SOLDAGEM EM CAMPO DE TUBOS DE AÇO INOX DUPLEX E SUPERDUPLEX

PEDRO IVO GUIMARÃES DE VASCONCELLOS

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ NOVEMBRO – 2008

SOLDAGEM EM CAMPO DE TUBOS DE AÇO INOX DUPLEX E SUPERDUPLEX

PEDRO IVO GUIMARÃES DE VASCONCELLOS

Dissertação apresentada ao Centro de Ciência e Tecnologia da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para a obtenção de título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ NOVEMBRO – 2008

FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do CCT / UENF 06/2

06/2009

Vasconcellos, Pedro Ivo Guimarães

Soldagem em campo de tubos de aço inox duplex e superduplex / Pedro Ivo Guimarães Vasconcellos. – Campos dos Goytacazes, 2008.

ix, 92 f. : il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) --Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2008.

Orientador: Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos. Área de concentração: Metalurgia física.

Bibliografia: f. 85-92

1. Aço inoxidável duplex e superduplex 2. Soldagem 3. Corrosão por pites 4. Microestrutura 5. Propriedades mecânicas I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados II. Título

CDD 671.52

SOLDAGEM EM CAMPO DE TUBOS DE AÇO INOX DUPLEX E SUPERDUPLEX

PEDRO IVO GUIMARÃES DE VASCONCELLOS

Dissertação apresentada ao Centro de Ciência e Tecnologia da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para a obtenção de título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Aprovada em 07 de Novembro de 2008.

Comissão Examinadora:

Prof. João da Cruz Payão Filho (D. Sc.) – UFRJ

Prof. Eduardo Atem de Carvalho (PhD) – UENF

Prof. Luis Augusto Hernandez Terrones (PhD) – UENF

Prof. Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos (PhD) – UENF

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	iv
ÍNDICE DE TABELAS	vii
RESUMO	viii
ABSTRACT	ix
CAPÍTULO 1– INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 - Os Aços Inoxidáveis	3
2.1.1 - Aços Inoxidáveis Ferríticos	5
2.1.2 - Aços Inoxidáveis Austeníticos	7
2.1.3 - Aços Inoxidáveis Martensíticos	8
2.1.4 - Aços Inoxidáveis Austeno-Ferríticos	
(Duplex e Superduplex)	10
2.1.5 - Aços Inoxidáveis Endurecíveis por Precipitação	14
2.2 - O Fenômeno de Sensitização	15
2.3 - Metalurgia Física dos Aços Inoxidáveis Duplex	16
2.3.1 - Microestrutura Básica	16
2.3.2 - Precipitação de Fases Secundárias	17
2.3.2.1 - Fase σ	19
2.3.2.2 - Fase χ	22
2.3.2.3 - Nitreto de Cromo	23
2.3.2.4 - Austenita Secundária (γ ₂)	23
2.3.2.5 - Carboneto de Cromo	24
2.3.2.6 - Fase α΄ (Fragilização a 475ºC)	26
2.4 - Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex	26
2.4.1 - Técnica de Soldagem	27
2.4.1.1 - Processos de Soldagem	27
2.4.1.2 - Metal de Adição	28
2.4.1.3 - Gases de Proteção	29
2.4.1.4 - Energia de Soldagem	29
2.4.1.5 - Preaquecimento	30
2.4.1.6 - Temperatura Entre Passes	30
2.4.1.7 - Tratamento Térmico Pós-Soldagem	30

2.4.2 - Metalurgia da Soldagem dos AID e AISD	31
2.4.2.1 - Transformações de Fase na ZF	32
2.4.2.2 - Transformações de Fase na ZTA	33
2.4.2.2.1 - Zona Termicamente Afetada de Alta	
Temperatura (ZTA-AT)	33
2.4.2.2.2 - Zona Termicamente Afetada de Baixa	
Temperatura (ZTA-BT)	35
2.5 - GTAW e SMAW	36
2.5.1 - GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)	36
2.5.2 - SMAW (Shielded Metal Arc Welding)	38
CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS	40
3.1 - Materiais	40
3.1.1 - Metal de Base	40
3.1.2 – Consumíveis	41
3.1.2.1 - Gás de Proteção	41
3.1.2.2 - Metal de Adição	41
3.2 - Preparação da Junta	42
3.3 - Procedimento de Soldagem	43
3.4 - Ensaios Não Destrutivos (END)	45
3.4.1 - Inspeção Visual (VT)	46
3.4.2 - Líquido Penetrante (PT)	46
3.4.3 - Exame Radiográfico (RT)	46
3.5 - Testes Mecânicos	46
3.5.1 - Tração	47
3.5.2 – Dobramento	48
3.5.3 - Impacto Charpy V	49
3.5.4 - Dureza	51
3.6 - Teste de Corrosão	52
3.7 - Exame Metalográfico	54
3.7.1- Microscopia Ótica	54
CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO	56
4.1 - Ensaios Não Destrutivos (END)	56
4.2 - Testes Mecânicos	56
4.2.1 – Tração	56

4.2.2 – Dobramento	57
4.2.3 - Impacto Charpy V	58
4.2.4 – Dureza	59
4.3 - Exame Metalográfico	61
4.3.1 – Metal de Base	62
4.3.2 – Zona Termicamente Afetada	64
4.3.3 - Metal de Solda	68
4.3.3.1 - AID _{3,9}	69
4.3.3.2 - AID _{7,1}	70
4.3.3.3 - AISD _{5,5}	73
4.4 - Teste de Corrosão	75
4.4.1 – Metal de Base	75
4.4.2 - Juntas Soldadas	77
4.5 - Correlação de Resultados	79
CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES	83
CAPÍTULO 6 - SUGESTÕES	84
CAPÍTULO 7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	85

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1: Perfil composicional em profundidade obtido por XPS num aço	
inoxidável austenítico imerso em solução de 0,1 M HCl + 0,4 M NaCl	3
Figura 2.2: Microestrutura típica de um aço inoxidável ferrítico, AISI 430,	
observado ao MEV – 750x	6
Figura 2.3: Diagrama de fases pseudobinário Fe-18Cr-Ni, válido para teor de	
C inferior a 0,03%	7
Figura 2.4: Efeito de diferentes teores de Cr no campo de estabilidade da	
austenita para seções do diagrama Fe-Cr-C	9
Figura 2.5: Microestrutura esquemática típica do aço inoxidável duplex. a)	
fundido; b) chapa laminada a quente. região clara: austenita; região escura:	
ferrita	11
Figura 2.6: Comparação entre o PRE dos aços inoxidáveis duplex e	
austeníticos	13
Figura 2.7: Fenômeno de sensitização	15
Figura 2.8: Diagrama de fases pseudobinário 70Fe-Cr-Ni	16
Figura 2.9: Curvas TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) esquemáticas	18
Figura 2.10: Curvas TTT para a precipitação de fases intermetálicas em um	
AID UNS S31803 solubilizado a 1050ºC por 30min	19
Figura 2.11: Modelo de nucleação e crescimento da fase σ durante a	
transformação eutetóide ($\delta \rightarrow \sigma + \alpha$) em um AID	20
Figura 2.12: Efeito de elementos de liga na precipitação da fase sigma. Ligas	
solubilizadas a 1100ºC e envelhecidas a 800ºC. (a) efeito do Cr em ligas	
6,5%Ni-2,8%Mo. (b) efeito do Mo em ligas 25%Cr-6,5%Ni	21
Figura 2.13: Influência do Ni na cinética de precipitação da fase σ em ligas	
25%Cr-2,8%Mo solubilizadas a 1100ºC e envelhecidas a 800ºC	21
Figura 2.14: Influência da temperatura de solubilização numa liga 25%Cr-	
7%Ni-3%Mo na cinética de precipitação da fase σ	22
Figura 2.15: Micrografia (MEV) mostrando austenita secundária e fase sigma	
eutetóide. Aço UNS S32750 após 72h a 700ºC	24
Figura 2.16: MEV de uma liga duplex após 1min. a 750ºC, mostrando	
carbonetos de cromo nos contornos de grão δ/γ	25

Figura 2.17: Cinética de precipitação do M ₂₃ C ₆ para um aço AISI 304	
solubilizado a 1260ºC, com teores de carbono iguais a (a) 0,05% e (b)	
0,038%	25
Figura 2.18: Repartição térmica esquemática numa junta soldada	
correlacionada com um diagrama pseudobinário 70Fe-Cr-Ni	31
Figura 2.19: Microestrutura típica da ZF	32
Figura 2.20: Etapas de um ciclo térmico na ZTA-AT	34
Figura 2.21: Etapas de um ciclo térmico na ZTA-BT	35
Figura 2.22: Processo de soldagem GTAW	36
Figura 2.23: Equipamento básico para soldagem GTAW	37
Figura 2.24: Processo de soldagem SMAW	38
Figura 3.1: Geometria da junta	42
Figura 3.2: Ponteamento e seqüência de soldagem do passe de raiz	45
Figura 3.3: Posicionamento e dimensões de corpo-de-prova de tração	47
Figura 3.4: Posições para o ensaio de dobramento	48
Figura 3.5: Posicionamento e dimensões dos corpos-de-prova de impacto	49
Figura 3.6: Corpos-de-prova de impacto imersos em solução de álcool e gelo	
seco	50
Figura 3.7: Obtenção do perfil de dureza	51
Figura 3.8: Retirada e dimensões das amostras do ensaio de corrosão	52
Figura 3.9: Arranjo do teste de corrosão	53
Figura 4.1: Descontinuidade com comprimento inferior a 3mm e presença de	
inclusão de escória. Dobramento de face de AID7,1	57
Figura 4.2: Perfil de dureza (HRC) ao longo dos passes de raiz e	
acabamento de junta soldada de AID _{3,9}	59
Figura 4.3: Perfil de dureza (HV10) ao longo dos passes de raiz e	
acabamento de junta soldada de AID _{7,1}	60
Figura 4.4: Perfil de dureza (HRC) ao longo dos passes de raiz e	
acabamento de junta soldada de AISD _{5,5}	60
Figura 4.5: Micrografias representativas do MB de todas as amostras	
analisadas	63
Figura 4.6: Micrografias representativas da ZTA dos AID e AISD	65
Figura 4.7: Diagrama pseudobinário Fe-[Cr/Ni] _{eq} com indicação das ligas	
SAF 2205 (AID) e SAF 2507 (AISD)	68

Figura 4.8: Micrografias representativas do passe de acabamento da junta	
soldada de AID _{3,9}	69
Figura 4.9: Micrografias representativas dos passes de raiz e enchimento da	
junta soldada de AID _{3,9}	70
Figura 4.10: Micrografias representativas dos passes de enchimento e	
acabamento da junta soldada de AID _{7,1}	71
Figura 4.11: Exemplo de austenita intragranular. Passe de enchimento da	
junta de AID _{7,1}	72
Figura 4.12: Micrografias representativas do passe de raiz da junta soldada	
de AID _{7,1}	72
Figura 4.13: Micrografias representativas dos passes de enchimento e	
acabamento da junta soldada de AISD _{5,5}	74
Figura 4.14: Micrografias representativas do passe de raiz da junta soldada	
de AISD _{5,5}	75
Figura 4.15: Fotografias dos metais de base, AID e AISD, após o teste de	
corrosão	76
Figura 4.16: Fotografias representativas das juntas soldadas após o teste de	
corrosão	78
Figura 4.17: Perfil da energia média absorvida no teste de impacto das	
juntas soldadas. Note que os valores obtidos na junta de AID _{3,9} foram	
convertidos	80
Figura 4.18: Variação da fração de ferrita δ ao longo das regiões analisadas	81
Figura 4.19: Resultados do teste de corrosão	81

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1: Elementos ferritizantes e austenitizantes	4
Tabela 2.2: Dureza de um aço com 12% de Cr temperado a partir de 1050°C	
em função de seu teor de carbono	10
Tabela 2.3: Composição química típica de alguns aços inoxidáveis	
comerciais	13
Tabela 3.1: Relação de aços e dimensões dos tubos	40
Tabela 3.2: Composição química (% peso) dos aços inoxidáveis	41
Tabela 3.3: Especificação e composição química (% peso) dos metais de	
adição	42
Tabela 3.4: Parâmetros de soldagem	44
Tabela 3.5: Propriedades mecânicas mínimas especificadas segundo norma	
ASTM A 790	48
Tabela 3.6: Requisitos de impacto conforme ET-200.03 apêndice 16	51
Tabela 4.1: Compilação de resultados de ensaio de tração	56
Tabela 4.2: Compilação de resultados do teste de impacto Charpy V;	
$T = -40^{\circ}C$	58
Tabela 4.3: Resultados de fração de δ	61
Tabela 4.4: Compilação dos resultados do teste de corrosão no metal de	
base	76
Tabela 4.5: Compilação dos resultados de perda de massa por área da junta	
soldada	77

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex e superduplex possuem uma microestrutura austeno-ferrítica com uma fração média de cada fase de aproximadamente 50%. Esta microestrutura duplex é responsável pelas excelentes propriedades mecânicas, especialmente o limite de escoamento e a tenacidade, e pela elevada resistência à corrosão por pites e sob tensão em meios contendo cloretos. A soldagem destes aços é frequentemente uma operação crítica.

Este trabalho teve como objetivo simular a soldagem em campo de tubos de aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS S31803 / S32205) e superduplex SAF 2507 (UNS S32750), com espessura entre 3,9 e 7,1 mm.

As juntas foram soldadas na posição 5G, com progressão ascendente, pelo processo GTAW no passe de raiz e SMAW nos passes de enchimento. As propriedades mecânicas das juntas soldadas foram obtidas através de ensaios de tração transversal, dobramento guiado de face e raiz, impacto Charpy V em três posições (metal de solda, linha de fusão e 2mm da linha de fusão), perfil de dureza e resistência à corrosão por pites conforme a norma ASTM G48-03, método A. A microestrutura das juntas soldadas foi avaliada por meio de microscopia ótica e a fração volumétrica de ferrita delta foi medida através da diferenciação de tons de cinza usando o programa analisador de imagens Scion Image.

Os resultados obtidos nos testes mecânicos foram satisfatórios, e em especial os de dureza e tenacidade ao impacto não sugerem a precipitação intensa de intermetálicos, carbonetos e nitretos. O resultado superior no teste de corrosão apresentado pela junta soldada de aço inoxidável superduplex, comparado ao duplex, foi atribuído ao baixo teor de ferrita delta em sua solda e ZTA e composição química da solda enriquecida em Cr, Mo, W e N.

Palavras-chave: aço inoxidável duplex e superduplex; soldagem; corrosão por pites; microestrutura; propriedades mecânicas.

viii

ABSTRACT

The duplex and superduplex stainless steels have an austeno-ferritic microstructure with an average fraction of each phase of approximately 50%. This duplex microstructure is responsible for the excellent mechanical properties, specially the yield strength and toughness, and for the improved pitting and stress corrosion cracking resistance in chloride environments. Welding of these steels is often a critical operation.

This work sought to simulate the field welding of SAF 2205 (UNS S31803 / S32205) duplex and SAF 2507 (UNS S32750) superduplex stainless steel pipes, with thickness between 3,9 and 7,1mm.

The joints were welded in the 5G position, uphill progression, by the GTAW process on root pass and the SMAW process on filler passes. The mechanical properties of the welded joints were obtained through transverse tensile tests, root and face guided-bend tests, Charpy V impact at three positions (weld metal, fusion line and 2mm from fusion line), hardness profile and pitting corrosion resistance according to ASTM G48-03, method A. The microstructure of the welded joints was evaluated by means of optical microscopy and the delta ferrite volume fraction was measured through grayscale differentiation using an image analyzing software Scion Image.

The results obtained from mechanical tests were satisfactory, specially the hardness and toughness that do not suggest an intense intermetallics, carbides and nitrides precipitation. The superior corrosion resistance results presented by superduplex stainless steel welded joint, compared to duplex one, were attributed to lower delta ferrite content on weld and HAZ, and weld chemical composition enriched in Cr, Mo, W and N.

Keywords: duplex and superduplex stainless steel; welding; pitting corrosion; microstructure; mechanical properties.

ix

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

Atualmente existe uma crescente tendência ao uso de aços inoxidáveis duplex e superduplex em instalações marítimas de exploração de petróleo, devido às suas importantes propriedades de resistência à corrosão por pites e sob tensão em meios contendo cloretos, aliadas às suas excelentes propriedades mecânicas, tais como elevada tensão de escoamento e tenacidade.

Algumas plataformas offshore estão parcialmente equipadas com estes materiais, em especial tubos, que estão apresentando sinais de corrosão na região da junta soldada, e que num futuro próximo deverão ser reparadas ou substituídas.

Uma parceria técnico-científica foi realizada entre a Petrobras, através de seu Suporte Técnico da Unidade de Negócios Bacia de Campos (UN-BC/ST), a Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF) e ALPHATEC Engenharia e Inspeção Ltda. com o objetivo de estudar e desenvolver uma metodologia para cumprimento dos procedimentos de soldagem, e para se estabelecer parâmetros de controle para soldagem de campo de tubulações e equipamentos fabricados com esses materiais em Plataformas de Produção para recuperação de juntas soldadas.

Pretende-se, nesse estudo, avaliar metodologias para a soldagem em campo desses materiais, verificando a capacidade de serem produzidas juntas soldadas isentas de defeitos e não suscetíveis a corrosão.

Essa parceria prevê a confecção de juntas soldadas em tubos de aço inoxidável duplex SAF 2205 (UNS S31803 / S32205) e aço inoxidável superduplex SAF 2507 (UNS S32750), com espessuras entre 3,9 e 7,1 mm, para posterior caracterização microestrutural e mecânica. O tubo com menor espessura foi soldado pelo processo GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) e o de maior pelo processo GTAW no passe de raiz e por SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*) nos passes de enchimento e acabamento.

O presente trabalho visa então correlacionar as diferentes microestruturas encontradas na região da solda, metal de solda e zona termicamente afetada (ZTA), com as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão por pites das juntas soldadas.

A caracterização microestrutural da junta soldada foi realizada por microscopia ótica (MO).

As propriedades mecânicas da junta soldada foram obtidas através de ensaios de tração, de dobramento, impacto Charpy V, e dureza, e as de resistência à corrosão por pites através do ensaio de corrosão segundo a norma ASTM G48-03, método A.

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Os Aços Inoxidáveis

De uma forma geral, os aços inoxidáveis são ligas ferrosas que contêm ao menos 12% em peso de Cr, podendo possuir outros elementos em sua composição. A sua denominação de inoxidável se deve à resistência à corrosão em meios aquosos na presença de inúmeros agentes orgânicos e minerais agressivos, sendo sua resistência à corrosão atmosférica um caso particular, e a altas temperaturas (Castro e Cadenet, 1975).

A presença de um filme fino (1-3nm) aderente e contínuo de óxido hidratado na superfície do metal é a responsável pela resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. Este filme passivador tem como principal constituinte o Cr, por ser facilmente oxidado, mas pode possuir também outros elementos em sua constituição, dependendo da composição química do aço inoxidável e do pH do meio no qual está exposto, como visto na *figura 2.1*. Seu crescimento na superfície do aço ocorre em segundos ou minutos ao ar ou em meio oxidante (Olsson e Landolt, 2003 e Carmezim et al., 2005).



Figura 2.1: Perfil composicional em profundidade obtido por XPS num aço inoxidável austenítico imerso em solução de 0,1 M HCI + 0,4 M NaCI (Olsson e Landolt, 2003).

4

Entretanto, sob certas condições severas de serviço (meios agressivos, temperaturas elevadas, presença de tensões trativas, etc), esse filme protetor pode ser dissolvido ou rompido localizadamente, podendo propiciar, no caso de seu não restabelecimento, a subseqüente corrosão do aço.

Genericamente, outras propriedades e características são associadas a estes aços, como resistência mecânica elevada, manutenção de propriedades mecânicas a altas e baixas (criogênico) temperaturas, baixa rugosidade superficial facilitando sua limpeza e acarretando uma aparência higiênica, forte apelo estético (Modenesi, 2001).

Assim, sua utilização está baseada, geralmente, em aplicações cuja exigência principal é a elevada resistência ao ataque químico por diferentes meios. Entretanto, inúmeras aplicações são possíveis para esses aços a partir de suas outras propriedades e características descritas, sendo então encontrados principalmente na indústria química, alimentícia, bem como na fabricação de bens duráveis, peças de cutelaria, instrumentos de precisão, e outras.

Os elementos de liga adicionados aos aços inoxidáveis podem ser divididos em duas categorias quanto ao seu poder de estabilizar as fases ferrita e austenita.

Elementos ferritizantes ou alfágenos são assim denominados por aumentarem o campo de estabilidade da fase ferrita (CCC), δ ou α , e os elementos austenitizantes ou gamágenos são responsáveis pelo aumento do campo de estabilidade da fase austenita (CFC), γ nos aços inoxidáveis.

A tabela 2.1 apresenta os principais elementos e sua influência.

FERRITIZANTE			AUSTENITIZANTE		
Cr	Мо	Ti	Ni	Cu	
Si	AI	Nb	С	Ν	
V	W	В	Mn	Co	

Tabela 2.1: Elementos ferritizantes e austenitizantes.

Os aços inoxidáveis são normalmente designados pelos sistemas de numeração AISI (*American Iron and Steel Institute*), UNS (*Unified Numbering System*) ou por identificação própria do fabricante da liga. Entre estes, o sistema AISI é o mais utilizado e sua classificação consiste de três dígitos. A série UNS, sistema conjunto da ASTM (*American Society for Testing and Materials*) e SAE

(Society of Automotive Engineers) (ASTM E527-83, 1997), possui um maior número de ligas classificadas que a AISI, pois incorpora todos os da série AISI e os de desenvolvimento mais recente. Neste sistema, os aços inoxidáveis são representados pela letra S, seguida de cinco algarismos. Os três primeiros dígitos representam seu similar AISI, caso seja classificado. Os dois últimos dígitos serão 00 se for um aço comum da designação AISI, e se não, isso significa que o aço tem alguma característica especial reconhecida pela UNS.

Os aços inoxidáveis são classificados segundo cinco categorias, de acordo com a microestrutura, estrutura cristalina das fases presentes ou tratamento térmico utilizado, sendo essas: ferríticos, austeníticos, martensíticos, austeno-ferríticos (duplex) e endurecíveis por precipitação (Lula, 1989).

A seguir será fornecida uma breve e geral descrição sobre cada um dos tipos de aço inoxidável.

2.1.1 - Aços Inoxidáveis Ferríticos (AISI série 400 / UNS série S40000)

Os aços inoxidáveis ferríticos são basicamente ligas Fe-Cr com suficiente Cr e outros elementos alfágenos, tais como Mo, Si, Al, etc, para estabilizar a fase ferrita que tem estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) em toda a faixa de temperatura desde a fusão. São constituídos, à temperatura ambiente, de uma solução sólida de ferrita rica em cromo com muito pouco carbono dissolvido, dado o seu baixíssimo limite de solubilidade na ferrita. A maior parte do carbono presente na liga está na forma de carbonetos de cromo (Guimarães e Mei, 2004 e Kuzucu et al., 1998). A *figura 2.2* mostra a microestrutura típica de um aço inoxidável ferrítico AISI 430.

5



Figura 2.2: Microestrutura típica de um aço inoxidável ferrítico, AISI 430, observado ao MEV – 750x. (Modenesi, 2001)

Como dito no parágrafo anterior, elementos intersticiais, como o carbono e nitrogênio, possuem um limite de solubilidade na matriz ferrítica extremamente baixo produzindo, assim, a precipitação de carbetos, nitretos e carbonitretos de cromo principalmente nos contornos de grão da ferrita. Essa precipitação pode causar um fenômeno chamado sensitização, que torna o aço suscetível à corrosão intergranular e que está relacionado ao empobrecimento de cromo nessa região. Alguns aços ferríticos não são propensos a este problema por serem estabilizados, isto é, por possuírem pequenos e regulados teores de Nb, Ti, Mo ou V, que formam carbonetos ou nitretos, preferencialmente ao cromo. Devido a sua importância e não singularidade aos aços inoxidáveis ferríticos, o fenômeno de sensitização será tratado em item posterior.

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis ferríticos é geralmente superior à dos martensíticos, mas inferior à dos austeníticos (Kuzucu et al., 1998).

Seu maior problema de soldabilidade está relacionado ao fato deste aço possuir uma matriz ferrítica desde sua fusão, não havendo, desta maneira, nenhuma transformação de fase intermediária no estado sólido. Assim, a energia da soldagem proporciona o coalescimento e crescimento dos grãos da zona termicamente afetada (ZTA) e da zona fundida (ZF), gerando uma junta soldada com baixa tenacidade à fratura. Este problema é menos evidente nos aços estabilizados e pode ser evitado pela soldagem com baixo aporte térmico e alta velocidade (Mohandas et al., 1999).

2.1.2 - Aços Inoxidáveis Austeníticos (AISI série 200 e 300 / UNS série S20000 e S30000)

São os mais utilizados e facilmente soldáveis dentre os aços inoxidáveis. Esta classe inclui, principalmente, as ligas Fe-Cr-Ni (AISI série 300) e algumas outras ligas onde o níquel é parcial ou totalmente substituído pelo manganês e/ou nitrogênio (AISI série 200).

A adição de elementos gamágenos, como o níquel, manganês ou nitrogênio ampliam a região de estabilidade da austenita, de estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), no diagrama Fe-Cr, podendo suprimir a formação de ferrita α, como visto na *figura 2.3*, para um mínimo de 8% de níquel adicionado.



Figura 2.3: Diagrama de fases pseudobinário Fe-18Cr-Ni, válido para teor de C inferior a 0,03% (Castro, 1975).

De acordo com o diagrama Fe-18%Cr (0,03% C máximo) da *figura 2.3*, podese observar que para um teor de Ni por volta de 3,5% a liga será completamente austenítica para um pequeno intervalo de temperatura que se amplia aumentandose o teor de Ni, que propicia também um abaixamento da temperatura de início de transformação da martensita (M_s, *Martensite Start*). A temperatura M_s está acima da temperatura ambiente para teores de Ni até cerca de 7 a 8%, podendo-se considerar o aço nessas condições como martensítico. Aumentando-se o teor de Ni acima desse nível, suprime-se a formação de martensita e o aço inoxidável é austenítico até a temperatura ambiente. Assim, em geral, os aços inoxidáveis austeníticos são ligas ferrosas contendo teores superiores a 18% de Cr e 8% de Ni (Modenesi, 2001). Genericamente, são ligas constituídas de uma solução sólida de austenita rica em cromo e níquel.

Apesar do limite de solubilidade de elementos intersticiais como C ser maior na austenita, aços inoxidáveis austeníticos com maiores teores de C podem apresentar precipitação intergranulares de carbonetos de cromo, Cr₂₃C₆, quando aquecidos ou resfriados lentamente, ou durante exposição isotérmica em serviço na faixa de temperatura de 450 a 800°C, causando sua sensitização (Kain et al., 2004). Esse problema pode ser reduzido nos aços estabilizados ao Nb ou Ti.

. Os aços inoxidáveis austeníticos têm uma série de propriedades que os distingue das outras classes como alta tenacidade e dutilidade, mesmo a baixas temperaturas, devido sua estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). Principalmente os ligados ao Mo e Si possuem boa resistência mecânica e à corrosão a temperaturas elevadas (melhores que os ferríticos e martensíticos). Apresentam elevado coeficiente de expansão térmica, e baixa difusividade térmica.

2.1.3 - Aços Inoxidáveis Martensíticos (AISI série 400 / UNS série S40000)

Estes aços são essencialmente ligas Fe-Cr-C. Geralmente o teor de cromo presente nessas ligas se encontra compreendido entre 12 e 18% e de carbono entre 0,1 e 0,5%, embora em alguns casos esse teor possa chegar até 1%.

Seu comportamento metalúrgico é, numa primeira aproximação, semelhante ao dos aços carbono temperáveis. Assim, quando aquecidos a uma temperatura suficientemente alta são austenitizados. A austenita então, se transformará em produtos cuja natureza dependerá da taxa de resfriamento imposta. Uma taxa de resfriamento suficientemente baixa produzirá ferrita e carbonetos, e se esta for suficientemente elevada, a ponto de suprimir a difusão de carbono, a martensita será formada (Modenesi, 2001). A martensita é uma fase metaestável supersaturada em carbono de estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado.

Como se sabe, o cromo é um elemento ferritizante e a adição deste reduz a lente de estabilidade da austenita, chegando a suprimi-la quando seu teor é um pouco superior a 20%, como pode ser visto na *figura 2.4*. Pela *figura 2.4*, observa-se que para teores de cromo acima de 13% uma certa quantidade de carbono deve ser adicionada para garantir a formação de uma estrutura completamente austenítica em

8

uma certa faixa de temperatura. Apresentam uma elevada temperabilidade devido seu alto teor de liga.



Figura 2.4: Efeito de diferentes teores de Cr no campo de estabilidade da austenita para cortes do diagrama Fe-Cr-C (Chiaverini, 1977).

Para se melhorar principalmente sua resistência à fluência, alguns aços inoxidáveis martensíticos possuem adições de alguns elementos em pequena quantidade, como Mo, W, V ou Ni (Modenesi, 2001).

Normalmente são utilizados no estado temperado e revenido, onde a têmpera induz à formação da martensita, dura e frágil, que é amaciada pelo tratamento térmico de revenimento, que produz a precipitação de uma fina dispersão de carbonetos.

São considerados de difícil soldabilidade, menos resistente à corrosão que os aços inoxidáveis ferríticos e comumente utilizados em aplicações que requerem boa resistência ao desgaste.

Seu principal problema de soldabilidade é a possível formação de trincas a frio na ZF ou ZTA, e que está associada à formação de martensita nessas regiões, juntamente com tensões residuais, quando submetidas aos ciclos térmicos usuais de soldagem. Como se sabe, a martensita é uma fase dura e frágil e o risco de ocorrência de fissuração aumenta com a dureza dessa fase, que depende fortemente do teor de carbono da liga, como pode ser visto na *tabela 2.2*. A dureza dessas regiões aumenta também com o aumento da temperatura de têmpera, o que

ocorre em operações de soldagem. O problema se agrava quando há concentradores de tensão e hidrogênio em solução (Davis, 1993).

Tabela 2.2: Dureza de um aço com 12% de Cr temperado a partir de 1050ºC em função de seu teor de carbono (Castro e Cadenet, 1975).

Teor de C (%)	0,068	0,133	0,206	0,45	0,60
Dureza Vickers (HV)	364	462	480	580	620

Algumas medidas para se evitar a ocorrência das trincas são:

 i) minimizar o teor de hidrogênio na solda, pela utilização de processos de baixo hidrogênio juntamente com isenção de umidade e substâncias orgânicas na junta a ser soldada;

ii) pré-aquecer a junta, controlar a temperatura entre passes, utilizar pósaquecimento e tratar termicamente a peça após soldagem, quando necessário;

iii) usar quando possível metal de adição austenítico.

2.1.4 - Aços Inoxidáveis Austeno-Ferríticos (Duplex e Superduplex) (UNS série S30000)

Os aços inoxidáveis austeno-ferríticos, ou duplex como são mais conhecidos, são ligas bifásicas baseadas no sistema Fe-Cr-Ni. Esses materiais possuem normalmente proporções aproximadamente iguais de ferrita δ e austenita em sua microestrutura e menos que 0,03% de C com adições de Mo, N, W e Cu. O teor típico de Cr e Ni desses aços é 20 - 30% e 5 - 10% respectivamente.

A ferrita é a primeira fase a se formar durante a solidificação da liga, sendo então esta a matriz, e a austenita é formada posteriormente no refriamento, estando então distribuída na matriz ferrítica. A microestrutura típica do aço inoxidável duplex como fundido (a) e como laminado (b) pode ser visto na *figura 2.5*, evidenciando a distribuição da austenita (fase clara) na matriz ferrítica (fase escura) (Noble, 1993).



Figura 2.5: Microestrutura esquemática típica do aço inoxidável duplex. a) fundido; b) chapa laminada a quente. região clara: austenita; região escura: ferrita (Hemmer e Grong, 1999).

São utilizados em substituição aos aços inoxidáveis austeníticos devido a sua resistência mecânica, aproximadamente o dobro da resistência do austenítico, boa tenacidade e ótimas características de resistência à corrosão sob tensão e por pites em meios contendo cloretos.

Atualmente os aços inoxidáveis duplex produzidos comercialmente podem ser divididos de uma forma genérica em quatro grupos, com sua resistência à corrosão crescente (Noble, 1993):

- Fe-23Cr-4Ni-0,1N
- Fe-22Cr-5,5Ni-3Mo-0,15N
- Fe-25Cr-5Ni-2,5Mo-0,17N-Cu
- Fe-25Cr-7Ni-3,5Mo-0,25N-W-Cu

Como os aços inoxidáveis austeníticos 18-8, os aços inoxidáveis duplex são freqüentemente referidos pelos seus teores de cromo e níquel para descrever sua classe. Assim, os aços listados acima são então descritos como 2304, 2205, 25%Cr, e 2507, respectivamente. Este último é freqüentemente chamado de aço inoxidável superduplex.

A diferença de denominação entre os aços duplex e superduplex não tem nenhuma relação com diferenças em sua microestrutura ou tratamento térmico empregado. Está simplesmente baseada nas diferenças em composição química, que para os aços em questão refletem direta e fortemente na sua resistência à corrosão por pites em meios contendo cloretos, expressa por um conceito proposto na década de 70, e muito utilizado ainda hoje, denominado PRE (*Pitting Resistance Equivalent*) (Brigham e Tozer, 1974).

O PRE é calculado pela adição das porcentagens em peso dos elementos que afetam diretamente a resistência à corrosão por pites (cromo, molibdênio, nitrogênio e tungstênio) e então normalizados com respeito ao efeito equivalente de 1%Cr. Das muitas expressões existentes, a mais comumente utilizada é:

PRE = %Cr + 3,3(%Mo + 0,5%W) + 16%N

O número PRE fornece então uma previsão da resistência à corrosão por pites, e aços inoxidáveis com PRE > 40 são ditos superduplex (AISD), bem como os com PRE < 40 são denominados de duplex (AID).

Como do ponto de vista metalúrgico os AID e AISD são extremamente semelhantes, por uma questão de simplicidade, os dois tipos de aço poderão ser simplesmente referenciados neste capítulo, salvo qualquer exceção, por aço inoxidável duplex.

A figura 2.6 abaixo mostra uma comparação entre o PRE dos aços inoxidáveis duplex e os austeníticos, demonstrando sua melhor resistência à corrosão prevista.



Figura 2.6: Comparação entre o PRE dos aços inoxidáveis duplex e austeníticos (Hemmer e Grong, 1999).

A tabela 2.3 apresenta a composição química típica aproximada, com sua respectiva classificação UNS e PRE, dos aços inoxidáveis duplex mais comuns. Os aços apresentados nas últimas duas linhas da tabela são classificados como superduplex.

NOME	UNS	COMPOSIÇÃO PESO %					PRF	
	ono	Cr	Ni	Мо	Ν	Cu	Outros	1.1.2
SAF 2304	S32304	23	4	-	0,10	-	-	25
A 903	S31803	22	5,5	3,0	0,16	-	-	33-35
SAF 2205	S31803	22	5,5	3,0	0,16	-	-	33-35
NKCr22	S31803	22	5,5	3,0	0,16	-	-	33-35
7-Mo PLUS	-	27,5	4,5	1,5	0,25	-	-	37
UR 52N	S32550	25	7	3,0	0,16	1,5	-	38
DP-3	-	25	6,5	3,0	0,2	0,5	0,3 W	39
Falc 100	S32760	25	7	3,5	0,25	0,7	0,7 W	42
SAF 2507	S32750	25	7	4	0,28	-	-	43

Tabela 2.3: Composição química típica de alguns aços inoxidáveis comerciais. (Noble,1993).

Os AID são propensos à deterioração de propriedades mecânicas, em especial a tenacidade, e de resistência à corrosão devido a precipitação de fases

deletérias, principalmente carbonetos, nitretos, fase σ (sigma), α (alfa linha fragilização a 475°C), fase χ (chi), fase η (ni, ou fase Laves), dentre outras, quando expostos a temperaturas elevadas por longos períodos de tempo, ou quando submetidos a operações de soldagem. Os aços mais ligados são mais propensos a essas precipitações. Por esse motivo sua temperatura máxima de trabalho está tipicamente na faixa de 280°C, e para estruturas soldadas na faixa de 250°C (Noble, 1993).

Além do exposto acima, as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos AID estão intimamente ligadas ao correto balanço de suas fases constituintes (ferrita δ e austenita). Assim, essas ligas são produzidas por um específico tratamento térmico composto por um tratamento isotérmico a temperatura de 1050 a 1100°C, onde a liga é bifásica, por um período de tempo suficiente para que a ferrita primária de solidificação se transforme em austenita, com subseqüente resfriamento em água para se evitar a precipitação das fases prejudiciais. Um detalhamento maior de toda a metalurgia física desses aços será dado em capítulo posterior.

Os aços inoxidáveis duplex e superduplex são considerados de boa soldabilidade, com alguns cuidados tendo que ser tomados. Considera-se que possuem melhor soldabilidade que os ferríticos, mas pior que os austeníticos.

As precauções que devem ser tomadas na soldagem desses aços visam basicamente à manutenção do balanço original de suas fases constituintes e a isenção de fases deletérias, que também serão vistas com maior detalhe em capítulo posterior.

2.1.5 - Aços Inoxidáveis Endurecíveis por Precipitação

São ligas Fe-Cr-Ni, contendo adição de alguns elementos como Cu, Al, Ti, Nb e Mo responsáveis pela formação dos precipitados que endurecem e aumentam a resistência mecânica da liga. Possuem boa tenacidade e ductilidade, e sua resistência à corrosão é considerada de moderada a boa.

Os aços endurecíveis por precipitação podem ser agrupados em três categorias de acordo com sua fase predominante, matriz, e tratamento térmico adotado. Esses são os martensíticos, semi-austeníticos e austeníticos. Possuem uma fina dispersão de precipitados em sua matriz obtida por um tratamento térmico

de solubilização com subseqüente resfriamento rápido, supersaturando-a, e posterior reaquecimento controlado, envelhecimento (Pollard, 1993).

2.2 - O Fenômeno de Sensitização

Os aços inoxidáveis podem sofrer sensitização e se tornam suscetíveis à corrosão intergranular, nos contornos de grão, quando expostos a temperaturas de 450 a 800°C (Kain et al., 2004).

A explicação geral mais aceita para a ocorrência do fenômeno de sensitização é o modelo, proposto por Bain et al. em 1933, de empobrecimento de cromo na região adjacente ao contorno de grão como conseqüência da precipitação intergranular dos carbetos $Cr_{23}C_6$, como pode ser visto no esquema da *figura 2.7* (Oh e Hong, 2000).



Figura 2.7: Fenômeno de sensitização.

Com a diminuição do teor de cromo nas regiões adjacentes ao contorno de grão, o fenômeno de corrosão pode ocorrer nessa região.

Uma diminuição do teor de carbono nos aços inoxidáveis pode ser então um método efetivo para se aumentar a resistência a sensitização, bem como sua estabilização com Ti, Nb ou V que formam carbonetos preferenciais ao cromo (Kain et al., 2004).

2.3 - Metalurgia Física dos Aços Inoxidáveis Duplex

Neste item serão discutidas toda a seqüência de solidificação e de transformações no estado sólido responsáveis pelo desenvolvimento da microestrutura típica, austenita numa matriz ferrítica com frações volumétricas aproximadamente iguais, e a precipitação das principais fases indesejáveis responsáveis pela degradação das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex e superduplex.

2.3.1 - Microestrutura Básica

Como os aços inoxidáveis duplex e superduplex são uma liga baseada no sistema Fe-Cr-Ni, a compreensão sobre a formação de sua microestrutura básica pode ser realizada pelo estudo do diagrama de fases pseudobinário 70%Fe-Cr-Ni, apesar da existência de outros elementos de liga em sua composição, como mostrado na *figura 2.8*.



Figura 2.8: Diagrama de fases pseudobinário 70Fe-Cr-Ni (Hemmer e Grong, 1999).

Primeiramente, na análise desse diagrama não será levada em consideração a possível transformação da ferrita δ em fase σ por razões práticas e que serão explicitadas posteriormente.

Por esse diagrama, uma liga com composição química aproximada 2%Ni-28%Cr, indicada pela linha A, irá se solidificar completamente como ferrita, mantendo-se desta maneira até a temperatura ambiente, não constituindo, dessa forma, um aço inoxidável duplex.

Aumentando-se o teor de níquel e diminuindo-se o teor de cromo, uma liga com composição aproximada 4%Ni-26%Cr, indicada pela linha B, se solidificará como ferrita, mantendo-se desta maneira até aproximadamente 1200 – 1300°C. Continuando-se o resfriamento, esta entrará no campo bifásico ($\delta + \gamma$). Assim, uma microestrutura bifásica será desenvolvida e mantida até a temperatura ambiente. Apesar da composição microestrutural bifásica dessa liga, esta não é considerada duplex devido ao seu balanço de fases. Como a linha B está bem próxima da linha solvus da ferrita δ , esta liga é muito rica em ferrita δ .

Finalmente, uma liga com composição aproximada 7%Ni - 23%Cr, típica dos aços inoxidáveis duplex comerciais e indicada pela linha C, entra no campo bifásico com uma temperatura muito maior permitindo, assim, uma maior facilidade na transformação ferrita $\delta \rightarrow \gamma$, e mantendo-se bifásica até a temperatura ambiente (Noble, 1993).

A maior facilidade na transformação ferrita $\delta \rightarrow \gamma$ que foi referida no parágrafo anterior deve-se ao fato que essa transformação no estado sólido é considerada difusional e então afetada pela temperatura e tempo.

Deve-se notar que as ligas explicadas acima com composições A, B e C se solidificarão primariamente como ferrita, possuindo então esta fase como matriz, como visto na *figura 2.5*.

2.3.2 - Precipitação de Fases Secundárias

O diagrama de fase ternário do sistema Fe-Cr-Ni prevê uma coexistência de outras fases além da austenita e ferrita. Assim, sob tratamento térmico, a microestrutura básica dos aços inoxidáveis duplex proveniente de trabalho a quente ou por tratamento de solubilização se torna instável se transformando em outras fases. Sob essas condições, tanto a ferrita como a austenita são suscetíveis de se

decompor em fases secundárias. Entretanto, essas transformações ocorrem preferencialmente na matriz ferrítica (Shek et al., 1996).

Como, em geral, os elementos possuem maior velocidade de difusão na ferrita δ comparada à velocidade de difusão na austenita, e o limite de solubilidade de elementos como C, N, W, e Cu diminuem rapidamente na ferrita δ com a redução de temperatura, as fases secundárias intermetálicas, carbonetos e nitretos preferencialmente precipitam-se a partir de sua decomposição (Charles, 1991). Além disso, a ferrita δ é enriquecida de elementos como Cr e Mo, que são formadores de fases intermetálicas e alfágenos.

Os motivos expostos acima levam a uma taxa de precipitação de fases intermetálicas na ferrita δ com uma ordem de grandeza duas vezes maior que na austenita (Barcik, 1983).

As fases intermetálicas reportadas como sendo prejudiciais às propriedades mecânicas e de resistência à corrosão nos aços inoxidáveis duplex, em função da faixa aproximada de temperatura em que ocorrem e dos elementos que influenciam sua cinética de transformação (Reick et al., 1990), podem ser vistas de forma esquemática na *figura 2.9*.



Figura 2.9: Curvas TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) esquemáticas (Reick et al., 1990).

Dentre as fases mostradas na *figura 2.9*, apenas algumas delas mais comumente encontradas nos AID, apresentadas na *figura 2.10*, acrescida da austenita secundária serão detalhadas.



Figura 2.10: Curvas TTT para a precipitação de fases intermetálicas em um AID UNS S31803 solubilizado a 1050°C por 30min (Rademarkers e Vuik, 1991).

Vale ressaltar que dentre as fases listadas acima, a fase σ é a que vem mais sendo estudada nos últimos anos devido sua maior possibilidade de formação, significante fração volumétrica encontrada nos AID, e forte influência que a mesma têm na redução da tenacidade e resistência à corrosão dos AID. A literatura reporta que 4% em volume desta fase pode ser responsável pela redução da tenacidade ao impacto de 230 - 300J para valores menores que 27J (Smuk, 2004).

2.3.2.1 - Fase σ

A fase σ é formada numa grande variedade de AID, assim como em alguns aços inoxidáveis austeníticos. Como dito anteriormante, uma pequena fração da mesma tem uma grande influência na redução da tenacidade e da resistência à corrosão dos AID. A fase σ é um composto intermetálico muito frágil enriquecido de Cr, Mo e Si (Maehara et al., 1983). A precipitação da fase σ freqüentemente se inicia nas junções triplas, ou no contorno de grão ferrita δ / γ , finalmente crescendo para dentro do grão de ferrita que é rico em Cr, Mo e Si.

O crescimento ocorre na direção dos grãos de ferrita adjacentes na forma de uma decomposição eutetóide a partir da ferrita na faixa de temperatura entre 700 e 1000°C (Maehara et al., 1983), ou na forma de um eutetóide lamelar (σ + γ_2 , austenita secundária) ou agregados lamelares (σ + ferrita α) (Gunn, 1997).

Um modelo representativo para a nucleação e crescimento da fase σ durante a transformação eutetóide $\delta \rightarrow \sigma + \alpha$ é mostrado na *figura 2.11*.



Figura 2.11: Modelo de nucleação e crescimento da fase σ durante a transformação eutetóide ($\delta \rightarrow \sigma + \alpha$) em um AID (Reick, 1993).

A cinética para a precipitação da fase σ é influenciada por fatores como composição química da liga, as frações volumétricas de ferrita e austenita, a deformação plástica prévia e o tamanho de grão da ferrita.

O tamanho de grão da ferrita influencia fortemente sua cinética. Quanto maior o tamanho de grão da ferrita, maior será o tempo necessário, a uma dada temperatura, para o início de precipitação dessa fase, já que sua nucleação é preferencialmente heterogênea. Assim, quanto maior o tamanho de grão, menor será a densidade volumétrica de contornos de grão para a nucleação.

O aumento na quantidade de Cr e Mo nos AISD comparado aos convencionais AID resulta na precipitação da fase σ em tempos menores e amplia a sua área de estabilidade através de maiores temperaturas, aumentando assim sua fração quando a liga é exposta a temperaturas suficientes para a sua precipitação (Machado e Padilha, 1996), como visto na *figura 2.12*.



Figura 2.12: Efeito de elementos de liga na precipitação da fase sigma. Ligas solubilizadas a 1100°C e envelhecidas a 800°C. (a) efeito do Cr em ligas 6,5%Ni-2,8%Mo. (b) efeito do Mo em ligas 25%Cr-6,5%Ni (Machado e Padilha, 1996).

Na *figura 2.13*, vê-se a influência do Ni na cinética de precipitação da fase σ . Como pode-se perceber por essa figura, o aumento no teor de níquel diminui a fração total de fase σ , mas diminui o tempo necessário para o início de sua precipitação.



Figura 2.13: Influência do Ni na cinética de precipitação da fase σ em ligas 25%Cr-2,8%Mo solubilizadas a 1100°C e envelhecidas a 800°C (Machado e Padilha, 1996).

A influência da temperatura do tratamento de solubilização na cinética de precipitação de σ , pode ser vista na *figura 2.14*.



Figura 2.14: Influência da temperatura de solubilização numa liga 25%Cr-7%Ni-3%Mo na cinética de precipitação da fase σ (Machado e Padilha, 1996).

Como mostrado na *figura 2.14*, aumentando-se a temperatura de solubilização, maior será o tempo necessário para o início da precipitação dessa fase e o patamar das curvas ocorre também para frações volumétricas menores.

2.3.2.2 - Fase χ

A fase intermetálica χ é comumente encontrada nos AID após envelhecimento numa faixa de temperatura de 700 a 900°C. Esta está freqüentemente associada à fase σ , embora o "cotovelo" de sua curva em C (curva TTT) esteja situado a menores temperaturas e com menores tempos de exposição, como visto na *figura* 2.10.

Esta fase é prejudicial para a tenacidade e resistência à corrosão dos AID, apesar da dificuldade de separar o seu efeito do da fase σ.

Sua precipitação está também associada à formação de austenita secundária γ_2 , e apesar da fase χ normalmente não ser encontrada em grandes quantidades nos aços inoxidáveis, devido a sua composição química, Fe₃₆Cr₁₂Mo₁₀, esta consome uma quantidade significativa de cromo e molibdênio, deixando o seu produto de reação pobre nesses elementos. Este fato acarreta uma diminuição da resistência à corrosão por pites (Smuk, 2004).

2.3.2.3 - Nitreto de Cromo

A precipitação de nitretos de cromo, do tipo Cr₂N e/ou CrN, tem se tornado extremamente evidente nos aços inoxidáveis duplex modernos devido seu alto teor de nitrogênio. Sua precipitação ocorre entre 700 e 900°C durante resfriamento rápido, ou por tratamento isotérmico nesta faixa de temperatura, em um AID solubilizado.

Durante resfriamento rápido, o que pode ocorrer nos ciclos térmicos usuais de soldagem, sua precipitação é preferencialmente intragranular, e está relacionada à supersaturação da ferrita em nitrogênio. Sob tratamento isotérmico, precipita-se nos contornos de grão δ/δ ou δ/γ . Assim como no caso da fase χ , um dos produtos de sua formação é a austenita secundária, que se torna empobrecida de cromo, podendo desta maneira comprometer as propriedades de resistência à corrosão da liga (Smuk, 2004).

A partir do exposto, pode-se concluir erroneamente que uma quantidade reduzida de nitrogênio nos AID seria interessante, pois assim se evitaria a formação dos nitretos de cromo. Entretanto, deve-se lembrar que este elemento, que é gamágeno, auxilia na taxa de formação da austenita no metal de solda e na zona termicamente afetada, contribuindo para o balanço final dessas fases.

2.3.2.4 - Austenita Secundária (γ₂)

A austenita secundária pode ser formada em um tempo relativamente curto e por diferentes mecanismos, dependendo da temperatura envolvida. Abaixo de 650°C, a austenita secundária tem uma composição similar à da ferrita remanescente, sugerindo uma transformação adifusional, com características similares à formação da martensita.

Em temperaturas superiores a 650°C, onde a difusão ocorre mais rapidamente, muitas formas de austenita podem precipitar. Entre 700 e 900°C, um eutetóide do tipo γ_2 + σ pode ser formado, conforme mostra a *figura 2.15*. Neste caso, a formação da γ_2 é provocada pela precipitação da fase σ e conseqüente empobrecimento da ferrita δ prévia em Cr e Mo (Smuk, 2004).


Figura 2.15: Micrografia (MEV) mostrando austenita secundária e fase sigma eutetóide. Aço UNS S32750 após 72h a 700°C (Hemmer e Grong, 1999).

2.3.2.5 - Carboneto de Cromo

Os aços inoxidáveis com alto teor de carbono, normalmente até 0,5%, se solidificam primeiramente como ferrita. O líquido restante é rico em carbono e solidifica-se formando austenita e uma rede de carbonetos ricos em cromo do tipo $M_{23}C_6$.

A precipitação dos carbonetos ocorre na faixa de 650 a 950°C (Gunn, 1997). Durante a precipitação, nas regiões próximas aos carbonetos ocorre o empobrecimento de cromo prejudicando a sua resistência à corrosão, fenômeno conhecido como sensitização e já explicado no *item 2* deste capítulo. A cinética de precipitação destes carbonetos é influenciada principalmente pela composição química, tipo de matriz e pelo tamanho dos grãos.

Em materiais solubilizados e envelhecidos, a seqüência de precipitação ocorre preferencialmente na seguinte ordem: nos contornos de grão ou fase, nos contornos incoerentes das maclas, nos contornos coerentes das maclas e no interior dos grãos. A *figura 2.16* mostra a precipitação dos carbonetos nos contornos δ/γ .



Figura 2.16: MEV de uma liga duplex após 1min. a 750°C, mostrando carbonetos de cromo nos contornos de grão δ/γ (Suutala et al., 1980)

A cinética de precipitação do $M_{23}C_6$ para um aço AISI 304 solubilizado a 1260°C, com teores de carbono iguais a 0,05% *(a)* e 0,038% *(b)* é mostrada na *figura 2.17*.



Figura 2.17: Cinética de precipitação do M₂₃C₆ para um aço AISI 304 solubilizado a 1260ºC, com teores de carbono iguais a (a) 0,05% e (b) 0,038% (Brandi, 1992).

Os principais elementos que influenciam a cinética de precipitação destes carbonetos são o carbono e o nitrogênio. O carbono quando presente na liga em teores elevados reduz o tempo de precipitação, pois facilmente se combina ao

cromo. Caso existam outros elementos como Ti, Nb e V, conhecidos como elementos estabilizadores, ocorre um atraso na sua precipitação, pois estes elementos possuem grande afinidade pelo carbono. Então o carbono precipita-se como carboneto destes elementos em detrimento do carboneto de cromo.

No caso do nitrogênio, quanto maior o seu teor, maior é o tempo para o início da precipitação do carboneto. A principal razão para tal comportamento é que a solubilidade do nitrogênio nos carbonetos é praticamente nula.

Convém lembrar que nos atuais aços inoxidáveis duplex, o teor de carbono é baixo, em torno de 0,03%, dificultando, assim a sua formação. Entretanto, carbonetos de cromo podem ser encontrados no metal de solda de AID onde devidos cuidados com a contaminação não são tomados ou quando se utiliza CO₂ na mistura como gás de proteção durante o processo de soldagem (Geipl, 1986).

2.3.2.6 - Fase α (Fragilização a 475°C)

O fenômeno conhecido genericamente como fragilização a 475°C decorre da decomposição da ferrita δ nas fases α ' rica em cromo e α rica em ferro (Smuk, 2004). Ocorre na faixa de temperatura entre 300 e 525°C e causa considerável aumento do limite de escoamento e da dureza do material, bem como diminuição na tenacidade (Gunn, 1997).

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 espinoidal quando o teor de cromo nesta mesma fase é maior (Brandi, 1992 e Gunn, 1997).

2.4 - Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex

Grande parte das aplicações atuais dos AID envolve algum processo de soldagem. Por este motivo, sua soldabilidade tem sido amplamente estudada.

Apesar da excelente soldabilidade dos modernos AID desenvolvidos pela indústria, sua soldagem deve ser executada com cuidados específicos objetivando a preservação de suas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão.

2.4.1 - Técnica de Soldagem

As práticas usuais para a soldagem de aços inoxidáveis austeníticos, tais como limpeza da junta, evitar a contaminação da poça de fusão por aço carbono, e uso de gás de purga no passe de raiz, devem também ser utilizados nos aços inoxidáveis duplex. Além disso, todo o procedimento de soldagem deve ser determinado com o intuito de se manter a junta soldada com sua microestrutura balanceada e livre de precipitados. Isso envolve, basicamente, o controle da composição química na poça de fusão e dos ciclos térmicos.

2.4.1.1 - Processos de Soldagem

Os AID podem ser soldados por todos os processos de soldagem a arco voltaico, dentre os quais podem ser citados os processos GTAW, MIG, MAG, SMAW, arco submerso (SAW) e arame tubular (FCAW) (Hilkes e Bekkers, 1995).

Processos de soldagem com uma fonte de calor de alta densidade, e baixa energia de soldagem, como por feixe de elétrons ou laser, têm a sua aplicação limitada. Nestes casos, a formação da austenita é prejudicada devido as elevadas velocidades de resfriamento da junta (Brandi, 1992).

As soldas em aços inoxidáveis duplex têm sido realizadas com a maioria dos processos de soldagem por fusão resultando em propriedades mecânicas e de corrosão satisfatórias, desde que procedimentos específicos a cada um dos processos sejam devidamente executados.

Na soldagem de tubos, onde o acesso do eletrodo se dá apenas pela face externa do mesmo, o processo de soldagem GTAW é quase que exclusivamente empregado na execução do passe de raiz. Este procedimento produz uma raiz de alta qualidade que acaba por ditar a performance final de resistência à corrosão de toda a solda. Além disso, o gás de proteção na raiz da solda pode ser melhor controlado com esse processo (Noble, 1993).

Diante do exposto, e salvo exceções, a seleção do processo de soldagem está mais relacionada a fatores determinantes tais como econômicos e logísticos, que pelas propriedades desejadas de um processo particular de soldagem.

As peças soldadas no presente trabalho são tubos e esta operação foi realizada simulando as condições do campo. Assim, pelos motivos já descritos,

foram usados o processo GTAW na confecção do passe de raiz e o processo de SMAW nos passes de enchimento e acabamento.

Dessa maneira, uma breve revisão bibliográfica dos processos GTAW e SMAW baseada na obra de Marques et al., 2005, será apresentada ao final deste capítulo.

2.4.1.2 - Metal de Adição

Frequentemente as velocidades de resfriamento registradas durante a soldagem são altas o suficiente para que a fração de ferrita δ na ZF seja bastante elevada. Como conseqüência, ocorre uma diminuição da tenacidade e da resistência à corrosão. Portanto, o uso de metal de adição com composição química semelhante ao metal de base é limitado à soldagem de alguns AISD e a juntas que serão submetidas a tratamento térmico pós-soldagem (Noble, 1993).

Metais de adição com teor de Ni, elemento gamagênico, de 2 a 4% acima do encontrado no metal de base deve ser utilizado na soldagem dos AID com a finalidade de facilitar a transformação da austenita na ZF. Esta prática conjugada com o controle da diluição é capaz de gerar uma zona fundida com microestrutura balanceada. Aumentos exagerados de Ni no metal de adição podem levar a precipitação de fases intermetálicas (Kotecki, 1986 e Cieslak et al., 1984).

Resultados obtidos por Muthupandi et al. (2003) na soldagem do aço UNS S31803 por feixe de elétrons e GTAW, ambos utilizando metal de adição enriquecido por Ni por maneiras diferentes, sugerem que o controle do balanço entre as fases δ e γ é mais efetivo pelo enriquecimento de Ni na poça de fusão do que pela energia de soldagem.

O aumento da fração de austenita na ZF também pode ser obtido através da introdução de N na poça de fusão pelo metal de adição, apesar de sua introdução ser mais comum através do gás de proteção. Outro efeito benéfico do enriquecimento da poça de fusão por N é o de evitar a sua difusão da ZTA para a poça durante a operação de soldagem, facilitando, desta maneira, a formação de austenita na ZTA (Atamert et al., 1994).

2.4.1.3 - Gases de Proteção

O argônio é o gás mais utilizado nos processos de soldagem que necessitam de gás de proteção. Entretanto este gás pode ser misturado a outros como H₂, He, N₂ ou CO₂ para se melhorar as condições de soldagem.

Misturas gasosas com H₂ melhoram a penetração do cordão de solda, podendo acarretar, entretanto, o fenômeno de trincamento por hidrogênio. A suscetibilidade à fragilização por hidrogênio aumenta com o aumento da fração de ferrita na região da solda (Geipl, 1986 e Young et al., 2005). Assim, não deve ser utilizado na mistura para a soldagem de AID.

O He permite o aumento da velocidade de soldagem, o que pode ser extremamente interessante na soldagem dos AID, entretanto seu custo é elevado.

A adição de CO₂ ao gás de proteção para a soldagem por GMAW melhora a molhabilidade do metal líquido e estabiliza o arco. Misturas com mais de 5% em volume de CO₂ não devem ser utilizadas, pois acarretam o enriquecimento da poça de fusão por C permitindo a precipitação de carbonetos (Geipl, 1986).

O gás mais comumente misturado ao Ar na soldagem dos AID é o N₂ na proporção de 1 a 10% em volume (Still, 1994). Por ser um elemento gamagênico, sua introdução na poça de fusão acarreta o aumento da fração de austenita na ZF e ZTA devido aos motivos já explicados no item anterior. O nitrogênio aumenta o potencial de ionização da mistura gasosa, estabilizando o arco. Além destes motivos expostos, o nitrogênio cumpre um importante papel na passivação dos AID, e consequentemente na sua resistência à corrosão (Olsson, 1995).

2.4.1.4 - Energia de Soldagem

O balanço entre as fases $\delta e \gamma$ depende da energia de soldagem imposta, já que esta controla a taxa de resfriamento e, por isso, a extensão da transformação difusional da $\delta em \gamma$. Se altas energias de soldagem são utilizadas, sua resultante baixa velocidade de resfriamento promove a transformação e permite um balanço entre as fases mais favorável. Por outro lado, tais condições também tendem a produzir depósitos com grãos mais grosseiros, ZTA mais extensa, e possivelmente a precipitação de fases intermetálicas. As energias de soldagem utilizadas devem ser então altas o suficiente para promover a formação de austenita e baixas o suficiente

para se prevenir a precipitação de fases deletérias (Gunn, 1997). Na prática, um tempo de resfriamento entre 4 e 15s na faixa entre 1200 e 800°C, conhecido como Δt_{12-8} e sendo a faixa de temperatura de formação da austenita, tem sido recomendado (Liljas, 1994). Este tempo de resfriamento é normalmente obtido, dependendo da espessura do metal de base e geometria da junta, com energia de soldagem na faixa de 0,5 a 2,0kJ/mm (Noble, 1993).

2.4.1.5 - Preaquecimento

O preaquecimento normalmente não é recomendado, sendo utilizado apenas em casos especiais como na soldagem com baixa energia de chapas grossas de AID com baixo teor de N. Não é recomendado na soldagem de AID muito ligados e AISD, pois favorece a precipitação de intermetálicos (Noble, 1993).

2.4.1.6 - Temperatura Entre Passes

A temperatura entre passes deve ser a mais baixa possível para se evitar a precipitação de fases intermetálicas. A faixa de temperatura recomendada para a soldagem de AID é de 150 a 200°C. e para o AISD é de 60 a 150°C (Noble, 1993 e Still, 1994).

2.4.1.7 - Tratamento Térmico Pós-Soldagem

O tratamento térmico pós-soldagem é recomendado na soldagem autógena, ou com metal de adição não enriquecido em Ni e N, de chapas muito espessas (Clark e Guha, 1983). Recomenda-se para o caso do AID o tratamento numa faixa de temperatura entre 1050 e 1100°C e para o AISD entre 1070 e 1120°C por um período de tempo entre 5 e 30 minutos. Este tratamento térmico é suficiente para a dissolução de possíveis intermetálicos, nitretos e carbonetos e para se balancear a fração de ferrita e austenita. O resfriamento até a temperatura ambiente deve ser rápido para se evitar a reprecipitação dos intermetálicos (Van-Nassau et al., 1991).

2.4.2 - Metalurgia da Soldagem dos AID e AISD

A microestrutura obtida na solda, zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA), depende de sua composição química e ciclos térmicos a que é submetida durante a operação de soldagem. Assim, a microestrutura final obtida na ZTA será influenciada apenas pelos ciclos térmicos impostos e na ZF pelos ciclos térmicos e composição química do metal de adição e do gás de proteção.

A performance dos AID e dos AISD pode ser significativamente alterada pela operação de soldagem. Como já explicado nos itens anteriores desse capítulo, o balanço original entre as fases $\delta \in \gamma$ deve ser mantido, bem como a precipitação de fases intermetálicas deve ser evitada. Assim, a correta especificação dos parâmetros de soldagem, do metal de adição e do gás de proteção é essencial na manutenção das propriedades mecânicas e de corrosão de uma junta soldada.

A figura 2.18 apresenta a correlação entre o diagrama pseudobinário 70Fe-Cr-Ni e a repartição térmica genérica de uma junta soldada. A partir desta figura é possível se prever algumas transformações na ZF e ZTA, excluindo-se as precipitações de intermetálicos, nitretos e carbonetos. Pode-se observar a presença de cinco regiões na junta soldada: zona fundida, zona parcialmente fundida, zona de crescimento de grão da ferrita δ , zona parcialmente transformada e o metal de base não afetado pela soldagem.



Figura 2.18: Repartição térmica esquemática numa junta soldada correlacionada com um diagrama pseudobinário 70Fe-Cr-Ni (Atamert e King, 1992).

2.4.2.1 - Transformações de Fase na ZF

Durante a solidificação da poça de fusão, uma estrutura colunar grosseira de grãos de ferrita δ é produzida por crescimento epitaxial a partir dos grãos de ferrita δ da zona parcialmente fundida e ZTA-AT. Assim, o tamanho de grão da zona parcialmente fundida, e em especial, da ZTA-AT tem uma influência direta na microestrutura da ZF. Continuando-se o resfriamento, ocorre a precipitação da austenita e das demais fases intermetálicas, nitretos e carbonetos possíveis. A austenita precipita-se nos contornos de grão δ - δ ou no interior dos grãos de δ .

A primeira austenita a se precipitar no resfriamento é a austenita alotrimórfica de contorno de grão. A austenita de contorno de grão pode ser descontínua para altas velocidades de resfriamento, e à medida que a velocidade de resfriamento diminui, esta torna-se cada vez mais contínua. A austenita de Widmanstätten nucleia-se na austenita de contorno de grão e cresce para o interior do grão de ferrita assim que os sítios de nucleação nos contornos de grão $\delta - \delta$ tornam-se saturados. A última austenita a se formar é a intragranular e quanto maior a velocidade de resfriamento, maior é a tendência de sua precipitação (Muthupandi et al., 2003). Na ausência de sítios para a nucleação e crescimento da austenita a partir da austenita de contorno de grão, a austenita intragranular pode se precipitar.

A descrição das diferentes morfologias da austenita nos AID aqui empregada é a mais usual e proposta por Aaronson (1962) para a classificação morfológica da ferrita nos aços baixo carbono. A *figura 2.19* exemplifica as três morfologias usualmente reportadas na ZF.



Figura 2.19: Microestrutura típica da ZF. fase clara: austenita; fase escura: ferrita (Muthupandi et al., 2003).

Na fotomicrografia (a), observa-se a austenita alotrimórfica de contorno de grão (1), a austenita de Widmanstätten (2) e a austenita intragranular (3) que pode ser também a de Widmanstätten interceptada transversalmente ao seu eixo longitudinal. A austenita alotrimórfica de contorno de grão pode se apresentar de maneira contínua ou descontínua, como indicado na fotomicrografia (b).

A quantidade total de austenita e a fração de cada uma das suas possíveis morfologias não são apenas controladas pela velocidade de resfriamento, mas também pela composição química e pelo tamanho de grão da ferrita já solidificada na solda. Maiores teores de nitrogênio ou níquel não só deslocam o equilíbrio termodinâmico para maiores frações de austenita como aumentam a temperatura solvus da δ . Neste caso, a precipitação da austenita começa em temperaturas mais elevadas, acarretando em uma maior quantidade de austenita de Widmanstätten. Por outro lado, diminuindo-se os teores de nitrogênio ou níquel na liga, uma maior fração de austenita intragranular tende a se precipitar (Svensson e Gretoft, 1986).

2.4.2.2 - Transformações de Fase na ZTA

A microestrutura obtida na ZTA é determinada pelos ciclos térmicos a que é submetida durante a soldagem.

Um melhor entendimento das transformações que ocorrem na ZTA dos AID é possível ao dividi-la em duas sub-regiões, a submetida a altas temperaturas (ZTA-AT) e a submetida a baixas temperaturas (ZTA-BT), como pode ser visto na *figura 2.18.* Para um dado AID, a ZTA-AT é delimitada pelas temperaturas solvus da δ e solidus, onde o aço está completamente ferritizado. Já a ZTA-BT apresenta como limite superior a temperatura solvus da δ , estando o aço no campo bifásico, com diferenças na fração volumétrica de austenita ao longo da mesma (Atamert e King, 1992).

2.4.2.2.1 - Zona Termicamente Afetada de Alta Temperatura (ZTA-AT)

A extensão da ZTA-AT é determinada pelos parâmetros de soldagem, geometria da junta e composição química do AID. Pela definição de ZTA-AT, sua extensão e composição química se relacionam através do campo monofásico do diagrama de fases (Lippold et al., 1991). Todos os pontos da ZTA-AT são submetidos ao ciclo térmico genérico apresentado na *figura 2.20*, obviamente sendo o seu perfil alterado ao longo da seção transversal da ZTA. Este ciclo térmico pode ser dividido em etapas, aqui representado pelas etapas I, II e III, cujas transformações microestruturais se diferenciam.



Figura 2.20: Etapas de um ciclo térmico na ZTA-AT (Londoño, 1997).

A etapa I representa o aquecimento do material até a temperatura solvus da ferrita δ . Nesta etapa, alguns intermetálicos, nitretos e carbonetos podem se dissolver. Próximo da temperatura solvus, alguma pequena fração de austenita também pode sofrer dissolução transformando-se em ferrita δ , principalmente se sua composição química não for a de equilíbrio para a temperatura em questão. A dissolução de qualquer das fases mencionada é maior quanto menor for a taxa de aquecimento (Atamert e King, 1992).

A etapa do ciclo térmico completamente dentro do campo ferrítico é representada pela etapa II. Nesta etapa, os precipitados e a austenita continuam a sofrer dissolução, mas com a cinética acelerada pela temperatura mais elevada. A principal característica desta etapa é o crescimento e coalescimento dos grãos de ferrita já transformados. Quanto maior o tempo e a temperatura acima da temperatura solvus, maior será a quantidade de austenita transformada em ferrita e maior será o tamanho de grão da ferrita. Diversos modelos para predizer o tamanho de grão da ferrita δ na ZTA-AT a partir do tempo acima da temperatura solvus têm sido propostos (Lindblom et al. 1991 e Atamert e King, 1992). Este crescimento de grão pode causar uma queda na tenacidade do material.

Durante o resfriamento na etapa III, similarmente ao que acontece na ZF, ocorre a precipitação da austenita e das demais fases possíveis. Os mecanismos das transformações em estado sólido na ZTA-AT são basicamente os mesmos que na ZF (Varol et al., 1992).

2.4.2.2.2 - Zona Termicamente Afetada de Baixa Temperatura (ZTA-BT)

Como já explicado anteriormente, a ZTA-BT é caracterizada como sendo a região da ZTA submetida a uma temperatura máxima menor que a temperatura solvus da δ . As principais transformações na ZTA-BT, exemplificadas pelas etapas I e II dos ciclos térmicos genéricos da *figura 2.21*, são melhor compreendidas quando se introduz aos ciclos térmicos a temperatura onde as frações volumétricas de ferrita e austenita são as de equilíbrio (T δ/γ) e a faixa de temperatura de precipitação de alguma fase (intermetálicos, carbonetos ou nitretos) de interesse.



Figura 2.21: Etapas de um ciclo térmico na ZTA-BT. Temperatura máxima: (a) acima de T δ/γ e (b) dentro do intervalo de precipitação de fase de interesse (Londoño, 1997).

Uma região da ZTA-BT mais próxima da fonte térmica será submetida ao ciclo da *figura 2.21 (a)*, onde a temperatura máxima atingida é superior a T δ/γ , e uma região da ZTA-BT mais afastada será submetida ao ciclo térmico da *figura 2.21 (b)*, onde a temperatura máxima está compreendida na faixa de temperatura de precipitação de alguma fase de interesse.

Na etapa I, tem-se a dissolução parcial da austenita e, dependendo da taxa de resfriamento, a sua posterior precipitação. O mais usual, entretanto, é o crescimento contínuo das ilhas intergranulares de austenita não dissolvidas durante o resfriamento (Varol et al., 1992). A austenita não dissolvida inibe o crescimento de grão da ferrita (Atamert e King, 1992). A fração final de austenita na ZTA-BT é maior que na ZTA-AT, dificultando a precipitação de intermetálicos.

A etapa II dos ciclos térmicos é caracterizada pelo resfriamento compreendido na faixa de temperatura de precipitação de alguma fase de interesse para o ciclo térmico (a) da *figura 2.21*, e pelo aquecimento e resfriamento dentro

desta faixa para o ciclo térmico (b) da *figura 2.21*. A precipitação destas fases depende da cinética da transformação e do tempo de permanência nesta faixa. Esta etapa dos ciclos é também caracterizada pela não alteração significativa na fração volumétrica de austenita.

2.5 - GTAW e SMAW

Os processos de soldagem GTAW e SMAW foram os utilizados na confecção das juntas soldadas neste trabalho. Desta maneira, uma breve revisão bibliográfica destes processos baseada na obra de Marques et al., 2005, é apresentada.

2.5.1 - GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)

O processo de soldagem a arco com eletrodo de tungstênio e proteção gasosa é um processo no qual a união de peças metálicas é produzida pela fusão destas através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio, não consumível, e as peças a unir. A proteção do arco e da poça de fusão contra a contaminação atmosférica é realizada por um gás inerte, ou por uma mistura de gases inertes, que fluem diretamente do bocal da tocha. Atualmente mistura de gases ativos tem sido utilizado, como por exemplo, na soldagem de AID com misturas enriquecidas de nitrogênio (Muthupandi et al., 2005).

A soldagem pode ou não ser realizada com metal de adição. O metal de adição, quando utilizado, é inserido diretamente na poça de fusão.

A figura 2.22 ilustra este processo.



Figura 2.22: Processo de soldagem GTAW .

Uma importante característica deste processo é o excelente controle da energia transferida para a peça, devido ao controle independente da fonte térmica e da adição de metal de enchimento. Esta característica torna esse processo bastante adequado para soldagem de peças com pequena espessura, e aliado à eficiente proteção gasosa contra a contaminação, permite a soldagem de materiais de difícil soldabilidade, com ótimos resultados.

A soldagem de chapas finas também é facilitada pelo fato de não se necessitar o uso de metal de adição.

A não existência de reações metal-gás e metal-escória suprime a formação de vapores, permitindo, assim, uma ótima visibilidade para o soldador.

O arco elétrico na soldagem GTAW é bastante estável, suave e produz, em geral, soldas com boa aparência e acabamento, que exigem pouca ou nenhuma limpeza após a operação.

A operação é normalmente manual e pode ser feita em qualquer posição, apesar da possibilidade de mecanização deste através do uso de dispositivos auxiliares adequados.

O custo dos equipamentos necessários e dos consumíveis usados é alto, e a produtividade ou rendimento do processo é baixo, quando comparados ao processo de soldagem SMAW. Sua aplicação, então limita-se a situações onde a qualidade da solda produzida seja mais importante que a produtividade ou o custo da operação.

A *figura 2.23* abaixo mostra um esquema do equipamento básico usado nesse processo.



Figura 2.23: Equipamento básico para soldagem GTAW.

2.5.2 - SMAW (Shielded Metal Arc Welding)

A soldagem a arco voltaico com eletrodo revestido, como é mais conhecido, é um processo de soldagem manual onde um arco é gerado entre o eletrodo revestido e o metal de base.

O arco se inicia pelo toque do eletrodo no metal de base. O arco resultante funde o metal de base e a ponta do eletrodo. O metal fundido do eletrodo é transferido através do arco até a poça de fusão do metal de base, formando assim o metal de solda depositado.

Uma escória que é formada pelo revestimento do eletrodo e impurezas do metal de base flutua para a superfície e cobre o depósito, protegendo-o da contaminação atmosférica e também controlando a taxa de resfriamento.

O metal de solda depositado é formado pela alma metálica do eletrodo, pelo revestimento, que em alguns casos é constituído de pó de ferro e elementos de liga, e pelo metal de base diluído.

O revestimento ao ser queimado produz um gás que protege a poça de fusão durante a execução da soldagem.

A figura 2.24 mostra as características básicas do processo de soldagem SMAW.



Figura 2.24: Processo de soldagem SMAW.

A soldagem a arco voltaico com eletrodo revestido é o processo mais amplamente usado, além de ser o mais simples em termos de requisitos de equipamentos. Entretanto é também o mais difícil em termos de treinamento de pessoal. O investimento neste processo, em geral, é relativamente pequeno e os eletrodos estão disponíveis para quase todas as aplicações de fabricação, construção e manutenção. Este processo é o que apresenta maior flexibilidade dentre todos os processos de soldagem, pois pode ser usado em todas as posições (plana, vertical, horizontal e sobre cabeça), para quase todas as espessuras do metal de base e em áreas de acesso limitado.

A qualidade da solda depende do projeto e acesso da junta, tanto quanto do eletrodo, da técnica e habilidade do soldador. Os fatores usuais que podem reduzir a qualidade da junta soldada são limpeza inadequada da escória formada entre passes, eletrodos com perda parcial de fluxo ou contaminados normalmente com umidade.

A maioria dos processos de fabricação que requerem soldagem procura utilizar processos mecanizados que oferecem grande produtividade, alta qualidade e, portanto, produção a um custo mais baixo. Por estas razões, o processo de soldagem a arco voltaico com eletrodo revestido, tem sido substituído onde for possível. Entretanto, a simplicidade e a habilidade do processo SMAW em alcançar áreas de acesso restrito significa que este ainda encontra uso considerável em certas aplicações e situações como na soldagem de peças de grande porte e soldagem "em campo", onde os serviços de suporte como proteção com gás, água de resfriamento e outras necessidades se encontram fora de alcance.

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo apresenta uma descrição dos materiais utilizados e o procedimento experimental empregado para a confecção das juntas soldadas e posterior caracterização mecânica, microestrutural e de resistência à corrosão.

3.1 - Materiais

3.1.1 - Metal de Base

Para a confecção das juntas soldadas foram utilizados dois tipos de aço inoxidável, um aço inoxidável duplex (AID) e um aço inoxidável superduplex (AISD), na forma de tubos.

A *tabela 3.1* apresenta a relação desses materiais com suas respectivas classificações, diâmetros e espessuras.

	METAL DE BASE - TUBOS										
	100	CLAS	SIFICAÇ	-ÂO	<u>(т</u>)	o (mm)					
	AÇU	UNS	ASTM	SAF	Ψ_{int} (mm)	e (mm)					
		S31803	A700	2205	52,5	3,9					
	ЛD	S32205	A130	2205	154,1	7,1					
	AISD	S32750	A790	2507	77,9	5,5					

Tabela 3.1: Relação de aços e dimensões dos tubos.

LEGENDA:

 Φ_{int} – diâmetro interno do tubo; e – espessura da parede do tubo.

A composição química, segundo os certificados emitidos pelo fabricante dos tubos (Sandvik), de cada um dos aços inoxidáveis pode ser vista na *tabela 3.2*.

Tubo	e (mm)	С	Si	Mn	Ρ	S (máx)	Cr	Ni	Мо	Ν	Cu
AID	3,9	0,016	0,50	0,78	0,021	0,0005	22,12	5,17	3,11	0,177	-
	7,1	0,014	0,46	0,79	0,022	0,0005	22,32	5,19	3,20	0,182	-
AISD	5,5	0,013	0,27	0,41	0,015	0,0005	25,14	7,00	4,08	0,278	0,21

Tabela 3.2: Composição química (% peso) dos aços inoxidáveis. (Sandvik)

LEGENDA:

e - espessura.

3.1.2 - Consumíveis

Neste item serão especificados os consumíveis de soldagem que foram usados na fabricação das referidas juntas soldadas.

3.1.2.1 - Gás de Proteção

Argônio com pureza de 99,997% foi usado como gás de proteção e de purga no processo de soldagem GTAW.

3.1.2.2 - Metal de Adição

Os metais de adição, vareta para o processo GTAW e eletrodo revestido para o processo SMAW, foram distintos para cada um dos tipos de aço inoxidável soldados. A composição química desses consumíveis utilizados em cada um dos aços, segundo certificados emitidos pelo fabricante (Böhler-Thyssen), e classificação segundo a norma AWS A5.4-92 para o eletrodo revestido utilizado no AID e segundo a norma AWS A5.9-93 para os outros consumíveis são mostrados na *tabela 3. 3.*

Tabela 3.3: Especificação e composição química (% peso) dos metais de adição. (Böhler Thyssen)

_		AWS	С	Si	Mn	Ρ	S	Cr	Мо	Ni	N	Cu	W
	VAR	ER 2209	0,016	0,460	1,330	0,020	0,001	23,320	3,150	8,150	0,150	0,100	-
	ER	E 2209-17	0,021	0,820	0,966	0,025	0,006	22,353	3,200	9,153	0,186	0,073	-
	VAR	ER 2553	0,020	0,330	0,770	0,019	0,001	25,120	3,700	9,320	0,233	0,550	0,660
AIGD	ER	E 2553-15	0,034	0,360	0,910	0,019	0,010	24,640	3,530	9,330	0,190	0,650	0,650

LEGENDA:

VAR – vareta usada como metal de adição no processo GTAW; ER – eletrodo revestido usado como metal de adição no processo SMAW.

NOTAS:

i) diâmetro dos consumíveis: 2,5mm

ii) E 2209-17: revestimento rutílico.

iii) E 2553-15: revestimento básico.

3.2 - Preparação da Junta

Para simular a soldagem de campo, objetivo específico deste trabalho, as juntas foram preparadas por processo manual de esmerilhamento envolvendo operação de corte e desbaste. Todos os discos abrasivos utilizados nestas operações foram à base de alumina, normalmente utilizados no trabalho com aços inoxidáveis, para se evitar a contaminação do chanfro e, subseqüentemente, da poça de fusão com carbono e ferro.

Todas as juntas possuíam geometria conforme mostrado na *figura 3.1* e, como pode ser visto, esta é uma junta de topo com chanfro em V e penetração total. O acesso do eletrodo somente pela parte externa na soldagem de tubos foi o fator predominante para a escolha do chanfro em V. O ângulo de abertura (*a*) foi assim determinado para se facilitar o acesso do eletrodo e da vareta à raiz da junta.



Figura 3.1: Geometria da junta.

A escolha das outras dimensões da junta, abertura de raiz (*b*) e face de raiz (*c*), foi feita para permitir uma adequada fusão e obter penetração total no passe de raiz entre os tubos a serem soldadas.

3.3 - Procedimento de Soldagem

O tubo de menor diâmetro (52,5mm) foi totalmente soldado pelo processo GTAW devido a sua reduzida espessura (3,9mm) de parede.

Os outros dois tubos, com diâmetros de 77,9 e 154,1mm, foram soldados pelo processo GTAW no passe de raiz e reforço de raiz, e pelo processo SMAW nos passes de enchimento e acabamento.

Todas as etapas de soldagem foram executadas manualmente.

O passe de raiz é o primeiro passe na execução de uma solda. Sendo assim, possui duas faces expostas ao ambiente. Para o caso da soldagem de tubos, a superfície da poça de fusão localizada na face externa do tubo é protegida pelo gás de proteção que flui diretamente do bocal da tocha. A superfície da poça localizada na face interna do tubo é protegida por um fluxo de gás chamado gás de purga.

Os parâmetros de soldagem, inseridos numa faixa, foram os mesmos para cada um dos materiais, AID e AISD. Entretanto, procedimentos de soldagem específicos foram elaborados para os processos GTAW e SMAW. Ressalta-se que, como exposto em *III.1.2.2.*, os metais de adição utilizados em cada um dos aços são diferentes.

A faixa dos parâmetros de soldagem para o processo GTAW e SMAW é definida na tabela 3.4.

PARÂMETROS DE SOLDAGEM	GTAW	SMAW
TIPO DE CORRENTE E POLARIDADE	CC-	CC+
CORRENTE (A)	70 - 90	65 - 100
TENSÃO (V)	9 - 11	22 - 28
VELOCIDADE DE SOLDAGEM (mm/min)	50 - 90	80 - 120
APORTE DE CALOR (kJ/mm)	0,4 - 1,3	0,7 - 2,1
GÁS DE PROTEÇÃO / FLUXO (I/min)	Ar / 14 - 18	-
GÁS DE PURGA / FLUXO (I/min)	Ar / 16 - 20	-
PREAQUECIMENTO	-	-
TEMP. ENTRE PASSES máx (°C)	150	150
TRAT. TERM. PÓS-SOLDAGEM	-	-
POSIÇÃO DE SOLDAGEM	5G ascendente	5G ascendente

Tabela 3.4: Parâmetros de soldagem.

LEGENDA:

CC- – corrente contínua e eletrodo polarizado negativamente (polaridade direta); CC+ – corrente contínua e eletrodo polarizado positivamente (polaridade inversa); 5G – tubo na horizontal. **NOTAS:**

i) o eletrodo utilizado no processo GTAW foi de tungstênio com 2% de tório.

ii) a purga iniciou-se quinze minutos antes da soldagem do passe de raiz e foi mantida até o seu término.

Os parâmetros de soldagem foram definidos com base na pesquisa bibliográfica apresentada no capítulo 2, tendo como objetivo a obtenção de juntas soldadas isentas de defeitos e com propriedades mecânicas e de corrosão adequadas. Pretende-se que a microestrutura resultante esteja isenta da precipitação de fases indesejáveis, como fase σ , carbetos, nitretos, e com o balanço entre as fases $\delta \in \gamma$ correto, sendo estes os responsáveis pelas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos AID e AISD. A escolha da posição de soldagem 5G, com a tubulação na horizontal e estático, teve como objetivo simular a soldagem em campo e de reparo. A posição de soldagem 5G ascendente, além de apresentar alto grau de dificuldade de execução, tende a exigir maior energia de soldagem que outras posições.

Todas as juntas ao serem soldadas possuíam um comprimento mínimo de 150mm de tubo para cada lado da mesma, como recomendado pela norma ASME seção IX, para que houvesse um satisfatório fluxo de calor durante a operação de soldagem. A figura 3.2 apresenta um esquema da seção transversal das juntas com a posição dos ponteamentos executados para se fixar os tubos previamente à soldagem. Também apresenta a seqüência e direção de soldagem executada no passe de raiz. O passe de raiz iniciou-se no quadrante inferior, tendo progredido da posição 180° para 90° e da posição 180° para 270°. Após a execução destes fez-se o fechamento da raiz com os quadrantes superiores. Prosseguiu-se com o reforço da raiz e subsequentemente com os passes de enchimento e acabamento.



Figura 3.2: Ponteamento e seqüência de soldagem do passe de raiz.

A remoção da escória produzida na execução da soldagem SMAW de cada um dos passes foi realizada com uma picadeira de aço inoxidável e posterior escova com fios de aço inoxidável pelos motivos já expostos em *3.2*.

3.4 - Ensaios Não Destrutivos (END)

Os ensaios não destrutivos têm como objetivo principal a detecção de possíveis defeitos presentes no material e são classificados genericamente de superficiais e volumétricos.

Foram realizados três tipos de ensaios não destrutivos nas juntas soldadas: inspeção visual, líquido penetrante e exame radiográfico (gamagrafia).

3.4.1 - Inspeção Visual (VT)

A inspeção visual, ou VT (*visual test*), foi realizada após a soldagem do passe de raiz e após a soldagem dos passes de acabamento em todas as juntas soldadas. Tem como objetivo a detecção a olho nu, ou com uso de lupa, de possíveis descontinuidades superficiais presentes na solda.

3.4.2 - Líquido Penetrante (PT)

A inspeção por líquido penetrante, ou PT (*liquid penetrant test*), foi realizada após a soldagem do passe de raiz e após a soldagem dos passes de acabamento em todas as juntas soldadas. Tem como objetivo detectar descontinuidades superficiais e muitas vezes não visíveis a olho nu, como trincas com pequena abertura e pequenos poros.

3.4.3 - Exame Radiográfico (RT)

O exame radiográfico, ou RT (*radiographic test*), foi realizado em toda a extensão da região da junta soldada, incluindo o metal de solda, zona termicamente afetada e metal de base adjancente. É um exame volumétrico e tem a capacidade de detectar defeitos internos de tamanhos variados, como trincas e poros. Foi usada gamagrafia com técnica de exposição de parede dupla.

3.5 - Testes Mecânicos

Quatro testes mecânicos foram realizados nas juntas soldadas: tração, dobramento de face e raiz, impacto Charpy V, e dureza. Os ensaios de tração e dobramento são necessários e suficientes para se qualificar um procedimento de soldagem conforme o código ASME seção IX, e os testes de impacto e dureza são requisitos adicionais da norma ET-200.03, apêndice 16, da PETROBRÁS.

3.5.1 - Tração

Dois testes de tração transversal foram realizados em cada um dos tubos soldados.

As dimensões do corpo-de-prova, com a sua respectiva localização na junta soldada do tubo pode ser vista no esquema da *figura 3.3*. O outro corpo-de-prova foi retirado de uma posição diametralmente oposta ao primeiro. Deve-se observar que a região da solda localizou-se na seção reduzida, aproximadamente no centro do corpo-de-prova.



Figura 3.3: Posicionamento e dimensões de corpo-de-prova de tração.

O critério de aceitação da junta soldada, segundo o código ASME seção IX, é como se segue:

i) caso o corpo-de-prova rompa na região da solda (metal de solda ou linha de fusão), o limite de resistência deve ser maior ou igual ao valor mínimo especificado para o metal de base.

ii) caso o corpo-de-prova rompa no metal de base, o limite de resistência deve ser maior ou igual a 95% do valor mínimo especificado para o metal de base. A *tabela 3.5* apresenta algumas das propriedades mecânicas mínimas especificadas segundo o fabricante dos tubos e devidamente comprovadas pelos certificados fornecidos.

Tabela 3.5: Propriedades mecânicas mínimas especificadas segundo normaASTM A 790.

	σ _{LE 0.2} (MPa)	σ _{LR} (MPa)	AL (%)
UNS S31803 (AID)	485	680	25
UNS S32750 (AISD)	550	800	25

LEGENDA:

 $\sigma_{LE 0.2}$ - tensão limite de escoamento a 0,2%; σ_{LR} - tensão limite de resistência; AL – alongamento.

3.5.2 - Dobramento

As três posições possíveis de dobramento de uma junta soldada estão apresentadas na figura 3.4, e sua denominação está diretamente relacionada com a região tracionada. O objetivo é avaliar a ductilidade da junta soldada pelo alongamento imposto à região tracionada. Descontinuidades como falta de fusão, falta de penetração, inclusões de escória, trincas e porosidades na solda propagamse e se abrem durante o ensaio de dobramento.



Figura 3.4: Posições para o ensaio de dobramento.

A qualificação de procedimentos de soldagem de materiais com espessura até 12mm é normalmente realizada a partir de quatro testes, dois por dobramento de face e dois de raiz. A qualificação para materiais com espessura superior a 12mm normalmente requer a execução de quatro testes de dobramento lateral. O ângulo de dobramento é de 180°. Assim, diante da espessura dos tubos soldados, dois testes de dobramento guiado de face e dois de raiz foram realizados em cada um dos tubos soldados.

As dimensões dos corpos-de-prova são: $a = 152 \times b = 38 \times e = espessura da parede do tubo (mm). Da mesma maneira que para o teste de tração, os corpos-de-prova foram retirados de posições diametralmente opostas e a região da solda localizou-se aproximadamente no centro do corpo-de-prova.$

O critério de aceitação, segundo o código ASME seção IX, é o não surgimento de descontinuidades maiores ou iguais a 3mm na superfície dobrada.

3.5.3 - Impacto Charpy V

Nove testes de impacto Charpy V foram realizados para cada um dos tubos soldados. Além destes, mais três foram realizados no metal de base de cada um dos tubos para se avaliar possíveis alterações entre a energia absorvida do metal de base e de sua região soldada. Isto, pois uma diminuição na tenacidade ao impacto pode ser um indicativo da presença de precipitados secundários prejudiciais às propriedades mecânicas e de corrosão (Smuk, 2004).

A posição de retirada dos corpos-de-prova relativo ao cordão de solda, sendo três para cada uma das indicações *1, 2, e 3*, e suas dimensões seguem o arranjo da *figura 3.5.*



Figura 3.5: Posicionamento e dimensões dos corpos-de-prova de impacto.

Um corpo-de-prova padrão para este teste de impacto possui 10mm de espessura, dimensão mínima que nenhum dos tubos soldados possuía. O código ASME seção IX prevê, então, a confecção de corpos-de-prova com seção reduzida de 7,5; 5,0; e 2,5mm de espessura, conhecidos como *sub-size*. Assim, corpos-de-prova com 2,5mm de espessura foram confeccionados para o tubo com 3,9mm de espessura, e corpos-de-prova com 5,0mm de espessura foram confeccionados para o tubo com 3,9mm de os tubos mais espessos, 5,5 e 7,1mm.

Os testes de impacto foram realizados a uma temperatura de -46°C. Os corpos-de-prova foram imersos numa solução de álcool e gelo seco, como pode ser visto na *figura 3.6*, até que sua temperatura se estabilizasse em -46 \pm 1°C e então rapidamente retirados da solução e testados.



Figura 3.6: Corpos-de-prova de impacto imersos em solução de álcool e gelo seco.

Os critérios de aceitação conforme a norma ET-200.03 apêndice 16 são apresentados na *tabela 3.6*.

СР	MÉDIA 3 CPs
10mm x 2.5mm	E (J) ≥ 7
	Exp Lat (mm) ≥ 0,18
10mm x 5.0mm	E (J) ≥ 18
	Exp Lat (mm) ≥ 0,25

Tabela 3.6: Requisitos de impacto conforme ET-200.03 apêndice 16.

LEGENDA:

E - Energia Absorvida; Exp Lat - Expansão Lateral. NOTA:

i) nenhum resultado individual deve ser inferior a 70% da média requerida.

3.5.4 - Dureza

Um corpo-de-prova foi retirado de cada um dos tubos soldados para a realização de perfil de dureza (HRC – *Hardness Rockwell C* com pré-carga de 10kg e carga de teste de 150kg para as juntas soldadas dos tubos com menores diâmetros e HV10 – *Hardness Vickers* com carga de 10kg para a junta soldada do tubo com maior diâmetro) no passe de raiz e acabamento ao longo do metal de base, ZTA e metal de solda, como pode ser visto no esquema da *figura 3.7.*

Para a amostra de AID de menor espessura (3,9mm) o perfil de dureza se localizou o mais próximo possível da superfície, a cerca de 1,2mm da superfície e nas amostras de maior espessura este perfil se localizou a 2mm da superfície.



Figura 3.7: Obtenção do perfil de dureza.

O critério para aceitação da junta soldada para este teste segundo a ET-200.03 apêndice 16 é que a dureza de qualquer endentação de cada um dos perfis realizados, na região da solda e ZTA, não ultrapasse 32 HRC ou 330 HV10.

3.6 - Teste de Corrosão

O teste de corrosão realizado seguiu a norma ASTM G48-03, método A e avalia a resistência à corrosão por pite de aços inoxidáveis quando expostos em meios salinos (cloretos) oxidantes. Foi desenvolvido para acelerar sensivelmente o tempo de iniciação da corrosão localizada. Assim, o grau do dano causado pela corrosão durante o teste será geralmente maior que o encontrado em situações naturais para qualquer período de tempo similar ao testado.

O acabamento superficial do material pode influenciar significativamente os resultados do teste. Dessa maneira, a resistência de uma amostra preparada previamente, lixada ou polida, não representará fielmente a da peça da qual esta foi retirada.

Foram retiradas duas amostras de cada um dos tubos soldados contendo o metal de solda, no centro da amostra, ZTA e parte do metal de base adjacente. Além destas, foram retiradas duas amostras de cada metal de base, AID SAF 2205 e AISD SAF 2507, na condição de como recebido para comparação com os resultados obtidos das juntas soldadas. O esquema para retirada das amostras e suas dimensões pode ser visto na *figura 3.8*.



Figura 3.8: Retirada e dimensões das amostras do ensaio de corrosão.

As amostras foram então lixadas (granulometria #100) e mantidas em dessecador por um período mínimo de 24 horas para que a camada superficial passivadora de óxido de cromo fosse restabelecida. Após este período foram limpas em ultra-som por 2 minutos aproximadamente e lavadas com acetona. A área superficial total da amostra foi medida com uma escala graduada com precisão de 1mm, considerando-se suas seis faces, e sua massa medida com balança de precisão de 0,0001g.

Posteriormente, as amostras foram imersas numa solução de cloreto férrico (10% em peso de FeCl₃ . $6H_2O$ em H_2O destilada ou desmineralizada) por um período de 24 horas numa temperatura de 35°C, cujo arranjo esquemático pode ser visto na *figura 3.9*. O volume de solução utilizado em todos os testes foi de no mínimo 5ml para cada 100mm² de área superficial total da amostra.

A utilização de solução de cloreto férrico é justificada pela sua semelhança com a encontrada no interior de sítios de pites de corrosão em ligas ferrosas imersas em meios contendo cloretos, como a água do mar.



Figura 3.9: Arranjo do teste de corrosão.

Após o período de imersão, a amostra foi lavada em água corrente juntamente com o uso de uma escova com cerdas de nylon para se retirar os possíveis produtos de corrosão. A retirada total dos produtos de corrosão foi completada com limpeza em ultra-som. A amostra foi então limpa com acetona e sua massa foi novamente medida com balança de mesma precisão, e sua perda de massa por área superficial total calculada. Este teste é um requisito adicional da já referida norma ET-200.03 apêndice 16 e o critério para aceitação dessa junta é uma perda de massa por corrosão máxima de 4,0g/m².

3.7 - Exame Metalográfico

O exame metalográfico consistiu de uma análise qualitativa e quantitativa por microscopia ótica de uma amostra retirada para cada um dos tubos soldados.

O critério para aceitação da junta soldada segundo a norma ET-200.03 apêndice 16 é a presença de ferrita δ no metal de solda e ZTA numa porcentagem compreendida entre 35 e 55%.

3.7.1- Microscopia Ótica

O objetivo principal da realização de microscopia ótica foi a verificação da fração (análise quantitativa) das principais fases presentes $\delta \in \gamma$ ao longo de uma seção transversal da junta soldada, compreendendo o metal de solda e metal de base para efeito de comparação. Um objetivo secundário da microscopia ótica foi a verificação da possível presença de carbonetos.

A preparação metalográfica das amostras seguiu as etapas normais de corte, embutimento em poliéster, lixamento, polimento e ataque químico para revelação das fases presentes.

O lixamento foi realizado a úmido com papel impregnado com partículas de SiC seguindo a série granulométrica de #100 até #1200. O polimento sempre foi a úmido, sendo o álcool o lubrificante da primeira etapa, realizada com pasta de diamante de granulometria de 3 μ m, e a água destilada o lubrificante das etapas subseqüentes, realizadas com pasta de alumina de granulometria de 1 μ m e 0,1 μ m. Uma limpeza em ultra-som com H₂O destilada foi realizada ao se passar da etapa de lixamento para a de polimento e entre as etapas de polimento.

O ataque químico foi realizado com solução de Behara modificada (100 ml de H_2O destilada + 20 ml de HCl + 0,45 g de metabissulfito de potássio) por um período de aproximadamente 2min para as juntas de AID e 3min para a junta de AISD. As melhores revelações das microestruturas foram obtidas com estes períodos de exposição, suficientes para que as amostras ficassem super-atacadas, seguidas de

um leve polimento com pasta de alumina de granulometria de 0,1 μ m. Este ataque torna a δ preta e a γ branca. Carbonetos são também revelados e se tornam pretos, sendo sua diferenciação realizada a partir de sua morfologia puntiforme.

Fotomicrografias digitais com aumento de 200X foram obtidas ao longo de toda a região da solda e ZTA a partir de uma malha imaginária com pontos igualmente espaçados. A contagem de cada uma das fases $\delta e \gamma$ foi realizada com o programa analisador de imagens Scion Image em todas as fotomicrografias a partir da separação de seus níveis de cinza.

Uma análise qualitativa foi complementada pela obtenção de algumas fotomicrografias digitais com aumentos variados.

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo apresenta os resultados obtidos e os discute. Primeiramente, os resultados serão apresentados isoladamente e ao final do capítulo serão interrelacionados e discutidos mais detalhadamente.

Os três tipos de junta soldada e material de base poderão ser classificados segundo combinação de material com sua espessura, isto é, AID_{3,9}, AID_{7,1} e AISD_{5,5}.

4.1 - Ensaios Não Destrutivos (END)

Os resultados obtidos dos ensaios não destrutivos realizados, VT e PT nos passes de raiz e acabamento, e RT no metal de solda e ZTA, em toda extensão da solda de todas as juntas demonstraram a inexistência de defeitos. Assim, os resultados subseqüentes obtidos nos testes mecânicos, em especial o de impacto Charpy V, não sofreram qualquer influência de defeitos.

4.2 - Testes Mecânicos

4.2.1 - Tração

A tabela 4.1 apresenta os valores de limite de resistência obtidos para todas as juntas soldadas, bem como as compara com o limite de resistência mínimo especificado.

Junta	CP	$\sigma_{min esp}$	$\sigma_{\rm obt}$	Região	
Soldada	01	(MPa)	(MPa)	Fratura	
AID30	AID ₃₉ T1 680		794	MB	
3,3	T2		758	MB	
AID _{7.1}	T1	680	811	MB	
7	T2		795	MB	
AISD _{5.5}	T1	800	848	MB	
0,0	T2		870	S	

Tabela 4.1: Compilação de resultados de ensaio de tração

LEGENDA:

MB – metal de base; S – solda; esp – especificado; obt – obtido.

Observa-se a partir da tabela apresentada que os valores de resistência à tração obtidos para todas as juntas soldadas, incluindo-se o corpo-de-prova rompido no metal de solda (AISD_{5,5} - T2), foram superiores aos valores mínimos especificados para cada um dos materiais. Assim, todas as juntas soldadas foram aprovadas neste teste, segundo o critério de aceitação da norma ASME seção IX, rompimento no metal de base com limite de resistência igual ou superior a 95% do mínimo especificado para o metal de base ou rompimento na região da solda (metal de solda ou linha de fusão) com limite de resistência igual ou superior ao mínimo especificado para o metal de base.

4.2.2 - Dobramento

Todas as juntas soldadas foram aprovadas no teste de dobramento, pois, segundo o critério de aceitação da norma ASME seção IX, não apresentaram descontinuidades com comprimento superior a 3mm.

Um dos corpos-de-prova retirados da junta soldada AID_{7,1} já apresentava na face da solda, previamente ao dobramento, uma pequena descontinuidade. A *figura 4.1* mostra o corpo-de-prova antes (esquerda) e depois (direita) de dobrado com a presença da descontinuidade circundada em vermelho.



Figura 4.1: Descontinuidade com comprimento inferior a 3mm e presença de inclusão de escória. Dobramento de face de AID_{7,1}.

Esta descontinuidade foi provavelmente causada pelo descolamento do metal de solda na interface com uma inclusão de escória durante a solidificação. A inclusão de escória foi proveniente do processo SMAW e não aparece claramente nas fotografias da *figura 4.1*. A descontinuidade prévia foi ligeiramente estendida após o dobramento de face, apresentando ainda assim um comprimento final inferior a 3mm.

4.2.3 - Impacto Charpy V

A *tabela 4.2* apresenta uma compilação dos resultados obtidos de energia absorvida, ou tenacidade, e expansão lateral.

		AI	D _{3,9}		AID _{7,1}				AISD _{5,5}				
CP 10 x			: 2,5mi	n	CP 10 x 5mm				CP 10 x 5mm				
	Е	(J)	EL (mm)	E	E (J)		EL (mm)		E (J)		EL (mm)	
Mín	7		0,18		18		0.25		18		0.25		
Esp			, -			-		-, -			_, _		
Região	IND	MED	IND	MED	IND	MED	IND	MED	IND	MED	IND	MED	
	29,4		0,90		43,2		0,77		35,3		0,28		
CS	27,5	28,8	0,96	0,84	41,2	41,2	0,76	0,77	39,2	45,8	0,59	0,37	
	29,4		0,67		39,2		0,77		62,8		0,29		
	29,4 1,28 47,1	30,1		1,04		43,2		0,68					
LF	29,4		1,27	1,16	49,0	48,4	0,89	0,91	43,2	44,1	0,84	0,64	
	31,4		0,92		49,0		0,79		46,1		0,39		
	33,3	34,6	1,14		94,1	89,6	0,82	0,80	78,5	75,9	0,83	1,11	
2mmLF	35,3		1,28	1,20	86,3		0,77		64,7		1,25		
	35,3		1,19		88,3		0,82		84,4		1,25		
	37,3	37,3 1,19		104,0		1,91		86,3		0,98			
MB	35,3	36,6	1,16	1,18	104,0	104,0	1,91	1,92	81,4	82,7	1,52	1,36	
	37,3		1,18		104,0		1,93		80,4		1,58		

Tabela 4.2: Compilação de resultados do teste de impacto Charpy V; T = -40°C.

LEGENDA:

E – energia absorvida; EL – expansão lateral; Mín Esp – valores mínimos especificados; CS, LF, 2mmLF e MB – entalhe no centro da solda, na linha de fusão, a 2mm da linha de fusão, e no metal de base, respectivamente; IND – valores individuais; MÉD – média dos valores individuais.

Observa-se, a partir da *tabela*, que os valores obtidos de energia absorvida e expansão lateral de todas as juntas soldadas foram superiores aos valores mínimos especificados. Desta maneira, todas as juntas soldadas foram aprovadas no teste de impacto Charpy V segundo os critérios de aceitação da norma ET-200.03 apêndice 16.

A queda observada na *tabela 4.2* nos valores de energia absorvida, ou tenacidade, do metal de base para o centro da solda são normalmente reportadas na bibliografia, como, por exemplo, por Tavares, S.S.M. et al. (2007), nem sempre indicando precipitação de intermetálicos, nitretos ou carbonetos. Estão também relacionadas com a microestrutura observada no metal de solda e ZTA, e com tensões residuais.

As variações de tenacidade observadas nas diferentes regiões de uma mesma junta soldada e entre diferentes juntas serão melhor abordadas e correlacionadas com as microestruturas observadas posteriormente.

4.2.4 – Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados ao longo da linha da raiz e do acabamento da solda, passando pelo metal de base, ZTA e metal de solda, em cada uma das juntas soldadas. Seis endentações foram efetuadas no metal de base e ZTA, três para cada lado da solda, e três endentações no metal de solda.

As *figuras 4.2, 4.3 e 4.4* apresentam o perfil de dureza obtido em cada uma das juntas soldadas.





Figura 4.2: Perfil de dureza (HRC) ao longo dos passes de raiz e acabamento de junta soldada de AID_{3,9}.


Figura 4.3: Perfil de dureza (HV10) ao longo dos passes de raiz e acabamento de junta soldada de AID_{7,1}.



Figura 4.4: Perfil de dureza (HRC) ao longo dos passes de raiz e acabamento de junta soldada de AISD_{5,5}.

Como pode ser observado a partir das figuras, todas as juntas soldadas foram aprovadas no ensaio de dureza conforme critério de aceitação da norma ET-200.03 apêndice 16, isto é, valores de dureza na ZTA e metal de solda no máximo igual a 32HRC ou 330HV10.

Diante das variações nos resultados de dureza ao longo da linha da raiz e do acabamento, passando pelo metal de base, ZTA e metal de solda observadas em todas as juntas soldadas, não se pode chegar a uma conclusão de qualquer tendência. Entretanto, os valores individuais de dureza obtidos não sugerem intensa precipitação de intermetálicos, carbonetos ou nitretos, provavelmente estando relacionado às frações volumétricas de δ e γ presentes em cada uma das regiões. Os valores máximos de dureza especificados para o metal de base são 28HRC (286HV aproximadamente) para o AID e 32HRC (318HV aproximadamente) para o AISD (Sandvik, 2008). A constatação de que todos os valores de dureza obtidos no AISD_{5,5} estão abaixo do especificado sugerem a não precipitação. Da mesma maneira, apesar de alguns dos valores de dureza obtidos na solda e ZTA das juntas AID_{3,9} e AID_{7,1} estarem acima do especificado, também foram obtidos resultados de dureza no metal de base superiores ao especificado, reforçando então a tese de não precipitação intensa.

4.3 - Exame Metalográfico

A *tabela 4.3* apresenta os resultados da contagem da fração volumétrica de δ em todas as amostras analisadas. Esta contagem foi realizada em toda a extensão da ZTA e metal de solda, isto é, nos passes de raiz, enchimento e acabamento.

FRAÇÃO δ				
JUNTA SOLDADA	REGIÃO	MÉDIA (%)		
AID _{3,9}	MB	60 ± 1		
	ZTA	61 ± 4		
	MS	55 ± 1		
AID _{7,1}	MB	50 ± 1		
	ZTA	58 ± 5		
	MS	47 ± 1		
AISD _{5,5}	MB	44 ± 1		
	ZTA	50 ± 4		
	MS	37 ± 1		

Tabela 4.3: Resultados de fração de δ.

LEGENDA:

MB – metal de base; ZTA – zona termicamente afetada; MS – metal de solda.

Como se pode observar, apenas a junta soldada de AISD foi aprovada segundo critério estabelecido pela norma ET-200.03 apêndice 16, presença de δ na faixa entre 35 e 55% na solda e ZTA. Como destacado em vermelho na tabela, os valores obtidos na contagem de δ na ZTA das amostras de AID_{3,9} e AID_{7,1} foram superiores ao máximo especificado.

Importante notar que os teores de ferrita δ nas três regiões analisadas, MB, ZTA e MS, do AISD_{5,5} são significativamente inferiores aos observados nas respectivas regiões dos AID. Isto significa que o teor de austenita no AISD é superior ao dos AID, sendo esta fase a maior responsável pela resistência à corrosão por pites em meios contendo cloretos, já que, neste ambiente, a ferrita δ é preferencialmente atacada (Garfias-Mesias, L.F. et al., 1996).

Os resultados mostrados na *tabela 4.3* demonstram que os procedimentos de soldagem adotados na confecção de todas as juntas soldadas foram adequados para a manutenção do correto balanço entre as fases δ e γ no metal de solda e ZTA do AISD_{5,5}, e apenas no metal de solda dos AID_{3,9} e AID_{7,1}.

Algumas micrografias representativas das regiões analisadas são apresentadas nas figuras a seguir. Nestas micrografias a fase clara revelada é a γ e a fase escura é a δ .

4.3.1 – Metal de Base

A figura 4.5 mostra micrografias representativas do metal de base das três amostras analisadas.



Figura 4.5: Micrografias representativas do MB de todas as amostras analisadas.

A microestrutura observada, sua morfologia e distribuição de fases, corresponde à descrita pela bibliografia para os aços duplex laminados ou extrudados. Observa-se a distribuição de placas de γ imersas numa matriz ferrítica na forma poligonal, na grande maioria das vezes com contorno de grão muito bem definido. Interessante notar a intensa presença de γ nos contornos de grão $\delta - \delta$ no

AID_{3,9} (pequenas partículas de γ transversais às placas principais) e em menor quantidade no AISD_{5,5} (indicado pelas setas vermelhas). A austenita de contorno de grão foi mais observada nas amostras de AID_{3,9}, entretanto sendo também encontrada em menor grau nas amostras de AID_{7,1} e AISD_{5,5}.

Nota-se claramente a correspondência relativa entre a fração de δ apresentada na *tabela 4.3* e as micrografias.

Apesar de não terem sido realizadas medidas apropriadas, todas as amostras analisadas apresentam uma grande variedade de espessura e distância entre as placas de γ , bem como tamanho de grãos da δ . Entretanto, qualitativamente, podese observar que os tamanhos de grão de δ e a espessura média das placas de γ do metal de base do AID_{3,9} são bem inferiores aos das outras amostras. De uma forma geral, a espessura das placas de γ encontradas no metal de base do AID_{7,1} são menores que a espessura das placas do AISD_{5,5}.

4.3.2 – Zona Termicamente Afetada

A figura 4.6 apresenta um conjunto de duas micrografias representativas com aumento distintos da ZTA próxima ao passe de acabamento de cada uma das juntas soldadas analisadas. Não se analisou a ZTA dos passes de enchimento e do passe de raiz, devido à complexidade de microestruturas reveladas geradas pelos ciclos térmicos dos passes subseqüentes. Este tipo de análise não está contido nos objetivos gerais do trabalho.

As duas micrografias da mesma amostra analisada correspondem a uma mesma região de sua ZTA com aumentos distintos, 100x e 200x. Optou-se por este arranjo para se facilitar a comparação entre a ZTA das amostras analisadas.

Toda a análise da ZTA aqui desenvolvida levou em consideração apenas a ZTA-AT por ser a que promove maiores alterações no balanceamento original entre as frações volumétricas de austenita e ferrita.



Figura 4.6: Micrografias representativas da ZTA dos AID e AISD.

Observa-se claramente nas micrografias apresentadas que a ZTA do $AID_{3,9}$ possui a maior fração volumétrica de ferrita δ e a ZTA do $AISD_{5,5}$ a menor, confirmando os resultados absolutos apresentados na *tabela 4.3*.

A diferença apresentada entre a microestrutura e quantidade de ferrita δ na ZTA dos AID_{3,9}, AID_{7,1}, e AISD_{5,5} apenas pode ser explicada através da microestrutura encontrada no metal de base, mostrada na *figura 4.5*, e do ciclo térmico a que esta região próxima à linha de fusão é submetida durante a operação de soldagem. Ciclo térmico este composto por uma etapa de permanência acima da temperatura solvus da ferrita δ e por uma etapa de resfriamento abaixo da temperatura solvus.

Primeiramente, iniciaremos a comparação entre a ZTA do AID_{3,9} e AID_{7,1}. Como observado na *figura 4.5*, a espessura média das placas de austenita no AID_{3,9} é significativamente inferior ao do AID_{7,1}. Desta maneira, o tempo acima da temperatura solvus da ferrita δ foi suficiente para que as placas de menor espessura de austenita da ZTA do AID_{3,9} se dissolvessem completamente. Apenas as placas de maior espessura, existentes em bem menor quantidade, não se dissolveram por completo, como destacado em vermelho na micrografia com aumento de 100x mostrada na *figura 4.6*. Obviamente as placas de menor espessura são muito mais facilmente dissolvíveis. Nesta etapa, devido à pequena quantidade de austenita remanescente, observou-se um crescimento dos grãos de ferrita, não observado nas outras amostras.

Contrariamente ao observado na ZTA do AID_{3,9}, como o metal de base do AID_{7,1} apresenta uma considerável quantidade de placas de austenita mais espessas, o tempo acima da temperatura solvus da ferrita δ foi suficiente apenas para sua dissolução parcial, como circundado em vermelho na micrografia do AID_{7,1} com aumento de 200x mostrada na *figura 4.6*. A grande quantidade remanescente de austenita nesta etapa do ciclo térmico impediu o crescimento acentuado dos grãos de ferrita δ na ZTA do AID_{7,1} (Atamert e King, 1992).

A reprecipitação da austenita na ZTA durante o resfriamento dependerá, dentre outros fatores, como composição química, da velocidade de resfriamento à qual esta região é submetida. Em se tratando do mesmo material, estes possuem mesmas propriedades físicas. Assim, o modelo (Rosenthal, 1946) amplamente utilizado para se predizer a velocidade de resfriamento de juntas soldadas pode ser reduzido a uma relação direta do tipo $V_{resf.} \propto (e/AC)^2$, sendo $V_{resf.}$ a velocidade de resfriamento, e a espessura do material e AC o aporte de calor. Levando-se em consideração que a relação entre a espessura do AID_{7,1} e do AID_{3,9} é igual a 1,8 e que a relação entre o aporte de calor médio aplicado (ver *tabela* 3.4) ao AID_{7,1} (soldado por SMAW no passe de acabamento) e o aplicado ao AID_{3,9} (totalmente soldado por GTAW) é igual a 1,7, pode-se considerar que a velocidade de resfriamento na ZTA das diferentes juntas soldadas é aproximadamente igual. Assim, a diferença de morfologia e distribuição da austenita reprecipitada na ZTA das juntas soldadas está mais relacionada com a quantidade relativa de austenita dissolvida na etapa prévia.

Como grande quantidade de austenita se dissolveu na primeira etapa do ciclo térmico na junta de AID_{3,9}, o grande desbalanceamento da fração de austenita gerado permitiu sua reprecipitação primeiramente nos contornos de grão $\delta - \delta$ (CG) e posteriormente, em menor intensidade, como austenita de Widmanstätten, indicado pelas setas vermelhas na micrografia com aumento de 200x. Em contrapartida, a pequena quantidade de austenita dissolvida na etapa anterior na junta de AID_{7,1} não gerou um grande desbalanceamento desta fase, propiciando a sua reprecipitação em menor intensidade nos contornos de grão $\delta - \delta$ e como de Widmanstätten, indicado pelas setas vermelhas na micrografia com aumento de 200x. Em contrapartida, a pequena quantidade de austenita dissolvida na etapa anterior na junta de AID_{7,1} não gerou um grande desbalanceamento desta fase, propiciando a sua reprecipitação em menor intensidade nos contornos de grão $\delta - \delta$ e como de Widmanstätten, indicado pelas setas vermelhas na micrografia com aumento de 200x. A precipitação nos contornos de grão $\delta - \delta$ pode ser observada na mesma micrografia como pequenas ilhas de austenita transversais na sua grande maioria ligando as espessa placas de austenita não dissolvidas adjacentes.

O desenvolvimento da microestrutura observado na ZTA do AISD_{5,5} durante o ciclo térmico de soldagem é extremamente semelhante ao observado na ZTA do AID_{7,1}. Entretanto, como pode ser visto na *figura 4.5*, a espessura média das placas de austenita no metal de base é significativamente superior, bem como sua fração volumétrica, à do AID_{7,1}. Assim, relativamente menor quantidade de austenita se dissolveu e durante o resfriamento a precipitação foi preferencialmente no contorno de grão $\delta - \delta$, como circundado em vermelho na micrografia com aumento de 200x.

A menor dissolução da austenita na ZTA do AISD, gerando uma maior fração volumétrica desta fase comparada aos AID, pode ser também explicada analisandose o diagrama pseudobinário da *figura 4.7*. No diagrama apresentado, as ligas representadas por SAF 2205 e SAF 2507 são os mesmos AID e AISD utilizados no trabalho, respectivamente.



Figura 4.7: Diagrama pseudobinário Fe-[Cr/Ni]_{eq} com indicação das ligas SAF 2205 (AID) e SAF 2507 (AISD) (Lippold, et al., 1991).

A partir do diagrama mostrado na *figura 4.7*, observa-se que a composição química da liga SAF 2205 está situada numa região do diagrama de fases onde a faixa de temperatura entre a linha solidus e solvus da ferrita δ é maior, gerando uma ZTA mais ferrítica e extensa que a ZTA do SAF 2507 (Lippold, et al., 1991).

A determinação da extensão exata da ZTA de uma solda, principalmente multipasse, é uma tarefa extremamente difícil. Assim, a delimitação da ZTA nas micrografias apresentadas foi aproximada. De qualquer maneira, pode se perceber que a extensão da ZTA da junta de AISD_{5,5} é bem inferior a da junta de AID_{3,9}, e com dimensão comparável a ZTA da junta soldada de AID_{7,1}.

4.3.3 - Metal de Solda

Devido à grande diversidade de microestruturas observadas no metal de solda de todas as juntas analisadas, este item será subdividido para cada um dos aços inoxidáveis estudados.

Ao longo de todo este item, será utilizada uma mesma simbologia para representar as possíveis morfologias e localização da austenita. CG para a austenita de contorno de grão, W para a austenita de Widmanstätten, e IG para a austenita intragranular.

4.3.3.1 - AID_{3,9}

A junta de AID_{3,9} foi completamente soldada pelo processo GTAW.

A *figura 4.8* mostra micrografias representativas das microestruturas observadas no passe de acabamento do AID_{3,9}.



Figura 4.8: Micrografias representativas do passe de acabamento da junta soldada de AID_{3,9}.

Basicamente, o passe de acabamento, soldado pelo processo GTAW, é composto por austenita de contorno de grão e de Widmanstätten, como pode ser observado na *figura*. Algumas das partículas de austenita intragranulares observadas provavelmente são austenitas de Widmanstätten seccionadas transversalmente ao seu eixo longitudinal.

Interessante notar a grande concentração de ferrita δ no passe de acabamento.

A *figura 4.9* apresenta micrografias representativas das microestruturas observadas no passe de raiz e de enchimento da junta soldada de AID_{3,9}.



Figura 4.9: Micrografias representativas dos passes de raiz e enchimento da junta soldada de AID_{3.9}.

Nos passes de raiz e enchimento, todos executados pelo processo GTAW, além da austenita de contorno de grão, observa-se uma maior quantidade de austenita de Widmanstätten, comparado com o passe de acabamento. Provavelmente a deposição de passes subseqüentes transferiu energia térmica aos passes anteriores, necessária para o crescimento da austenita de Widmanstätten previamente nucleada, aumentando sua quantidade relativa. De uma forma geral, o teor de austenita é superior, porém nem tanto, ao encontrado no passe de acabamento, possivelmente pelo mesmo motivo anterior.

Algumas das partículas de austenita intragranulares observadas na micrografia (a) provavelmente são austenitas de Widmanstätten interceptadas transversalmente ao seu eixo longitudinal.

A micrografia (b) mostra partículas de austenita de Widmanstätten mais espessas e menores, morfologia esta bem distinta da observada na micrografia (a). Também observa-se ilhas com alta concentração de austenita intragranular extremamente finas. A austenita intragranular não foi muito observada nas outras micrografias e foi apenas apresentada aqui a título de curiosidade.

4.3.3.2 - AID_{7,1}

A junta de AID_{7,1} foi soldada nos passes de raiz pelo processo GTAW, e nos passes de enchimento e acabamento pelo processo SMAW. Isto acarretou variações microestruturais acentuadas entre o passe de raiz e os subseqüentes,

diferentemente do observado no metal de solda do AID_{3,9}, onde o passe de raiz e enchimento guardavam certa semelhança.

A *figura 4.10* apresenta micrografias representativas das microestruturas observadas nos passes de enchimento e acabamento da junta soldada de AID_{7,1}.



Figura 4.10: Micrografias representativas dos passes de enchimento e acabamento da junta soldada de AID_{7,1}.

A microestrutura observada nos passes de enchimento e acabamento do AID_{7,1} é constituída basicamente de austenita de contorno de grão e de Widmanstätten. Entretanto, nota-se uma quantidade consideravelmente superior de austenita de Widmanstätten comparada à de contorno de grão.

A fração volumétrica de austenita evidenciada nos passes de enchimento e acabamento é bem maior que a de ferrita δ . Explica-se tal fato pelo relativo alto aporte de calor aplicado na soldagem destes passes pelo processo SMAW e pelo considerável enriquecimento da poça de fusão por Ni, aproximadamente 4% em peso maior que o metal de base, como pode ser visto ao se comparar o teor de Ni do metal de base e do metal de solda nas *tabelas 3.2* e *3.3* respectivamente. O alto aporte de calor gera uma baixa velocidade de resfriamento, favorecendo a transformação no estado sólido da ferrita δ em austenita. Entretanto, trabalho publicado por Muthpandi et al. (2003) sugere que o enriquecimento de Ni é mais efetivo no aumento do teor de austenita do que o aporte de calor.

A micrografia (b) mostra partículas de austenita de Widmanstätten mais espessas e menores, diferentemente das observadas na micrografia (a).

A austenita de aspecto rendilhado mostrada na micrografia (a) e em menor grau na micrografia (b) muito provavelmente corresponde à austenita de Widmanstätten seccionada obliquamente ao seu eixo longitudinal. Esta se localiza de maneira muito bem ordenada, não possuindo, assim, a aparência da austenita intragranular. Apenas com objetivo de distinguir a austenita de Widmanstätten citada, a *figura 4.11* abaixo mostra uma grande quantidade de austenita intragranular compreendida pelos grãos de austenita de contorno de grão. Note a diferença morfológica e de ordenação desta com a anterior.



Figura 4.11: Exemplo de austenita intragranular. Passe de enchimento da junta de AID_{7,1}.

Apenas a micrografia da *figura 4.11* das analisadas no passe de enchimento e acabamento apresentou austenita intragranular.

Micrografias representativas do passe de raiz são apresentadas na *figura 4.12*.



Figura 4.12: Micrografias representativas do passe de raiz da junta soldada de AID_{7,1}.

A microestrutura observada no passe de raiz do AID_{7,1} é composta por austenita de contorno de grão, de Widmanstätten, e notadamente por uma considerável quantidade de austenita intragranular, como pode ser visto nas micrografias. Praticamente em todas as micrografias analisadas do passe de raiz é possível a identificação de regiões concentradas em austenita intragranular. Mais comumente bem finas, como mostrado em (a), e em menor grau um pouco mais grosseiras, como mostrado na micrografia (b). Além disso, a fração volumétrica de austenita no passe de raiz é bem menor que a observada nos passes de enchimento e acabamento.

A menor quantidade de austenita observada no passe de raiz, comparada com os passes subseqüentes, provavelmente está relacionada com o processo de soldagem, GTAW, utilizado na sua execução. A alta velocidade de resfriamento produzido pelo baixo aporte de calor utilizado possivelmente foi o responsável pela menor fração de austenita.

Altas velocidades de resfriamento aumentam a tendência de precipitação de austenita intragranular (Muthupandi et al., 2003). O passe de raiz da junta de AID_{7,1} e a junta soldada de AID_{3,9} foram confeccionados pelo mesmo processo de soldagem. Entretanto, foi observado no passe de raiz do AID_{7,1} muito maior quantidade de austenita intragranular. Este fato é explicado pela maior velocidade de resfriamento experimentada no passe de raiz do AID_{7,1} devido a sua maior espessura.

4.3.3.3 - AISD_{5,5}

A junta de AISD_{5,5} foi soldada pelo processo GTAW no passe de raiz e pelo processo SMAW nos passes de enchimento e acabamento. Primeiramente serão apresentadas micrografias do passe de enchimento e acabamento e posteriormente micrografias representativas do passe de raiz.

A *figura 4.13* mostra micrografias representativas das microestruturas observadas nos passes de enchimento e acabamento do AISD_{5,5}.



Figura 4.13: Micrografias representativas dos passes de enchimento e acabamento da junta soldada de AISD_{5,5}.

A microestrutura observada nos passes de enchimento e acabamento do AISD_{5,5} consiste de austenita de contorno de grão e austenita de Widmanstätten. A austenita de Widmanstätten está presente em muito maior quantidade que a austenita de contorno de grão, como pode ser visto nas micrografias, e austenita intragranular praticamente não foi observada.

A fração de austenita total é claramente muito superior à presente no metal de solda de todas as juntas examinadas anteriormente.

O principal motivo para a alta concentração de austenita, principalmente de Widmanstätten, e ausência de austenita intragranular nos passes de enchimento e acabamento do AISD_{5,5} está na sua composição química. O alto teor de Ni e N do metal de base e do metal de adição é responsável pelo deslocamento do equilíbrio termodinâmico para maiores frações de austenita, bem como aumentam a temperatura solvus da δ . Com o aumento da temperatura solvus da δ , a precipitação da austenita inicia-se em temperaturas mais elevadas, acarretando em uma maior quantidade de austenita de Widmanstätten e menor de austenita intragranular (Svensson e Gretoft, 1986).

A *figura 4.14* apresenta micrografias representativas das microestruturas observadas no passe de raiz da junta soldada de AISD_{5,5}.



Figura 4.14: Micrografias representativas do passe de raiz da junta soldada de AISD_{5,5}.

A microestrutura observada no passe de raiz é extremamente semelhante à dos passes de enchimento e acabemento. Grande quantidade de austenita de Widmanstätten e praticamente ausência de austenita intragranular. Os motivos para a microestrutura encontrada são os mesmos explicitados para a microestrutura dos passes de enchimento e acabamento, enriquecimento de Ni e N na possa de fusão.

Nota-se, como pode ser observada nas micrografias, uma ligeira diminuição na fração volumétrica de austenita comparada aos passes de enchimento e acabamento. Isto se deve ao menor aporte de calor aplicado na execução do passe de raiz pelo processo GTAW, gerando uma maior velocidade de resfriamento.

4.4 - Teste de Corrosão

Foram realizados testes de corrosão segundo a norma ASTM G48-03, método A no metal de base e nas juntas soldadas.

As dimensões das amostras foram as recomendadas pela norma, 25x50 mm. Para o caso das juntas soldadas, o cordão de solda foi posicionado longitudinalmente à amostra e aproximadamente no seu centro, com o objetivo de se promover uma maior exposição da solda e ZTA ao ambiente corrosivo.

4.4.1 – Metal de Base

A *tabela 4.4* apresenta os resultados obtidos no teste de corrosão do metal de base utilizado na confecção das juntas soldadas.

MATERIAL	PERDA DE MASSA/ÁREA (g/m ²)	MÉDIA (g/m²)
AID	1,3 0,4	$0,9 \pm 0,4$
AISD	0,2 0,2	$0,2 \pm 0,0$

Tabela 4.4: Compilação dos resultados do teste de corrosão no metal de base.

Observa-se que as perdas de massa por área dos materiais utilizados como metal de base são bem inferiores ao especificado pela norma como critério de aceitação, 4,0g/m² máximo.

Considerando-se a média dos resultados obtidos para cada um dos materiais testados, constata-se que a perda de massa por área do AISD (0,2 g/m²) foi, como esperado, significativamente inferior à do AID (0,9 g/m²). Isto se deve aos maiores teores de Cr, Mo e N no AISD, elementos estes responsáveis pela resistência à corrosão por pites em meio contendo cloretos.

A *figura 4.15* mostra fotografias das faces interna e externa de cada um dos tubos, metais de base, testados.



Figura 4.15: Fotografias dos metais de base, AID e AISD, após o teste de corrosão.

Evidencia-se, a partir das fotografias, a ausência de pites em cada uma das faces dos metais de base.

4.4.2 - Juntas Soldadas

A *tabela 4.5* a seguir apresenta os resultados obtidos de perda de massa por área nas juntas soldadas de AID e AISD.

JUNTA SOLDADA	PERDA DE MASSA/ÁREA (g/m ²)	MÉDIA (g/m²)
AID _{3,9}	38,4	44,9 ± 6,5
	51,4	, ,
AID _{7,1}	55,3	53.9 ± 1.4
	52,5	
AISD _{5,5}	2,8	1.6 ± 1.2
	0,5	.,,-

Tabela 4.5: Compilação dos resultados de perda de massa por área da juntasoldada.

Como pode ser observado, os resultados de perda de massa por área das juntas soldadas de aço inoxidável duplex foram muito superiores ao máximo especificado pela norma, 4,0g/m² máximo. Além disso, os resultados obtidos pelas juntas de AID_{3,9} e AID_{7,1} foram significativamente semelhantes, considerando-se a média e erro padrão. Apenas as juntas soldadas de AISD_{5,5} foram aprovadas, segundo critério de aceitação da norma ET-200.03 apêndice 16.

A *figura 4.16* apresenta algumas fotografias representativas das amostras de AID_{3,9}, AID_{7,1} e AISD_{5,5} testados. As setas vermelhas indicam pites observados no metal de solda e os círculos indicam pites observados na ZTA.



Figura 4.16: Fotografias representativas das juntas soldadas após o teste de corrosão.

Vários pites, com tamanhos e profundidades diversas, foram observados no metal de solda e na ZTA das amostras de AID_{3,9} e AID_{7,1}, tanto no passe de raiz quanto nos de acabamento. De uma forma geral, observou-se uma maior concentração de pites no passe de raiz das amostras de AID_{3,9} e AID_{7,1}. Especificamente nas amostras de AID_{7,1}, a grande maioria dos pites observados no passe de acabamento se encontravam na sua ZTA. Não foi evidenciada nenhuma ocorrência de pites nas amostras de AISD.

Como os resultados obtidos no ensaio de dureza não sugerem uma intensa precipitação de internetálicos, nitretos ou carbonetos, as perdas de massa consideráveis das juntas soldadas de AID_{3,9} e AID_{7,1} provavelmente são explicadas

pelo alto teor de ferrita δ observado, em especial na ZTA. Em contrapartida, os resultados satisfatórios obtidos no AISD_{5,5} estão relacionados com a considerável fração volumétrica de austenita na solda e ZTA, como pode ser visto na *tabela 4.3*. A composição química do metal de base e do metal de adição utilizado na soldagem do AISD_{5,5}, ricos em Cr, Mo, W e N, deve ter desempenhado importante papel na excelente resistência à corrosão observada. Estes elementos são responsáveis pela resistência à corrosão por pites em meio contendo cloretos.

Vale chamar a atenção para um fenômeno observado em quase todas as amostras de AID testadas. Quando retiradas da imersão de cloreto férrico diluída, alguns dos pites mostrados na *figura 4.16* não estavam aparentes, somente sendo descobertos após o escovamento ou limpeza por ultra-som. Esta ocorrência demonstra que, nestes locais, o ataque preferencial da solução corrosiva foi nas regiões mais internas do cordão de solda, não em contato direto com a solução. Assim, provavelmente micropites superficiais, não visíveis a olho nu, permitiram a passagem da solução até as regiões mais internas atacando-as agressivamente.

4.5 - Correlação de Resultados

Neste item serão correlacionados os resultados obtidos no teste de impacto Charpy V, na contagem de ferrita δ , e de resistência à corrosão por pites em meio contendo cloreto. Em alguns momentos, as explicações dadas poderão ser complementadas por observações relativas às microestruturas apresentadas no item 4.3.

A figura 4.17 apresenta a variação da média de energia absorvida obtido no teste de impacto Charpy V nos AID e AISD, bem como ao longo de suas juntas soldadas.

Como o teste de impacto na junta de AID_{3,9} foi realizado a partir de um corpode-prova sub-size 5x2,5mm e nas juntas de AID_{7,1} e AISD_{5,5} a partir de um corpo-deprova sub-size 5x5mm, seus valores obtidos foram convertidos para serem comparáveis aos valores obtidos nas outras juntas. Esta conversão consistiu na multiplicação de seus valores originais por 2,54, sendo este gerado pela divisão do mínimo especificado para a amostra sub-size de 5x5mm (18J) pelo mínimo especificado para a amostra sub-size de 5x2,5mm (7J). Apesar do conhecimento que esta conversão não produz resultados exatos, foi o escolhido pela ausência de artigos que tratassem deste assunto para o material em questão.



Figura 4.17: Perfil da energia média absorvida no teste de impacto das juntas soldadas. Note que os valores obtidos na junta de AID_{3,9} foram convertidos.

Como já mencionado, a queda observada nos valores de energia absorvida de todas as juntas soldadas, do metal de base para o centro da solda, é normalmente reportada na bibliografia, como, por exemplo, por Tavares, S.S.M. et al. (2007).

Nota-se que a tenacidade do metal de solda e a obtida na linha de fusão da junta de $AID_{3,9}$ é bem superior à tenacidade obtida nas regiões correspondentes das outras juntas soldadas. Os valores foram superiores, ainda que a fração volumétrica de ferrita δ no metal de solda tenha sido a maior comparada às outras juntas, como pode ser visto na *figura 4.18*. Esse resultado pode ser atribuído ao processo de soldagem, GTAW, executado na sua confecção. Segundo Ericsson et al., 2003, o processo de soldagem GTAW produz soldas com valores de tenacidade superior às soldas executadas por SMAW ou por arco submerso (*SAW - submerged arc welding*).



Figura 4.18: Variação da fração de ferrita δ ao longo das regiões analisadas.

Como pode ser visto na *figura 4.18*, a fração volumétrica de ferrita δ no metal de base utilizado na confecção das juntas de AID_{3,9} e AID_{7,1} é bem superior à observada no metal de base do AISD_{5,5}. Assim, a melhor tenacidade ao impacto do metal de base do AID_{7,1} e em especial do AID_{3,9}, provavelmente está relacionada a sua microestrutura mais refinada como pode ser revisto na *figura 4.5*.

A *figura 4.19* apresenta um gráfico reunindo as perdas de massa sofridas por todas as juntas soldadas.



Figura 4.19: Resultados do teste de corrosão.

Como os resultados de dureza e impacto Charpy V não sugerem precipitação intensa de intermetálicos, os resultados insatisfatórios de resistência à corrosão por pites em meio contendo cloretos, refletidos nas altas perdas de massa por área, das juntas soldadas de AID_{3,9} e AID_{7,1} mostrados na *figura 4.19*, relacionam-se com o baixo teor de austenita no metal de solda e principalmente na ZTA, como visto na *figura 4.18*. Em contrapartida, o resultado satisfatório de resistência à corrosão da junta soldada de AISD_{5,5}, refletido pela reduzida perda de massa por área, é atribuído à alta fração volumétrica de austenita e composição química da solda.

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES

O presente trabalho de avaliação dos diferentes procedimentos de soldagem em campo aplicados aos aços inoxidáveis duplex SAF 2205 (UNS S31803 / S32205) e superduplex SAF 2507 (UNS S32750) permitiu as seguintes conclusões:

- Os procedimentos de soldagem adotados geraram juntas soldadas de AID e AISD com resultados de ensaios não destrutivos e propriedades mecânicas adequados ao apêndice 16 da norma ET-200.03.
- 2. Os resultados obtidos no ensaio de dureza e tenacidade ao impacto não sugerem a intensa precipitação de intermetálicos, nitretos ou carbonetos.
- Mesmo contendo considerável teor de ferrita δ na solda e ZTA, a junta soldada de AID com espessura de 3,9mm foi a que apresentou maiores resultados de tenacidade ao impacto. Este resultado foi atribuído ao processo de soldagem GTAW utilizado na confecção da junta.
- 4. As juntas soldadas de AID com espessuras de 3,9 e 7,1mm obtiveram considerável perda de massa por área no teste de corrosão por pites em meio contendo cloretos, sendo este resultado atribuído ao alto teor de ferrita δ na solda e especialmente na ZTA. Estas juntas não foram aprovadas no teste de corrosão realizado conforme a norma ASTM G48-03, método A e segundo critérios de aprovação do apêndice 16 da norma ET-200.03.
- 5. A resistência à corrosão por pites em meio contendo cloretos obtida, refletida na baixa perda massa por área, na junta soldada de AISD com espessura de 5,5mm foi extremamente satisfatória devido ao alto teor de austenita na solda e ZTA e composição química da solda enriquecida em Cr, Mo, W e N.
- A junta soldada de AISD com 5,5mm de espessura foi a única a ser aprovada em todos os testes requeridos pelo apêndice 16 da norma ET-200-03.

CAPÍTULO 6 – SUGESTÕES

Sugere-se como complementação ao objetivo principal do trabalho:

- Realização de difração de Raios-X nas juntas soldadas para a possível identificação e quantificação de precipitados intermetálicos a fim de se confirmar os resultados de dureza e tenacidade ao impacto obtidos.
- Soldagem dos AID com metal de adição utilizado na confecção das juntas de AISD.
- Soldagem dos AID pelo processo GTAW com gás de purga e proteção enriquecidos em N₂.
- 4. Soldagem do passe de raiz das juntas de AID através da técnica de passe frio. Esta técnica consiste na execução do passe de raiz com alto aporte de calor seguido por baixo aporte de calor no passe subseqüente.

CAPÍTULO 7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Aaronson, H.I. (1962) The proeutectoid ferrite and proeutectoid cementite reactions. Proceedings. *Symposium Decomposition of austenite by Difusional Processes*. USA, 1960: American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Eng., p. 387-546.

American Society of Mechanical Engineers (2004). Boiler and Pressure Vessel Code Section IX - Welding and Brazing Qualifications: ASME Section IX. New York, NY, United States.

American Society for Testing and Materials International (2003). Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferric chloride solution: ASTM G 48 - 03. West Conshohocken, PA, United States.

American Society for Testing and Materials International (1997). Standard practice for numbering metals and alloys in the unified numbering system (UNS): ASTM E 527 - 83. West Conshohocken, PA, United States.

American Welding Society (1992). Specification for stainless steel electrodes for shielded metal arc welding: AWS A5.4-92. Miami, FL, United States.

American Welding Society (1992). Specification for bare stainless steel welding electrodes and rods: AWS A5.9-93. Miami, FL, United States.

Atamert, S., King, J. E. (1992) Super duplex stainless steel - part 1: heat affected zone microstructures. *Materials Science and Technology*. v.8, n.10, p. 896-911.

Atamert S., Stekly, J.J.K., Pease C. (1994). Development of flux-cored super duplex stainless steel consumables. Proceedings. Conference Duplex Stainless Steels'94. Escócia: Woodhead Publishing, paper 81.

86

Bain, E.C., Aborn, R.H., Rutherford, J.J.B. (1933) The nature and prevention of intergranular corrosion in austenitic stainless steels. *Trans. Am. Soc. Steel Treating.* 21:481-509.

Barcik, J. (1983) The kinetics of σ -phase precipitaion in AISI 310 and AISI 316 steels. *Metall. Trans. A.* 14:635-641.

Brandi, S. D. (1992). *Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex DIN W. Nr. 1.4462 (UNS S31803).* Tese (Doutorado em Engenharia) - São Paulo - SP, Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo -USP, 265p.

Brigham, R.J., Tozer, E.W. (1974) Effect of alloying additions on the pitting resistance of 18% Cr austenitic stainless steel. *Corrosion 30*. 5:161-166.

Carmezim, M.J., Simões, A.M., Montemor, M.F., Da Cunha Belo, M. (2005) Capacitance behaviour of passive films on ferritic and austenitic stainless steels. *Corrosion Science*. 47:581-591.

Castro, R., Cadenet, J.J. (1975). *Welding Mettallurgy of Stainless and Heat Resisting Steel.* Cambridge: Cambridge University Press, 190p.

Charles, J. (1991) Super duplex stainless steels: structure and properties. Proceedings. *Conference Duplex Stainless Steels '91*. França: Les Éditions de Physique, v. 1, p. 3-48.

Chiaverini, V (1977) Aços e ferros fundidos : caracteristicos gerais, tratamentos termicos, principais tipos. 4 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 504p.

Cieslak, M.J., Ritter, A.M., Savage, W.F. (1984) Chi-phase formation during solidification and cooling of CF-8M weld metal. *Welding Journal*. v. 63, n. 4, p. 133s-140s.

Clark, C.A., Guha, P. (1983) Welding characteristics of duplex steels. Proceedings. *Conference Duplex Stainless Steel'82*. USA: American Society of Metals, p. 631-648.

Davis, J.R. (1993) Selection of wrought martensitic stainless steels. Welding, Brazing and Soldering - *ASM Handbook v.6*. 10^a ed. USA: ASM International, 432-442.

Ericsson C., Sandström R., Sieurin H., Lagerqvist O., Eisele U., Sciedermaier J., Ruiz R. L. (2003) Background document 3.5, EcoPress, European research 5th framework.

Garfias-Mesias, L.F., Sykes, J.M., Tuck, C.D.S. (1996) The effect of phase compositions on the pitting corrosion of 25 Cr duplex stainless steel in chloride solutions. *Corrosion Science*. v.8, n.8, 1319-1330.

Geipl, H. (1986) Gas mixture MAG (GMA) welding corrosion-resistant duplex steels -Effect of shielding gas and process variations. Proceedings. *Conference Duplex Stainless Steels'86*. Holanda: Nederlands Institut Voor Lastechniek, p. 236-243.

Guimarães, A.A., Mei, P.R. (2004) Precipitation of carbides and sigma phase in AISI type 446 stainless steel under working conditions. *Journal of Materials Processing Technology*. 155-156: 1681-1689.

Gunn, R.N. (ed.) (1997) *Duplex Stainless Steels: Microstructures, Properties and Applications.* Cambridge: Abington Publishing. 204p.

Hemmer, H., Grong, Ø. (1999) A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments. Part I. The model. *Metallurgical and Materials Transactions A 30*. 2915-2929.

Hilkes, J.; Bekkers, K. (1995) Welding duplex stainless steel. *Welding Journal*. Nov.: 51-54.

Kain, V., Chandra, K., Adhe, K.N., De, P.K. (2004) Effect of cold work on low-temperature sensitization behaviour of austenitic stainless steels. *Journal of Nuclear Materials*. 334:115-132.

Kotecki, D.J. (1986) Ferrite control in duplex stainless steel weld metal. *Welding Journal*. v. 65, n. 10, p. 273s-278s.

Kuzucu, V., Aksoy, M., Korkut, M.H. (1998) The effect of strong carbide-forming elements such as Mo, Ti, V and Nb on the microstructure of ferritic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 82:165-171.

Liljas, M. (1994) The welding metallurgy of duplex stainless steels. Proceedings. *Duplex Stainless Steels'94*. Escócia: TWI, paper KV.

Lindblom, B.E.S., Lundqvist, V., Hannerz, N.E. (1991) Grain growth in HAZ of duplex stainless steels. Proceedings. *Duplex Stainless Steels'91*. França: Les Éditions de Physique, v. 1, p. 373-381.

Lippold, J.C., Varol, I., Baeslack III, W.A. (1991) Microstructural evolution in duplex stainless steel weldments. Proceedings. *Conference Duplex Stainless Steels'91*. França. Les Éditions de Physique : v.1, p.383-391.

Londoño, A.J.R. (1997) 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. Tese (Mestrado em Engenharia) - São Paulo - SP, Universidade de São Paulo - USP, 155p.

Lula, R.A. (1989) Stainless steel. Ohio, USA: Metals Park, ASM International. 173p.

Machado, L.F., Padilha, A.F. (1996) Precipitação de fase sigma em um aço inox duplex isento de níquel e contendo altos teores de manganês e nitrogênio. *XII CBECIMAT*, Águas de Lindóia, SP. p.581-584.

Maehara, Y., Fujino, N., Kunitake, T. (1983) Effects of plastic deformation and thermal history on σ phase precipitation in duplex phase stainless steels. *Transactions ISIJ*. 23: 247-255.

Marques, P.V., Modenesi, P.J., Bracarense, A.Q. (2005) *Soldagem: fundamentos e tecnologia.* 1. ed. Belo Horizonte: Editora da UFMG, 362 p.

Modenesi, P.J. (2001) Soldabilidade dos aços inoxidáveis. 1. ed. São Paulo: SENAI-SP. 100p.

Mohandas, T., Madhusudhan Reddy, G., Mohammad Naveed (1999) A comparative evaluation of gas tungsten and shielded metal arc welds of a ferritic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 94:133-140.

Muthupandi, V., Bala Srinivasan, P., Seshadri, S.K., Sundaresan, S. (2003) Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science & Engineering A*. 358: 9-16.

Muthupandi, V., Bala Srinivasan, P., Shankar, V., Seshadri, S.K., Sundaresan, S. (2005) Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. *Materials Letters*. 59: 2305-2309.

Nilsson, J.-O., Jonsson, P., Wilson, A. (1994) Formation of secondary austenite in super duplex stainless steel weld metal and its dependence on chemical composition. Proceedings. Conference Duplex Stainless Steels'94. Escócia: Woodhead Publishing, paper 39.

Noble, D.N. (1993) Selection of wrought duplex stainless steels. Welding, Brazing and Soldering - *ASM Handbook v.6.* 10^a ed. USA: ASM International, 471-481.

Oh, J.Y., Hong, J.H. (2000) Nitrogen effect on precipitation and sensitization in coldworked type 316L(N) stainless steels. *Journal of Nuclear Materials*. 278:242-250.

Olsson, C.-O.A. (1995) 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.

Olsson, C.-O.A., Landolt D. (2003) Passive Films on Stainless Steels - Chemistry, Structure and Growth. *Electrochimica Acta 48*. 1093-1104.

Pollard, B. (1993) Selection of wrought precipitation-hardening stainless steels. Welding, Brazing and Soldering - *ASM Handbook v.6*. 10^a ed. USA: ASM International, 482-494.

Rademarkers, P.L.F., Vuik, J. (1991) Factors influencing microstructure and properties of weldments in duplex stainless steels. Proceedings. *Conference Joining/Welding 1991*. Holanda. IIW: p.253-270.

Reick, W., Pohl, M., Padilha A.F. (1990) Three types of embrittelment in ferriticaustenitic duplex stainless steels. *Metalurgia e Materiais* v.3, n.8, p.46-50.

Reick, W.K. (1993) *Kaltumformung und Rekristallisation eines rostbeständigen ferritischaustenitischen Duplex-stahles*. Dissertations-Doktor-Ingenieur, Ruhr-UniversitätBochum, Bochum.

Rosenthal, D. (1946). The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. *Trans. ASME*. 48:848-866.

Sandvik (2008) http://www.smt.sandvik.com/sandvik/0140/Internet/se01595.nsf em 22/10/2008

Shec, C.H., Wong, K.W., Lai, J.K.L. (1996) Review of temperature indicators and the use of duplex stainless steels for life assessment. *Materials and Science Engineering* R19:153-200.

Smuk, O. (2004) *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, Stocolmo, Suécia, 42p.

Still, J.R. (1994) The use of duplex stainless steel in the offshore oil and gas industry – part 2. *Welding & Metal Fabrication*. Aug-Sept, p. 331-339.

Suutala, N., Takalo, T., Moisio, J. (1980) Ferrite-austenite solidification mode in austenite stainless steel welds. *Mettalurgical Transactions A*. 11:717-725.

Svensson, L.E., Gretoft, B. (1986) Properties-microstructure relationship for duplex stainless steel weld metals. Proceedings. *Conference Duplex Stainless Steels'86*. Holanda: Nederlands Institut Voor Lastechniek, p. 288-294.

Tavares, S.S.M., Pardal, J.M., Lima, L.D., Bastos, I.N., Nascimento, A.M., Souza, J.A. (2007) Characterization of microstructure, chemical composition, corrosion resistance and toughness of a multipass weld joint of superduplex stainless steel UNS S32750. *Materials Characterization.* 58:610-616.

Ume, K., Seki, N., Naganawa, Y., Hyodo, T., Satoh, K., Kuriki, Y. (1987) Influence of thermal history on the corrosion resistance of duplex stainless steel linepipe. *Materials Performance*. 26:25-31.

Van-Nassau, L., Meelker, H., Hilkes, J. (1991) Welding duplex and superduplex stainless steels. Proceedings. *Conference Duplex Stainless Steels*'91. França. Les Éditions de Physique : v.1, p.303-323.

Varol, I., Lippold, J.C., Baeslack III, W.A. (1992) Welding of duplex stainless steels. *Key Engineering Materials*. v. 69-70, p. 217-252.

Young, M.C., Chan, S.L.I., Tsay, L.W., Shin, C.-S. (2005) Hydrogen-enhanced cracking of 2205 duplex stainless steel weld. *Materials Chemistry and Physics 91*. 21-27.