 5.77 - Fraturas do CP2.

(a) CP3-ZAC

(b) CP3-ZF

Figura 5.78 - Fraturas do CP3.

As Figuras 5.75, 5.76, 5.77 e 5.78 mostram aspectos da superfície de fratura obtidas por microscopia eletrônica de varredura das regiões fraturadas do material base e cordões de solda. Observa-se no material base direção longitudinal da laminação e região da zona afetada pelo calor dos cordões de solda, a clivagem da ferrita rodeada por microcavidades da austenita, estrutura tipicamente característica da fratura frágil, no contorno de grão da ferrita. Em relação às regiões do material base direção normal da laminação e zona fundida dos cordões de solda, apresentam fraturas de estruturas dúcteis.

Quanto à fratura frágil da zona afetada pelo calor, devido à velocidade de resfriamento elevada, ocorre a supressão de parte da precipitação da austenita, e a ferrita pode apresentar um teor de nitrogênio dissolvido um pouco maior e uma precipitação intensa de nitretos de cromo no interior da matriz ferrítica e em alguns contornos de grão. O nitrogênio tem um efeito marcante no ancoramento de discordâncias, e endurece a ferrita. Um efeito similar é obtido pelos precipitados no interior do grão. Esses dois efeitos causam uma diminuição na energia absorvida do ensaio Charpy V (-46 °C) [6].

O resultado do ensaio Charpy dos corpos de prova CP1 ZAC apresentaram um desvio padrão elevado em relação às outras regiões e corpos de prova. Isso pode ser explicado pelo fato de a zona afetada pelo calor do CP1 ser muito pequena sendo o posicionamento do chanfro, exatamente nessa região, incerto. Pode-se atingir a zona fundida ou material base afetando a propagação da trinca, consequentemente a absorção de energia.

Em uma observação macrográfica dos corpos de prova do ensaio Charpy do CP1-ZF, Figura 5.79, realizados na Lupa, notou-se que, em dois deles, a trinca, em sua propagação, passou por uma região de poro. Isso explica o aumento da absorção de energia, já que a trinca necessitou de mais energia para prosseguir. Esse fato, justifica os resultados para esse corpo de prova, já que era de se esperar uma absorção de energia menor devido à maior precipitação dos nitretos que torna o material mais frágil para esta energia de soldagem.

a) Porosidade na região da trinca do CP1 ZF 1A

b) Porosidade na região da trinca do CP1 ZF 3A

Figura 5.79 - Macrografia do CP1 ZF apresentando porosidade na região da trinca.

5.5 - ENSAIO DE CORROSÃO

A maioria dos fenômenos de corrosão em metais ocorre com maior frequência no meio aquoso, no qual a água é o principal solvente. O mecanismo envolvido nos processos de corrosão é essencialmente eletroquímico [91].

Numa superfície em corrosão há zonas em que ocorre oxidação, outras onde ocorre a redução, cada uma delas com diferentes dimensões e nas quais as reações poderão ocorrer com intensidades diferentes. Em cada uma destas zonas formam-se íons que se dispõem na solução de acordo com as áreas respectivas e com as reações que nelas têm lugar.

A Figura 5.80, apresenta a delimitação de cada área estudada para cada corpo de prova com o respectivo contorno da zona afetada pelo calor, a zona fundida e material base, para análise de corrosão pela técnica de SVET.

Para efeito de comparação, as Figuras 5.81, 5.82 e 5.83 com imagens em 2D e as Figuras 5.84, 5.85 e 5.86 com imagens em 3D, fornecem os mapas de correntes iônicas da área exposta analisada obtidos por SVET para os três cordões de solda, CP1, CP2 e CP3, para 4, 7 e 10 horas de imersão em NaCl 0,01mol/L em uma mesma escala de cores, 16 μ A a -16 μ A.

Da observação das Figuras 5.81 a 5.86, nota-se que o cordão de solda com menor energia de soldagem, foi o que sofreu maior intensidade de corrosão, inicialmente. Isso pode ser explicado pelo fato de o cordão de solda de menor energia de soldagem, possuir um menor tempo de resfriamento entre as temperaturas 1200 °C a 800 °C (ΔT_{12-8}), estando assim, mais sujeito a formação de precipitados de nitretos de cromo no interior da ferrita, que diminuem a resistência à corrosão.

Quanto ao comportamento das três regiões, nota-se que, no corpo de prova de energia intermediária, a zona fundida e a zona afetada pelo calor sofreram maior intensidade de corrosão em relação ao metal base. Para os corpos de prova de menor e maior energia de soldagem, não se notou muita diferença entre a intensidade de corrosão nas diferentes regiões, apresentando uma maior homogeneidade no processo de corrosão entre as diferentes zonas do cordão de solda.

A maior intensidade de corrosão das zonas fundida e zona afetada pelo calor, em relação ao material base, pode ser explicada pelo fato dessas zonas estarem sujeitas à formação de precipitados, após a soldagem dos corpos de prova.

Em relação ao tempo de exposição, verifica-se uma intensidade crescente da corrosão para o corpo de prova de energia intermediária, principalmente na região da zona fundida. Mesmo após 10 h de imersão no eletrólito, os ataques localizados continuam ativos. O corpo de prova de menor energia de soldagem, apresenta ataques localizados certamente devido à presença de precipitados para 4 horas e estes diminuíram após 7 horas e 10 horas de imersão e isso pode ser explicado por uma possível dissolução para longos tempos de imersão culminando com o desaparecimento de picos de corrente anódica após 10 horas de imersão. Isso ocorre porque parte dos precipitados formados foram dissolvidos durante a imersão no eletrólito, nas medidas de SVET. Para o corpo de prova de menor energia de soldagem as correntes iônicas anódicas permanecem elevadas para os tempos de

imersão de 4 e 7 horas, diminuindo após 10 horas, porém, de intensidade menor quando comparado com o corpo de prova soldado com energia intermediária.

A oxidação de maior intensidade nas zonas fundida e zona afetada pelo calor, em relação ao material base, observados no cordão soldado com energia intermediária, pode ser explicado pelo fato dessas zonas estarem sujeitas a formação de precipitados de nitretos de cromo, após a soldagem dos corpos de prova. Isso foi constatado nas análises por Difração de Raio X e Microscopia Eletrônica de Varredura [28].

Para a análise mais detalhada do processo de corrosão das regiões de solda estudadas, foram obtidas micrografias por microscopia eletrônica de varredura (MEV) através das técnicas de *imagem por elétrons secundários (SE)* e *imagem por elétrons retroespalhados (BSE)*. Como já observado nos resultados da técnica de SVET, a região que mais apresentou corrosão foi a da zona fundida do CP2-ZF seguido do CP1-ZF. Foram identificados, por microscopia eletrônica de varredura, pites em maior quantidade, como mostrado na Figura 5.87 para o CP2 e CP1 em relação ao CP3, onde um número menor de pites foi nucleado. A ocorrência de corrosão localizada por pites confirma a presença de fases precipitadas ricas em cromo, como o Cr_2N .

Da observação da Figura 5.87 nas imagens por elétrons retroespalhados, onde os diferentes grãos e seus contornos são visíveis, verificou-se que os sítios preferenciais para a nucleação de pites foram os contornos de grãos ferríticos, onde existem maior quantidade de fases precipitadas, crescendo também no interior da ferrita. Também observaram-se pites nucleados nas interfaces austenita/ferrita, e crescendo no interior da austenita.

Como dito, durante o processo de soldagem, devido aos ciclos térmicos aos quais o material é submetido, pode ocorrer o desbalanceamento da microestrutura e a precipitação de compostos intermetálicos que provocam efeitos negativos na resistência mecânica e resistência à corrosão. A resistência à corrosão e a tenacidade da junta soldada podem ser prejudicadas pelo resfriamento muito rápido da solda, que proporciona a precipitação de nitretos e o aumento do teor de ferrita na zona afetada pelo calor (ZAC) e zona fundida (ZF). No entanto, a precipitação de compostos intermetálicos pode ocorrer pelo resfriamento muito lento e períodos prolongados a altas temperaturas [92,50].

(a) CP1

(b) CP2

(c) CP3

Figura 5.80 - Localização da leitura de cada área estudada para cada corpo de prova com a respectiva ZAC.

a) 4 horas

b) 7 horas

c) 10 horas

Figura 5.81 - Mapas de correntes iônicas do CP1. 2D.

a) 4 horas

b) 7 horas

c) 10 horas

Figura 5.82 - Mapas de correntes iônicas do CP2. 2D.

a) 4 horas

b) 7 horas

c) 10 horas

Figura 5.83 - Mapas de correntes iônicas do CP3. 2D.

Figura 5.84 - Mapas de correntes iônicas do CP1. 3D.

a) 4 horas

b) 7 horas

c) 10 horas

Figura 5.85 - Mapas de correntes iônicas do CP1. 3D.

a) 4 horas

b) 7 horas

c) 10 horas

Figura 5.86 - Mapas de correntes iônicas do CP1. 3D.

(a) CP1 ZF elétrons secundários

(b) CP1 ZF elétrons retroespalhados

(c) CP2 ZF elétrons secundários

(d) CP2 ZF elétrons retroespalhados

(e) CP3 ZF imagem de elétrons secundários

(f) CP3 ZF imagem de elétrons retroespalhados

Figura 5.87 - Micrografia obtida por MEV dos CPs após medidas de SVET. Imagens por elétrons secundários (SE) e imagens por elétrons retroespalhados (BSE).

Por uma análise utilizando os PREs da zona fundida dos corpos de prova e material base, lembrando que este cálculo leva em consideração as percentagens dos elementos N, Cr e Mo, visualizados na Tabela 5.33 e 5.34, respectivamente. Observa-se que, na zona fundida, o corpo de prova de menor energia de soldagem mostra ser o de maior PRE e presumível maior resistência à corrosão, seguido do corpo de prova de energia intermediária e de maior energia de soldagem, todos com PRE maiores que o do material base.

Tabela 5.33 - PRE na zona fundida com a composição dos elementos calculada pela diluição e analisada pela espectrometria óptica.

PRE com % dos elementos calculada pela diluição					PRE com % dos elementos analisada pela espectrometria óptica				
	%N	% Cr	% Mo	PRE		% N	% Cr	% Mo	PRE
CP1	0,191	23,287	2,627	31,987	CP1	0,138	23,370	2,481	31,579
CP2	0,197	23,345	2,550	31,791	CP2	0,148	23,405	2,457	31,537
CP3	0,204	23,416	2,455	31,550	CP3	0,153	23,452	2,347	31,222

Tabela 5.34 - PRE do material base com a composição dos elementos fornecida pelo fabricante e analisada pela espectrometria óptica.

PRE com a % dos elementos fornecida pelo fabricante					PRE com a % dos elementos analisada pela espectrometria óptica				
	% N	% Cr	% Mo	PRE		% N	% Cr	% Mo	PRE
MB	0,269	24,08	1,57	29,351	MB	0,214	24,186	1,582	29,488

É de se esperar que o teor de nitrogênio seja maior no corpo de prova de maior energia de soldagem, devido ao maior $\Delta T_{12/8}$, aumentando assim o PRE. No entanto, o maior tempo de resfriamento e tamanho da área da poça do corpo de prova de maior energia de soldagem, faz com que parte do N seja perdida para o meio ambiente. Isso explica o resultado do SVET em que o CP3 mostrou maior resistência à corrosão que o CP1 e o CP2 que apresentou a menor resistência à corrosão em comparação com os outros dois.

A porcentagem de fase γ é independente da velocidade de resfriamento, devido ao teor de 9% de Ni do material de adição [93].

6 - CONCLUSÕES

Com base nos materiais e métodos empregados é possível concluir que:

- O cordão de solda obtido por maior energia de soldagem apresentou frações volumétricas de ferrita maiores na zona fundida que os outros cordões, na condição como-soldado. Isso se deve ao tempo de resfriamento $\Delta t_{12/8}$, que foi uma ordem de grandeza menor para o cordão de maior energia de soldagem.
- Foram observados maiores valores de microdureza da ferrita e da austenita na ZAC e na ZF para a condição em que foi empregada baixa energia de soldagem, sendo justamente os casos em que se encontrou maior precipitação de fases intermetálicas, principalmente nitretos de cromo.
- Os resultados da análise pelo programa Thermo-calc® comparados com resultados experimentais, comprovam que a microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S82441 é dependente da composição química e da velocidade de resfriamento no processo de fabricação.
- A análise do material base e do metal de solda por difração de raios X, mostrou a existência de fases secundárias, previstas pelo programa do Thermo-calc®. Estas fases foram identificadas por outras técnicas como microscopia óptica e por microscopia eletrônica de varredura, embora a sobreposição de picos dos difractogramas dificulte a confirmação inequívoca de algumas fases,
- Os resultados da análise pelo programa Thermo-calc® podem prever fases obtidas em condições de não equilíbrio, como no caso da soldagem. Isto ocorre principalmente devido às características dos ciclos térmicos de soldagem. Durante o aquecimento, uma região da zona afetada pelo calor atinge um pico de temperatura, onde estas fases podem ser precipitadas. Como o equilíbrio termodinâmico não é atingido, a quantidade de fases dependem de sua própria cinética de precipitação. Consequentemente, a fração molar das fases não é a mesma predita pelo software, que assume o equilíbrio termodinâmico. O software foi útil para determinar que tipo de reação ocorre em condições de equilíbrio, como no caso de uma reação eutetóide onde γ se decompõe em $\alpha + \text{Cr}_2\text{N}$. Esta reação é suprimida

dependendo da taxa de resfriamento de 1200 °C a 800 ° C, e a formação de austenita secundária pode ter lugar no reaquecimento de um segundo passe..

- O comportamento de corrosão avaliado pela técnica eletroquímica local de SVET mostrou que as diferentes energias de soldagem influenciam de maneira diferente, ao longo do tempo de exposição dos corpos de prova, na intensidade de corrosão nas diferentes zonas dos cordões de solda. Depois de 10 horas de ensaio, o cordão de solda com energia de soldagem intermediária, foi o que sofreu maior intensidade de corrosão e o de maior energia de soldagem, a menor intensidade de corrosão. O de menor energia de soldagem, apresentou maior intensidade de corrosão, apenas no início da imersão, isso devido a precipitação de Cr_2N que depois são dissolvidos após longos tempos de imersão, como tempos de 10 horas.
- O cálculo do PREN leva em consideração somente a porcentagem dos elementos químicos e não a precipitação de fases deletérias que são prejudiciais na resistência à corrosão, levando à expectativas errôneas quanto à real resistência à corrosão para as diferentes energias de soldagem.
- A porcentagem de Nitrogênio no aço lean duplex UNS S82441 tem efeito deletério na soldagem, para altas taxas de resfriamento, produzindo-se precipitados de Cr_2N . Diminuindo-se a taxa de resfriamento o efeito negativo do nitrogênio tende a diminuir, mantendo-se as outras condições inalteradas. No entanto, pode-se causar precipitação de outras fases, como a fase sigma e carbonetos, entre outras. Todas essas fases afetam a soldabilidade pois prejudicam tanto as propriedades mecânicas como a resistência à corrosão.
- A condição mais recomendada para a soldagem do aço inoxidável lean duplex UNS S82441 é a de maior energia de soldagem.

7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A metodologia utilizada no presente trabalho pode ser aplicada ao estudo da influência da energia de soldagem na microestrutura das diferentes zonas de aços soldados. Sugere-se os seguintes estudos futuros:

- 1 - Estudar o tamanho, o tipo e a forma dos precipitados por Microscopia Eletrônica de Transmissão.
- 2 - Realizar estudos com mais de um passe para avaliar a influência de um passe sobre o outro e entender os mecanismos de precipitação das possíveis fases.
- 3 - Estudar o efeito da textura da zona afetada pelo calor e zona fundida nas propriedades mecânicas dos cordões de solda nos aços lean duplex UNS S82441.
- 4 - Avaliar a influência da energia de soldagem em passes fora da faixa de energia de soldagem estudada, 0,5 kJ.mm² a 1,5 kJ.mm².

Bibliografia

1. NELSON, D. E.; BAESLACK III, W. A.; LIPPOLD, J. C. Characterization of the Weld Structure in a Duplex Stainless Steel Using Color Metallography. **METALLOGRAPHY**, v. 18, p. 215 - 225, 1985.
2. GRIFFITHS, A. J.; TURNBULL, A. Performance of duplex stainless steels in oilfield environments. **L.A.J.L. Sarton, H.B. Zeedijk (Eds.), Proceedings, 1, Netherlands Society for Materials Science**, Zwijndrecht, p. 1/79–1/82., 1997.
3. CARDOSO, J. R. et al. Avaliação da Soldagem Multipasse de Chapas de Aços Inoxidáveis Lean Duplex UNS S32304 soldadas, pelos processos SMAW, GMA WParte e FCAW – Parte 1: Propriedades Mecânicas. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 17 N°. 4, p. 306-316, Out/Dez 2012.
4. WILMS, M. E. et al. The effect of a-phase precipitation at 800°C on the mechanical properties of a high alloyed duplex stainless steel. **Materials at High Temperatures**, v. 9, n. 3, p. 160-166, 1991.
5. NORRISH, J. Advanced welding processes - Technologies and process control. **The Institute of Materials, Minerals & Mining**, Cambridge, England, p. 288p, 2006.
6. BRANDI, S. D. Estudo da soldabilidade do Aço Inoxidável Duplex DIN W.Nr.1.4462 (UNS S31803). **Tese (Doutorado), Departamento de Engenharia Metalúrgica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo**, São Paulo, p. 265p, 1992.
7. MODENESI, P. J. **Soldabilidade de Algumas Ligas Metálica**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2011.
8. WEN, S. Metallurgical Evaluation of Cast Duplex Stainless Steels and their Weldments, in Materials Science and Engineering. **Master's Thesis, University of Tennessee**, Knoxville, p. 221p, 2001.
9. PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M. Handbook of Stainless Steel. **McGraw-Hill**, 1977.
10. BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. Considerações sobre a metalurgia da soldagem de aços inoxidáveis duplex e superduplex. **Metalurgia & Materiais**, São Paulo, p. 141-146, Março 1997.

11. SRIDHAR, N.; KOLTS, J.; FLASCHE, L. H. A duplex stainless steel for chloride environments. **J. of Metals**, v. 37, n. 3, p. 31-35, 1985.
12. STREET, J. Welding duplex stainless steel for arduous service. **Metal Construction**, v. 18, n. 9, p. 565-569, 1986.
13. ASM. Properties and selection: Irons, Steels and High performance alloys. **ASM International Metals Handbook**, US, v. 1, 1990.
14. PADILHA, A. F. et al. Phase transformation and microstructure. **Duplex Stainless Steels**, London: ISTE Ltd and John Wiley & Sons, v. 1, p. 115-139, 2009.
15. MATEO, A. et al. Cyclic deformation behavior of superduplex stainless steels. **Materials Science and Engineering**, v. A314, p. 176-185, 2001.
16. SEDRIKS, A. J. Corrosion of stainless steel. **John Wiley**, New York, p. Cap 1, 1996.
17. MESSER, B.; WRIGHT, A.; OPREA, V. Duplex Stainless steel welding. Best practices (Part 1). **Stainless Steel World**, Canada, p. 43-49, November 2007.
18. GUNN, R. N. **Duplex Stainless Steels: Microstructure, properties and applications**. Cambridge England: Abington Publishing, 2003.
19. BRIGHAM, R. J.; TOZER, E. W. Effect of Alloying Additions on the Pitting Resistance of 18% Cr Austenitic Stainless Steel. **Corrosion- NACE**, v. 30, n. 5, p. 161-166, May 1974.
20. DAVIS, J. R. Corrosion of Duplex Stainless Steel Weldments. In: INTERNATIONAL®, A. **Corrosion of Weldments**. [S.l.]: [s.n.], 2006. Cap. 5, p. 99-114.
21. ARMAS, A. I.; MOREULI, D. S. Duplex Stainless Steels. **ISTE Ltd and John Wiley & Sons**, London, v. 1, p. 141-159, 2009.
22. NOVAK, C. J. Structure and constitution of wrought austenitic. In: PECKNER, D. & B. I. M. In: ____ Handbook of stainless steel. USA: Mc Graw-Hill, 1977. p. 4-1 a 4-78.
23. LIPPOLD, J. C.; LIN, W.; BRANDI, S. D.; VAROL, I.; BAESLACK, W. A. Heat affected zone microstructure and properties in commercial duplex stainless steels. **FOURTH INTERNATIONAL CONFERENCE DUPLEX STAINLESS STEELS**,

- Annals Glasgow, 1994. ISSN 116.
24. BRANDI, S. D.; SILVEIRA, L. M. Y.; VASCONCELOS, D. L. B. Aplicação da norma ASTM A923-Prática A para identificação de fases intermetálicas em junta soldada de aço inoxidável superduplex UNS 32750. **R. Esc. Minas**, Ouro Preto, v. 63, n. 1, p. 153-158, Jan. mar. 2010.
 25. FEDELE, R.; BRANDI, S. D.; LEBRÃO, S. G. Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex UNS S31803 por eletrodo revestido. **Soldagem & Inspeção – Ano 6. Nº 1 – Suplemento Técnico BR**, Belo Horizonte, 1999.
 26. SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304I/316L. **R. Esc. Minas**, Ouro Preto, v. 60(1), p. 175-181, jan. mar. 2007.
 27. CHARLES, J. Structure and mechanical properties of duplex stainless steels. In **Conference duplex stainless steel'94**, Glasgow-Scotland England, TWI, v. paper K1, 1994.
 28. PAULI, E. A.; SCHON, C. G. & B. S. D. Multicomponent Phase Diagram of Lean Duplex Stainless Steel UNS S82441 and Its Application to Evaluate the Microstructure in the Heat Affected Zone. **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**, v. 38, n. Special edition, p. 332-342, June 2017.
 29. GRONG, O. **Metallurgical Modelling of Welding**. 2. ed. London: The Institute of Materials, 1997.
 30. 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 (Mestrado) - Departamento de Engenharia Metaúrgica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo**, São Paulo, p. 155p, 1997.
 31. NILSSON, J. -O. The physical metallurgy of duplex stainless steel. **Conference duplex stainless steel 97**, Netherlands, p. 73-82, 1997.
 32. SHEK, C.; WONG, K. W.; LAI, J. K. L. Review of temperature indicators and the use of duplex stainless steels for life assessment. **Materials Science and Engineering**, v. R19, p. 153–200, 1996.
 33. MAGNABOSCO, R. Kinetics of Sigma Phase Formation in a Duplex Stainless Steel. **Materials Research**, São Bernardo do Campo, v. 12, n. 3, p. 321-327,

April 2009.

34. POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. **Materials Characterization**, Ruhr University Bochum, Germany, v. 58, p. 65-71, 2007.
35. AHN, Y. S.; KANG, J. P. Effect of aging treatments on microstructure and impact properties of tungsten substituted 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Technology**, v. 16, p. 382-388, 2000.
36. SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M.; LURA, R. A. Duplex Stainless Steel. **American Society for Metals**, Metals Park, OH, p. 553 - 572, 1983.
37. ESCRIBA, D. M. et al. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. **Material Characterization**, v. 60, p. 1214-1219, 2009.
38. JACKSON, E. M. L. E. M.; DE VISSER, P. E.; CORNISH, L. A. Distinguishing between Chi and Sigma phases in duplex stainless steels using potentiostatic etching. **Materials Characterization**, v. 31, p. 185-190, 1993.
39. SMUK, O. Microstructures and Properties of Modern P/M Super Duplex Stainless Steels. **Doctoral Thesis. Department of Materials Science and Engineering - Division of Ceramics. Royal Institute of Technology**, Stockholm, Sweden., p. 42p, 2004.
40. LONDONO, A. J. R. Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. **Tese de Doutorado**, São Paulo, p. 241p, 2001.
41. NILSSON, J. O. Superduplex stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 8, p. 685-700, August 1992.
42. LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2005.
43. AARONSON, H. I. The proeutectoid ferrite and proeutectoid cementite reactions. **American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Eng.**, Easton-USA, p. 387-546, 1962.
44. FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag Wien, New York, 1988.
45. LONDONO, A. J. R.; LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S. D. The Relationship between

- Chromium Nitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 34A, p. 1575-1597, August 2003.
46. POTGIETER, J. H.; CORTIER, M. B. Determination of the microstructure and alloy element distribution in experimental duplex stainless steels. **Materials characterization**, v. 26, n. 3, p. 155-165, 1991.
 47. ROSCOE, C. V.; GRADWELL, K. J.; LORIMER, C. W. Structure/properties relationships in a series of duplex stainless steels. **Stainless Steels'84. Proceedings**, Goteborg, p. 563 -577, 1994.
 48. ARMAS, A. I. Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. **Bentham Science Publishers Ltd.**, v. 1, p. 51 -57, Janeiro 2008.
 49. AWS. Stainless and Heat-resistant Steels. In: WELDING, S. A. **Welding Handbook Materials and Applications – Part 1**. 9. ed. Miami: Carlos Guzman, Associate Editor, v. 4, 2011. Cap. 5, p. 351-368.
 50. YOUSEFIEH, M.; SHAMANIAN, M.; SAATCHI, A. Influence of Step Annealing Temperature on the Microstructure and Pitting Corrosion Resistance of SDSS UNS S32760 Welds. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 2011.
 51. LONDONO, A. J. R.; LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S. D. The Relationship between Chromium Nitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steels. **Metallurgical and Materials Transaction A**, v. 34A, p. 1575-1597, Agosto 2003.
 52. ATAMERT, S.; KING, J. Super duplex stainless steel - part 1 heat affected zone microstructures. **Materials Science and Technology**, v. 8, p. 896-911, october 1992.
 53. GRANJON, H. **Fundamentals of welding metallurgy**. Cambridge England: Abington Publishing, 1991. 1 - 210 p.
 54. SVENSSON, L.; GRETOFT, B. Properties-microstructure relationship for duplex stainless steel weld metals. **Conference Duplex Stainless Steels'86**, p. 288–294, 1986.
 55. VAROL, I.; LIPPOLD, J. C.; BAESLAC III, W. A. Welding of duplex stainless steels. **Key Engineering Materials**, v. 69-70, p. 217-252, 1992.

56. SAVAGE, W. F.; NIPPES, E. F.; MILLER, T. W. Microsegregation in Partially Melted Regions of 70Cu 30Ni Weldments. **Welding Research Supplement**, v. 55, p. 181s-187s, jul. 1976.
57. EMÍLIO, W.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem- Processos e Metalurgia**. 6. ed. São Paulo: Editora Edgar Blucher Ltda, 2008.
58. HONEYCOMBE, J.; GOOCH, T. G. Arc welding ferritic-austenitic stainless steels: prediction of weld area microestruturas. **Weld. Inst. Res. Report**, p. 286, Setembro 1985.
59. LILJAS, M. The welding metallurgy of duplex stainless steels. **Conference Duplex stainless Steels`94**, Glasgow-Scotland England, v. paper KV, 1994.
60. TERASAKI, T.; GOOCH, T. G. Prediction of cooling time for ferrite-austenite transformation in duplex stainless steels. **ISIJ International**, v. 35, n. 10, p. 1272-1276, 1995.
61. BOSWORTH, M. R. Effective Heat Input in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding with SolidWire Electrodes. **Welding Research Supplement**, p. 111s-117s, May 1991.
62. NASCIMENTO, A. S. et al. Avaliação dos Métodos de Cálculo de Potência Elétrica em Soldagem a Arco e as Consequências sobre as previsões geométricas, térmicas e Metalúrgicas da Junta. **Soldagem Insp.**, São Paulo, v. 12, n. 2, p. 97-106, Abr/Jun 2007.
63. WESTIN, E. M. Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101®. **Doctoral Thesis in Material Science**, Stockholm, Sweden, 2010.
64. OLSSON, C. O. A. The Influence of Nitrogen and Molybdenum on Passive Films Formed on the Austeno-Ferritic Stainless Steel 2205 Studied by AES and XPS. **Corrosion Science**, v. 37, n. 3, p. 467-479, 1995.
65. EGHTESAD, M.; LARI, B. Y.; ASSADSANGABI, B. Stability analysis and internal dynamics of MIMO GMAW process. **17th World Congress The International Federation of Automatic Control IFAC**, Seoul, p. 14834–14839, July 2008.
66. FISCHER, A. Estudo da influência dos parâmetros no processo de soldagem GMAW - Arco pulsado. **Tese de Doutorado**, Belo Horizonte, p. 170p, Setembro 2011.

67. GENTIL, V. Corrosão. **LTC**, Rio de Janeiro, 2010.
68. ROBERGE, P. R. Handbook of Corrosion Engineering. **McGraw-Hill**, New York, 2000.
69. CALLISTER, W. D. J.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução**. 8. ed. Utah: John Wiley & Sons, Inc., 2012. 621-644 p.
70. DESESTRET, A.; MAYOUD, R. Les aciers inoxydables austéno-ferritiques. Nouveaux développements fondés sur 50 ans d'expérience. **Revue Metall.**, p. (CIT),81(4):321-333, 1984.
71. UHLIG, H. H. Uhlig's Corrosion Handbook. **Editora John Wiley & Sons**, Ottawa, Ontario, Canada, n. Edited by R. Winston Revie, Inc. 2000.
72. DEXTER, S. C. Localized corrosion. **Metals Handbook - Corrosion, ASM**, EUA, v. 13, n. 9a, p. 108-114, 1987.
73. FONTANA, M. G.; GREENE, N. D. Corrosion Engineering. **McGraw Hill**, USA, n. 2a, p. 39-58, 1967.
74. INTERNATIONAL, A. Stress-corrosion cracking. In: HANSON, H. R. **Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection**. [S.l.]: [s.n.], v. 13A, 2003. p. 214-215.
75. SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. A tale of two fases. **Conference Duplex Stainless Steel's82-Proceedings**, St. Louis, Estados Unidos, p. 693-756, 1982.
76. PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia - Microestrutura e Propriedades**. Curitiba: HEMUS LIVRARIA, DISTRIBUIDORA E EDITORA S.A, 2000. 223 p.
77. HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. [S.l.]: Elsevier Ltd, 2004. 574p p.
78. SCHWARTZ, A. J.; KUMAR, M.; ADAMS, B. L. Electron Backscatter Diffraction in Materials Science. **Kluwer Academic / Plenum Publishers**, N. Y., p. 339 p., 2000.
79. MACKENZIE, R. C. **Differential Thermal Analysis**. London and New York (Academic Press): [s.n.], v. 1, 1970. 775 p.
80. LONDONO, A. J. R.; BRANDI, S. D.; TANIGUCHI, C. Simulação da ZAC de uma solda multipasse de aços inoxidáveis: Estudo da precipitação de fases e sua influência no desenpenho da junta soldada. **23º Seminário de inspeção de equipamentos - COTEQ'97 - IBP**, Rio de Janeiro, p. 201-204, 1997.

81. NILSSON, J. O.; WILSON, A. Influence of isothermal phase transformations on toughnees and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507. **Materials Science and Technology**, v. 9, p. 545-554, July 1993.
82. GOOCH, T. G. Welding and weldability of stainless steel. **Stainless Steel Chalmers University of Technology**, Gotenborg - Sweden, p. 343-352, Sept. 3-4 1984.
83. ADAMS, C. M. Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. **Weld. J.**, v. 37(5):, p. 210s-215s, 1958.
84. KOMIZO, Y.; COLABORADORES., E. Effects of process parameters on centerline solidification in EB welds. **Met. Constr.**, v. JL8_(2), p. 104R-111R, 1986.
85. ROSENTHAL, D. Mathematical theory of heat distri-bution during welding and cutting. In: JOURNAL, T. A. W. S. **The Welding Journal**. [S.l.]: [s.n.], v. 20, 1941. p. 220s-234s.
86. DAHA, M. A.; NASSEF, G. A.; ABDALLAH, I. A.. NUMERICAL MODELING OF HEAT TRANSFER AND FLUID FLOW IN KEYHOLE PLASMA ARC WELDING OF. **International Journal of Engineering Science and Technology (IJEST)**, v. 4, n. 02, p. 505-518, February 2012.
87. LONDONO, A. J. R.; BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. Secondary austenite and chomium nitride precipitation in simulated heat affected zones of duplex stainless steels. **Science and Technology of Welding & Joining**, v. 9, n. 4, p. 301-313, 2004.
88. CULLITY, B. D. Elements of X-Ray Diffraction. **Addison-Wesley Publishing Company**, EUA, p. 324-344, 1967.
89. RAGHAVAN, V. Phase diagrams of ternary iron alloys - Part I. **ASM**, EUA, p. 171-182, 1987.
90. RAY, R. K.; JONAS, J. J. Transformation Textures in Steels. **International Materials Reviews**, v. 35, p. 1-36, 1990.
91. WOLYNEC, D. S. Técnicas Eletroquímicas em Corrosão. **EDUSP - Editora da Universidade de São Paulo**, São Paulo, p. 176, 2003.
92. ARMAS, A. I. Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. **Bentham Science Publishers Ltd.**, v. 1, p. 51 -57, Janeiro 2008.

93. FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steel**. Viena: Springer-Verta, 1984.