

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-PPGEM

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO IMPACTO DE JUNTAS DE AÇO
INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX SOLDADAS POR GMAW PULSADO
COM DIFERENTES MISTURAS GASOSAS**

Paulo Sérgio Gomes Pinto
Engenheiro Metalúrgico

Dissertação para obtenção do título de
Mestre em Engenharia
Especialidade Engenharia de Inspeção de Equipamentos

Porto Alegre – RS

2009

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-PPGEM

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO IMPACTO DE JUNTAS DE AÇO
INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX SOLDADAS POR GMAW PULSADO
COM DIFERENTES MISTURAS GASOSAS**

Paulo Sérgio Gomes Pinto
Engenheiro Metalúrgico

**Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas,
Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, como parte dos requisitos para obtenção do título
de Mestre em Engenharia, Especialidade Engenharia de Inspeção de Equipamentos.**

Porto Alegre – RS

2009

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de *Mestre em Engenharia, Especialidade Engenharia de Inspeção de Equipamentos* e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr Ivan Guerra Machado
Co-orientador: Dr. Raimundo Cabral de Medeiros

Banca Examinadora:

Dr Giovanni Dalpiaz

Prof. Dr Sérgio Souto Maior Tavares

Prof. Dr Hector Reynaldo Meneses Costa

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador do PPGEM

DEDICATÓRIA

*Dedico este trabalho à
minha noiva e futura esposa Priscilla.*

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus por tudo.

Aos meus pais por me escutarem nos momentos difíceis.

À minha noiva Priscilla por seu companheirismo e sua paciência.

Ao meu orientador Prof. Ivan G. Machado pela orientação, contribuição técnica e compreensão.

Aos meus co-orientadores Eng. Raimundo C. Medeiros e Eng. Diego M. Garcia, pela orientação, contribuição técnica, paciência e ensinamentos.

À PETROBRAS, que possibilitou este trabalho.

Aos amigos Eng. Cristhian Will e Eng. Carlos Xavier pelas opiniões e ajuda durante o trabalho.

Ao SEQUI – São José dos Campos, pelo acolhimento, apoio total à realização e execução dos experimentos.

Aos amigos Eng. Paulo Roberto, Francisco das Ghagas, Robson Valadares, Francisco Helder e Walmir da Silva pela preparação, execução e supervisão das soldagens.

À Sandvik pela doação do metal de adição e contribuição técnica.

À Praxair e Air Liquide pela doação dos gases de proteção.

À Lincoln Electric do Brasil, pelo suporte técnico prestado na soldagem dos corpos-de-prova.

À Proaqt pela execução dos ensaios.

Aos colegas do curso de formação pelo incentivo, idéias e momentos de descontração.

A todos que contribuíram para este trabalho, o meu reconhecimento.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	I
AGRADECIMENTOS	II
SUMÁRIO.....	III
LISTA DE FIGURAS	V
LISTA DE TABELAS	IX
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	X
RESUMO	XII
ABSTRACT	XIII
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 OBJETIVOS.....	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 Os aços inoxidáveis duplex e superduplex	4
3.1.1 Metalurgia dos aços inoxidáveis superduplex.....	5
3.1.2 Propriedades térmicas dos aços inoxidáveis duplex.....	14
3.1.3 Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex.....	15
3.1.4 Resistência à corrosão	19
3.1.5 Aplicações	24
3.2 Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex	25
3.2.1 Nitretos de cromo	26
3.2.2 Fase σ (sigma).....	29
3.2.3 Austenita secundária (γ_2).....	37
3.2.4 Carbonetos	40
3.2.5 Fase α' – fragilização a 475°C	41
3.2.6 Outras fases observadas.....	42
3.3 Soldagem dos AISDs	43
3.3.1 Técnica de soldagem	43
3.3.2 Processos de soldagem	44
3.3.2.1 Processo GMAW (<i>Gas Metal Arc Welding</i>).....	44
3.3.2.1.1 Tipos de gases.....	50
3.3.2.1.2 Metal de adição.....	52
3.3.3 Energia de soldagem.....	53

3.3.4	Outras variáveis	54
3.3.5	Metalurgia da soldagem dos AISDs	54
3.3.6	Zona afetada pelo calor (ZAC).....	55
3.3.6.1	Zona afetada pelo calor de temperatura elevada (ZACTE).....	56
3.3.6.2	Zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB).....	58
3.3.7	Zona fundida (ZF)	60
3.3.8	Soldagem multipasses	61
3.3.9	Resistência ao impacto do metal de solda	62
4	MATERIAS E MÉTODOS	64
4.1	Metodologia Experimental.....	64
4.2	Materiais	65
4.3	Equipamentos.....	66
4.4	Gases	66
4.5	Procedimentos de Soldagem	67
4.6	Caracterização das Juntas Soldadas	70
4.6.1	Microscopia e Análise Metalográfica.....	71
4.6.2	Comportamento Mecânico – Charpy.....	72
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	73
5.1	Características operacionais.....	73
5.2	Caracterização microestrutural do metal base	75
5.3	Caracterização microestrutural da junta soldada	76
5.3.1	Zona afetada pelo calor.....	76
5.3.2	Metal de solda.....	79
5.4	Resistência ao impacto da junta soldada.....	83
6	CONCLUSÕES	90
7	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	92
8	BIBLIOGRAFIA	93
	ANEXO A	99

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Seção isotérmica a 1300°C do sistema ternário Fe-Cr-Ni ⁽⁶⁾	6
Figura 2: Seção isotérmica a 1000°C do sistema ternário Fe-Cr-Ni ⁽⁶⁾	7
Figura 3: Efeito do plano de orientação na microestrutura do aço duplex 2507. Direção de laminação ⁽⁷⁾	8
Figura 4: Seção vertical com ferro constante (70%) do diagrama ternário Fe-Cr-Ni ^(8, 9)	8
Figura 5: Seção isotérmica a 800°C do sistema ternário Fe-Cr-Ni ⁽⁶⁾	10
Figura 6: Seção isotérmica a 650°C do sistema ternário Fe-Cr-Ni ⁽⁶⁾	10
Figura 7: Seção isotérmica a 1000°C mostrando a intersecção das “tie-lines” no campo bifásico α/γ	12
Figura 8: Determinação da fração volumétrica de austenita em um AID em função da temperatura, para diferentes teores de nitrogênio ⁽⁸⁾	13
Figura 9: Coeficiente de partição (X_α/X_γ) típicos dos elementos de liga para um AID solubilizado (1040°C – 1090°C) e resfriado em água ⁽²⁾	13
Figura 10: Variação do coeficiente de partição (X_α/X_γ) dos elementos de liga com a temperatura para dos AID UR 45N e UR 52N+ ⁽²⁾	14
Figura 11: Efeito da adição de nitrogênio nas propriedades mecânicas do AID UNS S31803 ⁽¹⁴⁾	16
Figura 12: Representação do limite de escoamento em diferentes direções como função da espessura da chapa ⁽¹⁴⁾	17
Figura 13: Efeito da precipitação de fases intermetálicas na energia de impacto de um AID ⁽⁹⁾	18
Figura 14: Energia absorvida versus temperatura, para diversos tipos de aços inox duplex ⁽¹⁴⁾	18
Figura 15: Influência da fração volumétrica de ferrita na energia de impacto e temperatura de transição dúctil frágil do material ⁽¹⁵⁾	19
Figura 16: Influência do pH de uma solução com 3% de NaCl na temperatura crítica de corrosão por pites (CPT) ⁽¹⁶⁾	20
Figura 17: Relação entre o PRE e CPT de alguns aços duplex e austeníticos ⁽¹¹⁾	22
Figura 18: Resistência à CST em função da temperatura e concentração de cloreto ⁽¹⁶⁾	22
Figura 19: Esquema da concentração de cromo nas interfaces α/γ que contém carboneto do tipo $M_{23}C_6$ ou nitreto. Em (a) região sensitizada e em (b) não sensitizada ⁽¹⁸⁾	23
Figura 20: Diagrama TTT esquemático de precipitação de fases secundárias nos AID ⁽²⁰⁾	25

Figura 21: Representação das fases presentes em um AID que afetam a resistência a corrosão (23)	26
Figura 22: Detalhe mostrando a região com nitretos (setas vermelhas) Ataque: Beraha. Aumento: 1000x (28)	27
Figura 23: Relação entre a energia absorvida no ensaio Charpy (273 K) e a quantidade de nitretos de corpos de prova extraídos da ZAC de um AID (33)	29
Figura 24: Diagrama TTT de precipitação de fase sigma no AID UNS S31803 (39)	30
Figura 25: Ilustração esquemática da precipitação da fase sigma nos AID (7)	31
Figura 26: Precipitação de fase sigma em um AISD SAF 2507 envelhecido a 900 °C por 100s (7)	31
Figura 27: Ilustração esquemática da precipitação da fase sigma em AID contendo W (7)	32
Figura 28: Variação na resistência ao impacto (ensaio Charpy) com o tempo de envelhecimento a 850°C das ligas do tipo Fe-22Cr-5,5Ni-0,15 N, com adições de W e Mo (43)	33
Figura 29: Ilustração esquemática da precipitação de fase sigma em MS de um AISD envelhecido (7)	34
Figura 30: Histogramas mostrando a taxa de corrosão de um AISD SAF 2507 envelhecido, avaliado em diferentes tempos de imersão em solução de FeCl ₃ (6% em massa).(a) 700 °C, (b) 800 °C e (c) 900 °C (44)	35
Figura 31: Efeito da fração de fase sigma na energia absorvida no impacto. Corpo-de-porva reduzido (3 mm de espessura), temperatura de ensaio 0 °C (7)	36
Figura 32: Relação entre a dureza e a fração de fase sigma precipitada em um AISD (44)	37
Figura 33: Diagrama esquemático mostrando a precipitação cooperativa de M ₂₃ C ₆ e γ 2 a partir da interface γ/α , seguida da precipitação de σ (51)	39
Figura 34: Precipitação de M ₂₃ C ₆ na interface γ/α seguida do crescimento de γ 2 no AID SAF 2205 envelhecido a 800 °C por 1 hora. Em (a) a micrografia eletrônica de transmissão com os carbonetos na forma de “larva” precipitados na interface original γ/α e o crescimento da γ 2, em (b) o diagrama esquemático da microestrutura (51)	39
Figura 35: Micrografia de uma liga duplex após 1 minuto a 750°C, mostrando a precipitação de carbonetos nos contornos de grão α/γ (9600x) (53)	40
Figura 36: Aspectos da fratura do aço inox duplex UNS S31803 após longo tempo de exposição a 475°C. Microscopia eletrônica de varredura. A = austenita; F = ferrita (21)	41
Figura 37: Comportamento esquemático de corrosão galvânica de AID (a) solubilizado e (b) envelhecido a 475 °C (54)	42

Figura 38: Equipamento GMAW (esquemático) com detalhe da tocha.....	45
Figura 39: Fases básicas de um sistema curto-circuito controlado moderno ⁽⁵⁷⁾	46
Figura 40: Soldagem GMAW pulsada demonstrando as etapas de transferência ⁽⁵⁶⁾ .	49
Figura 41: Efeito da mistura gasosa no perfil do cordão de solda ⁽⁵⁹⁾	51
Figura 42: Influência da presença de nitrogênio no gás de proteção no MS do AISD UNS 32750. (A) Ar. (B) Ar – 2,5% N ₂ ⁽⁶¹⁾	52
Figura 43: Diagrama esquemático das mudanças microestruturais ocorridas na junta soldada de um AID ⁽³²⁾	55
Figura 44: Regiões de um ciclo térmico de soldagem da ZACTE ⁽⁶³⁾	56
Figura 45: Regiões mais importantes de um ciclo térmico de soldagem na ZACTB. Em (a) a temperatura máxima acima de T _{α/γ} e em (b) dentro do intervalo de precipitação de uma fase ⁽¹⁸⁾	59
Figura 46: Diagrama WRC – 1992 ⁽³⁸⁾	61
Figura 47: Comparação entre os processos de soldagem e a energia absorvida no ensaio Charpy-V ⁽⁶⁴⁾	62
Figura 48: Efeito do teor de oxigênio no MS para vários processos na tenacidade da junta soldada ⁽⁶⁵⁾ .	63
Figura 49: Fontes utilizadas na soldagem. (A) Invertec STT [®] II .(B) Power Wave 455M.....	66
Figura 50: Desenho esquemático da junta.....	67
Figura 51: Esquema da seqüência de soldagem para o passe de raiz.....	68
Figura 52: Esquema da seqüência de soldagem para os passes de enchimento e acabamento.	68
Figura 53: Seqüência esquemática dos passes durante a soldagem.....	69
Figura 54: <i>Lay-out</i> dos CPs Charpy-V e metalografia.	70
Figura 55: Posições indicada para análise metalográfica.	71
Figura 56: Corpo-de-prova utilizada para ensaio Charpy.	72
Figura 57: Aspecto visual do cordão. (A) CP1. (B) CP2. (C) CP3.	74
Figura 58: Aspecto visual do passe de raiz.	74
Figura 59: Microestrutura do metal base.....	75
Figura 60: Micrografia da região da ZAC. (A) CP1. (B) CP2 (C) CP3.....	77
Figura 61: Balanço de fases (α/γ) da região da ZAC.	78
Figura 62: Influência do nitrogênio na variação da fração de ferrita entre a ZAC e o MB.....	78
Figura 63: Efeito da energia de soldagem no balanço α/γ	79
Figura 64: Micrografia da região do MS. (A) CP1. (B) CP2. (C) CP3.	80
Figura 65: Balanço de fases (α/γ) no MS.	80

Figura 66: Influência do teor de nitrogênio na fração de austenita.	81
Figura 67: Análise do teor de oxigênio do MS.....	81
Figura 68: Relação entre o teor de oxigênio no MS e a proporção de O ₂ no gás de proteção.	82
Figura 69: Variação da energia absorvida no ensaio de impacto em relação ao tipo de mistura gasosa.	83
Figura 70: Variação da energia absorvida no ensaio de impacto em relação ao teor de oxigênio no MS.	84
Figura 71: Efeito da temperatura de ensaio na energia absorvida para as diferentes condições de soldagem – MS.	85
Figura 72: Aspecto visual da fratura dos corpos-de-prova ensaiados a -40°C localizada na Raiz – MS. (A) CP1. (B) CP2 (C) CP3. Escala em milímetros.....	86
Figura 73: Comparação dos resultados de ensaio de impacto com os processos utilizados na soldagem do AISD.	86
Figura 74: Correlação entre energia absorvida e a expansão lateral do corpo-de-prova – processo GMAW.	87
Figura 75: Relação linear entre a energia de impacto e a expansão lateral, limitada a 100J....	88
Figura 76: Relação entre a expansão lateral e a energia absorvida para os diferentes processos.	88
Figura 77: Relação entre a expansão lateral e a energia absorvida para os diferentes tipos de proteção gasosa.....	89

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Economia de peso alcançada pela substituição do aço inoxidável austenítico pelo AID UNS S31803 ⁽³⁾	4
Tabela 2: Composição química dos principais elementos dos AIDs e AISDs ⁽⁵⁾	5
Tabela 3: Propriedades físicas de alguns aços inoxidáveis ⁽¹³⁾	15
Tabela 4: Valores típicos de propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e duplex ⁽¹¹⁾	16
Tabela 5: Aplicações típicas para os AID e AISD ⁽¹⁹⁾	24
Tabela 6: Composição química dos tubos de UNS S32760 segundo o fabricante	65
Tabela 7: Composição química do metal de adição, segundo o fabricante	65
Tabela 8: Gases de soldagem para raiz, enchimento e purga.	67
Tabela 9: Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem dos CPs.	69
Tabela 10: Posição dos cp's e temperatura de ensaio	72
Tabela 11: Velocidades de soldagem obtidas na soldagem	73
Tabela 12: Balanço de fases do metal base.	75
Tabela 13: Resultados obtidos no ensaio Charpy para o metal base.	76
Tabela 14: Dados obtidos no ensaio de impacto para a junta soldada.	83

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

α :	Ferrita
AID:	Aço inoxidável duplex
AIHD:	Aço inoxidável hiperduplex
AISD:	Aço inoxidável superduplex
CCEN:	Corrente contínua, eletrodo negativo
CCEP:	Corrente contínua, eletrodo positivo
CPT:	Temperatura crítica de corrosão por pites (<i>Critical Pitting Temperature</i>)
Cr_{eq} :	Cromo equivalente
CST:	Corrosão-sob-tensão
dU/dt :	Variação da tensão com o tempo
E :	Energia absorvida no ensaio de impacto (J)
EL :	Expansão lateral (mm)
ESW:	Soldagem por eletroescória (<i>Electro-Slag Welding</i>)
FCAW:	Soldagem com arame tubular (<i>Flux Cored Arc Welding</i>)
FN:	<i>Ferrite Number</i>
γ :	Austenita
γ_1 :	Austenita primária
γ_2 :	Austenita secundária
GMAW:	Soldagem MIG/MAG (<i>Gas Metal Arc Welding</i>)
GTAW:	Soldagem TIG (<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>)
H :	Energia de soldagem (kJ/mm)
η :	Rendimento
I :	Corrente elétrica (A)
I_b :	Corrente de base
I_c :	Corrente crítica (transição de goticular para aerosol)
I_m :	Corrente média
I_p :	Corrente de pico
LF:	Linha de fusão
MS:	Metal de solda
Ni_{eq} :	Níquel equivalente
P_α :	Número de pontos sobre grãos de ferrita

P_G :	Número de pontos da grade teste
PRE :	Índice de resistência à corrosão por pites (<i>Pitting Resistance Equivalent</i>)
σ :	Fase sigma
SAW :	Soldagem com arco submerso (<i>Submerged Arc Welding</i>)
$SMAW$:	Soldagem com eletrodo revestido (<i>Shielded Metal Arc Welding</i>)
STT^{\circledR} :	<i>Surface Tension Transfer</i>
$T_{(\alpha/\gamma)}$:	Temperatura em que as frações de ferrita e austenita são as equilíbrio
t_b :	Tempo de base
$TCST$:	Trincamento por corrosão-sob-tensão
t_p :	tempo de pico
TTT :	Tempo-temperatura-transformação
U :	Tensão do arco (V)
U_{cc} :	Tensão de curto-circuito
v :	Velocidade de soldagem (mm/s)
V_{α} :	Fração volumétrica de ferrita
V_{γ} :	Fração volumétrica de austenita
$X_{(\alpha)}/X_{(\gamma)}$:	Coefficiente de partição de um elemento de liga entre a ferrita e a austenita
ZAC :	Zona afetada pelo calor
$ZACTB$:	Zona afetada pelo calor submetida a temperaturas baixas
$ZACTE$:	Zona afetada pelo calor submetida a temperaturas elevadas
ZF :	Zona Fundida

RESUMO

Os aços inoxidáveis superduplex são indicados para uso em ambientes com alto teor de cloreto, como encontrados na indústria de petróleo e gás, onde se exige materiais que aliem boa resistência mecânica e excelente resistência à corrosão. No entanto, a soldagem inadequada destes materiais pode provocar a precipitação de fases indesejáveis que acarretam perda de tenacidade.

Este trabalho tem como objetivo avaliar a tenacidade do aço inoxidável superduplex UNS S32760 soldado pelo processo GMAW, empregando transferência do metal por curto-Circuito controlado na raiz e pulsada nos passes de enchimento e acabamento, sob três diferentes misturas gasosas.

Foi realizada a quantificação de fases (contagem de ferrita/austenita), por microscopia de luz, e avaliação da tenacidade por meio de ensaio Charpy. Os resultados obtidos mostraram que, apesar do seu uso ainda estar bastante incipiente na indústria, a soldagem pelo processo GMAW na versão não convencional tem condições de gerar juntas soldadas com qualidade e produtividade superiores ou equivalentes aos processos comumente adotados na soldagem desse material (GTAW, SMAW, FCAW).

ABSTRACT

The super duplex stainless steels are indicated for use in environments with high levels of chloride, as found in oil and gas industry, which requires materials that combine good mechanical strength and excellent corrosion resistance. However, the inadequate welding of these materials can cause the precipitation of undesirable phases that causes loss of toughness.

This work aimed to evaluate the toughness of super duplex stainless steel UNS S32760 welded for GMAW process, using metal transfer by short-circuit controlled in root pass and pulsed in the filling and finishing pass under three different gas mixtures.

It was performed to quantify phases (counting the ferrite / austenite), by optical microscopy, and evaluation of toughness by Charpy test. The results showed that, despite its use is still fairly nascent industry, the GMAW welding process in the no conventional version is able to produce welded joints with quality and productivity higher or equivalent to welding processes commonly used in such material (GTAW, SMAW, FCAW).

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) surgiram na década de 30 e adquiriram certa importância comercial a partir da década de 40. Desde então, tem sofrido inúmeras modificações que vão desde a composição química até as técnicas utilizadas em sua fabricação.

Os AID modernos possuem uma excelente resistência à corrosão aliada a boas propriedades mecânicas, combinação que tem impulsionado o seu uso cada vez mais em ambientes altamente agressivos. Com o interesse de melhorar a resistência à corrosão, as ligas mais recentemente introduzidas no mercado, como os aços inoxidáveis superduplex (AISD) e os aços inoxidáveis hiperduplex (AIHD), possuem maior quantidade de elementos de liga.

Boa parte da aplicação desses aços é na indústria de base, cuja fabricação envolve processos de soldagem. Se esta não for executada com os devidos cuidados, as vantagens dos AID sobre os aços inoxidáveis autênticos e ferríticos podem ser perdidas. Logo, uma grande importância a respeito do tema tem sido dada pela comunidade científica e pelos produtores de aço.

O balanço austenita/ferrita presente nos AID é de capital importância para garantir suas propriedades químicas e mecânicas. Este balanço é assegurado via um controle eficaz dos parâmetros de soldagem, aqui traduzidos pela energia de soldagem e temperatura de interpasse.

Os processos de soldagem consagrados para este material são eletrodo revestido (SMAW – *Shielded Metal Arc Welding*), arco submerso (SAW – *Submerged Arc Welding*), soldagem TIG (GTAW – *Gas Tungsten Arc Welding*) e arame tubular (FCAW- *Flux Cored Arc Welding*). Os processos SMAW e FCAW possuem o inconveniente da limpeza do cordão a cada passe para remoção de escória, o que prejudica a produtividade do processo. O processo SAW apresenta alta produtividade, porém utilizado em situações bem restritas. O processo GTAW possui baixa taxa de deposição, processo pouco produtivo, porém com boa qualidade, e por isso utilizado na soldagem de tubulações como passe de raiz e em alguns casos até mesmo no enchimento e acabamento. Muitas das vezes o processo GTAW é associado ao processo SMAW, o primeiro utilizado para o passe de raiz e o outro para

enchimento. Por outro lado a literatura pouco cita o uso do MIG/MAG (GMAW – *Gas Metal Arc Welding*) na soldagem dessas ligas, mesmo que, sabidamente, os processos GMAW pulsado e curto-circuito controlado permitem melhor controle do calor aportado e maior produtividade quando comparado aos demais processos manuais.

Durante o processo de soldagem cada ponto da junta soldada experimenta um ciclo térmico diferente, permanecendo em intervalos de temperatura nos quais podem precipitar fases indesejáveis nos AID, prejudicando as suas propriedades. Essas fases podem ser fases intermetálicas como a sigma, nitretos de cromo ou carbonetos. Em geral são fases ricas em cromo e molibdênio que criam ao seu redor uma zona empobrecida nesses elementos, afetando a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas dessas ligas.

Além do mais, quando a soldagem é realizada com passes múltiplos, a probabilidade de existência dessas fases aumenta, porque elas podem ser formadas durante o primeiro passe e crescer ou formar novas fases nos passes subsequentes.

Neste trabalho foi avaliada a resistência ao impacto das juntas soldadas sob diferentes condições de proteção gasosa, visto que, apesar de ser um ensaio qualitativo, é um bom indicativo de precipitação de fases intermetálicas em AISDs, e ainda, o ensaio Charpy é utilizado na qualificação de alguns procedimentos de soldagem, onde é possível o uso de critérios de algumas normas internacionais.

2 OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho são:

- Analisar a influência do nitrogênio na fração de austenita do metal de solda e zona afetada pelo calor e no teor de nitrogênio do metal de solda.
- Avaliar o comportamento da resistência ao impacto em função da temperatura de ensaio e do tipo de proteção gasosa utilizada.
- Estudar a influência do dióxido de carbono presente nos gases no teor de oxigênio do metal solda e na tenacidade da junta.
- A operacionalidade do processo, em termos de execução e acabamento, em função do tipo de mistura gasosa.
- Comparação dos resultados de ensaio de impacto com processos já consagrados (SMAW, GTAW, combinação destes).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Os aços inoxidáveis duplex e superduplex

Os AIDs são ligas metálicas baseadas no sistema Fe-Cr-Ni. Sua composição química e processamento termomecânico conferem-lhes uma microestrutura bifásica com proporções aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Tipicamente, contêm cerca de 20% a 30% de cromo, 1,5% a 5,0% de molibdênio e 5,0% a 10% de níquel; com adições de nitrogênio, cobre e tungstênio, e baixo teor de carbono (geralmente menor que 0,03%) ⁽¹⁾. Nota-se que o teor de níquel, o qual possui alto custo, é mais baixo no AID em relação aos aços inoxidáveis austeníticos.

Os AIDs apresentam várias vantagens sobre os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. A resistência mecânica dos AIDs é aproximadamente o dobro da dos aços austeníticos, combinada com uma boa tenacidade. Apresentam uma elevada resistência ao trincamento por corrosão-sob-tensão (TCST) e a corrosão localizada em meios contendo cloretos. A soldabilidade é superior à dos aços inoxidáveis ferríticos ⁽²⁾.

A maior resistência à tração dos AIDs permite que este tenha consideráveis reduções na seção resistente, obtendo-se grandes economias de peso. Além disso, devido à grande resistência à corrosão, a vida útil do equipamento pode ser prolongada, dependendo da aplicação e do material que está sendo substituído. Dependendo do código de projeto aplicado e do material a ser substituído, a economia de peso pode chegar a 50% ⁽³⁾. A Tabela 1 mostra a economia de peso alcançada quando o aço inoxidável austenítico AISI 316 L é substituído pelo AID UNS S31803.

Tabela 1: Economia de peso alcançada pela substituição do aço inoxidável austenítico pelo AID UNS S31803 ⁽³⁾.

Código	País	Tensão admissível (e=20mm, 20°C) [MPa]		Economia em massa [%]
		AISI 316 L	UNS S31803	
ASME VIII	E.U.A	115	155	26
CODAP 90, f.1	França	170	275	38
BS 5.500	Inglaterra	150	289	48
ADW 2	Dinamarca	150	300	50

Durante o processamento dos AIDs, no resfriamento, desenvolvem-se microestruturas contendo frações volumétricas comparáveis de fases austeníticas e ferríticas com diferentes propriedades físicas e mecânicas. Isto leva à evolução de níveis elevados de tensões internas, tornando o material susceptível a formação de trincas durante o resfriamento e fazendo com que o processamento de tais fundidos seja complicado e custoso.

Os AISDs têm propriedades mais nobres em relação aos duplex e apresentam resistência superior a corrosão por pite (*PRE, Pitting Resistance Equivalent*). Sendo que o *PRE* calculado pela Equação 1 deve ser maior que 40 ⁽⁴⁾.

$$PRE = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\% N$$

Equação 1

Na Tabela 2, a seguir, apresenta-se a composição química típica dos AID e AISD comerciais mais comuns, sendo ressaltados os AISDs.

Tabela 2: Composição química dos principais elementos dos AIDs e AISDs ⁽⁵⁾.

Nome comercial	Denominação UNS	%Ni	%Cr	%Mo	%N	%Cu	%W
SAF 2304	S32304	3,0	21,5	0,05	0,05	0,05	-
		5,5	24,5	0,60	0,20	0,06	-
SAF 2205	S31803	4,5	21,0	2,5	0,08	-	-
		6,5	23,0	3,5	0,20	-	-
SAF 2507	S32750	6,0	24,0	3,0	0,24	0,50	-
		8,0	26,0	5,0	0,32	-	-
Zéron 100	S32760	6,0	24,0	3,0	0,20	0,50	0,50
		8,0	26,0	4,0	0,30	1,00	1,00

O teor de carbono desses aços geralmente não ultrapassa 0,08% e os teores de fósforo e enxofre são limitados a 0,040% no máximo.

3.1.1 Metalurgia dos aços inoxidáveis superduplex

No sistema ternário Fe-Cr-Ni, quatro fases são identificadas. Três fases são soluções sólidas: austenita (γ), de estrutura cúbica de faces centradas; ferrita (α), de estrutura cúbica de corpo centrado e α' , de estrutura cúbica de corpo centrado e rica em cromo. A quarta fase é

uma fase intermetálica chamada sigma (σ), de estrutura tetragonal, sendo extremamente dura, frágil e não magnética.

Na Figura 1, nota-se a existência de composições onde a presença de ferrita e austenita é possível, assim o desenvolvimento da estrutura duplex ferrita-austenita pode se dar pela correta escolha de composições e da execução de tratamento de solubilização seguido de resfriamento rápido. O mesmo raciocínio pode ser desenvolvido para a seção isotérmica a 1000°C, ilustrado na Figura 2, notando-se que o campo de equilíbrio entre as duas fases aumenta com a redução de temperatura.

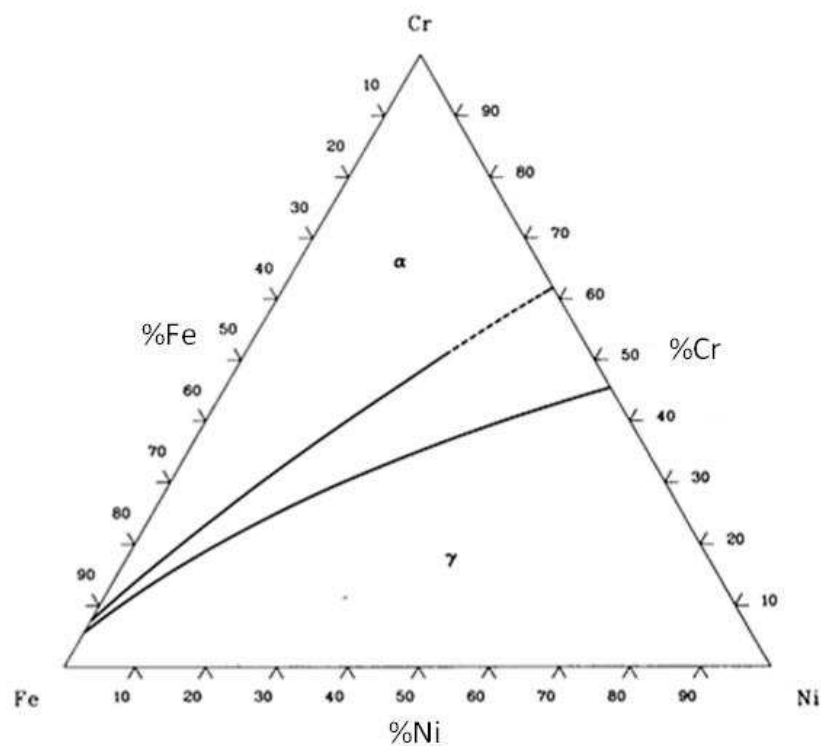


Figura 1: Seção isotérmica a 1300°C do sistema ternário Fe-Cr-Ni ⁽⁶⁾.

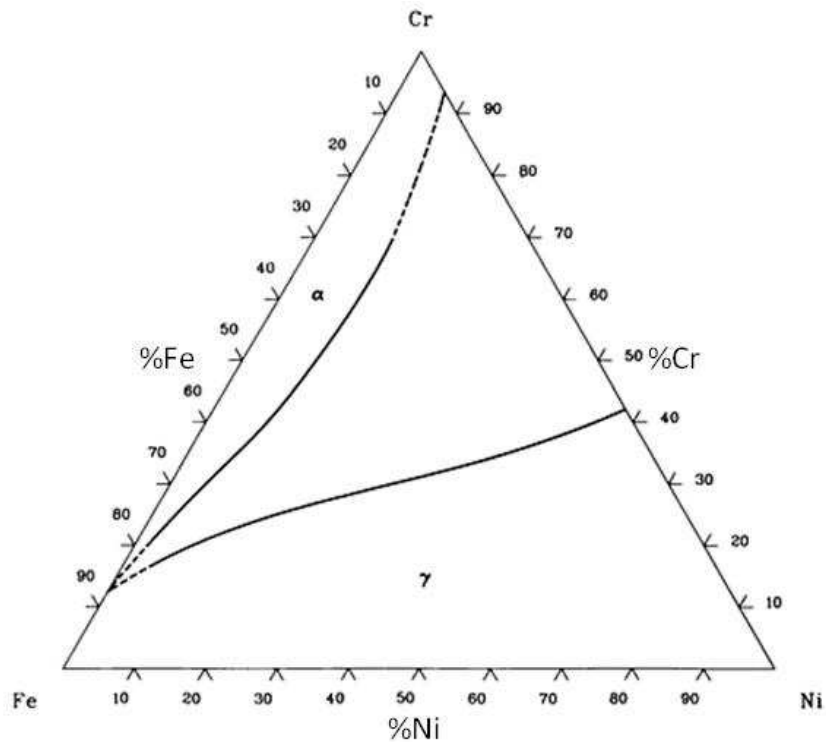


Figura 2: Seção isotérmica a 1000°C do sistema ternário Fe-Cr-Ni ⁽⁶⁾.

A microestrutura típica de um AID laminado é formada por lamelas de ferrita e austenita, conforme mostrado na Figura 3. O equilíbrio destas duas fases pode ser melhor observado utilizando um diagrama pseudo-binário com 70% de ferro em massa. A Figura 4 mostra esquematicamente a solidificação ferrítica de um AID de composição química típica. Durante o resfriamento, parte desta ferrita se transforma, no estado sólido, em austenita. Deste modo, na temperatura ambiente, tem-se uma microestrutura bifásica α/γ , caso as condições de resfriamento impeçam a formação de outras fases, as quais serão discutidas posteriormente.

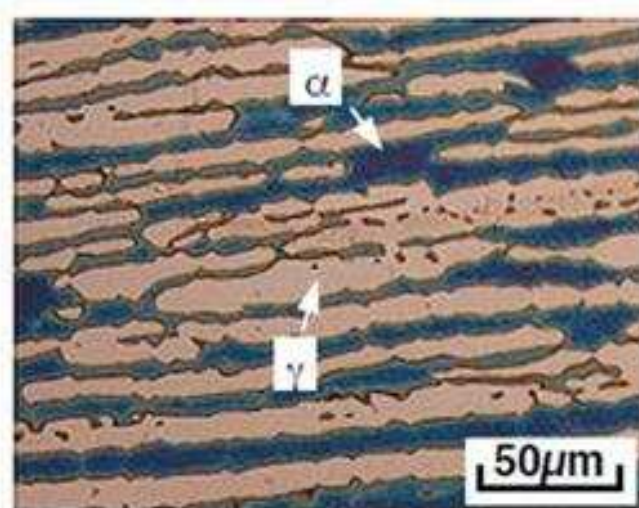


Figura 3: Efeito do plano de orientação na microestrutura do aço duplex 2507. Direção de laminação ⁽⁷⁾.

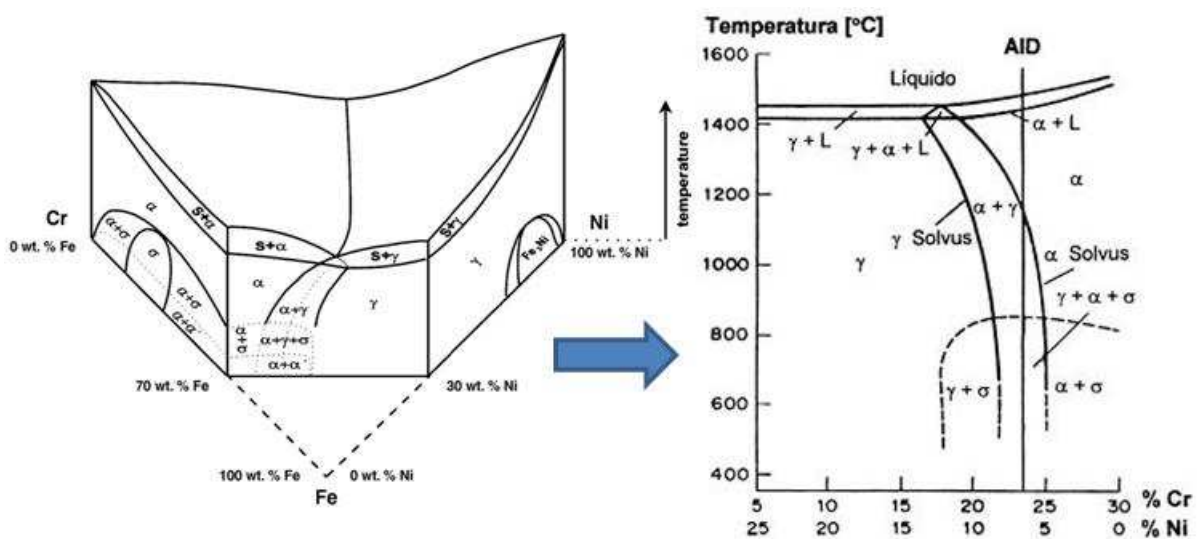


Figura 4: Seção vertical com ferro constante (70%) do diagrama ternário Fe-Cr-Ni ^(8,9).

O mecanismo de transformação da ferrita em austenita depende da temperatura na qual esta se dá. Em temperaturas elevadas (650-1200°C), que é o que ocorre nas condições normais de fabricação, a austenita é formada por nucleação e crescimento (difusão) e segue uma curva cinética em forma de “C”. No entanto, em temperaturas mais baixas (300-650°C) a transformação pode ser por um processo atérmico tipo martensítico ⁽¹⁰⁾.

O processo de conformação dos AID é realizado no campo bifásico α/γ , em temperaturas entre 1000 a 1200°C, podendo chegar a 1300°C no caso dos AISDs. O limite inferior de trabalho é determinado pela precipitação de fases intermetálicas. Posteriormente é

realizado um tratamento térmico de solubilização entre 1050 a 1150°C, seguido de um resfriamento rápido até a temperatura ambiente ^(1, 11). Assim obtém-se uma microestrutura duplex α/γ , onde a fração volumétrica de ferrita varia de 40 a 45%. Este valor é explicado pelo incremento de elementos formadores de austenita, visando um melhor controle da microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC) nas soldas ^(2, 11).

Dessa forma, pode-se dizer que a microestrutura formada depende da composição da liga, do tratamento termomecânico e do tratamento térmico empregado. Caso uma liga seja resfriada rapidamente a partir do campo ferrítico, a formação da austenita pode ser parcialmente impedida.

As propriedades mecânicas e resistência à corrosão dos AIDs são consequência da relação α/γ , além de outros fatores. Condição esta alcançada pelos processos descritos anteriormente, que objetivam evitar a precipitação de outras fases. Essa precipitação pode levar a uma séria redução de tenacidade e resistência à corrosão destes aços. Em função da temperatura na qual ocorre, a fragilização dos AIDs pode ser dividida em:

- Fragilização de baixa temperatura: também chamada de fragilização de 475°C, ocorre normalmente numa faixa de temperatura entre 300 a 500°C. Esta limita a temperatura máxima de utilização destes aços.
- Fragilização de alta temperatura: Ocorre na faixa de 600 a 1000°C, onde precipitam diversas fases intermetálicas (σ , χ , τ , R e Cr_2N ...).

Algumas dessas fases podem ser observadas no sistema Fe-Cr-Ni mostrado na Figura 5 e Figura 6.

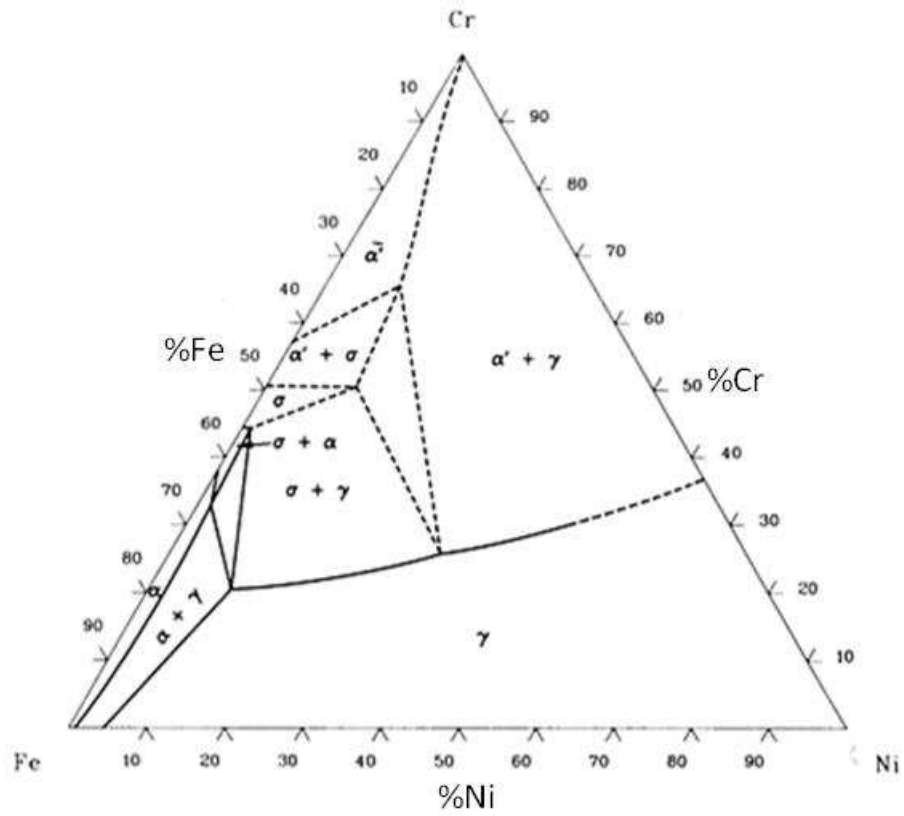


Figura 5: Seção isotérmica a 800°C do sistema ternário Fe-Cr-Ni ⁽⁶⁾.

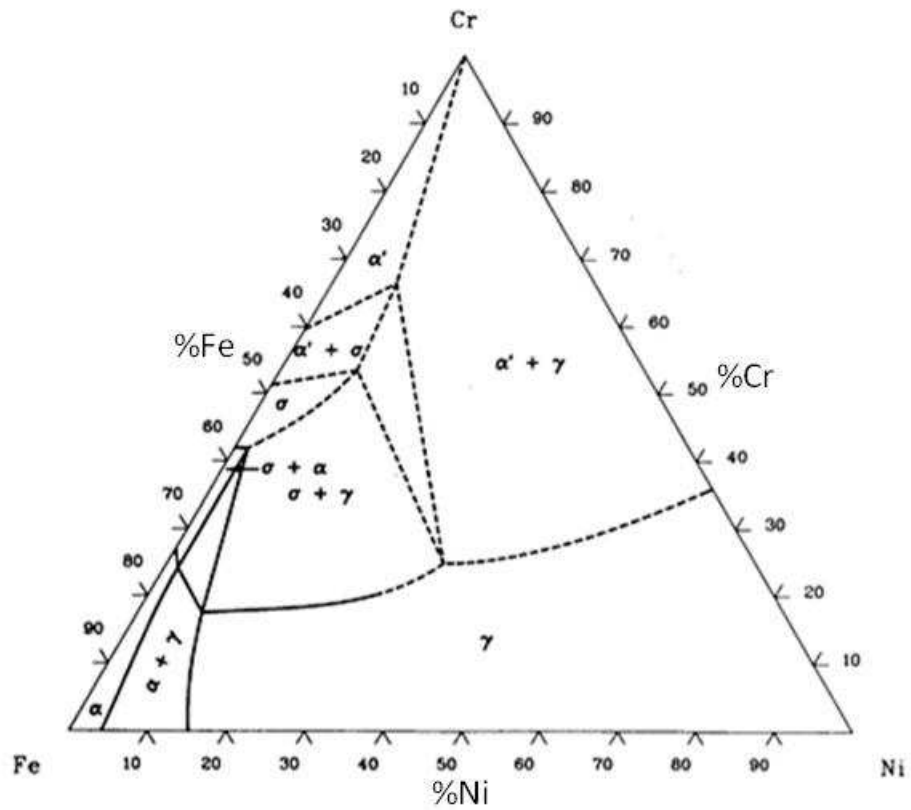


Figura 6: Seção isotérmica a 650°C do sistema ternário Fe-Cr-Ni ⁽⁶⁾.

A fragilização de baixa temperatura normalmente ocorre durante a utilização do material. Por outro lado, a fragilização em alta temperatura geralmente acontece durante o processo de fabricação, soldagem e/ou tratamento térmico pós-soldagem.

A previsão da microestrutura de um AID é um tanto complicada devido a grande quantidade de elementos de liga presentes, pois estes modificam o diagrama de fase do sistema ternário Fe-Cr-Ni. Por conseguinte, diversos pesquisadores desenvolveram formulações empíricas que tentam prever as frações de ferrita e austenita presentes. Assim, os elementos de liga foram classificados em elementos formadores de ferrita (Cr, Nb, Mo, Si...) e elementos formadores de austenita (Ni, N, Cu, C...). Nestas equações cada um destes elementos possuem um coeficiente que indica sua influência no balanço final das respectivas fases. Desta forma foram criadas as expressões Cromo e Níquel equivalente (Cr_{eq} , e Ni_{eq}).

Como exemplo de uma dessas formulações, os valores de cromo e níquel equivalentes podem ser calculados pelas Equações 2 e 3 ⁽¹²⁾:

$$\%Ni_{eq} = \%Ni + 0,5.\%Mn + 30.(\%C + \%N) \quad \text{Equação 2}$$

$$\%Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5.\%Si + 0,5.\%Nb \quad \text{Equação 3}$$

Considerando a composição química visada do aço UNS S32760: 25,0%Cr - 7,0%Ni - 3,5%Mo - 1,0%Mn - 1,0%Si - 0,25%N - 0,05%C, tem-se $Ni_{eq}=16,5\%$ e $Cr_{eq}=30,0\%$. Traçando estes valores na seção isotérmica a 1000°C do diagrama ternário Fe-Cr-Ni (Figura 7), pode-se verificar que as composições de cromo e níquel equivalentes do aço UNS S32760 estão dentro do campo bifásico, formando uma estrutura duplex.

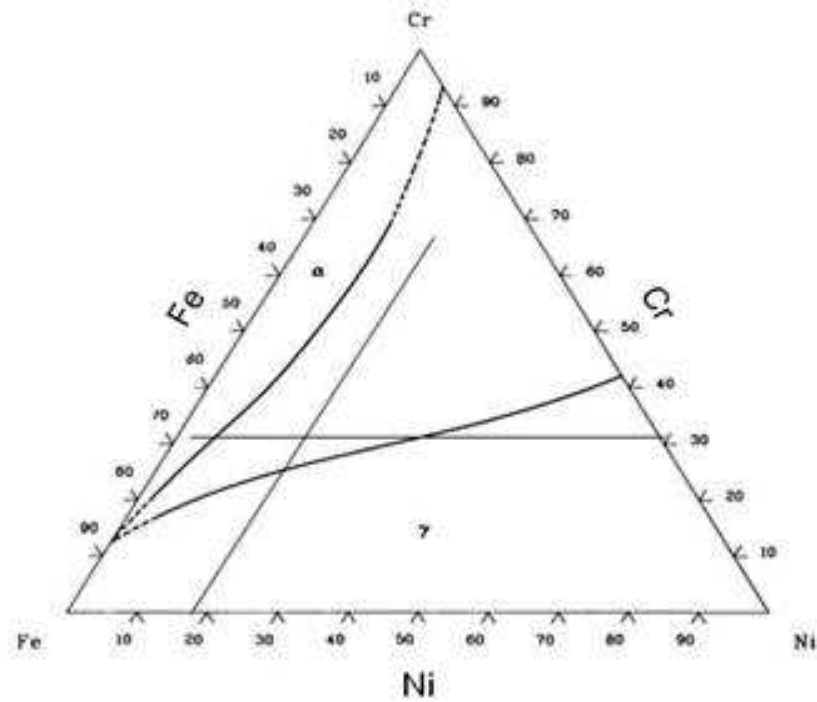


Figura 7: Seção isotérmica a 1000°C mostrando a intersecção das “tie-lines” no campo bifásico α/γ .

Com o aumento de nitrogênio dos AISDs mais modernos, novos trabalhos estão sendo desenvolvidos para prever a fração volumétrica das fases presentes. Estes trabalhos são baseados em cálculos termodinâmicos e são verificados com resultados experimentais ⁽⁸⁾. Na Figura 8 é mostrado a influência do teor de nitrogênio e da temperatura para determinar a fração volumétrica de austenita em um AID (23,1%Cr – 6,1%Ni – 3,1%Mo – 1,73%Mn – 0,41%Si – 0,017%C – 0,165%N).

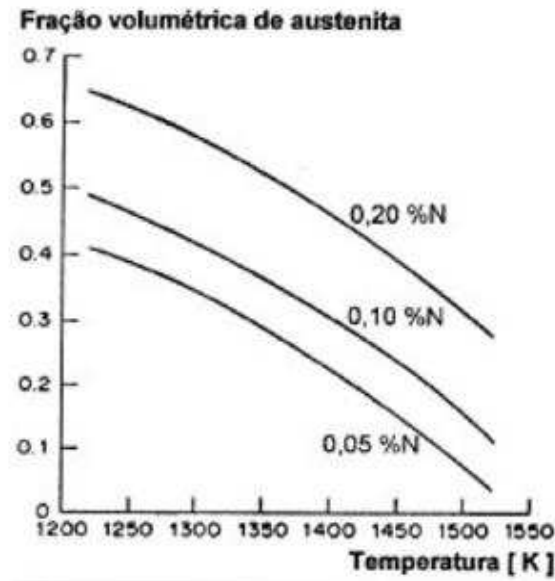


Figura 8: Determinação da fração volumétrica de austenita em um AID em função da temperatura, para diferentes teores de nitrogênio ⁽⁸⁾.

Na Figura 4 é observado que a composição química da ferrita e da austenita em um AID é diferente, ou seja, tem-se uma partição dos elementos de liga entre estas duas fases. Coeficientes de partição típicos dos elementos de ligas podem ser vistos na Figura 9. Há também que ressaltar que esta partição depende da temperatura, como mostrado na Figura 10, onde os valores foram determinados por micro-análise química para duas ligas comerciais.

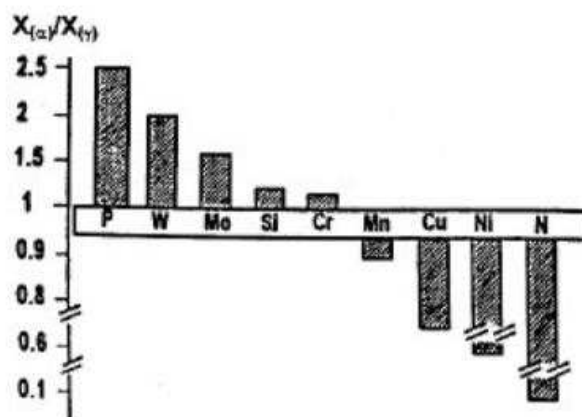


Figura 9: Coeficiente de partição (X_{α}/X_{γ}) típicos dos elementos de liga para um AID solubilizado (1040°C – 1090°C) e resfriado em água ⁽²⁾.

Conforme exposto, tanto a microestrutura como a composição química da ferrita e da austenita são função da temperatura e da taxa de resfriamento.

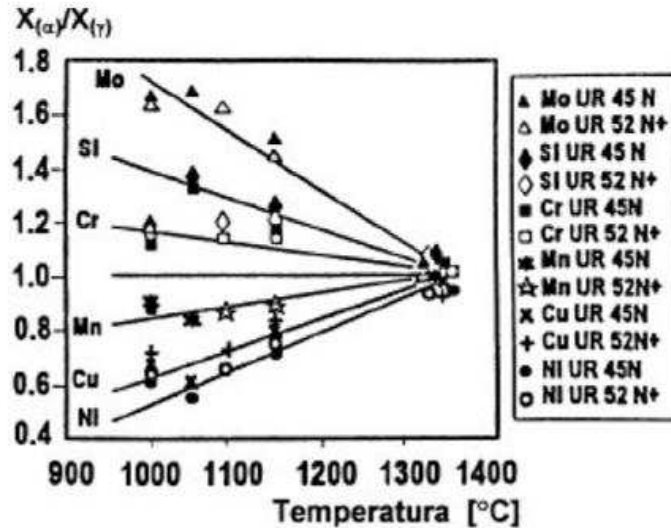


Figura 10: Variação do coeficiente de partição (X_{α}/X_{γ}) dos elementos de liga com a temperatura para dos AID UR 45N e UR 52N+ ⁽²⁾.

3.1.2 Propriedades térmicas dos aços inoxidáveis duplex

Os AIDs apresentam menores coeficientes de expansão térmica, similares ao dos aços inoxidáveis ferríticos, o que os tornam aconselháveis para uso em condições de ciclos térmicos, em temperaturas de aplicação menores do que 300°C e na soldagem dissimilar.

A condutividade térmica é maior do que nos aços inoxidáveis austeníticos, a qual em conjunto com a baixa expansão térmica, os tornam bons candidatos a utilização em trocadores de calor. São magnéticos devido a presença de ferrita, permitindo o uso de fixadores magnéticos durante o processo de usinagem e inspeção.

Na Tabela 3 apresentam-se as propriedades térmicas de alguns aços inoxidáveis.

Tabela 3: Propriedades físicas de alguns aços inoxidáveis ⁽¹³⁾.

Tipo	UNS	Calor específico (J/kg.K)	Condutividade térmica (W/m.K)	Coefficiente de expansão térmica linear ($10^{-6} K^{-1}$)
Ferrítico	S43000	450	60	12,5
Austenítico	S30400	520	16	16
Duplex	S32550	470	17	13,5

O AID apresenta menor coeficiente de expansão térmica que os austeníticos, sendo similar à dos ferríticos, o que permite sua utilização em condições onde ocorrem variações térmicas (juntas de expansão).

3.1.3 Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex

As propriedades mecânicas de um AID refletem as propriedades mecânicas individuais das fases ferrita e austenita, particularmente da fase ferrítica. Para aproximadamente o mesmo conteúdo intersticial, analisando aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, geralmente os ferríticos tem maior limite de escoamento do que os inoxidáveis austeníticos. O limite de escoamento para aços inoxidáveis ferríticos também exibe maior dependência da temperatura que os austeníticos. A ferrita, portanto, tem o efeito de crescimento de limite de escoamento quando combinada a austenita para formar um AID, especialmente a baixas temperaturas.

Conforme apresentado anteriormente os AIDs possuem uma excelente combinação de propriedades mecânicas, como pode ser visto na Tabela 4. O seu limite de escoamento é quase o dobro do valor para os aços inoxidáveis austeníticos, além de possuir tenacidade comparável.

Tabela 4: Valores típicos de propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e duplex ⁽¹¹⁾.

Tipo	Grau UNS	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Energia absorvida no ensaio Charpy V ^(a) (J)	Resistência à fadiga ^(b) (MPa)
Austenítico	S30400	210	515-690	45	>300	120±120
Ferrítico	S43000	205	450	20	-	-
Duplex	S31803	450	680-880	25	250	285±285
	S32750	550	800-1000	25	230	300±300

Notas: a) Temperatura ambiente.

b) Tração cíclica.

É importante salientar a influência do nitrogênio nas propriedades mecânicas da liga, mostrado na Figura 11. O aumento no teor de nitrogênio aumenta a resistência da austenita pelo endurecimento por solução sólida intersticial até o ponto onde ela se torna mais resistente que a ferrita. Para pequenos teores de nitrogênio (<0,01%), a austenita tem um menor limite de escoamento, enquanto que para teores elevados de nitrogênio (>0,2%) a ferrita se torna a fase de menor resistência.

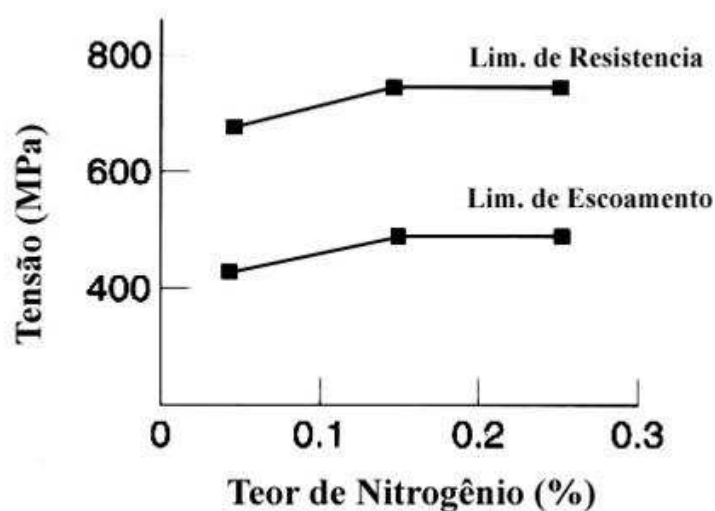


Figura 11: Efeito da adição de nitrogênio nas propriedades mecânicas do AID UNS S31803 ⁽¹⁴⁾.

Isto mostra porque o endurecimento é mais pronunciado quando se têm pequenas adições de nitrogênio. Isto se torna menos significativo quando se alcança certo nível de nitrogênio, que para o caso do AID UNS S31803 é de 0,12%.

As propriedades mecânicas dos aços duplex são influenciadas também pela anisotropia da microestrutura, principalmente por ser do tipo lamelar. Além disso, outro parâmetro a ser considerado é a espessura da chapa, pois a anisotropia aumenta com a redução na espessura devido aos efeitos decorrentes do processo de laminação. A Figura 12 mostra como o limite de escoamento varia em função da espessura da chapa e conseqüentemente da anisotropia da mesma.

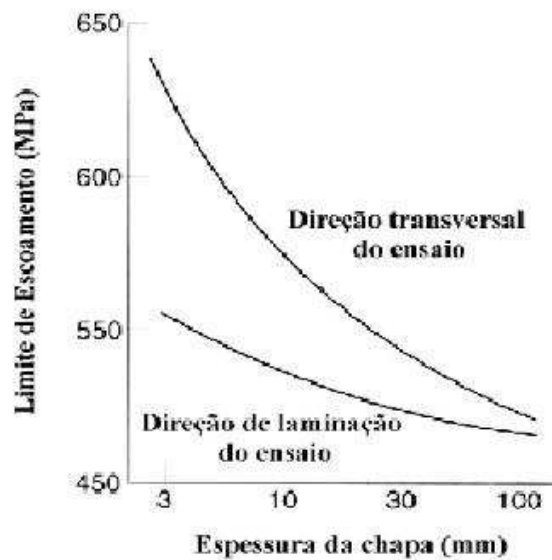


Figura 12: Representação do limite de escoamento em diferentes direções como função da espessura da chapa ⁽¹⁴⁾.

A tenacidade é também uma propriedade importante e necessária tanto no processamento como durante a utilização dos AISDs, principalmente quando estes são submetidos à soldagem. O comportamento destes aços com relação a esta propriedade depende da temperatura e dos elementos de liga presentes, pois conforme mencionado anteriormente, existe a possibilidade de precipitação de fases que afetam significativamente as propriedades mecânicas do material (Figura 13). Esta influência será discutida posteriormente.

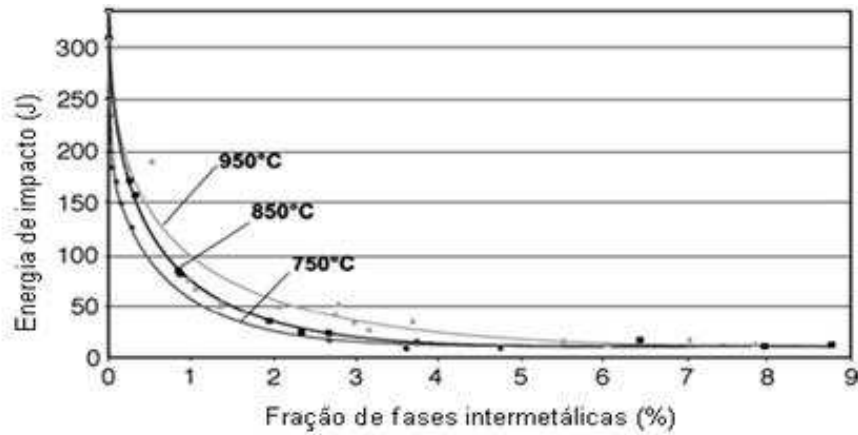


Figura 13: Efeito da precipitação de fases intermetálicas na energia de impacto de um AID ⁽⁹⁾.

O comportamento dos AIDs com relação à resistência ao impacto em função da temperatura do ensaio é mostrado na Figura 14.

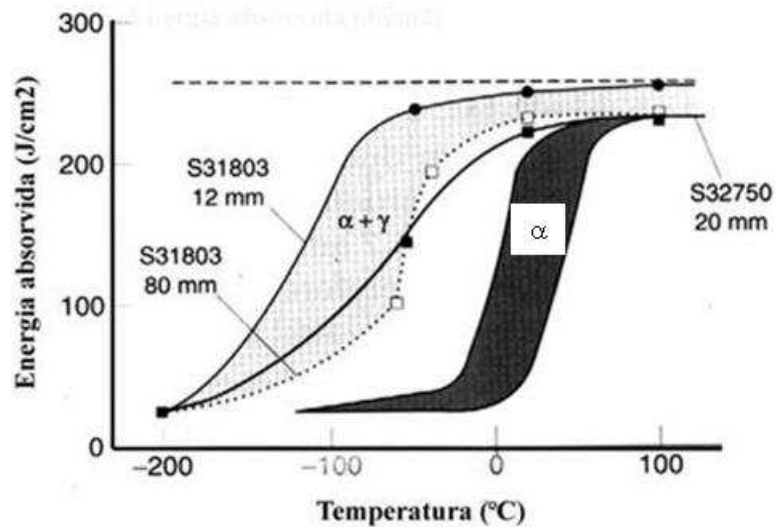


Figura 14: Energia absorvida versus temperatura, para diversos tipos de aços inox duplex ⁽¹⁴⁾.

Como algumas outras propriedades, a tenacidade também é influenciada pela fração volumétrica e distribuição da ferrita. A Figura 15 mostra como o efeito da fração volumétrica e da temperatura de ensaio afetam a energia absorvida no ensaio Charpy.

O desenvolvimento de trincas de clivagem na fase ferrítica não somente reduz a ductilidade, mas reduz extremamente a tenacidade, pois aumenta a temperatura de transição dúctil frágil.

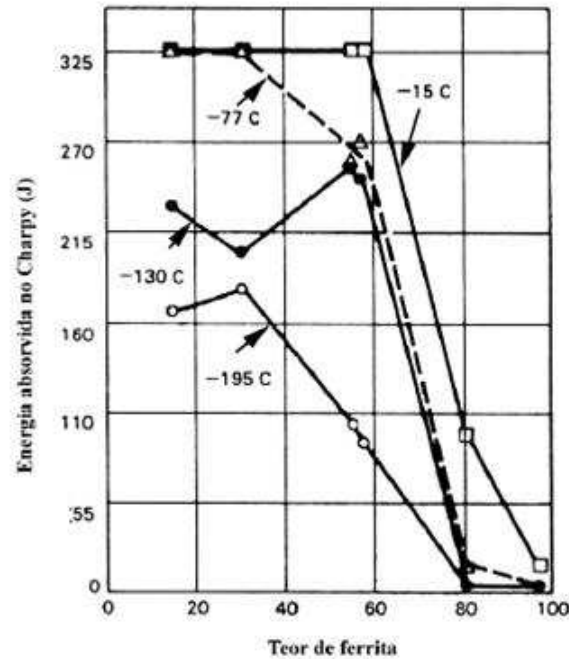


Figura 15: Influência da fração volumétrica de ferrita na energia de impacto e temperatura de transição dúctil frágil do material ⁽¹⁵⁾.

Quando a fração volumétrica de ferrita excede cerca de 60 a 70% a energia absorvida no impacto decresce rapidamente. Deve-se considerar, entretanto, que nos aços duplex, a austenita e a ferrita são conformadas em forma de lamelas na direção de laminação e a tenacidade depende da orientação tomada. A máxima tenacidade é obtida quando a propagação da trinca ocorre transversalmente à posição das lâminas, ou seja, à direção de laminação.

3.1.4 Resistência à corrosão

A ampla utilização que os AID e AISD vêm tendo nas últimas décadas é devido à sua excelente resistência a corrosão localizada (pites e frestas) e à corrosão-sob-tensão (CST),

aliadas ao bom desempenho mecânico. Entretanto, eles também são usados onde a resistência a corrosão generalizada é exigida.

A grande maioria das fases intermetálicas que precipitam nos AID são ricas em cromo e/ou molibdênio. Logo esta precipitação pode causar redução do teor destes elementos na matriz, e ainda mais grave, a formação de regiões estreitas altamente empobrecidas nestes elementos. Assim estas transformações têm grande influência nos processos de corrosão e TCST destes aços.

Os AIDs são susceptíveis à corrosão por pites (Figura 16), similar aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. A nucleação dos pites ocorre preferencialmente nas interfaces, como as interfaces α/γ . Nestas regiões, podem estar presentes sulfetos ou ocorrer a precipitação de fases intermetálicas que empobrecem a região a sua volta em cromo e/ou molibdênio. A presença de sulfetos deve ser controlada no processamento do aço, na escolha da matéria-prima e no processo de fusão e refino. Já a precipitação de fases depende da história térmica do material durante seu processamento ou durante a fabricação de equipamentos, como será discutido adiante.

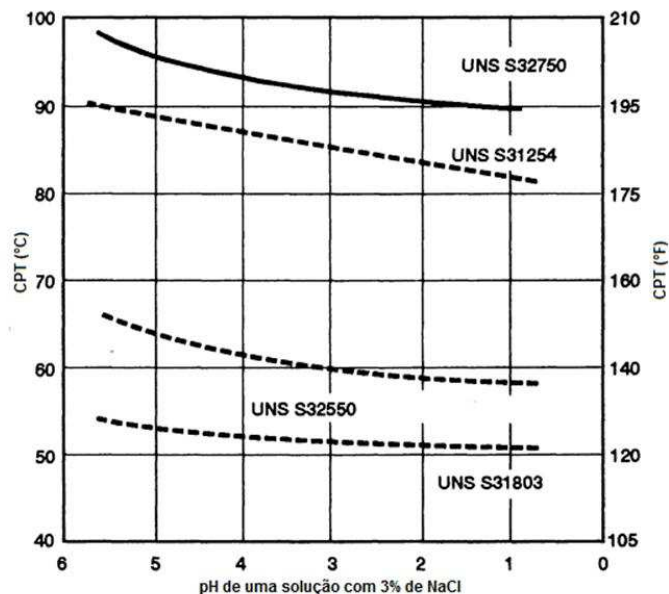


Figura 16: Influência do pH de uma solução com 3% de NaCl na temperatura crítica de corrosão por pites (CPT) ⁽¹⁶⁾.

A resistência à corrosão por pites depende fortemente da composição química da liga, principalmente dos teores de Cr, Mo, N e W. Diversas relações empíricas foram

desenvolvidas para quantificar essa resistência. Uma delas foi apresentada na Equação 1. As Equações 4 e 5 mostram de maneira similar esta relação ⁽⁴⁾.

$$PRE = \%Cr + 3,3\%Mo + 30\%N$$

Equação 4

$$PREW = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N$$

Equação 5

Podemos observar que a Equação 1 é uma medida relativa da influência do Cr, Mo e N sobre a resistência à corrosão por pites. Para assegurar uma boa resistência à corrosão por pites o PRE deve ser superior a 31 ⁽¹⁷⁾. A Equação 1 normalmente é utilizada para aços inoxidáveis austeníticos, porém pode ser usada para AID com cautela.

A Equação 4 atribui ao nitrogênio um peso maior, tendo em vista seu efeito benéfico sobre a resistência à corrosão por pites e a pronunciada participação deste elemento na austenita. Da mesma maneira a Equação 5 foi desenvolvida para AID ligados ao tungstênio, graças ao seu efeito marcante deste elemento na resistência à corrosão por pites. É necessário considerar os valores do PRE da austenita e da ferrita separadamente, devido à partição dos elementos nestas fases.

A Figura 17 apresenta uma relação linear entre o índice de corrosão por pites (PRE) e a temperatura crítica de corrosão por pites (CPT – *Critical Pitting Temperature*), para diferentes aços duplex e austeníticos. Verifica-se também nesta figura que a resistência à corrosão por pites depende da composição química basicamente, e não da relação ferrita/austenita do equilíbrio.

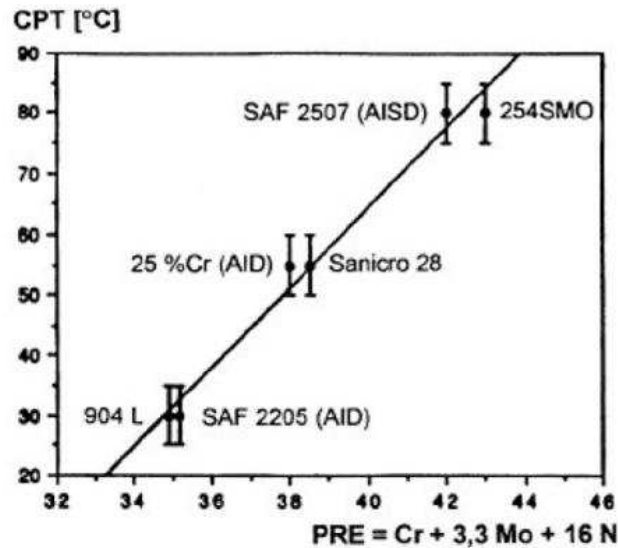


Figura 17: Relação entre o PRE e CPT de alguns aços duplex e austeníticos ⁽¹¹⁾.

Os AIDs apresentam resistência à CST superior aos aços inoxidáveis austeníticos. Tanto a composição química quanto a microestrutura tem sua influência marcada na resistência ao TCST. Esse aumento na resistência ao TCST é devido à presença da ferrita. Ela interage eletroquimicamente com a austenita, reduzindo a susceptibilidade ao trincamento ⁽¹⁾. A Figura 18 mostra o comportamento de aços inoxidáveis austeníticos e duplex em meio contendo cloreto.

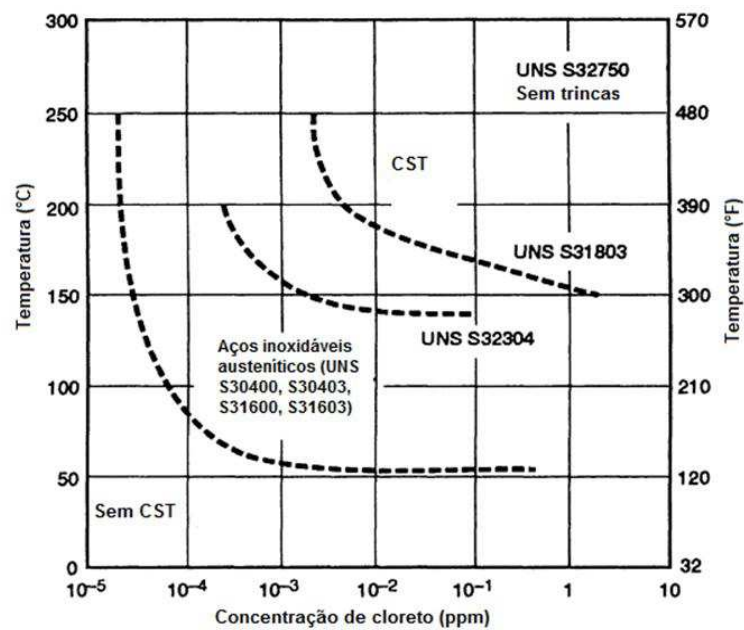


Figura 18: Resistência à CST em função da temperatura e concentração de cloreto ⁽¹⁶⁾.

A corrosão intergranular ocorre devido ao empobrecimento de cromo nas regiões adjacentes aos precipitados ricos neste elemento. Eles são geralmente do tipo $M_{23}C_6$ ou nitretos.

A excelente resistência à corrosão intergranular dos AIDs, causada pela precipitação de carbonetos e nitretos é devido a:

- As modernas tecnologias de refino utilizadas na fabricação dos aços, que permitem a obtenção de ligas com teores extremamente baixos de carbono. Desta maneira a precipitação de carbonetos é praticamente suprimida ⁽¹¹⁾.
- O teor elevado de cromo nestas ligas. Para que uma região adjacente ao precipitado empobrecida em cromo apresente uma velocidade de corrosão acentuada, o teor de cromo desta região deve estar abaixo de, aproximadamente, 12%. Este fenômeno é chamado de sensibilização. A região empobrecida em cromo em volta de um carboneto ou nitreto precipitado numa interface α/γ é diferente para austenita e ferrita, conforme mostra a Figura 19. Isto é consequência da partição diferenciada do cromo, do carbono e do nitrogênio entre a austenita e a ferrita, associada aos diferentes coeficientes de difusão destes elementos nestas duas fases. Do lado da austenita, devido ao menor coeficiente de difusão do cromo, a região empobrecida é mais estreita e com um teor mínimo de cromo menor que do lado da ferrita. Assim, este lado é mais sensível à corrosão. Dependendo do teor de cromo do aço, das condições de resfriamento e do tratamento térmico posterior, esta concentração mínima de cromo pode estar acima de 12%. Desta maneira o aço pode apresentar precipitados nas interfaces α/γ e não estar sensibilizado, conforme mostra a Figura 19b.

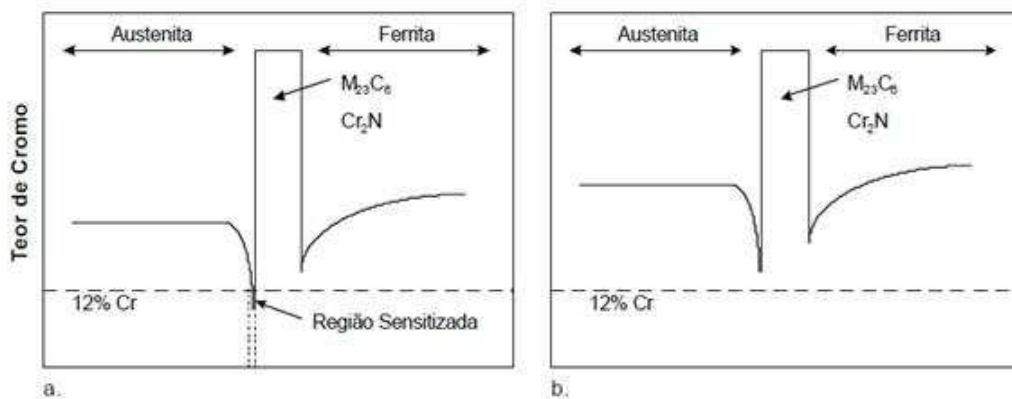


Figura 19: Esquema da concentração de cromo nas interfaces α/γ que contém carboneto do tipo $M_{23}C_6$ ou nitreto. Em (a) região sensibilizada e em (b) não sensibilizada ⁽¹⁸⁾.

3.1.5 Aplicações

Por conseguir aliar boas características tanto do ponto de vista mecânico, quanto corrosivo, o AID torna-se bastante atraente para vários ramos da indústria. Em particular, para a indústria de petróleo e gás, o AID é comumente usado em ambientes aquosos e conteúdo cloretos em alternativa aos austeníticos que sofrem tanto com a CST quanto com a corrosão generalizada. Os AISDs são mais resistentes em ambientes com altas concentrações de oxigênio ou cloretos como, água do mar. Os AIDs e AISDs foram desenvolvidos para atender as necessidades da indústria química e petroquímica, que necessitam de materiais mais resistentes que os aços inoxidáveis comuns, tanto aos meios corrosivos e altas pressões.

Os AISDs são amplamente utilizados em ambientes contendo íons da família dos halogênios, principalmente por íon cloreto (Cl). O ambiente mais comum, onde se utiliza esses materiais, são as águas marinhas, como em *hard-pipe* de plataformas de produção de petróleo, por exemplo, onde as concentrações de NaCl variam de 3,0% a 21,0%.

Novas ligas para aplicações específicas vêm sendo desenvolvidas. Entre elas pode-se mencionar, os AID de usinabilidade melhorada e as ligas endurecíveis por precipitação contendo Si, Ti e Al ⁽²⁾.

Entre as aplicações dos AIDs e AISDs podemos citar: tubos para trocadores de calor em refinarias, plataformas, tanque de armazenamento de produtos químicos, separadores gás/óleo e etc. A

Tabela 5 apresenta algumas aplicações típicas para os aços duplex.

Tabela 5: Aplicações típicas para os AID e AISD ⁽¹⁹⁾.

Tipos	Aplicações
S31803, S32760, S32750, S32550	Tubos para trocadores de calor em refinarias, indústrias de processamento, indústrias químicas e outras indústrias que usam água como fluido de trabalho.
Todos	Trocadores de calor, tanques para armazenamento de produtos químicos, vasos, reatores químicos, sistema de manipulação de ácido acético e ácido fosfórico, equipamentos de óleo e gás (linhas de fluxo multifásico, tubulações utilizadas durante a produção).
S32304	Aquecedores domésticos de água onde a resistência à corrosão por pites não é considerada.
S32750, S32760, S32550	Tubulações para uso em água do mar, sistema de combate a incêndio em plataformas de produção de petróleo, separadores gás/óleo, equipamentos de evaporadores de salinidade, plantas de dessalinização, implantes em corpo humano.

3.2 Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex

Como já mencionado, além da ferrita e da austenita, outras fases podem precipitar nos AIDs numa faixa de 300 a 1000°C. A exposição do material nestas temperaturas pode acontecer como resultados das condições de serviço, tratamento térmico e procedimento de soldagem inadequado. Como mostrado no diagrama esquemático tempo-temperatura-transformação (TTT), apresentado na Figura 20. Estas fases podem ser: fases intermetálicas (sigma, chi, carbonetos, nitretos, etc.), austenita secundária (γ_2) e fase α' .

Com poucas exceções, como é o caso dos AIDs endurecíveis por precipitação atualmente em desenvolvimento, a precipitação das mencionadas fases é indesejável.

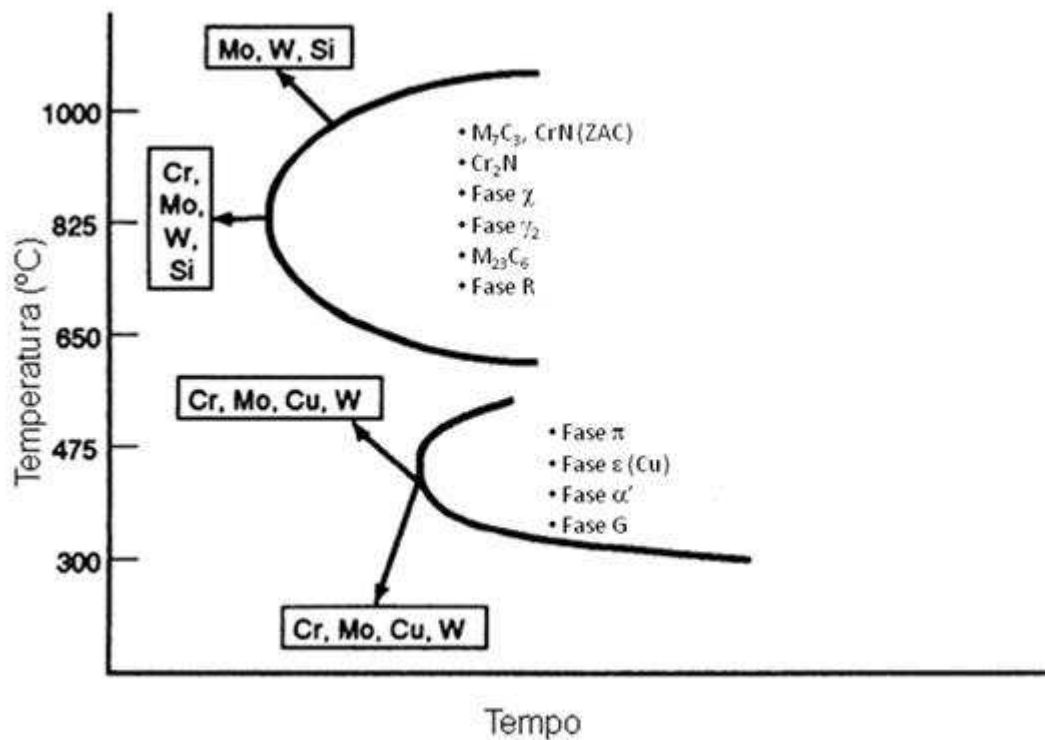


Figura 20: Diagrama TTT esquemático de precipitação de fases secundárias nos AID ⁽²⁰⁾.

As principais fases que podem precipitar e influenciar de forma significativa as propriedades dos AIDs são: os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$, a fase sigma, a fase α' , os nitretos de cromo, entre outros. A fase sigma é provavelmente a fase mais indesejável, pois compromete as propriedades mecânicas e de resistência a corrosão do material ^(22, 23).

A localização mais provável de cada uma destas fases é mostrada esquematicamente na Figura 21.

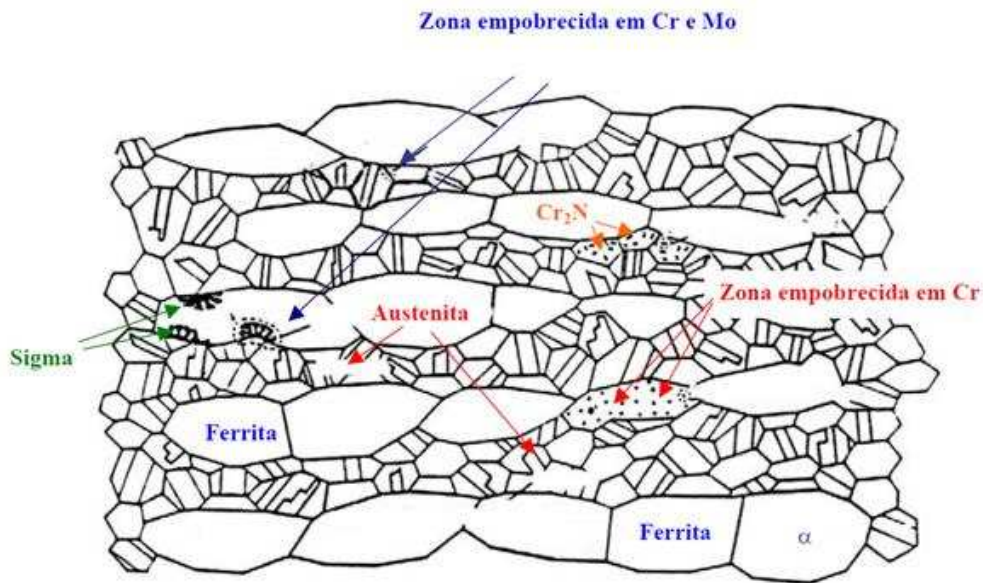


Figura 21: Representação das fases presentes em um AID que afetam a resistência a corrosão ⁽²³⁾.

3.2.1 Nitretos de cromo

O nitreto de cromo do tipo Cr_2N apresenta uma estrutura cristalina hexagonal, na qual os átomos metálicos adotam uma estrutura hexagonal compacta e os átomos não metálicos (N, C) ocupam a metade dos sítios octaédricos. A minimização da energia de deformação proveniente do preenchimento destes interstícios leva à formação de um super-reticulado. A solubilidade do Fe e do Ni no Cr_2N são muito baixas. A sua dureza está próxima dos 1300 Vickers ⁽²⁴⁾.

Nos aços inoxidáveis que não tem na sua composição química elementos com uma elevada capacidade de formação de nitretos (Ti, Nb ou V), o limite de solubilidade do nitrogênio é dado pelo equilíbrio entre a matriz e o Cr_2N . Portanto, quando o teor de nitrogênio supera esse limite, a liga se torna termodinamicamente instável e nitretos podem precipitar entre 600 e 1050°C ⁽²⁵⁾.

A direção de crescimento do Cr_2N na ferrita depende da relação entre os parâmetros de rede do precipitado e da matriz, que muda com a temperatura. Em temperaturas elevadas (ao

redor de 827 °C) a direção de crescimento é $\langle 113 \rangle_{\alpha}$ e em temperaturas mais baixas (ao redor de 527 °C) na direção $\langle 100 \rangle_{\alpha}$ ⁽²⁶⁾.

Os nitretos de cromo precipitam por nucleação e crescimento, seguindo uma curva de cinética em “C”. A nucleação se dá nas discordâncias, inclusões, contornos de grão (α/α e γ/γ) e interfaces (α/γ). A cinética de precipitação é altamente dependente da temperatura, da composição química da liga e da sua história térmica.

O nitreto de cromo pode precipitar a partir da ferrita ou da austenita. Nos AIDs, bastonetes de Cr_2N , ou plaquetas de CrN precipitam a partir da ferrita ⁽²⁷⁾. Durante o resfriamento a partir do campo ferrítico, ocorre uma competição entre a precipitação de austenita e de nitreto de cromo. Se a quantidade de austenita formada for próxima do valor de equilíbrio, praticamente todo o nitrogênio estará dissolvido nela. Como consequência, a quantidade de nitreto de cromo precipitado na ferrita é praticamente nula. Por outro lado, se a precipitação da austenita for retardada ou impedida, a ferrita torna-se supersaturada em nitrogênio, precipitando nitreto de cromo. No AID UNS S31803, ainda que as condições de resfriamento permitissem a formação da austenita, o Cr_2N é termodinamicamente estável a temperaturas abaixo de 900°C ⁽¹²⁾. A Figura 22 ilustra regiões com precipitação com nitreto de cromo.

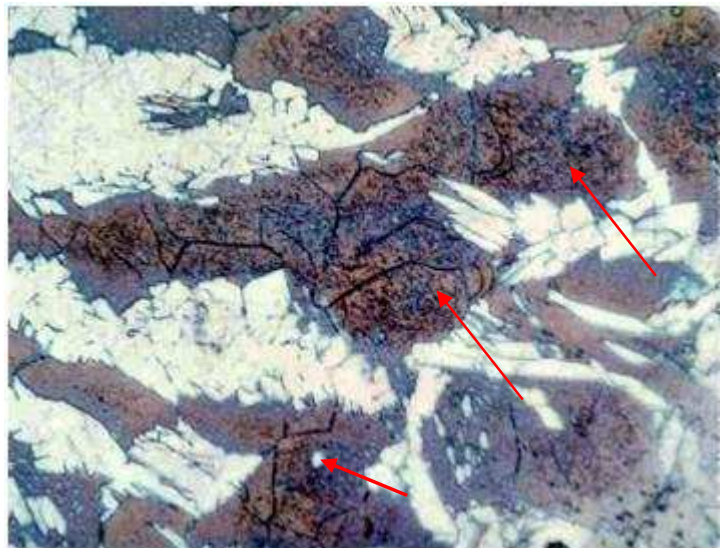


Figura 22: Detalhe mostrando a região com nitretos (setas vermelhas) Ataque: Beraha. Aumento: 1000x

A grande maioria dos autores reporta a precipitação do Cr_2N nos AIDs na faixa de temperatura de 700 a 900°C ⁽¹¹⁾.

O nitreto de cromo tipo CrN apresenta uma estrutura cristalina cúbica de face centrada ⁽²⁹⁾. Ao contrário do Cr_2N , o CrN dissolve alguma quantidade de Fe ⁽³⁰⁾.

No caso do aço UNS S31803, a qualquer temperatura o CrN é termodinamicamente menos estável que o Cr_2N e menos estável que a austenita em temperaturas abaixo de 820 °C. Porém, a precipitação de placas de CrN foi verificada no interior da ferrita na ZAC de soldas desta liga ^(27, 29). A precipitação do CrN nestes AIDs pode ser explicada pela baixa energia de ativação para a sua nucleação na ferrita, devido à relação de orientação favorável entre as duas fases ⁽²⁹⁾.

A precipitação de nitretos de cromo pode levar à diminuição da resistência à corrosão dos AIDs, sendo que, ao redor destes precipitados pode-se iniciar corrosão localizada. O teor de cromo da matriz ferrítica adjacente aos nitretos é aproximadamente 3% menor que no restante da matriz ⁽³¹⁾. Como a difusão do cromo na ferrita é facilitada, esta diferença tende a diminuir para taxas de resfriamento menores durante a soldagem. Este pequeno empobrecimento em Cr não parece justificar totalmente a corrosão localizada gerada nestas regiões. Portanto, outros fenômenos como a corrosão galvânica entre a zona empobrecida e a matriz, o desarranjo interfacial nitreto-matriz ou os esforços internos, podem contribuir para que a corrosão localizada aconteça ⁽³²⁾.

As propriedades mecânicas dos AIDs também podem ser afetadas pela precipitação dos nitretos. Esta precipitação pode levar a uma redução significativa da tenacidade. A Figura 23 apresenta a energia absorvida no ensaio Charpy de um AID (Fe-27,5%Cr-3,8%Mo-Ni-N) em função da massa de nitreto extraída da ZAC, para frações volumétricas de ferrita maiores que 70%vol.

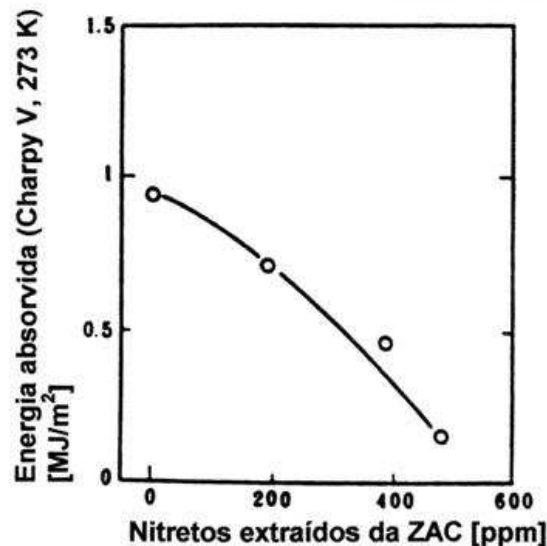


Figura 23: Relação entre a energia absorvida no ensaio Charpy (273 K) e a quantidade de nitretos de corpos de prova extraídos da ZAC de um AID ⁽³³⁾.

Em corpos de prova Charpy de AIDs testados a baixas temperaturas, 73 e 253K, fraturas por clivagem tem sido observadas na presença de Cr_2N ⁽³³⁾. É necessária uma certa cobertura dos contornos de grão com Cr_2N para que a tenacidade seja sensivelmente afetada ⁽³⁴⁾.

De uma maneira geral, devido as frações volumétricas menores, a presença dos nitretos de cromo nos AIDs é menos prejudicial que a de outras fases intermetálicas, como a fase sigma.

3.2.2 Fase σ (sigma)

Das fases precipitadas, a fase sigma é a mais importante devido a sua maior fração volumétrica observada na soldagem e a sua influência nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Apresenta uma estrutura tetragonal e é basicamente composta por Fe, Cr e Mo. É caracterizada por elevados níveis de dureza (900 a 1000 HV) e fragilidade a temperatura ambiente ⁽³⁵⁾.

A faixa de temperatura de precipitação de fase sigma depende da composição química da liga. Geralmente encontra-se na faixa de temperatura de 600 a 1000°C. Nos AID, a ferrita

é termodinamicamente metaestável na faixa de temperatura de precipitação da fase sigma (22, 36).

A ferrita também possui um teor mais elevado dos elementos formadores de fase sigma (por exemplo Cr e Mo). Dessa maneira, a precipitação da fase sigma dá-se principalmente pela decomposição da ferrita. Essa decomposição geralmente ocorre através de uma reação eutetóide, formando sigma e austenita, esta com teores mais baixos dos elementos Cr e Mo. A reação ocorre por nucleação e crescimento, apresentando uma curva de transformação em “C”. A Figura 24 mostra o diagrama TTT de precipitação de fase sigma no AID UNS S31803. A nucleação da fase sigma ocorre principalmente nas interfaces α/γ (37), podendo também nuclear nos contornos de sub-grão α/α e contornos de alta energia α/α (38).

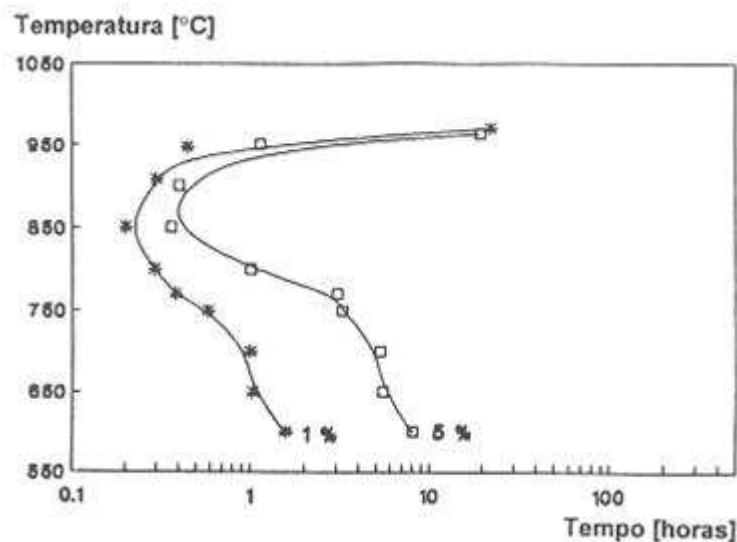


Figura 24: Diagrama TTT de precipitação de fase sigma no AID UNS S31803 (39).

Além de a ferrita ser termodinamicamente metaestável na temperatura de precipitação da fase sigma, outra razão pela qual a fase sigma cresce na direção da ferrita é que ambas as fases possuem composição química muito parecida, indicando que o crescimento da fase sigma não requer elementos de liga substitucionais de ampla faixa de difusão com o Cr e o Mo. O crescimento parece ser controlado por um desarranjo atômico dos átomos num reticulado tetragonal. Na Figura 25 é ilustrada a precipitação da fase sigma e na Figura 26 é apresentado o intermetálico precipitado num AISD envelhecido a 900 °C por 100 s.

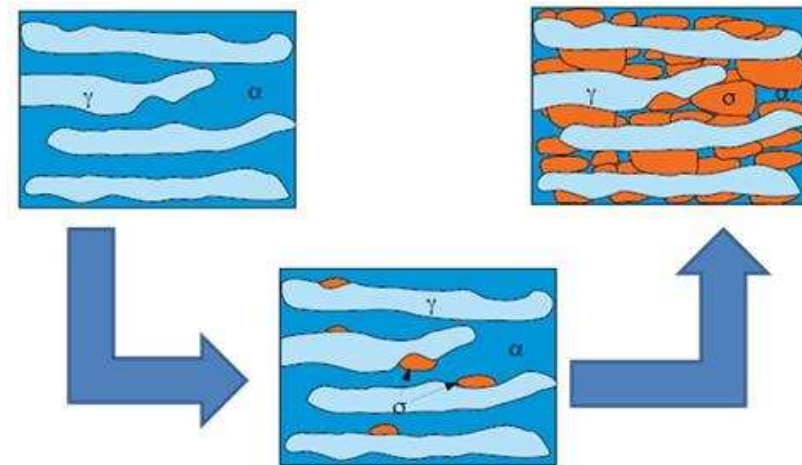


Figura 25: Ilustração esquemática da precipitação da fase sigma nos AID ⁽⁷⁾.

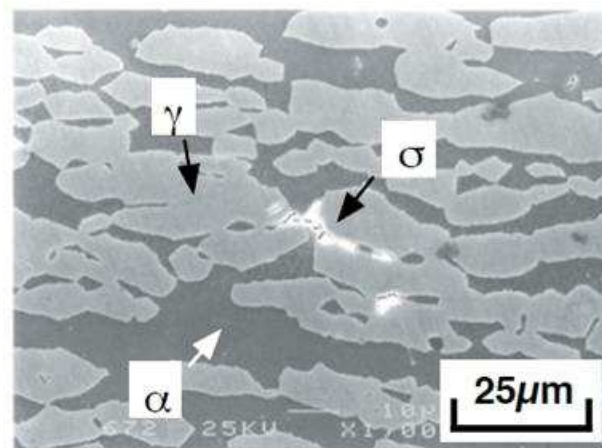


Figura 26: Precipitação de fase sigma em um AISD SAF 2507 envelhecido a 900 °C por 100s ⁽⁷⁾.

A adição de tungstênio retarda a precipitação da fase sigma, porém outra fase intermetálica, conhecida por fase χ (chi), precipita antes da fase sigma ⁽⁷⁾. A Figura 27 ilustra esquematicamente a seqüência de precipitação nestes aços. Ocorre a precipitação da fase χ primeiramente, atuando como núcleos para precipitação da fase sigma, que precipita posteriormente. Em metais de solda com composição química do tipo Fe-25,5Cr-(3-4)Mo-9,5Ni-0,25N um com adição de 2,2% de W e o outro com 0,9% de W e 0,7% de Cu, a cinética de precipitação de fases intermetálicas foi acelerada pela presença do W ⁽⁴⁰⁾. O material com o maior teor de W teve a sua curva TTT deslocada para tempos menores e expandida para temperaturas maiores. Assim, a temperatura de início de dissolução destas mesmas fases é aumentada.

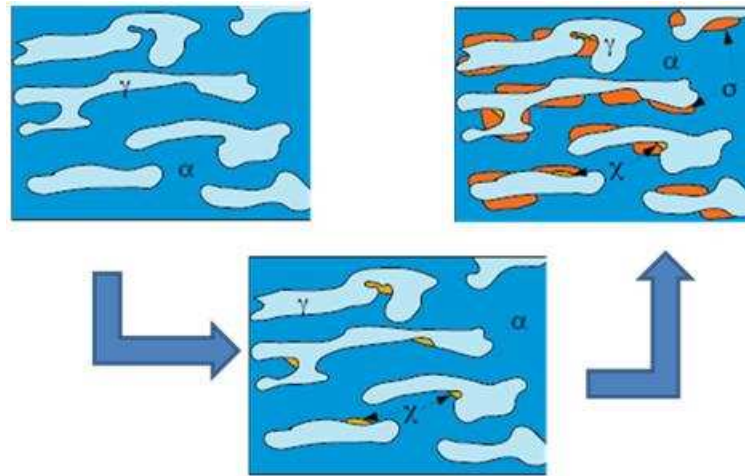


Figura 27: Ilustração esquemática da precipitação da fase sigma em AID contendo W ⁽⁷⁾.

Por outro lado, resultados de outras pesquisas mostraram que as adições de W podem reduzir a cinética de precipitação da fase sigma e outras fases intermetálicas. Outro trabalho reportou que para o AISD Fe-24,9Cr-7,2Ni-3,4Mo-0,26N-1,9W, a precipitação da fase sigma retarda em relação a um aço composição similar, mas com 0,2%W ⁽⁴¹⁾. Desta forma, segundo o autor, é possível aumentar a resistência à corrosão localizada dos AID agregando W ao contrário do Mo, de forma que a cinética de precipitação da fase sigma não seja incrementada. Um resultado similar foi encontrado por outro autor trabalhando com ligas do tipo Fe-25Cr-7Ni-3Mo-0,3N-(0-4W). Eles concluíram que para pequenas adições de W (até 1%) a cinética de precipitação da fase sigma foi incrementada no caso de envelhecimentos de curta duração. No entanto, esta precipitação foi suprimida para conteúdos intermediários de W (1-3%). Este fenômeno está associado à mudança do mecanismo de precipitação da fase sigma. Isto é, para teores de W entre 0 e 1% a nucleação acontece nas interfaces α/γ , mas para teores maiores de W, a nucleação da fase sigma ocorre no interior dos grãos de α ⁽⁴²⁾.

Outro resultado intermediário entre os anteriormente apresentados foi reportado que a resistência à corrosão e susceptibilidade à precipitação de fase sigma na família de AIDs Fe-22Cr-5,5Ni-0,15N-(0-8)W, além das ligas Fe-22Cr-5,5Ni-0,15N- 2,7W-1Mo e Fe-22Cr-5,5Ni-0,15N-2,8Mo. Foi encontrado que o aumento do teor de W acelera a cinética de precipitação da fase sigma, mas o seu efeito é muito menos marcante que o do Mo ⁽⁴³⁾. Na Figura 28 é mostrada a variação na tenacidade destas juntas com o tempo de envelhecimento a 850°C. Com relação à resistência à corrosão, parte do Mo da liga pode ser substituído por W,

podendo-se assim, obter um AID com uma resistência à corrosão adequada, mas com uma cinética reduzida de precipitação da fase sigma.

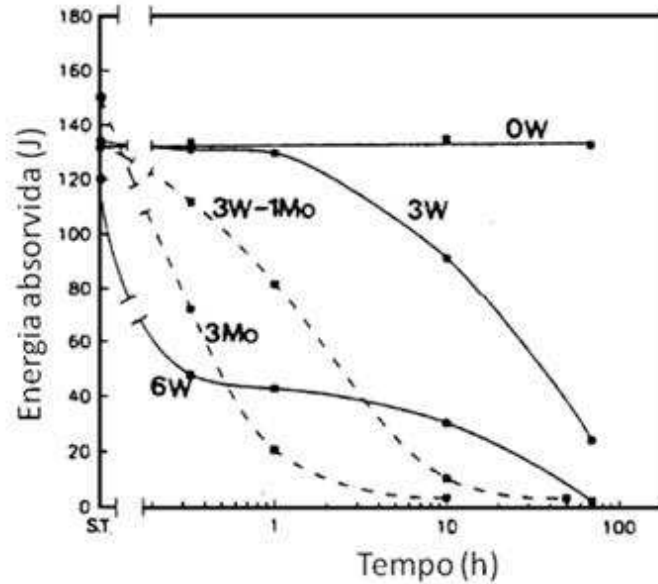


Figura 28: Variação na resistência ao impacto (ensaio Charpy) com o tempo de envelhecimento a 850°C das ligas do tipo Fe-22Cr-5,5Ni-0,15 N, com adições de W e Mo ⁽⁴³⁾.

Outro trabalho, reporta que em metal de solda (MS) do AISD SAF 2507, a fase sigma precipita a partir das interfaces α/γ_2 . Nos primeiros estágios de envelhecimento do MS ocorre a precipitação de γ_2 na matriz ferrítica e nas interfaces α/γ -Widmanstätten e então, a fase sigma cresce a partir das interfaces α/γ_2 ⁽⁷⁾. A Figura 29 ilustra esse mecanismo de precipitação.

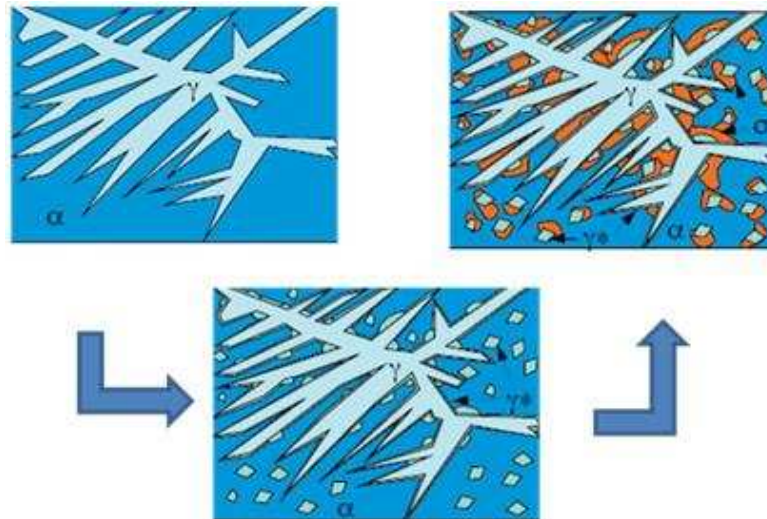


Figura 29: Ilustração esquemática da precipitação de fase sigma em MS de um AISD envelhecido ⁽⁷⁾.

A precipitação da fase sigma reduz a resistência à corrosão dos AIDs. A presença desta fase pode aumentar a taxa de corrosão de um AID em até oito vezes ⁽²³⁾. Quando submetido a ambientes ácidos (HNO_3 , H_2SO_4), o ataque preferencial da matriz empobrecida em Cr e Mo perto das partículas de fase sigma tem sido uma das explicações mais comuns para este comportamento ⁽³⁸⁾. Outro autor mostra em sua análise o comportamento de um AISD envelhecido em diferentes temperaturas, submetido a um ensaio de corrosão em solução de FeCl_3 (6% em massa), semelhante ao ensaio ASTM G48 (*Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution*) com diferentes tempos de imersão. A Figura 30 apresenta este comportamento. A resistência à CST também é reduzida pela precipitação de fase sigma ⁽⁴⁵⁾.

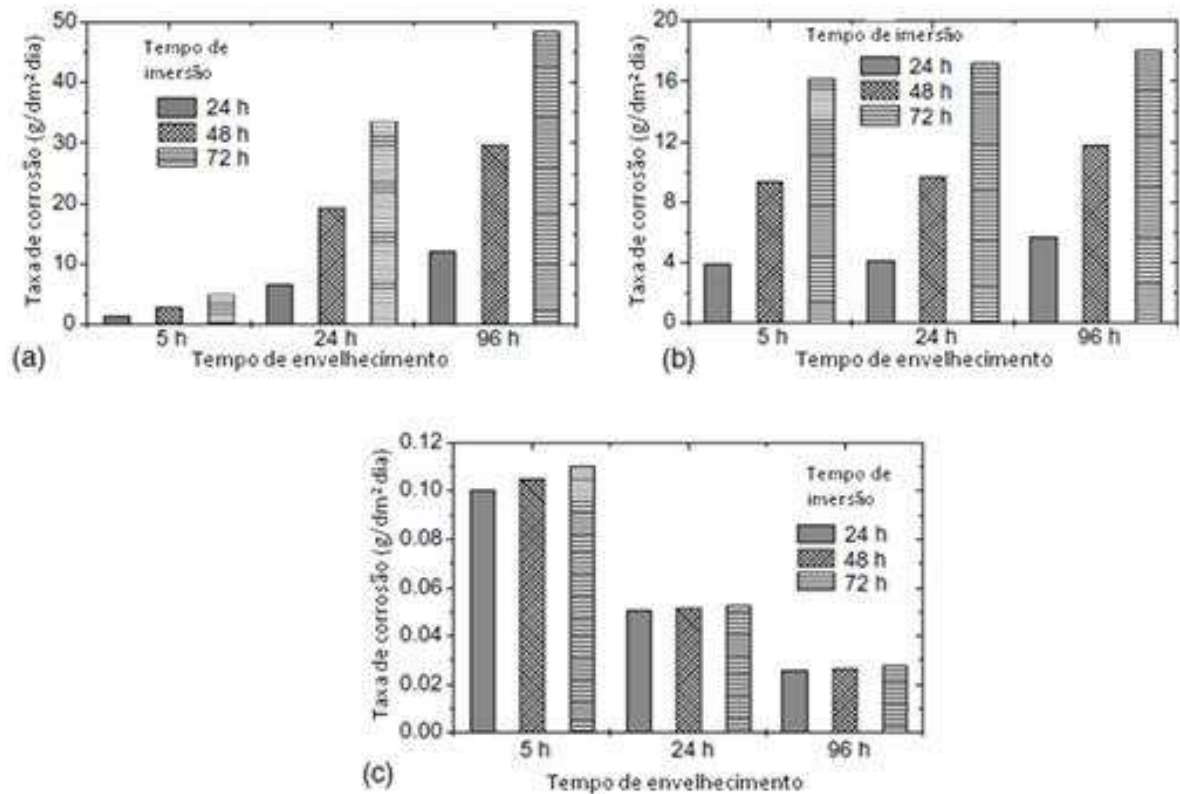


Figura 30: Histogramas mostrando a taxa de corrosão de um AISD SAF 2507 envelhecido, avaliado em diferentes tempos de imersão em solução de FeCl₃ (6% em massa).(a) 700 °C, (b) 800 °C e (c) 900 °C ⁽⁴⁴⁾.

Nos corpos-de-prova envelhecidos a 700 e 800°C nota-se que a taxa de corrosão aumenta com o tempo de envelhecimento e com o tempo de imersão, no entanto os valores de taxa de corrosão dos corpos-de-prova envelhecidos a 700°C por 96h são aproximadamente o dobro quando comparados as taxas de corrosão dos corpos-de-prova envelhecidos a 800°C por 96h. Para os corpos-de-prova envelhecidos a 900°C é apresentando um comportamento completamente diferente dos demais, o tempo de imersão praticamente não afeta a taxa de corrosão e a mesma decresce com o aumento do tempo de envelhecimento. De maneira geral a taxa de corrosão decresce com o aumento da temperatura de envelhecimento. Este fato é explicado pelo aumento da taxa de difusão e por isso há uma redução na depleção de Cr e Mo próximos aos contornos de grão e em volta dos precipitados de fase sigma. ⁽⁴⁴⁾

As propriedades mecânicas dos AIDs também são seriamente prejudicadas com a precipitação da fase sigma. O limite de escoamento e o limite de resistência à tração aumentam ligeiramente, mas o alongamento pode cair de 40% para 7%, com a precipitação desta fase ^(22, 66). A tenacidade também é bastante afetada pela precipitação da fase sigma. A precipitação de 5% de fase sigma, leva a energia absorvida no ensaio Charpy a cair para 25%

do valor inicial ⁽⁷⁾. Este comportamento é mostrado na Figura 31. A dureza também é afetada pela fase sigma, como mencionado anteriormente. A Figura 32 apresenta este comportamento. Nota-se que 5% de fase sigma é suficiente para um incremento razoável no valor da dureza.

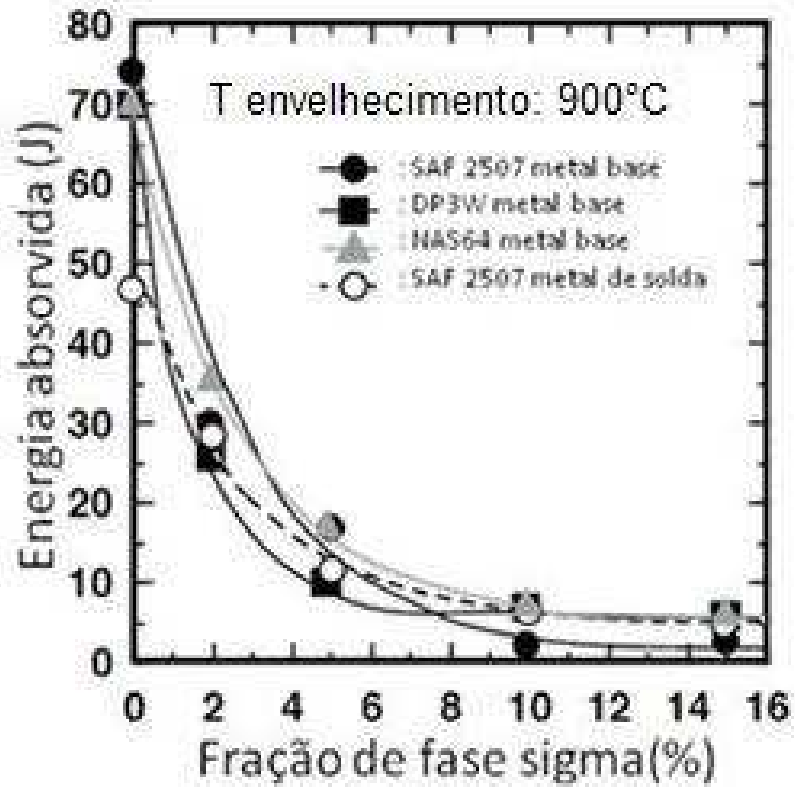


Figura 31: Efeito da fração de fase sigma na energia absorvida no impacto. Corpo-de-porva reduzido (3 mm de espessura), temperatura de ensaio 0 °C ⁽⁷⁾.

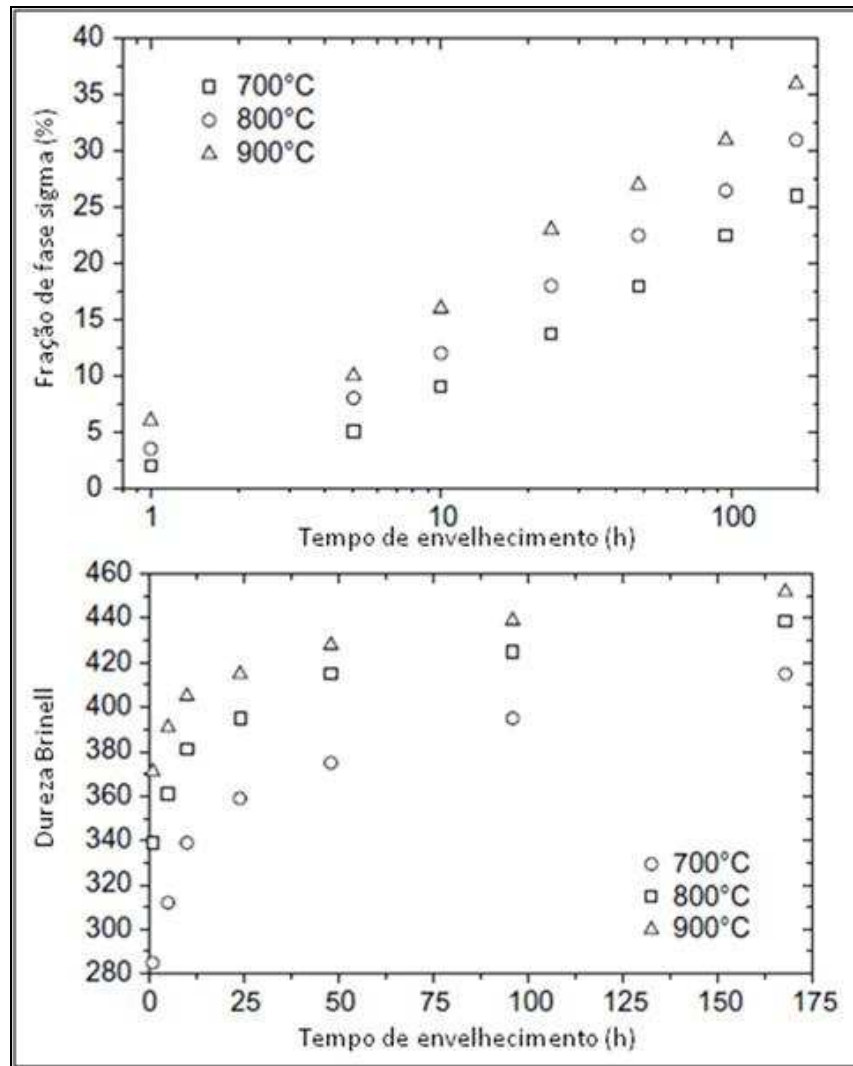


Figura 32: Relação entre a dureza e a fração de fase sigma precipitada em um AISD ⁽⁴⁴⁾.

Na soldagem dos AID e AISD, algumas causas que podem dar origem a precipitação de fase sigma pode ser de ordem material, pessoal (por exemplo: inexperiência do soldador, escolha inadequada dos parâmetros de soldagem ou mesmo falta de supervisão), características do tratamento térmico empregado.

3.2.3 Austenita secundária (γ_2)

Como já foi apresentado, os AIDs logo abaixo da temperatura solidus são totalmente ferríticos. Assim, durante o resfriamento a partir do campo ferrítico parte desta fase transforma-se em austenita primária (γ_1). Caso este resfriamento seja muito rápido, a

formação de γ_1 pode ser prejudicada, obtendo-se uma microestrutura metaestável com elevados teores de ferrita. Desta forma, durante o reaquecimento, seja por um tratamento isotérmico ou por reaquecimento devido ao processo de soldagem, a γ_2 precipita a partir da ferrita. No MS de AID são distinguidos dois tipos de γ_2 . Uma delas é formada nas interfaces α/γ , na faixa de temperatura de 800 a 900°C, não sendo outra coisa mais do que o crescimento das partículas preexistentes de γ , porém com diferente composição química. O outro tipo é formado no interior da ferrita, na forma de finas partículas aciculares, na faixa de temperatura de 800 a 1000°C ⁽³⁶⁾. O processo de nucleação e crescimento desta austenita acicular mostra uma cinética de curva em “C”, indicando que a transformação é controlada por difusão ⁽³⁶⁾. A nucleação intragranular ocorre nas discordâncias e inclusões ⁽⁴⁶⁾.

A formação de γ_2 na ZAC de soldas multipasse do AISD SAF 2507 está intimamente relacionada com a dissolução dos precipitados de Cr_2N . O nitrogênio liberado da dissolução de Cr_2N na faixa de temperatura entre 1000 e 1200 °C, atuando como elemento estabilizador da austenita, promove a formação de γ_2 ⁽⁴⁷⁾. No entanto, um outro estudo realizado com a mesma liga, submetida a tratamentos isotérmicos (700-900 °C), mostrou a precipitação cooperativa de γ_2 e pequenas partículas equiaxiais (menores de 1 μm) de Cr_2N nas interfaces α/γ_1 ⁽⁴⁸⁾.

Os teores de Cr, Mo e N da γ_2 formada no MS de um AID são menores que os da austenita previamente existente na microestrutura ⁽⁴⁹⁾. Acredita-se que a precipitação cooperativa do Cr_2N e da γ_2 tem uma relação direta com os baixos teores de Cr e N da γ_2 , dado que o nitreto retira estes elementos da α , que posteriormente transformar-se-á em γ_2 . Desta maneira, a precipitação da γ_2 leva a uma diminuição na resistência à corrosão localizada ⁽⁵⁰⁾. Por outro lado, devido à excelente tenacidade da γ , a precipitação da γ_2 causa uma melhora na tenacidade das juntas soldadas dos AIDs ⁽⁴⁷⁾.

Outra pesquisa, a qual submeteu o AID SAF 2205 a tratamentos isotérmicos (800 e 900 °C), encontrou a precipitação cooperativa de M_{23}C_6 e γ_2 . Foram observadas duas morfologias diferentes:

- Na primeira delas tem-se a precipitação lamelar de carbonetos e γ a partir da interface γ/α , dando origem à reação eutetóide $\alpha \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6 + \gamma_2$, como esquematizado na Figura 33. A precipitação dos carbonetos retira Cr da α , e desta forma a α empobrecida em Cr transforma para γ_2 , transformação que, por sua vez, rejeita Cr para α adjacente, permitindo o crescimento dos carbonetos. Estabelecendo-

se, portanto o crescimento cooperativo das duas fases. Posteriormente, devido ao reduzido teor de C nos AIDs, a precipitação de carbonetos é limitada, dando origem a uma segunda reação eutetóide do tipo $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma$ ^(50, 51).

- A outra morfologia observada nesta pesquisa foi a precipitação de carbonetos no formato de larva na interface original γ/α , seguida do crescimento de γ_2 dentro da α , como mostrado na Figura 34. Uma morfologia similar a esta última foi encontrada em diversas regiões da ZAC simulada do AID Fe-25Cr-4,6Ni-2Mo envelhecida a 650 °C por 72 ks ⁽⁵²⁾.

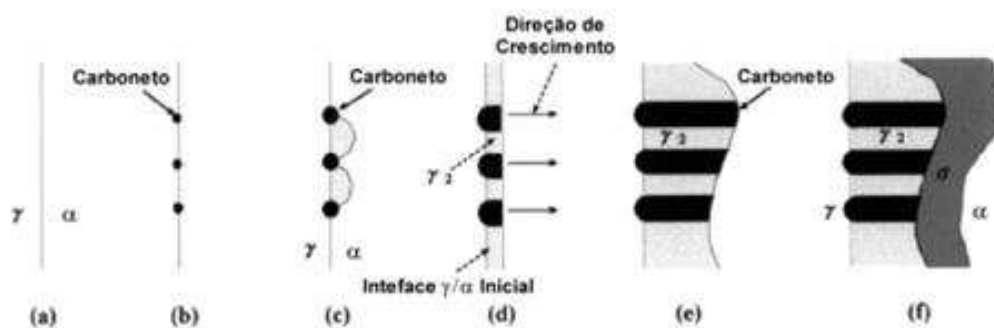


Figura 33: Diagrama esquemático mostrando a precipitação cooperativa de $M_{23}C_6$ e γ_2 a partir da interface γ/α , seguida da precipitação de σ ⁽⁵¹⁾.

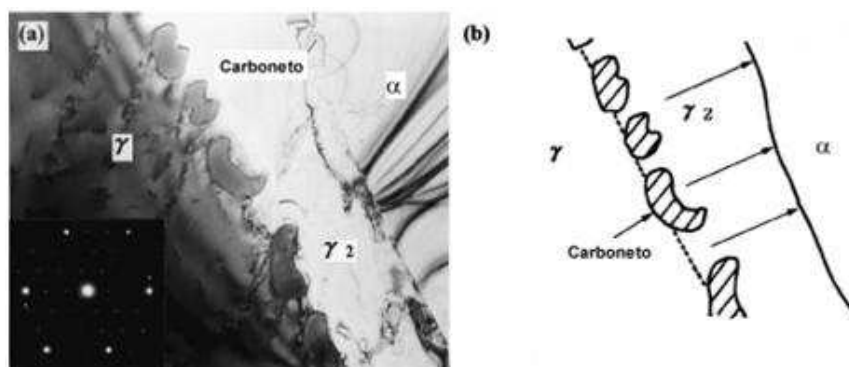


Figura 34: Precipitação de $M_{23}C_6$ na interface γ/α seguida do crescimento de γ_2 no AID SAF 2205 envelhecido a 800 °C por 1 hora. Em (a) a micrografia eletrônica de transmissão com os carbonetos na forma de “larva” precipitados na interface original γ/α e o crescimento da γ_2 , em (b) o diagrama esquemático da microestrutura ⁽⁵¹⁾.

3.2.4 Carbonetos

A precipitação dos carbonetos ocorre na faixa de 650 a 950°C ⁽³⁸⁾. Durante a precipitação nas regiões próximas aos carbonetos ocorre o empobrecimento de cromo prejudicando a resistência à corrosão. 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 35 mostra a precipitação dos carbonetos nos contornos α/γ .

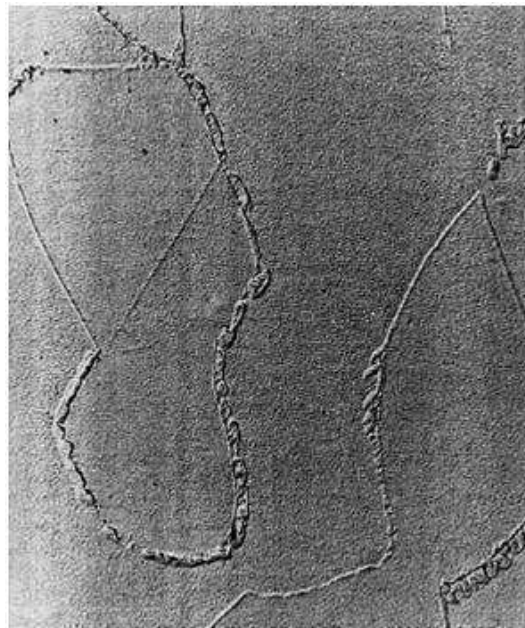


Figura 35: Micrografia de uma liga duplex após 1 minuto a 750°C, mostrando a precipitação de carbonetos nos contornos de grão α/γ (9600x) ⁽⁵³⁾.

Já foi mencionado anteriormente que nos AID e AISD esse problema foi suprimido.

3.2.5 Fase α' – fragilização a 475°C

A fase α' , também chamada de fragilização a 475°C, ocorre na faixa de temperatura entre 300 e 525°C⁽³⁸⁾ e causa considerável aumento do limite de escoamento e da dureza do material. Estes precipitados são ricos em cromo, apresentam uma estrutura cúbica de corpo centrado, são coerentes com a ferrita e tem uma grande resistência ao coalescimento mesmo por longo período de exposição entre 300 e 550°C⁽²¹⁾.

A precipitação desta fase ocorre somente na ferrita. A precipitação ocorre na forma de partículas muito finas, na ordem de cerca de centenas de ângstrons, e a sua presença imobiliza as discordâncias causando assim redução de tenacidade e ductilidade. Este tipo de fragilização leva à fratura do tipo clivagem das regiões ferríticas como mostrado na Figura 36.

A ductilidade é conferida pela austenita, a qual apresenta uma fratura dúctil do tipo alveolar (*dimples*). A formação de α' pode ocorrer por dois mecanismos: nucleação e crescimento, quando o teor de cromo na ferrita é baixo, e decomposição espinoidal quando o teor de cromo nesta mesma fase é alto⁽³⁸⁾.

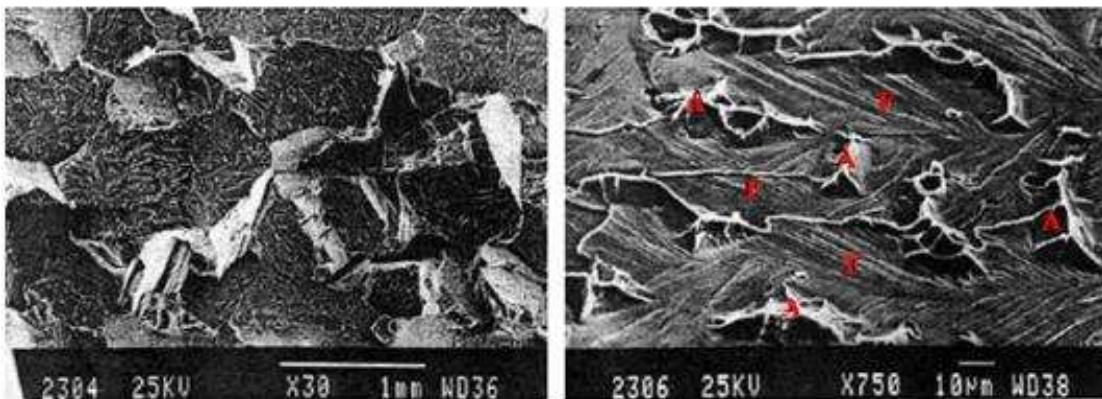


Figura 36: Aspectos da fratura do aço inox duplex UNS S31803 após longo tempo de exposição a 475°C. Microscopia eletrônica de varredura. A = austenita; F = ferrita⁽²¹⁾.

A precipitação da fase α' forma inúmeras microcélulas galvânicas. Após a precipitação, estas microcélulas, com alguns nanômetros, se formam entre a α , rica em Fe, e a fase α' , rica em Cr⁽⁵⁴⁾. Este processo pode levar a uma corrosão uniforme na ferrita conforme mostrado na Figura 37.

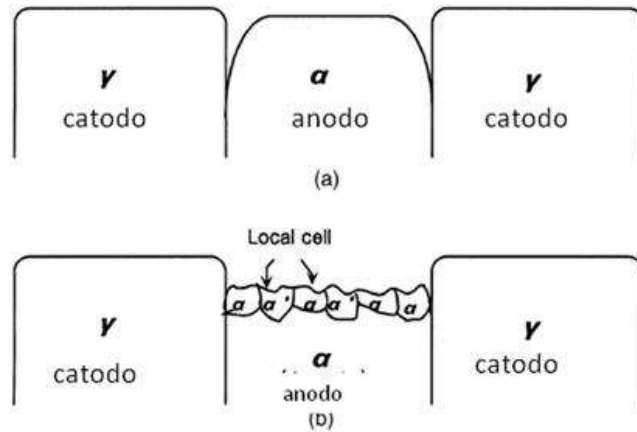


Figura 37: Comportamento esquemático de corrosão galvânica de AID (a) solubilizado e (b) envelhecido a 475 °C⁽⁵⁴⁾.

3.2.6 Outras fases observadas

A fase χ (chi) precipita também na temperatura entre 700°C e 900°C em AID e em quantidades menores que a fase σ , além da sua precipitação ocorrer para tempos menores. É considerada como uma fase metaestável agindo como facilitadora para a formação de fase sigma, decompondo-se completamente nela após longos tempos de exposição, conforme mencionado anteriormente. É uma fase rica em cromo e molibdênio. Também tem efeitos nocivos sobre as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, mas devido a sua coexistência com a fase sigma, estes efeitos são difíceis de serem separados⁽³⁸⁾.

A fase R (Fe_2Mo) precipita em pequenas quantidades no intervalo de temperatura entre 550 e 650°C após várias horas de exposição. Pode-se formar tanto em sítios intergranulares quanto em intragranulares, são ricas em molibdênio e reduzem a resistência à corrosão por pites⁽³⁸⁾.

Em ligas contendo cobre e/ou tungstênio, outro mecanismo de endurecimento pode ocorrer. Neste caso a supersaturação da ferrita devido ao decréscimo da solubilidade em baixas temperaturas leva a precipitação de partículas extremamente finas, ricas em cobre, da fase ϵ . Sua precipitação pode ocorrer em exposição a 500°C por 100h. Esta fase também fragiliza os AISDs⁽³⁸⁾.

3.3 Soldagem dos AISDs

O campo de aplicação dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos é bastante diversificado devido às propriedades mecânicas e de resistência à corrosão que eles apresentam. Entretanto, em produtos que envolvam processos de soldagem, a utilização dos aços inox ferríticos torna-se difícil devido à tendência de prejuízos em algumas propriedades como a tenacidade e a ductilidade, principalmente pela formação de grãos grosseiros na ZAC, quando expostos aos ciclos térmicos de soldagem. Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam melhor soldabilidade, mas são susceptíveis a trincas de solidificação e CST. O AISD, por apresentar um equilíbrio microestrutural entre a ferrita e a austenita, possuem uma combinação interessante de propriedades: a soldabilidade e conformabilidade dos aços inox austeníticos com a resistência à CST dos ferríticos.

A larga utilização dos AISD na indústria exige, muitas vezes, a necessidade da aplicação de processos de soldagem. No entanto, na soldagem, não sendo tomadas algumas precauções, pode levar ao comprometimento das propriedades, tanto mecânicas quanto de resistência à corrosão, do AISD. Além disso, todo o planejamento da soldagem deve ser feito de modo a tentar manter o balanço de fases da junta soldada o menos alterado possível e evitar a precipitação de fases indesejadas, como as citadas anteriormente. Para tanto, faz-se necessário dar atenção especial à composição química do consumível, as temperaturas atingidas pela junta e os tempos de permanência em tais temperaturas.

3.3.1 Técnica de soldagem

As práticas de soldagem usadas com os aços inoxidáveis austeníticos, como limpeza com acetona, por exemplo, para remoção de possíveis resíduos de óleos, graxa; uso de gás de purga; evitar a contaminação com aço carbono etc., devem ser usadas também com os AISDs. Além disso, a técnica de soldagem é voltada para manter a microestrutura balanceada na junta soldada e conseqüentemente, manter as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão as menos alteradas possíveis. Isso envolve tanto as mudanças de composição química na poça de fusão, como o controle da história térmica da junta.

3.3.2 Processos de soldagem

Praticamente todos os processos de soldagem a arco convencionais podem ser usados na soldagem dos AISDs. O uso de processos com uma fonte de calor de alta densidade, como o feixe de elétrons ou o laser, tem a sua aplicação limitada. Nestes casos a formação da austenita é impedida devido as elevadas taxas de resfriamento da junta ⁽³⁹⁾.

O mesmo acontece na soldagem por resistência e por atrito. SAW com eletrodo em fita, ESW (*Electro-Slag Welding*) e soldagem por explosão têm sido utilizados para fazer revestimentos com AISDs ⁽⁵⁵⁾.

É conhecido que os processos GTAW e SMAW são classicamente mais consagrados que o processo GMAW, visto que acerca deste último poucos trabalhos são encontrados na literatura.

3.3.2.1 Processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*)

Este processo baseia-se na formação do arco elétrico entre a peça e um eletrodo maciço no consumível, continuamente alimentado. A poça de fusão, assim formada, é protegida por um gás, ou mistura de gases, inerte ou oxidante (“ativo”) ⁽⁵⁶⁾.

O processo GMAW é empregado desde pequenas indústrias até aquelas responsáveis por grandes produções e/ou alta qualidade. Esta flexibilidade se alia aos seguintes fatores ⁽⁵⁶⁾:

- Baixo teor de hidrogênio no MS;
- Maior taxa de deposição (produtividade), quando comparado a processos manuais;
- Facilidade de operação;
- Automação.

O equipamento básico para a soldagem GMAW consiste de fonte de energia, tocha de soldagem, fonte de gás e alimentador de arame. A Figura 38 mostra esquematicamente o equipamento utilizado. No processo GMAW, a corrente contínua eletrodo positivo (CCEP) é empregada na imensa maioria das aplicações. O eletrodo negativo (CCEN) pode ser

conveniente, apresentando menor penetração, mas com problemas de estabilidade do arco sob certas condições ⁽⁵⁶⁾.

O comprimento de arco deve ser mantido estável. Uma fonte de potência com curva característica tensão constante (“plana”) realiza a “auto-ajustagem” do arco. Caso seja utilizada uma fonte com curva característica corrente constante (“tombante”), deverá ser acoplado um sistema “tensão sensível” a esta fonte. Para qualquer variação no comprimento do arco, a alteração na tensão será rapidamente corrigida.

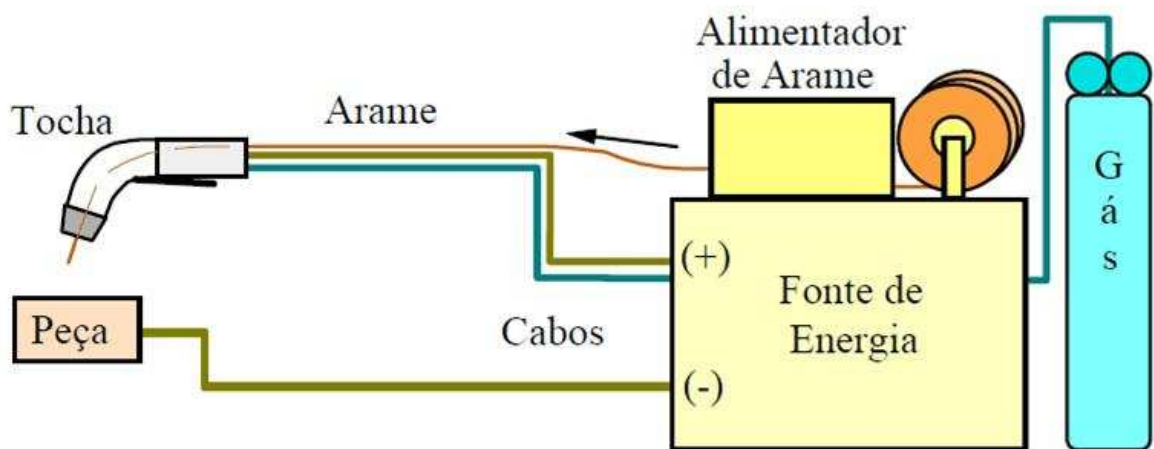


Figura 38: Equipamento GMAW (esquemático) com detalhe da tocha.

Neste processo de soldagem, mais do que em qualquer outro, a forma como o metal de adição se transfere do eletrodo para a poça de fusão pode ser controlada através do ajuste dos parâmetros de soldagem e determina várias de suas características operacionais. A transferência de metal através do arco se dá, basicamente, pelos seguintes modos: curto-circuito, globular, gotas repelidas e projetadas, axial em aerosol (“spray”) e axial por corrente pulsada ⁽⁵⁶⁾.

No presente trabalho, foram utilizados dois tipos de transferência do metal: curto-circuito controlado (STT[®] – “*Surface Tension Transfer*”) e axial por corrente pulsada.

A) Curto-circuito controlado – STT[®]

De uma maneira geral, o funcionamento do processo se baseia na garantia de que o contato entre a gota metálica e a poça de fusão ocorra em baixo nível de corrente, no fornecimento de uma corrente responsável pela transferência da gota, e na redução de corrente antes que a ponte metálica se rompa e a gota se transfira.

A Figura 39 mostra as etapas do processo de destacamento da gota e a variação da corrente e tensão com o tempo.

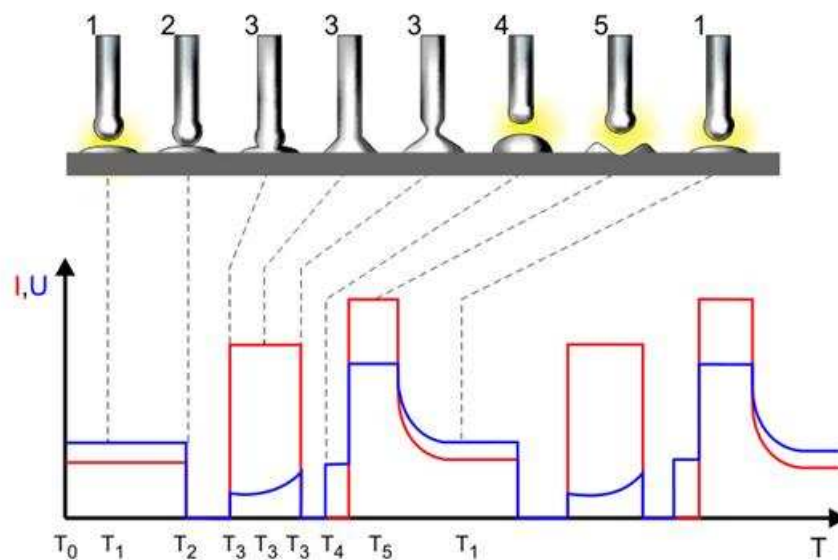


Figura 39: Fases básicas de um sistema curto-circuito controlado moderno ⁽⁵⁷⁾.

A fase 1 é a fase de arco aberto. A corrente é mantida em patamar baixo, porém garantindo o aquecimento dos eletrodos (gota e poça) e a fluidez dos mesmos, assim como a manutenção do arco.

O processo vai para a fase 2 quando a tensão cai abaixo da chamada tensão de curto-circuito (U_{cc}), normalmente 12V, caracterizando o contato entre a gota e a poça metálica. Nesta fase, a corrente é reduzida ainda mais, reduzindo a tendência a se gerarem respingos, deixando que a gota se assente suavemente. Considera-se aqui o fato de que nos primeiros momentos do curto-circuito, a força da tensão superficial é preponderante sobre a dinâmica da transferência da gota.

A fase 3 é caracterizada por uma alta corrente, que gera as forças magnéticas que atuarão no destacamento da gota. Este pulso de corrente deve ser dado após a estabilização da ponte líquida. Nesta fase, ocorre a aquisição dos sinais que traduzirão a situação momentânea da solda, e que serão realimentados ao sistema, o qual atuará no intuito de manter a estabilidade. Um desses sinais reflete a situação geométrica da ponte metálica, e tem como função informar a iminência da reabertura do arco. Quando esta iminência for detectada, a corrente deve ser reduzida à da fase 4, reduzindo a tendência a respingos, inerente a esse momento. O sistema comercial mais conhecido utiliza o sinal de variação de tensão (dU/dt) para isso.

A fase 4 também tem um tempo estipulado e é nela que deve ocorrer a reabertura do arco, em corrente baixa.

A fase 5 é composta por um pulso de corrente, destinado à formação de uma nova gota metálica na ponta do arame-eletrodo. A energia deste pulso deve corresponder à necessária para que se forme uma gota de mesmo tamanho que a anterior.

À forma da transição da fase 5 para a fase 1 são atribuídas as funções de amortecimento da poça, pela redução suave da corrente, e de “controle grosseiro” da energia de soldagem e fluidez do material fundido. Esta transição é conhecida por “*tail out*”.

Este processo é aplicado na soldagem de passe de raiz em dutos e tubulações.

O controle da corrente neste processo confere as seguintes vantagens⁽⁵⁸⁾:

- Uma soldagem com energia de soldagem controlada, reduzindo as discontinuidades metalúrgicas por transformações de fases, assim como menor distorção do material.
- Um controle adequado da corrente diminui a perda de material de aporte por respingos e ao mesmo tempo o calor transferido na gota metálica é entregue por completo à poça de fusão.
- Um cordão estreito, uniforme e de boa penetração
- Velocidade de soldagem maior em relação à transferência só por curto-circuito.
- A sua versatilidade permite soldar em todas as posições.

As desvantagens apresentadas são:

- Precisa de operadores qualificados, devido à necessidade de uma boa seleção dos parâmetros de soldagem.
- O custo da fonte de poder em comparação com uma fonte convencional GMAW, é muito maior.

B) Transferência axial por corrente pulsada.

A introdução de pulsos na corrente, com frequência e amplitude pré-determinadas, permite transmitir gotas continuamente e em alto número, utilizando uma energia de soldagem muito menor, quando comparado ao processo convencional. (corrente constante no tempo) ⁽⁵⁶⁾.

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

$$I_m = (I_p t_p + I_b t_b) / (t_p + t_b)$$

Equação 6

A corrente I_b tem a função de manter o arco durante o período t_b . Durante o intervalo t_p , deve ocorrer a corrente I_p , cujo valor deve ser maior que a corrente crítica (transição de transferência goticular para aerosol) I_c , possibilitando a transferência de uma gota por pulso. A Figura 40 ilustra o comportamento da corrente com o tempo neste processo.

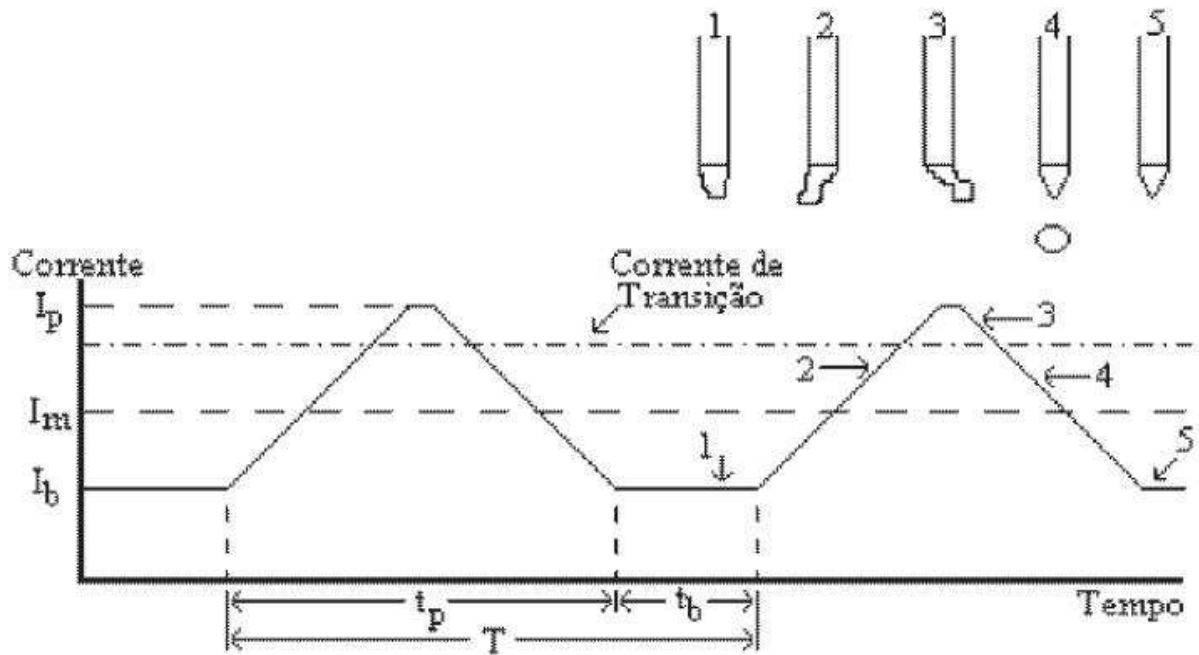


Figura 40: Soldagem GMAW pulsada demonstrando as etapas de transferência ⁽⁵⁶⁾.

Logo, conforme observado na figura acima, existem os seguintes estágios de formação da gota ⁽⁵⁶⁾:

- I. Aquecimento;
- II. Constrição do líquido formado na ponta do arame;
- III. Crescimento da gota;
- IV. Separação da gota;
- V. Re-início do ciclo.

O processo GMAW pulsado possui as seguintes vantagens:

- Baixa ocorrência de respingos;
- Ampla faixa de espessuras para soldagem;
- Possibilidade de soldar em qualquer posição;
- Fontes com altas velocidades de resposta;
- Maior taxa de deposição, comparado ao GMAW convencional;
- Menor energia de soldagem utilizada, comparado ao GMAW convencional;

- Melhor qualidade, comparado ao GMAW convencional.

Com relação às desvantagens, são as mesmas apresentadas do processo STT[®].

3.3.2.1.1 Tipos de gases

A proteção do arco e poça de fusão é obtida por um gás ou mistura de gases. Se este gás é inerte (Ar/He), o processo é também chamado MIG (*Metal Inert Gas*). Por outro lado, se o gás for ativo (CO₂ ou misturas Ar/O₂/CO₂), o processo é chamado MAG (*Metal Active Gas*).

A função principal dos gases de proteção é isolar a poça de fusão da atmosfera.

Os principais efeitos dos gases de proteção residem no modo de transferência do metal, propriedades mecânico/metálicas da junta soldada, geometria do cordão e aparência da junta soldada, estabilidade do arco e operacionalidade do processo ⁽⁵⁶⁾.

Hélio (He) e argônio (Ar) são gases inertes. Ambos são empregados nas misturas de gases utilizadas para soldagem dos ASID e AID. As diferenças físicas entre o argônio e o hélio são densidade, condutividade térmica, potencial de ionização, que influem nas características do arco.

O argônio é aproximadamente 1,4 vezes mais denso que o ar, enquanto a densidade do hélio é 0,14 vezes a densidade do ar. O argônio é mais eficiente na proteção do arco e da poça de fusão na posição plana ⁽⁵⁹⁾.

A vazão do hélio deve ser cerca de 2,5 vezes maior que a vazão do argônio para a mesma proteção, devido à grande diferença de densidade. O hélio possui maior potencial de ionização que o argônio, acarretando num aumento de tensão do arco para uma mesma corrente, aumentando a energia de soldagem e produzindo um arco “mais quente”. Dessa forma, esse gás produz um cordão com perfil de penetração mais uniforme. No Brasil o hélio é pouco utilizado devido a seu alto custo. Na soldagem GTAW autógena, a adição de hélio no gás de proteção não afeta a resistência à corrosão e o balanço de fases, e praticamente não afeta a taxa de ganho ou perda de nitrogênio do MS ⁽⁶⁰⁾. Neste mesmo trabalho, também foi reportado que soldagens realizadas com argônio como gás de proteção, o teor de nitrogênio do MS é menor que o teor de metal base, no entanto para adições acima de 2% de nitrogênio no gás de proteção ocorre o contrário.

O dióxido de carbono (CO_2), na soldagem dos AISDs e AIDs, tem a função de fornecer oxigênio para a poça de fusão, a fim de aumentar a fluidez da poça. Além disto, promove a existência de vários pontos catódicos sobre a ponta do arame. Com argônio puro, é produzido apenas um ponto catódico, fazendo com que se deposite um cordão com geometria irregular e permitindo a contaminação da poça de fusão pela atmosfera ⁽⁵⁶⁾. O dióxido de carbono é limitado á 5% no máximo para soldagem de AISD e AID.

A Figura 41 apresenta esquematicamente o perfil de um cordão de solda em relação ao gás utilizado.

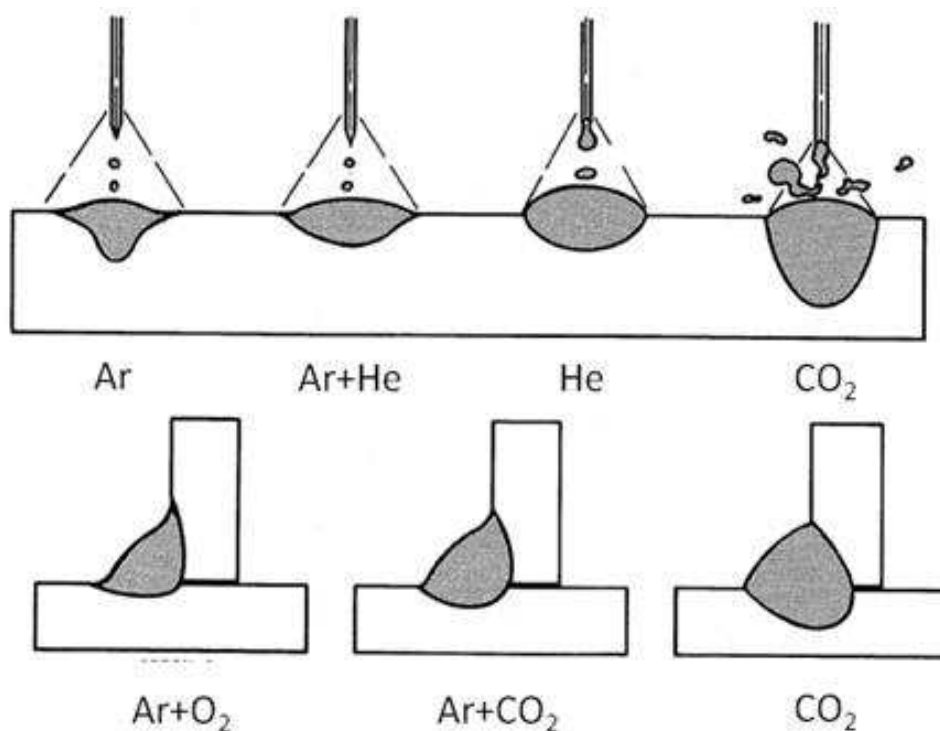


Figura 41: Efeito da mistura gasosa no perfil do cordão de solda ⁽⁵⁹⁾.

O nitrogênio (N_2) é adicionado em teores de no máximo 5%. Na soldagem dos AID e AISD, tem a função de promover a formação de austenita no MS e evitar uma depleção de nitrogênio no mesmo. A Figura 42 apresenta a influência da fração de nitrogênio no gás de proteção no teor de nitrogênio do MS. A soldagem foi realizada na posição 5G utilizando o processo GTAW.

Na soldagem dos AISD e AID, com processo GMAW pulsado geralmente utiliza misturas de Ar-He- CO_2 , com maior quantidade de argônio, contendo ou não nitrogênio. Para

curto circuito controlado, a mesma combinação de mistura é desejada, com a seguinte mistura 90%He-7,5%Ar-2,5%CO₂, encontrada na literatura ⁽⁵⁹⁾.

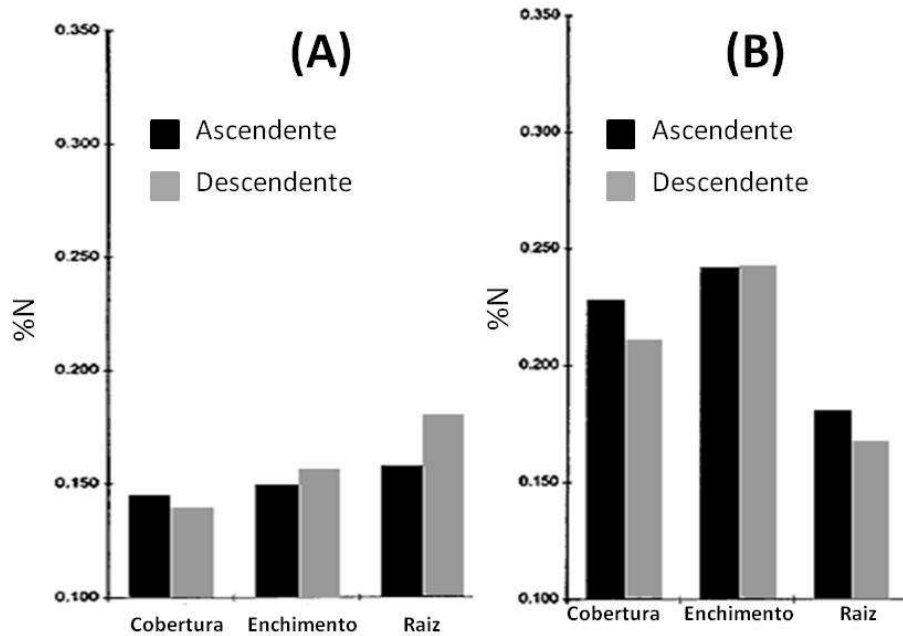


Figura 42: Influência da presença de nitrogênio no gás de proteção no MS do AISD UNS 32750. (A) Ar. (B) Ar - 2,5% N₂ ⁽⁶¹⁾.

Quanto ao gás de purga, geralmente é utilizado nitrogênio ou argônio ou mistura desses gases, com intuito de evitar a oxidação metálica. A utilização do nitrogênio requer certos cuidados, pois este elemento afeta o balanço das fases α e γ .

3.3.2.1.2 Metal de adição

Com o intuito de facilitar a formação de austenita na zona fundida (ZF), geralmente são usados metais de adição com um teor de Ni de 2,5 a 3,5% acima do metal base. Por exemplo, para soldar o aço UNS S32760 (Fe-25%Cr-7%Ni-3,5%Mo) é utilizada uma adição do tipo Fe-25%Cr-9,5%Ni-4%Mo, conforme utilizada neste trabalho. Com o uso destas adições e o controle da diluição, os teores de ferrita podem ser mantidos ao redor de 50%. Segundo um fabricante de consumíveis para o aço UNS 32750, apenas há uma queda no teor

de nitrogênio no MS de 0,04% para os processos GTAW e GMAW com argônio como proteção gasosa ⁽⁶²⁾.

O teor de austenita da ZF também pode ser controlado pela introdução de N na poça de fusão através do metal de adição. Além disso, com uma poça de fusão rica em N, evita-se que este elemento migre da ZAC para a poça de fusão ⁽¹²⁾.

As adições devem garantir teores de C, P e S no MS menores ou iguais aos do metal base.

3.3.3 Energia de soldagem

A Equação 7 define energia de soldagem:

$$H = \eta \frac{UI}{v}$$

Equação 7

Onde:

- H : energia de soldagem (kJ/mm)
- η : rendimento
- U : tensão do arco (V)
- I : corrente elétrica (A)
- v : velocidade de soldagem (mm/s)

Uma energia de soldagem elevada tende a produzir uma taxa de resfriamento menor da junta. Como consequência, favorece a precipitação de austenita, equilibrando a microestrutura. Da mesma maneira pode favorecer a precipitação de fases intermetálicas e o crescimento de grão, dependendo da temperatura máxima atingida. Uma energia de soldagem baixa acarreta em uma taxa de resfriamento elevada. Assim, a precipitação de austenita é dificultada, produzindo uma fração elevada de ferrita. Neste caso ocorre a precipitação de nitretos de cromo na ferrita. Em ambos os casos tem-se uma severa diminuição na tenacidade e na resistência à corrosão do material. Portanto, tem sido propostas por diversos autores janelas operacionais baseadas na energia de soldagem. Porém, como a energia de soldagem não é o único fator que influi na microestrutura obtida, encontra-se na literatura uma grande dispersão entre os dados reportados. Em geral são sugeridos valores menores de energia de soldagem para os AISDs que para os AIDs.

3.3.4 Outras variáveis

Geralmente o preaquecimento não é recomendado, mas algumas vezes é usado quando chapas grossas de um AID de baixo nitrogênio são soldadas com uma energia de soldagem baixa. No caso dos AIDs com alta liga, o preaquecimento pode prejudicar as propriedades da junta ⁽⁵⁵⁾. Quando for requisitado, a temperatura máxima recomendada é de 150°C ⁽⁶³⁾.

A temperatura entre passes deve ser a mais baixa possível a fim de evitar a precipitação de fases intermetálicas. A faixa de temperatura recomendada é de 60 a 150 °C quando se estiverem soldando AISD e de 150 a 200 °C no caso de AID ⁽⁵⁵⁾.

O tratamento térmico pós-soldagem não é muito comum, exceto quando soldadas chapas grossas com metal de adição de baixa liga ou soldagem autógena. O aquecimento até a temperatura de tratamento deve ser bastante rápido. As temperaturas recomendadas são de 1050-1100°C para os AIDs e de 1070- 1120°C para os AISDs. Um tempo de 5-30 minutos são suficientes para dissolver os nitretos, carbonetos e demais fases intermetálicas que possam existir e para obter as frações adequadas de ferrita a austenita. O resfriamento posterior deve ser rápido para evitar a reprecipitação de fases intermetálicas, conforme foi visto anteriormente.

3.3.5 Metalurgia da soldagem dos AISDs

A estrutura obtida na ZF e na ZAC depende entre outros fatores da história térmica a que é submetida cada uma destas regiões. Durante o processo de soldagem de um AISD, no decorrer do aquecimento e do resfriamento, ocorrem mudanças microestruturais no material. Estas mudanças devem ser controladas de modo que as propriedades da junta soldada sejam as melhores possíveis. Conforme discutido anteriormente, este controle pode ser exercido através da composição química e da história térmica. A composição química da ZF pode ser mudada através do metal de adição e/ou da composição do gás de proteção. A história térmica determinará basicamente a microestrutura na ZAC dos AISDs e eventualmente, na ZF.

A Figura 43 apresenta algumas das modificações microestruturais ocorridas na junta soldada de um AID. Observando-se esta figura, notam-se 5 regiões na junta soldada: Zona fundida, zona parcialmente fundida, zona de crescimento de grão de ferrita, zona bifásica parcialmente transformada e zona bifásica similar ao metal base. Não foi representada a precipitação de outras fases além da ferrita e a austenita.

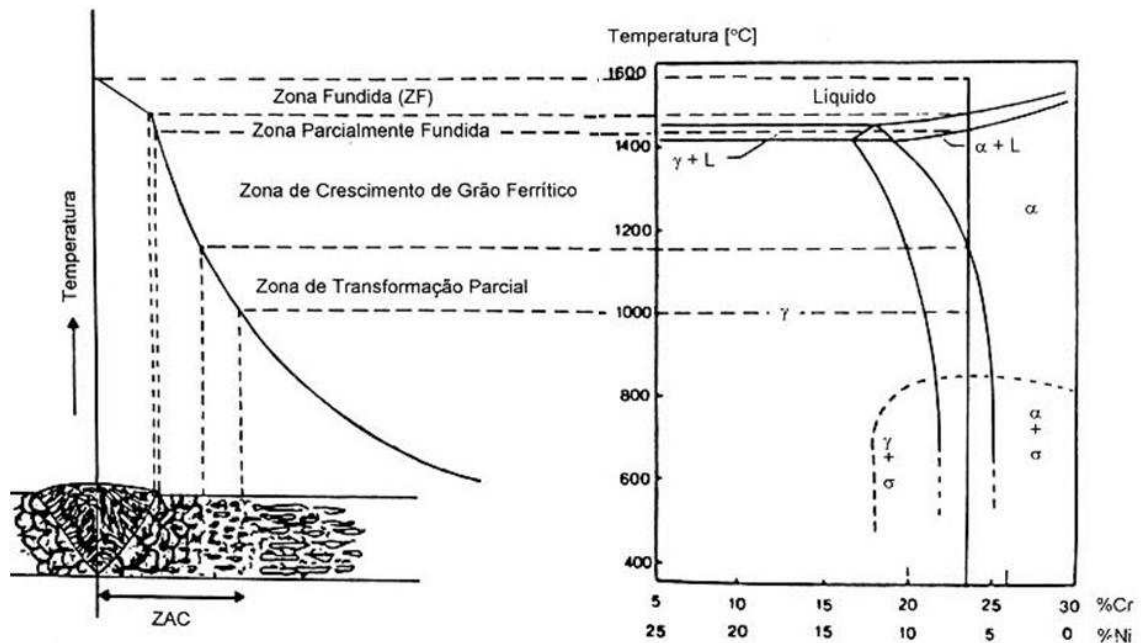


Figura 43: Diagrama esquemático das mudanças microestruturais ocorridas na junta soldada de um AID

(32)

Todos os AIDs e AISDs se solidificam como ferrita e são totalmente ferríticos ao final da solidificação. Como pode ser observado na Figura 43, a nucleação e crescimento da austenita ocorrem somente em temperaturas abaixo da linha solvus da ferrita.

3.3.6 Zona afetada pelo calor (ZAC)

O controle da microestrutura da ZAC dos AISDs é determinada pela repartição térmica e pelos ciclos térmicos nesta região. A repartição térmica determina as temperaturas

máximas nos diversos locais da ZAC e também a extensão da ZAC. Os ciclos térmicos de soldagem estão associados às temperaturas máximas e às taxas de resfriamento.

A ZAC dos AISD e AID pode ser dividida em duas sub-regiões ⁽³²⁾: a submetida a temperaturas elevadas (ZACTE) e a submetida a temperaturas baixas (ZACTB). A primeira é delimitada pelas temperaturas solvus da ferrita e a temperatura solidus da liga, onde o aço duplex está completamente ferritizado. A segunda apresenta como limite superior a temperatura solvus da ferrita. Nesta região da ZAC o aço permanece no campo bifásico, porém, com diferentes frações volumétricas finais de austenita.

3.3.6.1 Zona afetada pelo calor de temperatura elevada (ZACTE)

A largura da ZACTE é determinada pelos parâmetros de soldagem, a geometria da junta e a composição química do AID. Pela definição de ZACTE, a sua extensão está relacionada com a do campo monofásico no diagrama de fases. Conforme apresentado na Figura 44 o ciclo térmico genérico na ZACTE pode ser dividido em três regiões. A região I descreve o aquecimento até a temperatura solvus. A região II representa a região do ciclo dentro do campo ferrítico. A região III consiste no resfriamento desde a temperatura solvus até a temperatura ambiente. Dentro de cada uma destas regiões acontecem transformações de fase diferentes e, portanto, esta divisão facilita a sua apresentação.

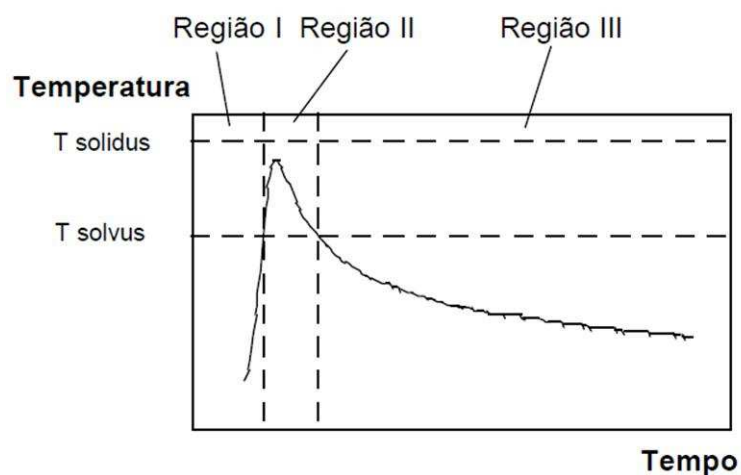


Figura 44: Regiões de um ciclo térmico de soldagem da ZACTE ⁽⁶³⁾.

Na região I a austenita transforma-se em ferrita, assistida pela difusão de elementos intersticiais e substitucionais. A cinética da dissolução da austenita depende da taxa de aquecimento. Se a taxa de aquecimento for muito elevada, a dissolução da austenita é impedida, inclusive em temperaturas acima da solvus da ferrita. Alguns precipitados como nitretos, carbonetos, ou intermetálicos também podem dissolver durante o aquecimento, dependendo da taxa de aquecimento.

Na região II os precipitados e a austenita continuam dissolvendo, porém com a cinética acelerada pela temperatura mais elevada. No caso de que a taxa de aquecimento não seja muito elevada, estas transformações se completariam, restando somente a ferrita. A partir deste momento os grãos de ferrita começam a crescer e coalescer. O tamanho de grão é proporcional ao tempo e a temperatura que o material permaneça acima da temperatura solvus. Este tempo depende da energia de soldagem, da geometria da junta e da composição química da liga, que determina a temperatura solvus.

Este crescimento de grão pode levar a uma severa queda na tenacidade do material.

Durante o resfriamento na região III tem-se a precipitação da austenita, a partir da ferrita. Com altas taxas de resfriamento a austenita precipitada nos contornos de grão da ferrita pode ser descontínua. À medida que a taxa de resfriamento diminui, a austenita nos contornos torna-se cada vez mais contínua. A partir da saturação dos sítios para nucleação nos contornos de grão, a austenita cresce em direção ao centro do grão de ferrita, como austenita de Widmanstätten. Para taxas de resfriamento menores pode precipitar austenita intragranular com morfologia de placas. Estas partículas podem ser nucleadas nas discordâncias ou nos contornos de subgrão da ferrita. Devido às taxas de resfriamento obtidas durante a soldagem, a precipitação da austenita é controlada principalmente pela difusão do N⁽²⁹⁾.

A quantidade e morfologia da austenita precipitada depende não só da taxa de resfriamento, mas também da composição química da liga e do tamanho do grão. O teor de nitrogênio altera a posição da temperatura solvus da ferrita. Aumentando-se o teor de nitrogênio, aumenta-se a temperatura solvus. 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 na liga, tem-se uma fração volumétrica maior de austenita intragranular.

O crescimento de grão acontecido na região II pode levar à diminuição da austenita formada durante o resfriamento. Isto, porque para grandes tamanhos de grão ferrítico, será

menor a área de contornos de grão para a nucleação da austenita, para um dado volume de material.

Outras fases podem precipitar durante o resfriamento, como os nitretos, carbonetos e carbonitretos. Estas partículas precipitam nas interfaces α/γ , nos contornos de grão α/α ou nas discordâncias na ferrita. A cinética de precipitação destas fases depende basicamente da composição química da liga e do ciclo térmico experimentado.

A precipitação destas fases depende também da fração volumétrica de austenita formada. Como a solubilidade do nitrogênio e do carbono é muito maior na austenita, ela retira uma grande quantidade destes elementos da matriz ferrítica. Assim a ferrita torna-se menos supersaturada nestes elementos e a quantidade precipitada de nitretos é menor.

A soldagem com uma energia muito elevada pode produzir uma ZAC com tamanho de grão ferrítico bastante grande, podendo comprometer a tenacidade desta região. No caso contrário, tem-se uma fração volumétrica de ferrita muito elevada e, conseqüentemente, uma extensiva precipitação de nitretos. Assim, são comprometidas tanto a tenacidade como a resistência à corrosão da ZACTE ⁽³¹⁾.

3.3.6.2 Zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB)

Da mesma maneira que na ZACTE, para facilitar a apresentação das transformações de fase que ocorrem na ZACTB, pode-se delimitar algumas regiões no ciclo térmico. Entre a temperatura solvus da ferrita e a temperatura ambiente, que são as que delimitam a ZACTB, acrescenta-se a temperatura onde as frações volumétricas de ferrita e austenita são as de equilíbrio ($T_{\alpha/\gamma}$) e a faixa de temperatura de precipitação de alguma fase de interesse. Dependendo da temperatura máxima atingida pelo ciclo térmico, podem ser delimitadas até duas regiões principais.

Na região I tem-se a dissolução parcial da austenita e, dependendo da taxa de resfriamento, a sua posterior precipitação. Os grãos de austenita não dissolvidos inibem o crescimento de grão ferrítico ⁽³²⁾. Durante o resfriamento, a austenita cresce continuamente, a partir das ilhas intergranulares de austenita que não foram dissolvidas. A fração de austenita nesta zona é maior que na ZACTE. Portanto, a precipitação intragranular de nitretos é significativamente reduzida. No entanto, quando a taxa de resfriamento supera certo valor

crítico, a resistência à corrosão localizada desta região pode ser afetada. Neste caso, o ataque inicia-se principalmente nos contornos α/α ⁽³¹⁾.

A região II é delimitada pelas temperaturas máxima e mínima de precipitação de alguma fase de interesse. A precipitação desta fase depende da cinética da transformação e do tempo de permanência nesta faixa de temperatura.

A Figura 45 apresenta um exemplo dos ciclos térmicos em duas zonas na ZACTB. Na primeira zona a temperatura máxima foi acima da $T_{\alpha/\gamma}$. Neste caso pode-se distinguir as duas regiões do ciclo térmico. Já o segundo ciclo térmico representa uma zona da ZACTB onde a temperatura máxima está compreendida dentro do intervalo de precipitação da fase de interesse. Neste caso tem-se somente a região II do ciclo térmico.

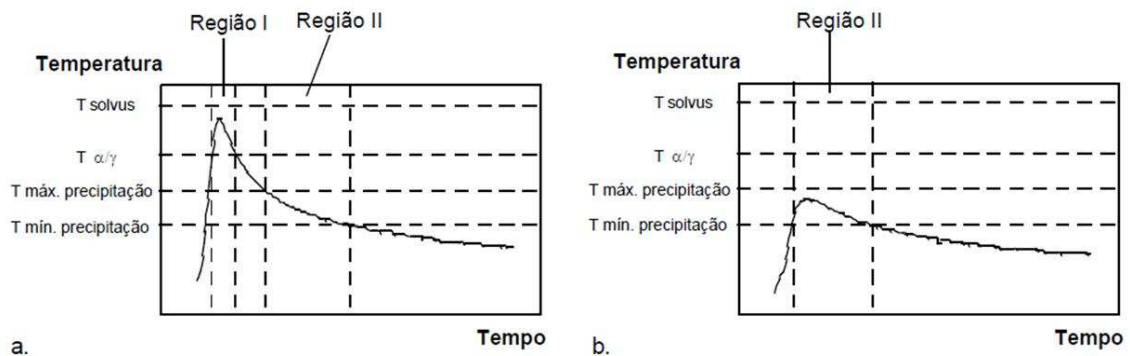


Figura 45: Regiões mais importantes de um ciclo térmico de soldagem na ZACTB. Em (a) a temperatura máxima acima de $T_{\alpha/\gamma}$ e em (b) dentro do intervalo de precipitação de uma fase ⁽¹⁸⁾.

Baseando-se no que foi apresentado na Figura 45, a ZACTB pode ser dividida em uma zona onde ocorre a variação das frações volumétricas da ferrita e a austenita e uma outra onde estas frações permanecem constantes. Nesta última zona pode ocorrer a precipitação de nitretos e/ou outras fases intermetálicas. Isto, no caso em que a taxa de resfriamento da junta soldada seja muito baixa ou que esta seja submetida a reaquecimento, por exemplo em uma soldagem multipasse. A precipitação destas fases ocorre nas interfaces α/γ ou nos contornos de grão α/α , conforme discutido anteriormente.

3.3.7 Zona fundida (ZF)

Durante a solidificação da poça de fusão, o crescimento epitaxial a partir dos grãos de ferrita da zona parcialmente fundida, produzem uma estrutura colunar grosseira de grãos de ferrita na ZF. Assim, o tamanho de grão da ZACTE tem uma influência direta na microestrutura da ZF. Posteriormente, durante o resfriamento, similar ao que acontece na ZACTE, ocorre a precipitação da austenita e das demais fases possíveis. Os mecanismos das transformações em estado sólido dentro da ZF são basicamente os mesmos que na ZAC.

A ZF apresenta uma maior quantidade de austenita intragranular. Este fato pode ser explicado pela maior quantidade de inclusões na ZF, facilitando a nucleação deste tipo de austenita ⁽⁴⁶⁾.

Conforme foi apresentado anteriormente, a composição química da ZF pode ser ajustada através do metal de adição e do gás de proteção, junto com a diluição. Isto permite o controle da fração de austenita e, portanto, da precipitação de nitretos de cromo. Além disso, o controle do ciclo térmico não deve ser esquecido, principalmente quando são realizadas soldas autógenas ou com metal de adição com a mesma composição química do metal base.

O nitrogênio possui um papel importante na nucleação e crescimento da austenita no MS. Este elemento difunde-se rapidamente durante o resfriamento mesmo em temperaturas próximas a temperatura solvus da ferrita. Dessa forma o nitrogênio contribui para que o balanço das fases (α/γ) fique mais equalizado. Este mecanismo também ocorre na ZAC ⁽¹²⁾.

Para previsão do modo de solidificação do MS são utilizados diagramas constitucionais, como por exemplo, o Diagrama WRC – 1992, apresentado na Figura 46. Neste diagrama é utilizado uma designação FN (*Ferrite Number*) para um dado nível de atração magnética da liga. O índice FN coincide com a fração de ferrita somente para valores baixos de FN.

Conforme mencionado anteriormente, os AISDs solidificam-se completamente como ferrita e, então, a austenita cresce a partir da ferrita durante o resfriamento. Para os AISDs é esperado um FN de aproximadamente 40. Observando a figura 46 verifica-se que este valor de FN está completamente no campo “F”, ou seja, após a solidificação do MS, a microestrutura é 100% ferrítica.

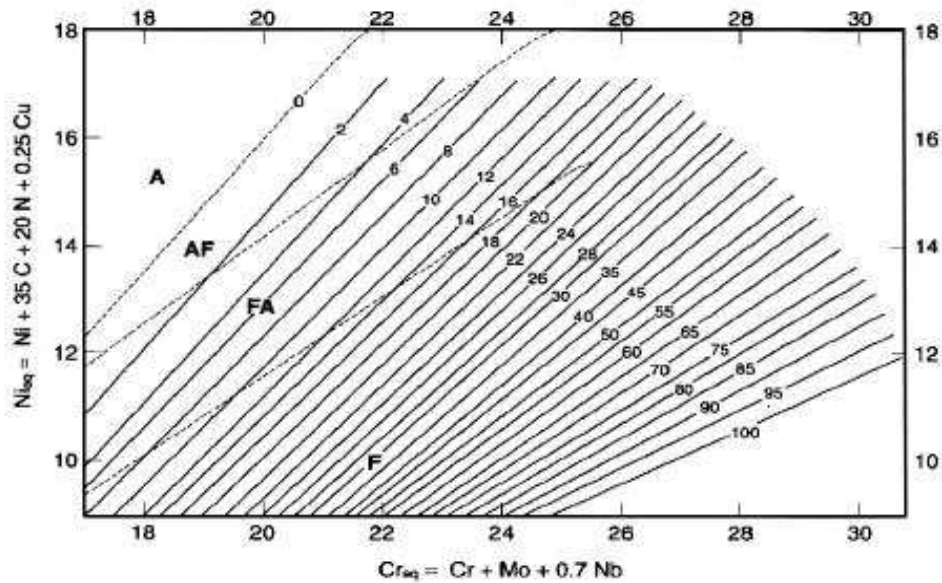


Figura 46: Diagrama WRC – 1992 ⁽³⁸⁾.

3.3.8 Soldagem multipasses

Durante a soldagem multipasse, tanto a ZF como a ZAC são reaquecidas. Isto leva a mudanças microestruturais nestas duas regiões, que dependem da microestrutura gerada em cada região, pelos ciclos térmicos precedentes.

O aquecimento repetido da ZF e da ZAC pode levar à precipitação fases de intermetálicas, como os nitretos, a fase sigma entre outras. Por outro lado, há um aumento da fração de austenita da ZAC quando a junta é reaquecida pelos passes sucessivos. O reaquecimento da ZACTE em temperaturas elevadas pode levar ao crescimento da austenita intergranular e à precipitação de austenita intragranular. Da mesma maneira, os nitretos são parcial ou totalmente dissolvidos, gerando um aumento no teor de nitrogênio na matriz. Como resultado, a precipitação da austenita é favorecida. Já no reaquecimento em temperaturas mais baixas, ao redor de 900 °C, pode ocorrer a precipitação de nitretos de cromo tanto na ZACTE como na ZACTB ⁽³²⁾.

O aumento do número de passes pode levar a uma melhora da resistência à corrosão da junta soldada quando usada uma energia de soldagem baixa. No caso da energia de soldagem ser elevada, a resistência à corrosão não muda com o número de passes ⁽³¹⁾.

Para obter uma resistência à corrosão ótima no passe de raiz de uma solda multipasse, recomenda-se o uso da técnica do passe frio. Esta técnica consiste no emprego de uma energia de soldagem alta no passe de raiz e uma baixa no segundo passe. Com isto, se obtém uma fração volumétrica elevada de austenita e pouca precipitação de nitretos, tanto na ZF como na ZAC do passe de raiz. Durante o reaquecimento do segundo passe, a precipitação de austenita intragranular, ou de outras fases, na ZF e ZAC do passe de raiz será diminuída.

3.3.9 Resistência ao impacto do metal de solda

Os AISDs devem apresentar uma tenacidade apreciável dependendo de sua aplicação. Normalmente a energia absorvida no ensaio de impacto é menor no MS quando comparada ao metal base.

O processo de soldagem utilizado exerce forte influência na energia absorvida no ensaio Charpy. Na Figura 47 é mostrada a influência do tipo de proteção do MS na energia absorvida no ensaio. Os processos com proteção gasosa (GMAW e GTAW) apresentam melhores resultados quando comparados aos processos por proteção por fluxo (SMAW e SAW).

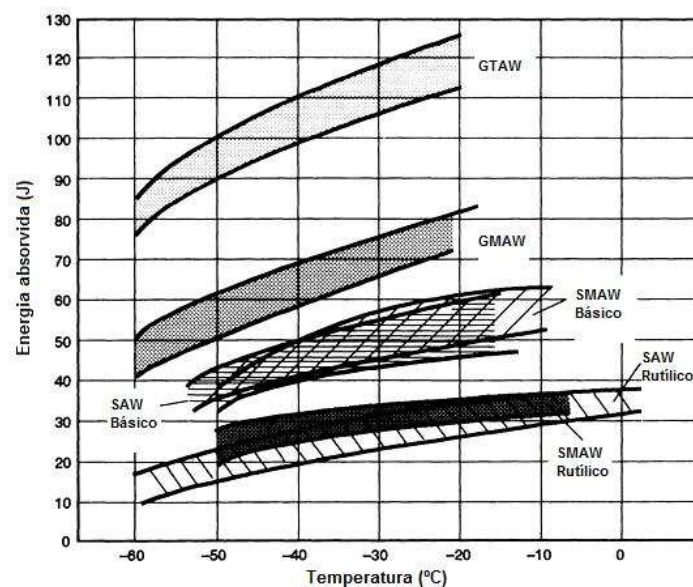


Figura 47: Comparação entre os processos de soldagem e a energia absorvida no ensaio Charpy-V ⁽⁶⁴⁾.

Esta diferença de comportamento é devido à presença de oxigênio no MS e inclusões (óxidos). Na Figura 47 também é mostrada a vantagem na utilização de fluxo básico em substituição ao fluxo rutílico. Esse comportamento pode ser avaliado de outra maneira na Figura 48.

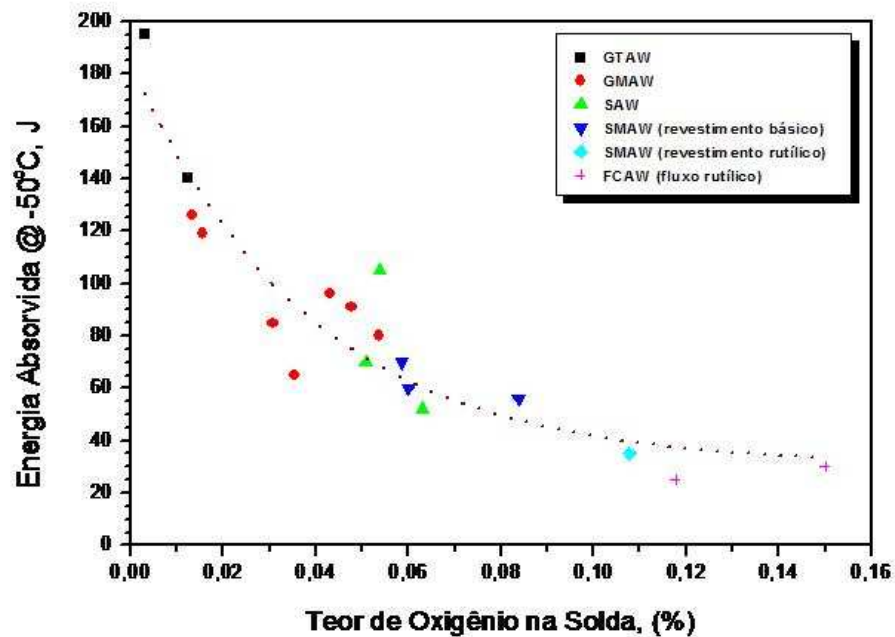


Figura 48: Efeito do teor de oxigênio no MS para vários processos na tenacidade da junta soldada ⁽⁶⁵⁾.

A influência da fração de ferrita no MS tem se mostrado insignificante na tenacidade para teores entre 50 e 60% ⁽³⁸⁾, embora seja conhecida o efeito negativo de altos teores de ferrita, com conseqüente precipitação de nitreto de cromo. No mais, pode haver também um efeito negativo para teores abaixo de 35%, aparentemente devido à modificação no modo de solidificação causando segregação e precipitação de fases intermetálicas ⁽³⁸⁾.

Na soldagem multipasse pode apresentar maior tenacidade devido ao reaquecimento do passe anterior, promovendo o crescimento da austenita. Por outro lado, deve-se evitar uma energia de soldagem elevada, particularmente em AISDs, por causa da possibilidade de precipitação de fases secundárias.

4 MATERIAS E MÉTODOS

A escolha do metal base foi baseada nas necessidades do setor petrolífero, principalmente na perfuração e produção de petróleo em plataformas *off-shore* a grandes profundidades e condições diversificadas, onde tubulações, válvulas, etc. estão sobre ação dos agentes corrosivos do meio, como a água do mar, onde cloretos, sulfetos, gás carbônico e outros gases estão dissolvidos, exigindo a adoção de materiais mais nobres, onde os AISDs são uma boa opção.

4.1 Metodologia Experimental

O processo de soldagem GMAW foi adotado como opção aos processos comumente empregados (GTAW, SMAW e FCAW), que apresentam como principais desvantagens:

- GTAW – baixa produtividade (principalmente em juntas de maiores espessuras e diâmetros);
- SMAW – baixo fator de operação (remoção de mordeduras e respingos por esmerilhamento, e remoção de escória), o que também lhe confere baixa produtividade, além de maior quantidade de hidrogênio no MS (maior suscetibilidade a trincamento por hidrogênio);
- FCAW – Basicamente os mesmos inconvenientes apresentados pelo processo SMAW, além de apresentar problemas com inclusão de escória.

Os gases de proteção foram indicados pelos próprios fabricantes (Praxair e Air Liquid), que doaram as misturas de melhor resultado em juntas de AISD soldadas por GMAW curto-circuito controlado e pulsado (resultados avaliados em estudos dos próprios fabricantes).

Os parâmetros de soldagem foram selecionados em experimentos prévios, tendo como ponto de partida os programas pré-estabelecidos no *software* dos equipamentos, e levando em

conta fatores como geometria do cordão, molhabilidade, estabilidade de arco, conforto do soldador, etc. Foram desenvolvidos parâmetros diferentes para cada processo e gás de proteção, tendo em vista a busca da condição ótima de soldagem para cada situação.

Foram confeccionadas 3 juntas à topo, uma para cada gás de proteção (enchimento), sendo que todas as soldas de raiz foram realizadas com o mesmo gás de proteção e de purga.

Os corpos de prova foram caracterizados por microscopia de luz, com contagem de fases para determinação da quantidade de ferrita e austenita, bem como a visualização de precipitados.

As composições químicas do metal base e metal de adição foram fornecidas pelos fabricantes.

O ensaio de impacto serviu de base para comparações de tenacidade das juntas soldadas e formação de precipitados. A tenacidade também foi correlacionada com o processo envolvido na soldagem, a composição dos gases e no balanço α/γ encontrado e expansão lateral dos corpos-de-prova.

4.2 Materiais

O metal base UNS S32760 na forma de trechos de tubo apresenta as seguintes dimensões: 150mm x 17,5mm x 190mm (comprimento x espessura x diâmetro). A composição química, conforme certificado do material, é mostrada na Tabela 6.

Tabela 6: Composição química dos tubos de UNS S32760 segundo o fabricante.

%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%N	%W	PRE
0,025	0,39	0,51	0,001	0,021	7,00	25,40	3,50	0,59	0,298	0,64	42,77

O metal de adição na forma de arame foi fornecido pela Sandvik, com a especificação AWS ER2594 - 25.10.4.L, com diâmetro de 1,2 mm. A composição química, conforme certificado do material, é mostrada na Tabela 7.

Tabela 7: Composição química do metal de adição, segundo o fabricante.

%C	%Si	%Mn	%S _{max}	%P _{max}	%Ni	%Cr	%Mo	%N
0,02	0,3	0,4	0,015	0,020	9,5	25,0	4,0	0,24

4.3 Equipamentos

Utilizou-se a fonte Invertec STT[®] II (curto-circuito controlado) com alimentador de arame Power Feed 10M (pulsado) para a soldagem de raiz e a fonte Power Wave 455M com alimentador de arame LN-742 para os passes de enchimento e acabamento, ambas da Lincoln Electric (Figura 49).



Figura 49: Fontes utilizadas na soldagem. (A) Invertec STT[®] II .(B) Power Wave 455M.

4.4 Gases

A mistura de 90%He-7,5%Ar-2,5%CO₂ foi usada na soldagem de raiz com STT[®] em todos os corpos de prova. No enchimento e acabamento foi utilizada uma mistura diferente para cada junta, sendo as respectivas misturas para o CP1, CP2 e CP3: 81%Ar-18%He-1%CO₂, 95%Ar-2%N₂-3%CO₂ e 100%Ar. A Tabela 8 mostra os gases utilizados em cada corpo de prova.

Tabela 8: Gases de soldagem para raiz, enchimento e purga.

CP	Gás de proteção raiz	Gás de proteção enchimento/acabamento	Gás de purga
01	90% He+7,5% Ar+2,5CO ₂	81% Ar+18% He+1% CO ₂	100% Ar
02	90% He+7,5% Ar+2,5CO ₂	95% Ar+2% N ₂ +3CO ₂	100% Ar
03	90% He+7,5% Ar+2,5CO ₂	100% Ar	100% Ar

4.5 Procedimentos de Soldagem

As juntas foram preparadas com chanfro de 60°, abertura de raiz de 2,5 mm e altura de nariz de 2,0 mm. O esquema da junta pode ser visualizado na Figura 50. Os tubos foram soldados na posição horizontal.

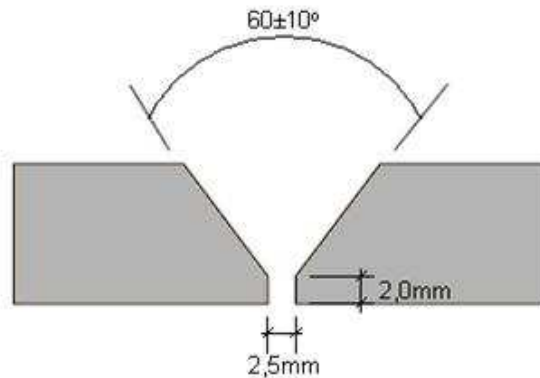


Figura 50: Desenho esquemático da junta.

As soldas de raiz foram realizadas com progressão descendente, dividindo cada passe em 4 cordões, iniciando o primeiro na posição 0° (12h do relógio) e finalizando na posição 270° e o segundo de 0° para 90°. Então o tubo foi girado em 180° para finalizar o passe. Este procedimento foi adotado pela grande dificuldade encontrada em soldar na posição sobrecabeça. A seqüência de soldagem do passe de raiz é mostrada na Figura 51.

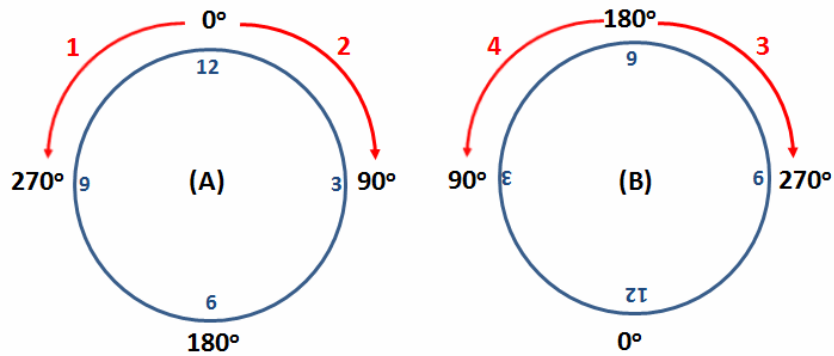


Figura 51: Esquema da seqüência de soldagem para o passe de raiz.

As soldas de enchimento e acabamento foram realizadas com progressão ascendente, também em 4 cordões por passe, começando nas posições 270° e 90° (9h e 3h, respectivamente) até a posição 0° (12h), girando o tubo em 180° para finalizar o passe. Procedimento também adotado devido à dificuldade de execução da soldagem na posição sobrecabeça. A seqüência de soldagem do passe de enchimento e acabamento é mostrada na Figura 52.

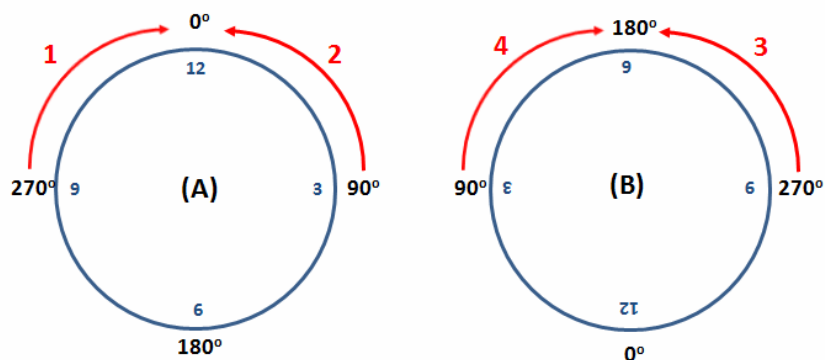


Figura 52: Esquema da seqüência de soldagem para os passes de enchimento e acabamento.

Foi considerada como temperatura de preaquecimento a temperatura ambiente (em torno de 25°C) e temperatura interpasse de 100°C.

Conforme mencionado anteriormente, a escolha dos parâmetros de soldagem levou em consideração os seguintes fatores: geometria do cordão, molhabilidade, estabilidade de arco, conforto do soldador e acabamento.

A Tabela 9 apresenta os parâmetros escolhidos para o passe de raiz, enchimento e acabamento.

Tabela 9: Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem dos CPs.

	Tensão (V)	Corrente (A)	Vazão – gás de proteção (l/min)	Vazão – gás de purga (l/min)
Raiz CP1	20	130	16	16
Raiz CP2	20	130	16	16
Raiz CP3	20	130	16	16
Enchimento CP1	19	100	16	16
Enchimento CP2	16	95	16	16
Enchimento CP3	16	128	16	16

Antes de iniciar a soldagem, foi feita a purga com Ar por 5 minutos. Além do passe de raiz, o segundo e o terceiro passe foram executados com a junta purgada.

Os valores de corrente e tensão são valores médios, pois os processos utilizados não apresentam corrente e tensão constante com o tempo.

A ausência da velocidade é justificada pelo fato desta ser um dado de saída e conseqüentemente a energia de soldagem, pois se trata de um processo semi-automático.

Os CP's foram preenchidos com 13 passes incluindo o passe de raiz. Sendo 1 passe para a segunda camada, 2 para a terceira, 2 para a quarta, 3 para a quinta e 4 para a última camada. A Figura 53 mostra esquematicamente a seqüência de soldagem adotada.

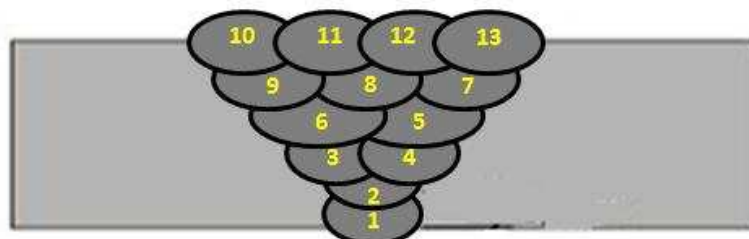


Figura 53: Seqüência esquemática dos passes durante a soldagem.

4.6.1 Microscopia e Análise Metalográfica

As técnicas de análise microestrutural empregadas tanto na caracterização dos materiais solubilizados como no estudo das amostras soldadas, são descritas a seguir.

O corte inicial dos tubos, após a soldagem, foi realizado com serra mecânica utilizando óleo de refrigeração.

Os corpos de prova para análise metalográfica foram lixadas até a lixa de grana 1000. Em seguida foi realizado o polimento automático com pasta de diamante na seqüência 6, 3 e 1µm de tamanho médio de partícula. Finalmente, foi realizado um polimento automático usando uma suspensão coloidal de sílica, com tamanho médio de partícula de 0,06 µm. Posteriormente, os corpos de prova foram atacados eletroliticamente em uma solução de 45g de KOH e 60ml de água, com uma tensão de 2,5V durante poucos segundos.

A fração volumétrica das fases foi determinada mediante a contagem de pontos pela superposição de uma grade, com 25 pontos ($P_G=25$), na imagem do microscópio ótico. O parâmetro medido foi P_α , isto é o numero de pontos que estão sobre os grãos de ferrita. A fração volumétrica de ferrita (V_α) é dada pela Equação 8. Assumindo que a ferrita e a austenita são as duas únicas fases presentes, a fração de austenita (V_γ) é dada pela Equação 9. Os locais onde foram feitas as análises metalográficas são apresentadas na Figura 55.

$$V_\alpha = \frac{P_\alpha}{P_G}$$

Equação 8

$$V_\gamma = 1 - V_\alpha$$

Equação 9

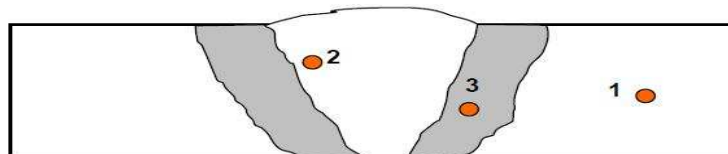


Figura 55: Posições indicada para análise metalográfica.

A posição 1 indica o metal base, a posição 2 o MS e a posição 3 a ZAC. Foram realizadas 10 contagens por região.

4.6.2 Comportamento Mecânico – Charpy

O ensaio de impacto foi realizado conforme a norma ASTM A370 (*Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*). Foram separados sete conjuntos com três cp's cada um, e um conjunto do metal base

. Os cp's foram confeccionados com as dimensões mostrada na Figura 56.

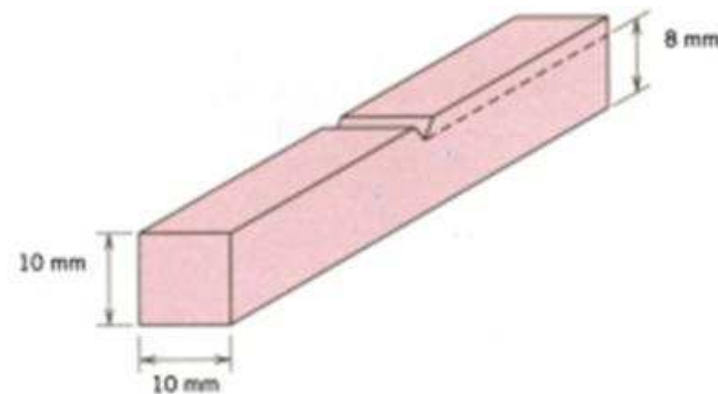


Figura 56: Corpo-de-prova utilizada para ensaio Charpy.

Os cp's foram retirados conforme o *lay-out* mostrado na Figura 54, retirados com entalhe na posição transversal à solda e ensaiados a diferentes temperaturas, conforme a Tabela 10.

Tabela 10: Posição dos cp's e temperatura de ensaio.

Local	CP's	Temperatura (°C)
Solda – raiz (MS)	IP1, IP2 e IP3	-40
Solda – raiz (LF)	IP4, IP5 e IP6	-40
Solda (MS)	IP7, IP8 e IP9	-40
Solda (LF)	IP10, IP11 e IP12	-40
Solda (MS)	IP13, IP14 e IP15	-20
Solda (MS)	IP16, IP17 e IP18	0
Solda (MS)	IP19, IP20 e IP21	20
Metal base	IP22, IP23 e IP24	-40

Nota: Os cp's localizados como MS estão com o centro do entalhe no centro do cordão, já os cp's localizados como LF estão com o centro do entalhe na linha de fusão.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Características operacionais

Conforme mencionado anteriormente, a velocidade de soldagem, e conseqüentemente a energia de soldagem, são considerados como dados de saída. A velocidade de soldagem foi definida principalmente com base no aspecto visual do cordão e na possibilidade de execução pelo soldador. A Tabela 11 mostra as velocidades de soldagem obtidas para o passe de raiz e para a soldagem dos passes de enchimento dos respectivos CP's.

Tabela 11: Velocidades de soldagem obtidas na soldagem.

CP's	Velocidade de soldagem (mm/s)	Energia de soldagem (kJ/mm)
1 (Raiz)	2,85	0,92
2 (Raiz)	3,70	0,71
3 (Raiz)	3,19	0,84
1 (Enchimento)	2,86	0,67
2 (Enchimento)	2,85	0,56
3 (Enchimento)	2,37	0,91

Nota: O cálculo da energia de soldagem foi realizado através da equação: $H = \frac{UI}{v}$, considerando $\eta=1$.

Na soldagem com Ar como gás de proteção houve grande dificuldade no espalhamento da poça de fusão devido ao fato de que o Ar promove apenas um ponto catódico sobre a ponta do arame. Além disso, o oxigênio aumenta a molhabilidade da poça.

O aspecto visual do cordão se mostra bem coerente com o tipo de proteção gasosa adotada. Na Figura 57, é apresentado o acabamento da junta soldada.

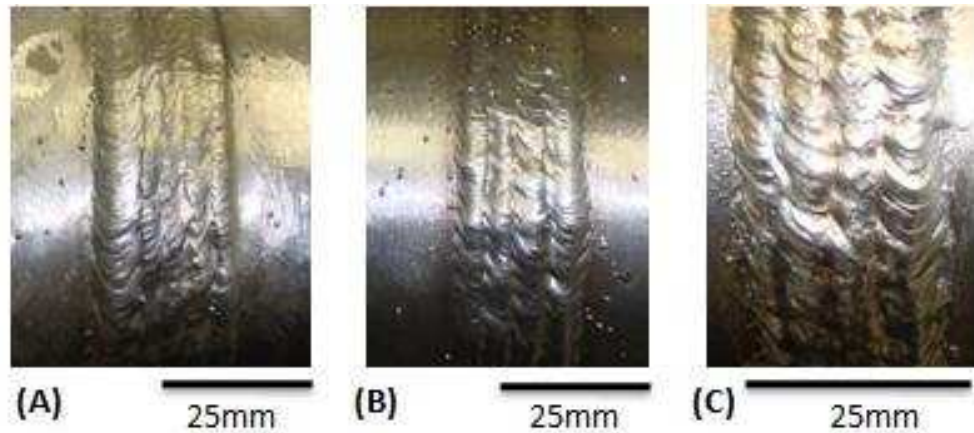


Figura 57: Aspecto visual do cordão. (A) CP1. (B) CP2. (C) CP3.

A Figura 57A mostra o comportamento do He no cordão combinado com o oxigênio. Na Figura 57B, mesmo sem He na mistura gasosa, há um acabamento semelhante à junta do CP1. Contudo, na soldagem com Ar (Figura 57C) houve grande dificuldade na obtenção de um cordão com bom acabamento. A soldagem GMAW com Ar não é uma prática adotada para soldagem de AISDs.

O passe de raiz apresentou acabamento satisfatório, como apresentado na Figura 58. Contudo, há regiões com falta de penetração/fusão que pode ser explicada pela escolha da abertura de raiz excessiva em relação à bitola do arame, a relativamente baixa corrente selecionada pode não ter sido suficiente para segura penetração nos 2 mm de nariz, e também devida à inexperiência do soldador com o processo.

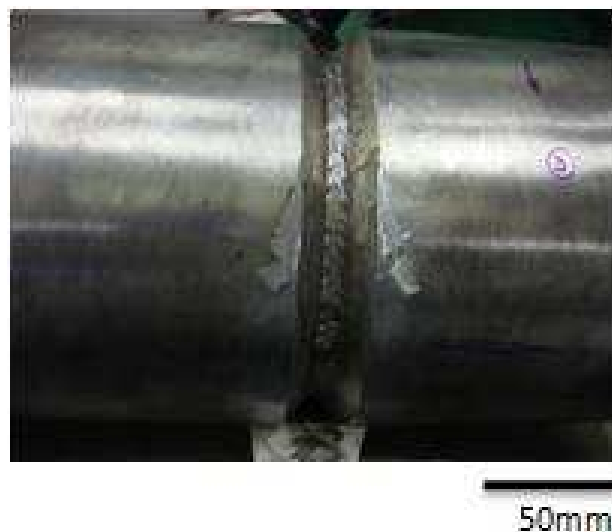


Figura 58: Aspecto visual do passe de raiz.

5.2 Caracterização microestrutural do metal base

O AISD estudado apresenta-se no estado solubilizado com uma estrutura disposta em lamelas alternadas de ferrita e austenita. Como foi descrito no item 3.1.1, esta estrutura é característica deste material. A Figura 59 apresenta a microestrutura da liga utilizada. Deve-se notar a microestrutura orientada destes materiais, devido ao processamento termomecânico.

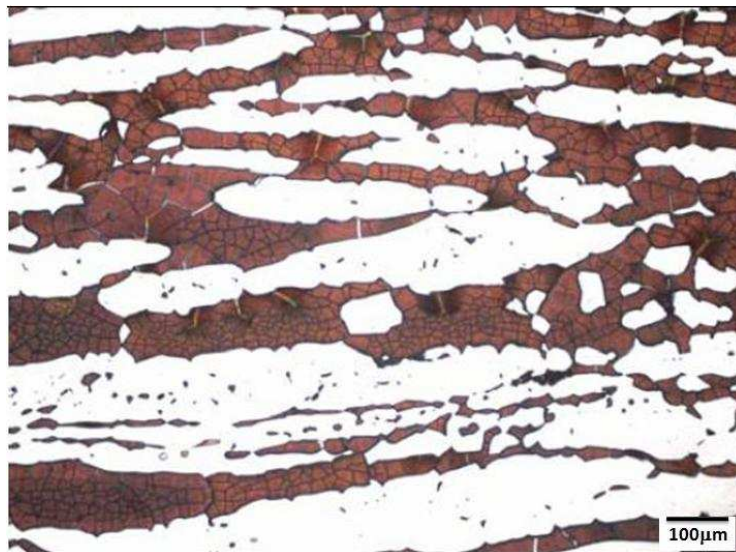


Figura 59: Microestrutura do metal base.

A proporção das fases ferrita e austenita encontrada é mostrada na Tabela 12.

Tabela 12: Balanço de fases do metal base.

CP	Fração de ferrita (%)	Fração de austenita (%)
1	46,65	53,35
2	46,07	53,93
3	42,42	57,38

Os resultados do ensaio de impacto para o metal base a -40°C é mostrado na Tabela 13.

Tabela 13: Resultados obtidos no ensaio Charpy para o metal base.

CP	Energia absorvida (J)
1	119
2	85
3	93

De acordo com a norma *Norsok M601 – Welding and Inspection of Piping*, os resultados obtidos são aceitáveis, onde o valor mínimo para o ensaio de impacto a -46°C é de 27J.

5.3 Caracterização microestrutural da junta soldada

A análise microestrutural da junta soldada é apresentada da seguinte maneira: micrografia da ZAC, micrografia do MS, análise dos teores de nitrogênio e oxigênio do MS.

5.3.1 Zona afetada pelo calor

A microestrutura observada na ZAC dos CP's são apresentadas na Figura 60. Em todos os CP's não foi encontrado fração volumétrica de precipitados superiores a 0,5% (revelados por este reagente) e o balanço entre ferrita e austenita é aceitável para os CP's.

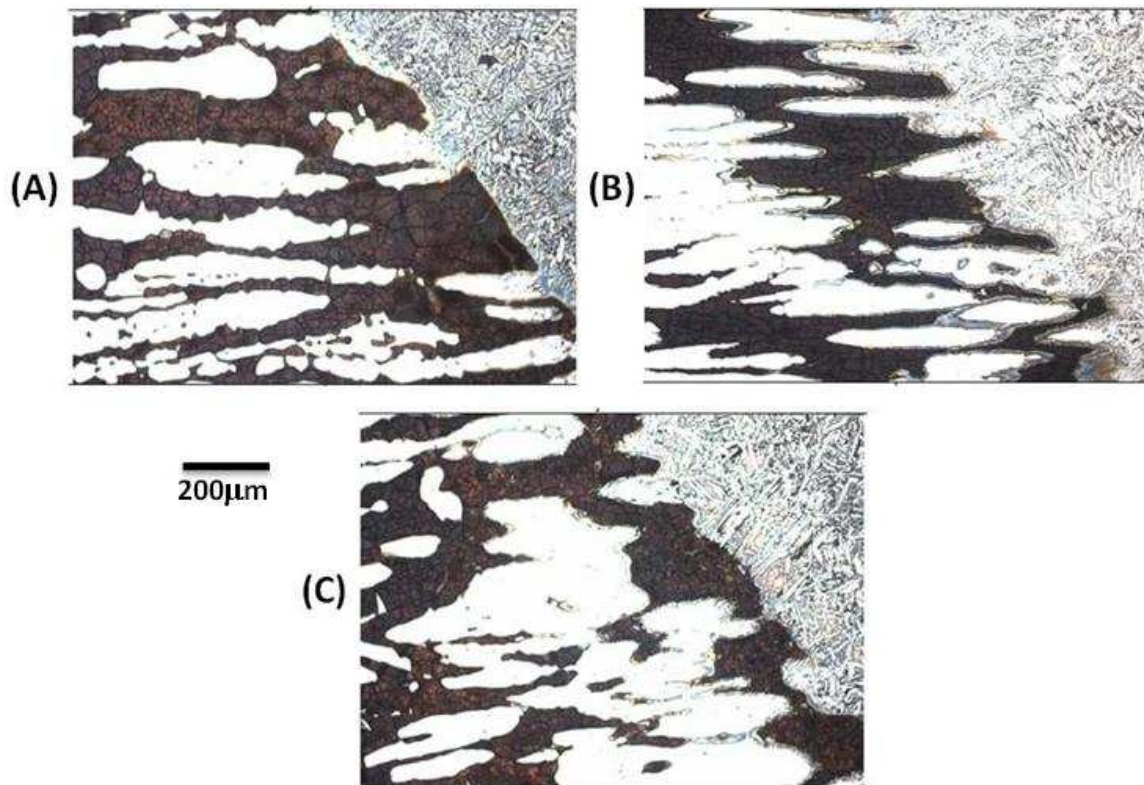


Figura 60: Micrografia da região da ZAC. (A) CP1. (B) CP2 (C) CP3.

A fração de ferrita e austenita se mostra aceitável da mesma forma como foi analisado o metal base de acordo com normas aplicáveis, que determinam fração de ferrita entre 30 a 70% e fração de precipitados no máximo 0,5%. Não foram observadas fases intermetálicas reveladas por este ataque. A Figura 61 apresenta o balanço entre ferrita e austenita na ZAC.

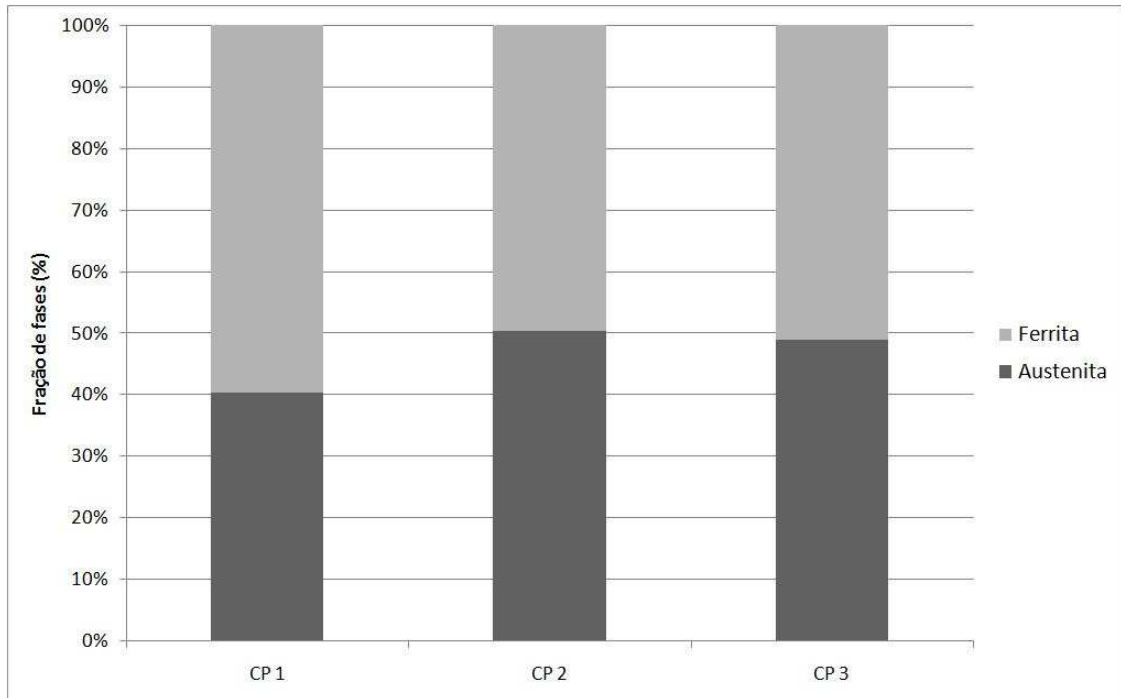


Figura 61: Balanço de fases (α/γ) da região da ZAC.

De acordo com a revisão deste trabalho ⁽⁶⁵⁾, o nitrogênio é responsável pela nucleação e crescimento da austenita na ZAC. Na Figura 62 é apresentada a diferença entre a fração de ferrita na ZAC e a fração de ferrita no metal base.

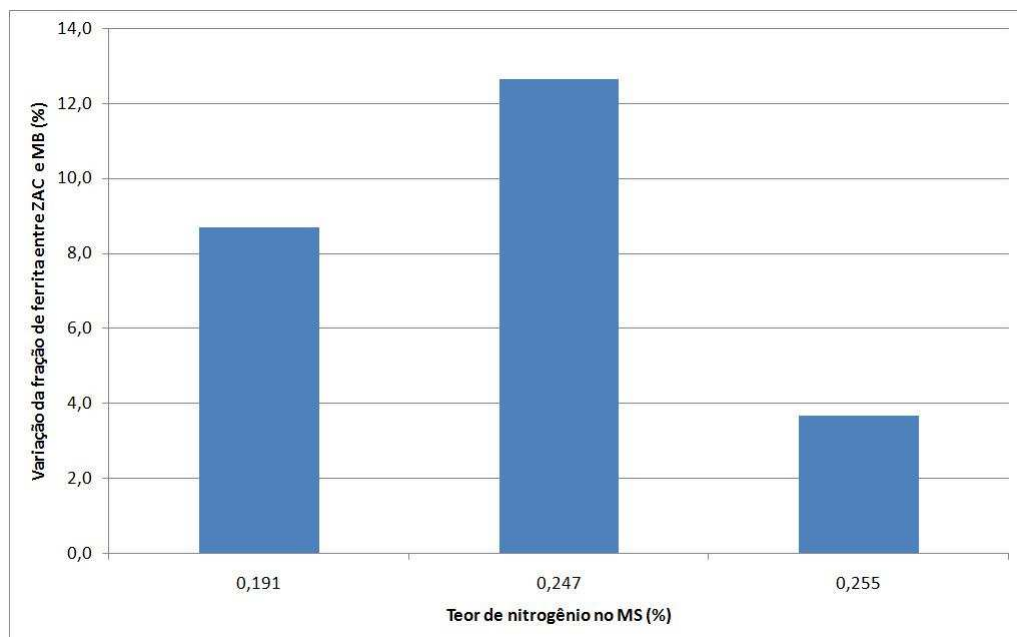


Figura 62: Influência do nitrogênio na variação da fração de ferrita entre a ZAC e o MB.

Esta figura apresenta o efeito do nitrogênio no balanço α/γ . A presença do nitrogênio no gás de proteção tende a diminuir a difusão do nitrogênio da ZAC para o MS, contribuindo para o aumento da fração de austenita na ZAC.

Outra relação encontrada é entre a energia de soldagem e o balanço α/γ . Na Figura 63 é apresentada esta relação.

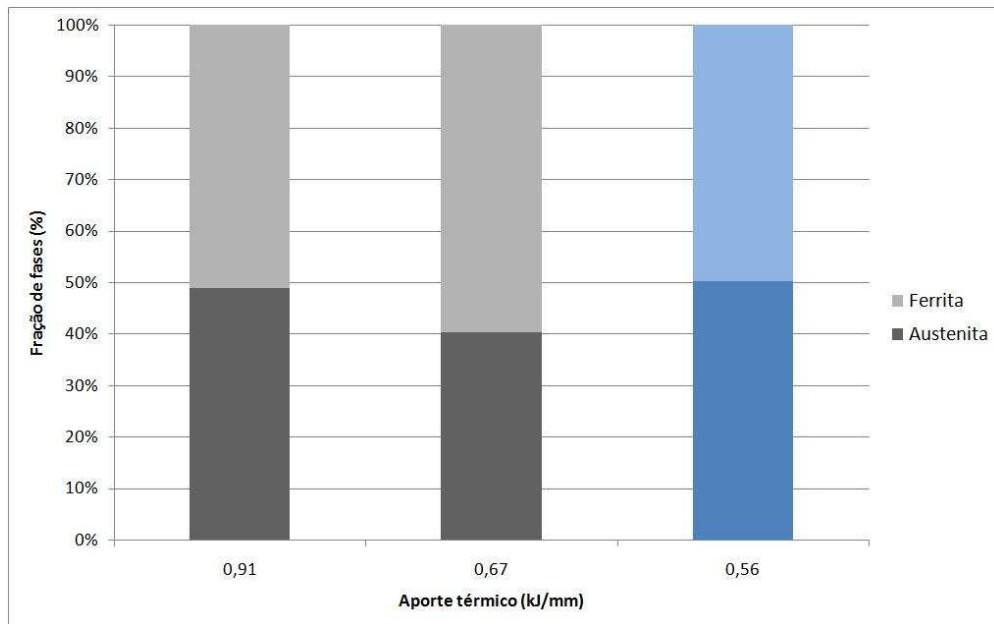


Figura 63: Efeito da energia de soldagem no balanço α/γ .

É conhecido que quanto maior a energia de soldagem menor será a taxa de resfriamento, ou seja, o resfriamento se dará em tempos mais longos. Este fato pode explicar a maior fração de austenita encontrada no CP 3 (0,91kJ/mm). Contudo este comportamento não é seguido pelo CP2 (0,56kJ/mm) devido à presença do nitrogênio na proteção gasosa.

5.3.2 Metal de solda

Assim como na ZAC e no metal base, nas micrografias dos CP's na região do MS não é encontrada fração volumétrica de precipitados superiores a 0,5% (revelados por este reagente) e balanço entre ferrita e austenita é aceitável de acordo com os critérios das normas aplicáveis. A Figura 64 apresenta a micrografia do MS dos CP's e na Figura 65 o balanço α/γ .

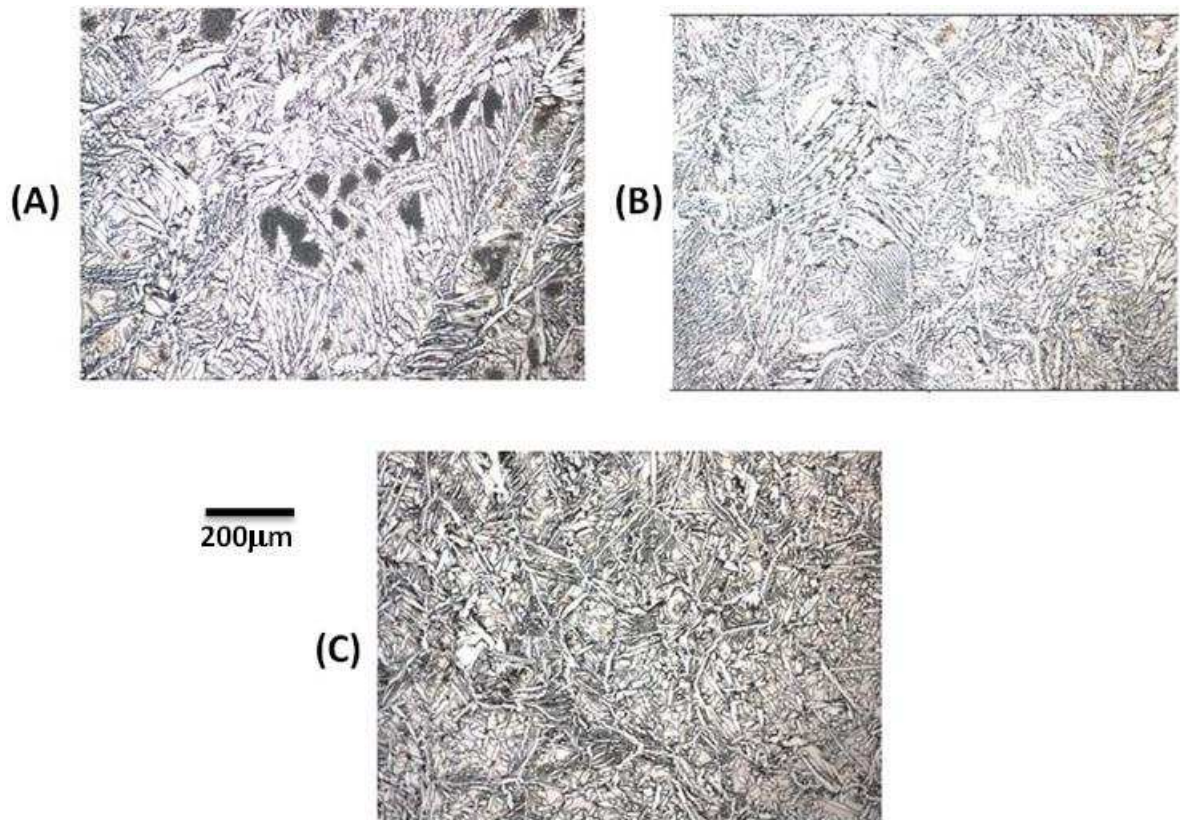


Figura 64: Micrografia da região do MS. (A) CP1. (B) CP2. (C) CP3.

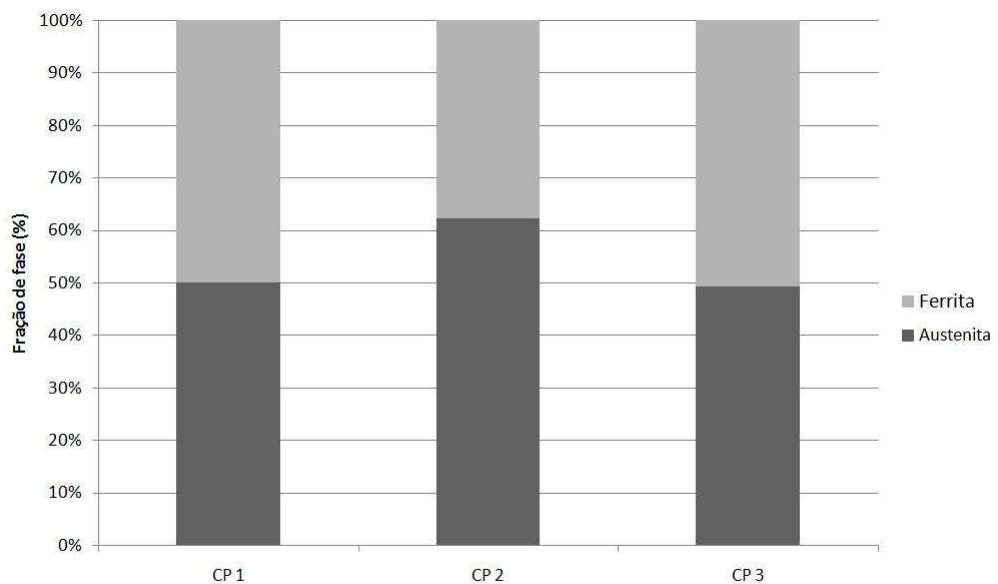


Figura 65: Balanço de fases (α/γ) no MS.

É notada influência do teor de nitrogênio na fração de austenita do MS no CP 2. Este CP mesmo sendo soldado com menor energia de soldagem apresenta maior fração de austenita. Este fato pode ser explicado pela adição de nitrogênio no gás de proteção, que por

sua vez acarretou em maior teor de nitrogênio no MS. A Figura 66 apresenta este comportamento.

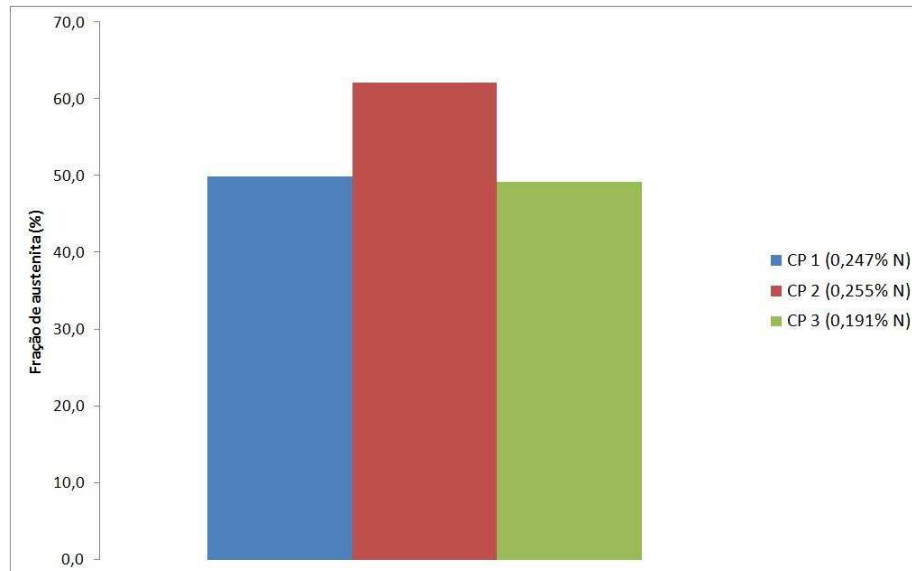


Figura 66: Influência do teor de nitrogênio na fração de austenita.

Ainda no MS foi realizada a análise do teor de oxigênio do MS. A Figura 67 apresenta esta análise.

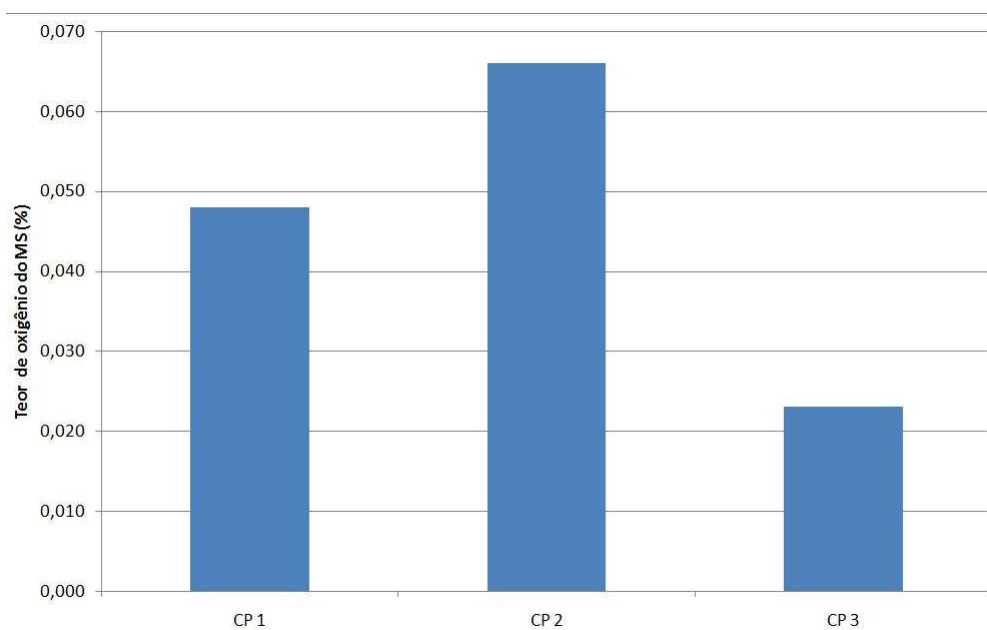


Figura 67: Análise do teor de oxigênio do MS.

O CP3, que utilizou Ar como proteção gasosa, é o que apresenta menor teor de oxigênio. Como esperado, os demais seguem esse comportamento, quanto maior poder oxidante do gás de proteção maior o teor de oxigênio do MS. Observe que o dióxido de carbono se dissocia conforme a Equação 10.



Logo se pode calcular o potencial de oxigênio do gás de proteção a partir das Equações 11 e 12.

$$\text{CP2: } \%O_2 = \frac{0,015M_{O_2}}{0,95M_{Ar} + 0,02M_{N_2} + 0,03M_{CO} + 0,015M_{O_2}} 100\% \quad \text{Equação 11}$$

$$\text{CP1: } \%O_2 = \frac{0,005M_{O_2}}{0,81M_{Ar} + 0,18M_{He} + 0,01M_{CO} + 0,005M_{O_2}} 100\% \quad \text{Equação 12}$$

A partir desta equação é possível prever a quantidade de oxigênio no gás de proteção, onde M_i indica a massa atômica do composto, e correlacioná-la com o teor de oxigênio no MS, conforme a Figura 68, note que o potencial para o gás de proteção para o CP3 é nulo, pois o mesmo é composto somente de Ar.

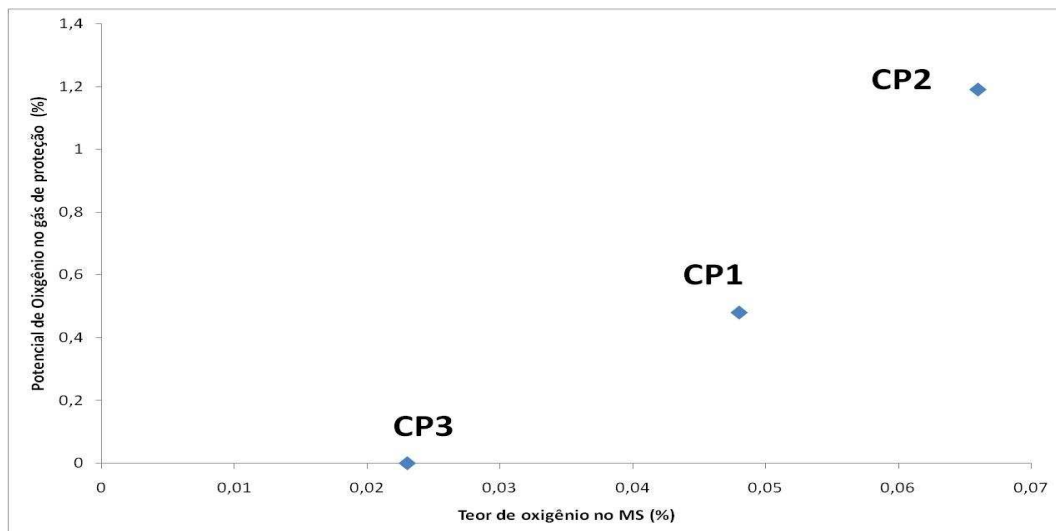


Figura 68: Relação entre o teor de oxigênio no MS e a proporção de O_2 no gás de proteção.

A influência do teor de oxigênio no MS será apresentada a seguir.

5.4 Resistência ao impacto da junta soldada

A quantidade de energia absorvida dos CP's se mostra satisfatória. De acordo com as normas aplicáveis a tubulações já mencionados anteriormente, os resultados são aceitos. A Tabela 14 apresenta estes resultados.

Tabela 14: Dados obtidos no ensaio de impacto para a junta soldada.

Local e temperatura do ensaio (°C)	CP 1		CP 2		CP 3	
	Energia (J)	Expansão lateral (mm)	Energia (J)	Expansão lateral (mm)	Energia (J)	Expansão lateral (mm)
Raiz MS (-40)	47	0,43	45	0,44	119	1,19
Face MS (-40)	58	0,50	53	0,58	161	1,54
MS (-20)	56	0,43	54	0,56	164	1,56
MS (0)	63	0,63	61	0,73	179	1,83
MS (20)	85	1,03	70	0,72	178	1,79
Face – Linha de fusão (LF) (-40)	77	0,69	76	1,15	141	1,27
Raiz – Linha de fusão (LF)(-40)	59	0,56	65	0,72	72	0,65

Para melhor visualização dos resultados, os dados da Tabela 14 são plotados na Figura 69. O CP3 apresenta o melhor desempenho dentre as juntas soldadas.

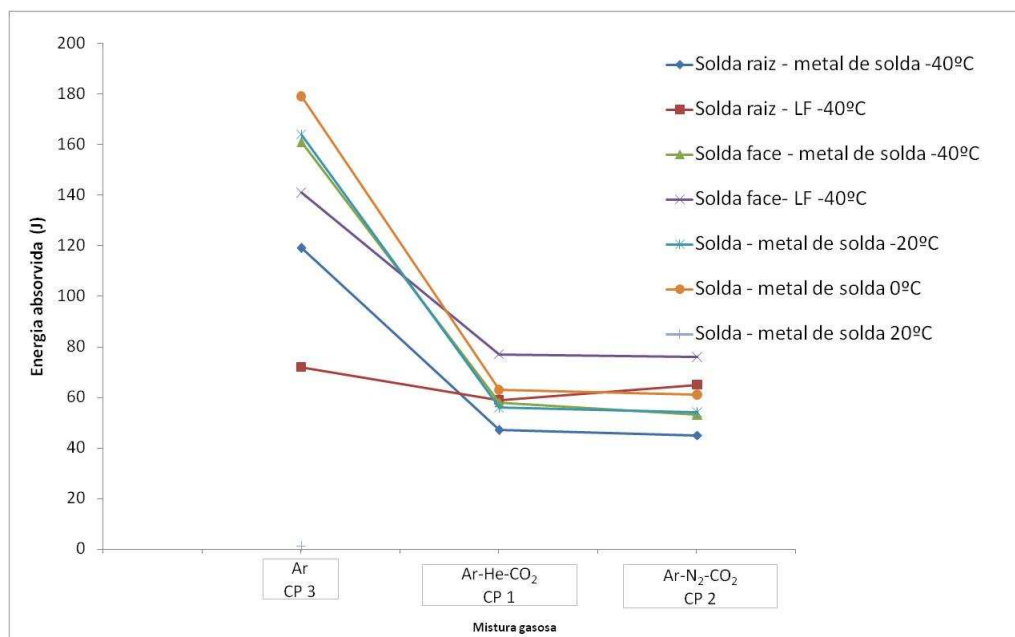


Figura 69: Variação da energia absorvida no ensaio de impacto em relação ao tipo de mistura gasosa.

Fazendo o mesmo gráfico, porém em função do teor de oxigênio do MS (Figura 70). Verifica-se que quanto menor o teor de oxigênio no MS maior a tenacidade. É importante ressaltar que para os corpos-de-prova retirados na raiz – linha de fusão, o comportamento é aproximadamente constante, visto que na raiz a proteção gasosa foi a mesma para todos os CP's.

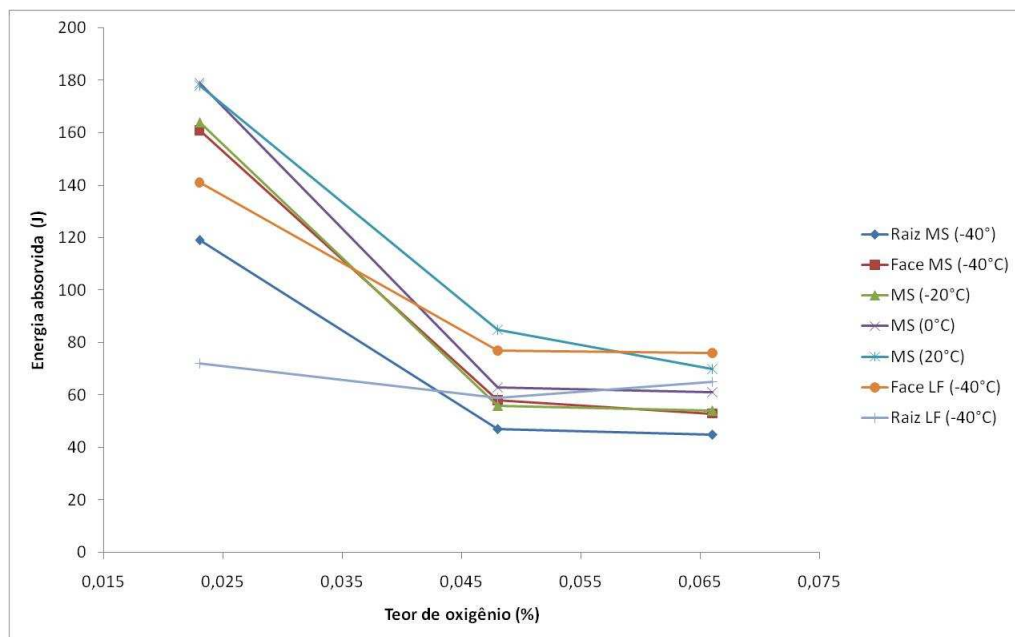


Figura 70: Variação da energia absorvida no ensaio de impacto em relação ao teor de oxigênio no MS.

Isolando os resultados de impacto para o MS e plotando em função da temperatura de realização do ensaio, nota-se que o CP3 apresenta cerca de três vezes mais energia absorvida que os demais (CP1 e 2), com exceção do ensaio realizado a 20°C, que é duas vezes maior. A Figura 71 mostra este comportamento.

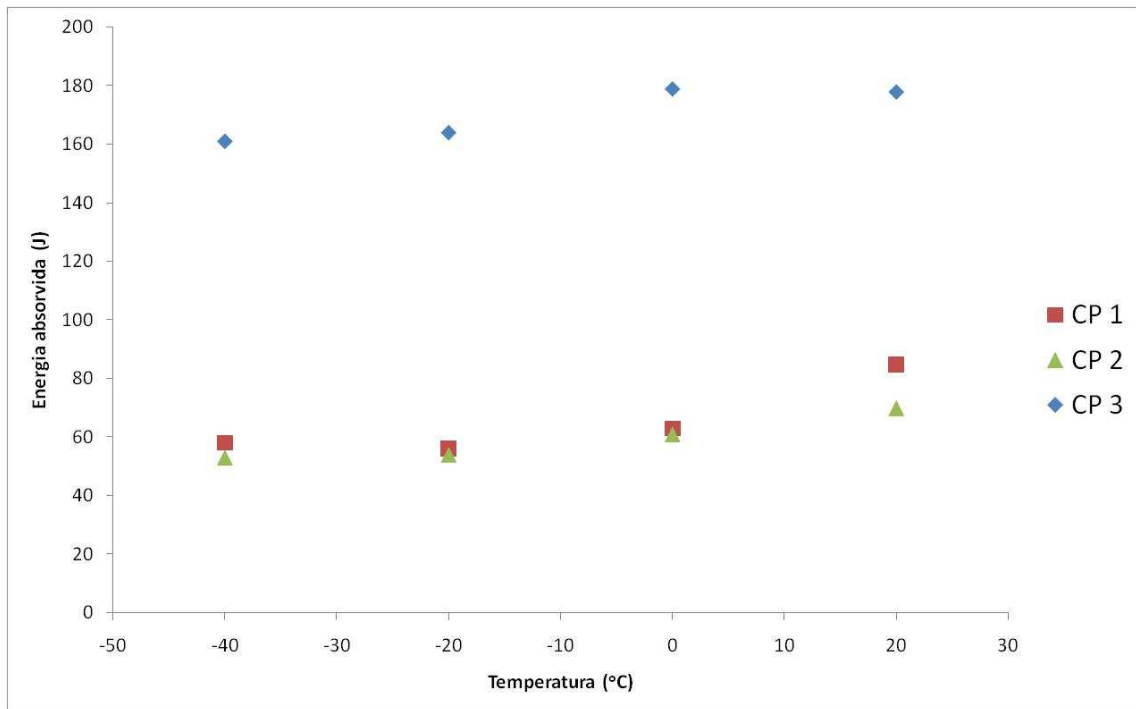


Figura 71: Efeito da temperatura de ensaio na energia absorvida para as diferentes condições de soldagem – MS.

Não é observado aumento da energia absorvida com o aumento da fração de austenita no MS. De acordo com a literatura, para frações de ferrita entre 50 e 60% não provocam variações significantes na energia absorvida no ensaio de impacto ⁽³⁸⁾. Contudo é observado um decréscimo da energia absorvida com aumento do teor de oxigênio no MS (Figura 70). Este comportamento é explicado devido ao fato de o oxigênio atuar na formação de óxidos no MS, o que diminui a tenacidade.

Na Figura 72 é mostrado o aspecto visual da superfície de fratura dos corpos-de-prova. Todos apresentam porosidade, que contribui para diminuição da tenacidade devido à diminuição da área resistente.



Figura 72: Aspecto visual da fratura dos corpos-de-prova ensaiados a -40°C localizada na Raiz – MS. (A) CP1. (B) CP2 (C) CP3. Escala em milímetros.

Nota-se que a superfície de fratura do CP3 possui menos porosidade.

A Figura 73 compara os resultados obtidos com processos de soldagem já consagrados (GTAW e SMAW) para AISD.

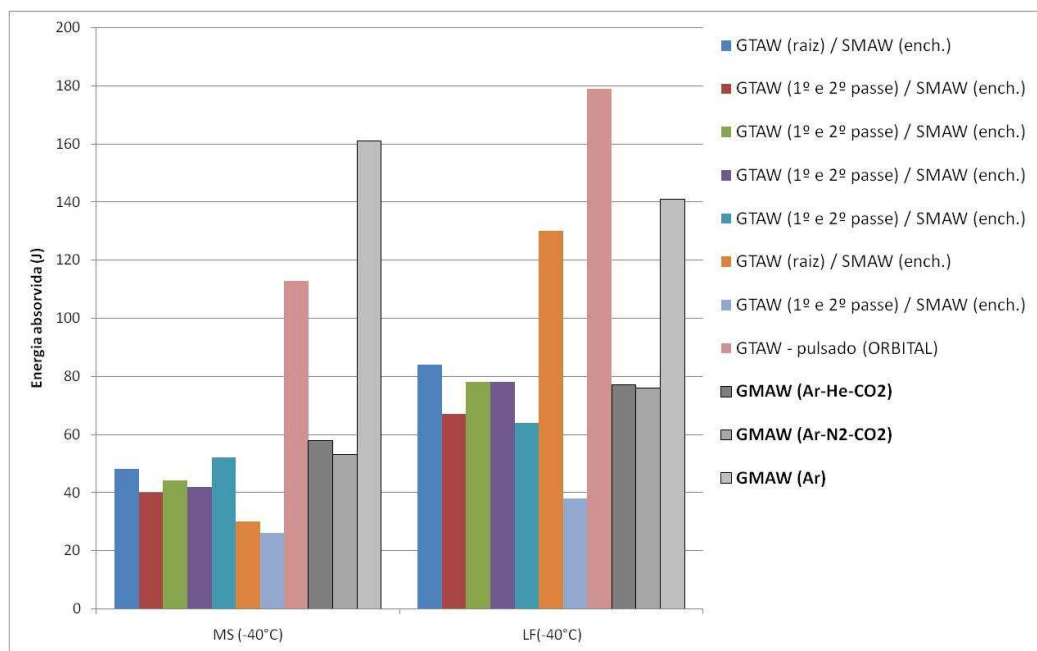


Figura 73: Comparação dos resultados de ensaio de impacto com os processos utilizados na soldagem do AISD.

Nota: Os dados indicados pelos processos GTAW e SMAW retirados do Anexo A.

A quantidade de energia absorvida para os CP's 1 e 2, ambos com CO₂ na proteção gasosa, são similares aos processos que envolvem soldagem com eletrodo revestido. Contudo na soldagem com Ar os valores são próximos aos resultados da soldagem com processo GTAW. É importante ressaltar que este comportamento coincide com a literatura ⁽⁶⁵⁾.

Outra relação observada é entre a energia absorvida e a expansão lateral do corpo-de-prova. Esta relação é mostrada na dispersão da Figura 74.

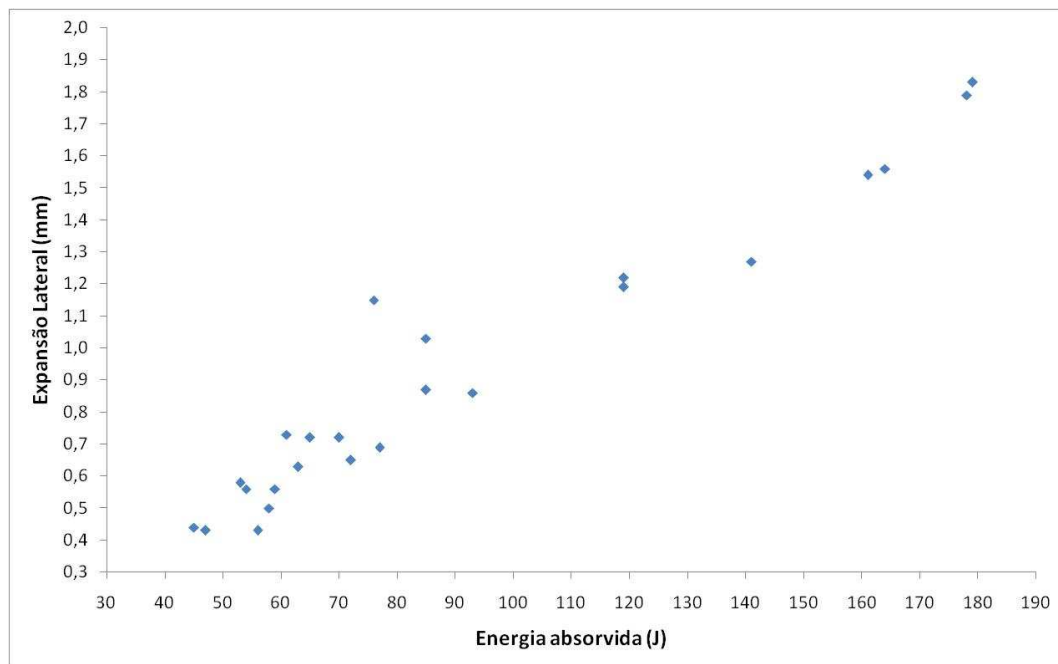


Figura 74: Correlação entre energia absorvida e a expansão lateral do corpo-de-prova – processo GMAW.

De fato há uma proporcionalidade entre as variáveis. Isolando os pontos até 100J de energia absorvida, é observada uma proporcionalidade de 1/100 entre a expansão lateral em milímetros e a energia de impacto em Joule. A Figura 75 apresenta esta particularidade.

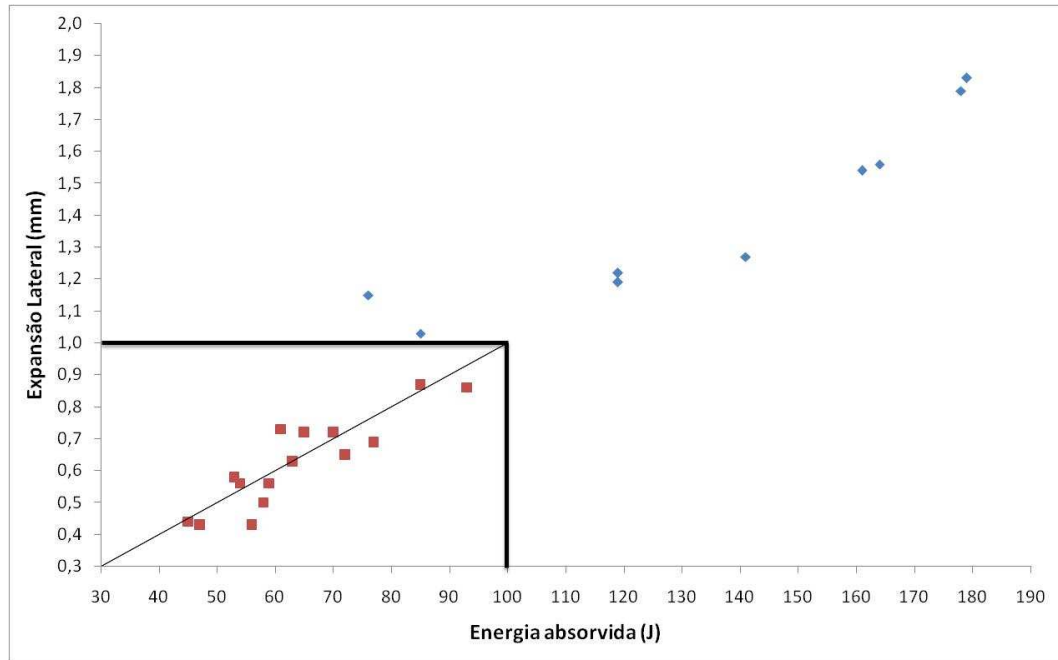


Figura 75: Relação linear entre a energia de impacto e a expansão lateral, limitada a 100J.

Segregando os pontos por processo empregado na soldagem, nota-se uma diferença na declividade das dispersões. Esta relação é mostrada na Figura 76.

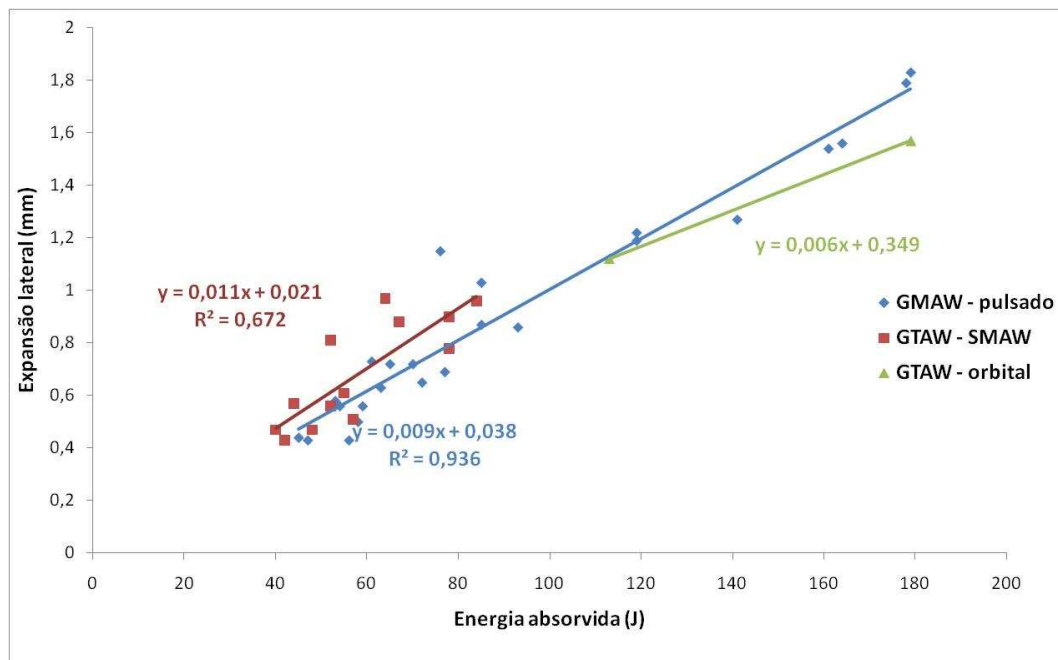


Figura 76: Relação entre a expansão lateral e a energia absorvida para os diferentes processos.

Nota: Os dados indicados pelos processos GTAW e SMAW retirados do Anexo A.

Para as juntas soldadas com o processo GTAW há um menor valor na declividade, ou seja, para um mesmo nível de energia absorvida menor será a deformação do corpo-de-prova. Também pode-se observar que o processo GMAW é intermediário aos processos GTAW e SMAW, no que diz respeito à tenacidade, conforme dados da literatura.

Ainda, isolando-se os pontos ensaiados para o processo GMAW em função do tipo de proteção gasosa (Figura 77), confirma-se o melhor desempenho para a junta soldada com Ar como gás de proteção.

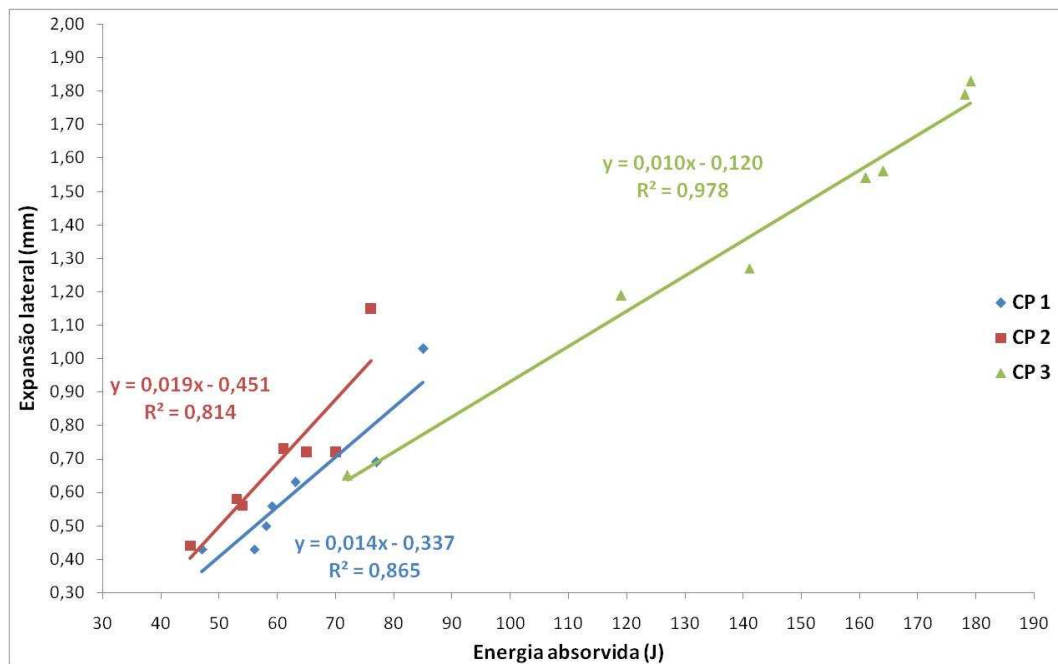


Figura 77: Relação entre a expansão lateral e a energia absorvida para os diferentes tipos de proteção gasosa.

6 CONCLUSÕES

Tendo em vista os materiais e as técnicas experimentais utilizadas, é possível concluir que:

1. A adição de hélio permite maior velocidade de soldagem sem diminuir a qualidade e o acabamento do cordão.
2. A proporção de CO_2 no gás de proteção é adequada ao processo, visto que após sua dissociação, o O_2 age de maneira efetiva no acabamento do cordão.
3. A soldagem com Ar puro no gás de proteção não apresenta um bom acabamento e, pode haver possibilidade de falta de fusão na solda devido à excessiva convexidade apresentada pelo cordão.
4. O processo de soldagem da raiz (curto-circuito controlado – STT[®]) produz um cordão com características satisfatórias, embora alguns defeitos evidenciados estão ligados aos parâmetros escolhidos (abertura de raiz, bitola do arame, corrente e tamanho do nariz) e, também à falta de treinamento do soldador nesse processo.
5. A presença de N_2 no gás de proteção contribui para o aumento do teor de austenita no MS e, também, para a precipitação de austenita na ZAC.
6. O aumento da fração de CO_2 no gás de proteção provoca um aumento no teor de oxigênio do MS.
7. Níveis mais baixos de oxigênio no MS contribuem mais efetivamente na tenacidade da junta soldada que uma maior fração de austenita.
8. O processo GMAW com transferência pulsada comparado ao processo GTAW apresenta juntas com menor tenacidade, porém em comparação ao processo SMAW, a tenacidade é um pouco maior.

9. A quantidade de energia absorvida é diretamente proporcional à expansão lateral, apresentando uma boa relação linear até 100J e que pode ser expressada por:

$$EL(mm) \cong \frac{E(J)}{100}.$$

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a soldagem GMAW (curto-circuito controlado e pulsado) na posição sobre-cabeça.
- Estudar a influência de misturas Argônio – Oxigênio na estabilidade do arco, na geometria do cordão e na energia absorvida pelo MS.
- Avaliar a soldagem em peças com menores espessuras, com utilização de arame com menor diâmetro.
- Analisar a execução da soldagem de raiz com mistura gasosa contendo menor fração de He.

8 BIBLIOGRAFIA

1. SOLOMON, H.D.; DEVINE, T.M. A tale of two phases. In: Conference Duplex Stainless Steels'82, St. Louis-USA, 1982. Proceedings. Ohio, American Society of Metals, 1983, p. 693-756.
2. CHARLES, J. Structure and mechanical properties of duplex stainless steels. In Conference Duplex Stainless Steels'94, Glasgow-Scotland, 1994. Proceedings. England, TWI, 1994, paper K1.
3. CHARLES, J. Why and where duplex stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'97, Maastricht-The Netherlands, 1997. Proceedings. The Netherlands, 1997, p. 29-42.
4. NICHOLLS, J.M. Corrosion properties of duplex stainless steels: General corrosion, pitting and crevice corrosion. In: Conference Duplex Stainless Steels'94, Glasgow-Scotland, 1994. Proceedings. England, TWI, 1994, paper KIII.
5. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Tubing for General Service – A789, 2008.
6. G.V. RAYNOR AND V.G. RIVLIN, Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys. In: Alloy Phase Diagrams, ASM Metals Handbook, v. 3, ASM International, USA.
7. NISHIMOTO, K. ; SAIDA, K. ; KATSUYAMA, O. Prediction of Sigma Phase Precipitation in Super Duplex Stainless Steel Weldments. International Institute of Welding. Document IX-2150-05, 2005.
8. ATAMERT, S.; KING, J.E. Elemental partitioning and microstructural development in duplex stainless steel weld metal. *Acta Metall. Mater.* v.39, n. 3, p. 273-285, 1991.
9. POHL, M.; STORZ, O., GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. *Material Characterization.* v. 48, n1, p 65-71, 2007.
10. SOUTHWICK, P.D.; HONEYCOMBE, W.K. Decomposition of ferrite to austenite in 26%Cr-5%Ni stainless steel. *Metal Science.* v. 14, n. 7, p. 253-261, 1980.
11. NILSSON, J.O. Superduplex stainless steels. *Materials Science and Technology.* v. 8, n. 8, p. 685-700, 1992.
12. LIPPOLD, J.C., KOTECKI, D. "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels". John Wiley & Sons, New Jersey, 2005.

13. CHARLES, J; Composition and properties of duplex stainless steels. *Welding in the world*. v. 36, p. 43 – 54, 1995.
14. HEMMER, H.; GRONG, F. A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments. Part I. The Model. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 30A, p. 2915 – 2929, Nov. 1999.
15. LIPPOLD, J.C.; SAVAGE, W.F. - Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part I- A Proposed Mechanism. *Welding Journal*, v. 12, p. 362-374s, 1979.
16. B. LARSSON AND B. LUNDQVIST, Fabricating Ferritic-Austenitic Stainless Steels. In: *Welding, brazing and soldering*, ASM Metals Handbook, v. 6, ASM International, USA.
17. SCHLAPFER, H. W.; WEBER, J. Austenitic-ferritic duplex steels alloy design, properties, application. *Sulzer Pump Division Tech. Review*, Winterthur, Sulzer Brothers Limited. 1986.
18. RAMIREZ LONDOÑO, A.J. Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex. São Paulo, 1997. 151 p. Dissertação (Mestrado)- Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
19. *Welding, brazing and soldering*, ASM Metals Handbook, v. 6, ASM International, USA.
20. CHARLES, J. Super Duplex Stainless Steel Structure and properties, In: *Conference Duplex Stainless Steels'91* In: *Welding, brazing and soldering*, ASM Handbook, v. 6, ASM International, USA.
21. REICK, W.; POHL, M.; PADILHA A, F. Os três tipos de fragilidade dos aços inoxidáveis ferríticos - austeníticos com microestrutura duplex. I seminário Brasileiro sobre Aços inoxidáveis, 1989, São Paulo, p.123-140.
22. ATAMERT, S, KING J.E. Sigma-phase formation and its prevention in duplex stainless steels. *Journal of Materials Science letters*, v. 12, p.1144-1147, 1993.
23. BRANDI, S. D., PADILHA, A. F. Precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. In: *II Seminário Brasileiro INOX 90*, São Paulo 1990, p.135-152.
24. NILSSON, J.O. et al. Structural stability of super duplex stainless weld metals and its dependence on tungsten and copper. *Metallurgical and Materials Transactions A*. v. 27A, n. 8, p. 2196-2208, 1996.

25. SIMMONS, J.W. Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels. *Materials Science and Engineering A*. v. A207, p. 159-169, 1996.
26. KOKAWA, H.; TSORY, E.; NORTH, T.H. Nitride precipitation in duplex stainless steels weld metal. *ISIJ International*. v. 35, n. 10, p. 1277-1283, 1995.
27. RADEMAKERS, P.L.F.; VUIK, J. Factors influencing microstructure and properties of weldments in duplex stainless steels. In: *Conference Joining/Welding 2000*, The Hauge-The Netherlands, 1991. Proceedings. London, IIW, 1991, p. 253-270.
28. BORSATO, K. S. Caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas de chapas espessas de aço inoxidável duplex UNS S31803, submetido a ciclos térmicos de soldagem. Florianópolis, 2001. 199 p. Tese (Doutorado), UFSC.
29. HERTZMAN, S.; ROBERTS, W.; LINDENMO, M. Microstructure and properties of nitrogen alloyed duplex stainless steel after welding treatments. In: *Conference Duplex Stainless Steels'86*, The Hauge-The Netherlands, 1986. Proceedings. The Netherlands, Nederlands Institut Voor Lastechniek, 1986, p. 257-267.
30. FRISK, K.; HILLERT, M. Thermodynamics of the Fe-Cr-Ni-N system. In: *Conference high nitrogen steels'88*, Lille-France, 1988. Proceedings. Ed. J. Foct - A. Hendry, France, 1989, p. 1-9.
31. UME, K. et al. Influence of thermal history on the corrosion resistance of duplex stainless steel line pipe. *Materials Performance*. v. 26, n. 8, p. 25-31, 1987.
32. ATAMERT, S.; KING, J.E. Super duplex stainless steels - part 1 heat affected zone microstructures. *Materials Science and Technology*. v. 8, n. 10, p. 896-911, 1992.
33. LIPPOLD, J.C.; VAROL, I.; BAESLACK III, A. The influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steels at -20°C. *Welding Journal*. v. 73, n. 4, p. 75s-79s, 1994.
34. SIMMONS, J.W. et al. Effect of nitride (Cr₂N) precipitation on the mechanical, corrosion and wear properties of austenitic stainless steel. *ISIJ International*. v. 36, n. 7, p. 846-854, 1996.
35. MAEHARA, Y.; KOIKE, M.; FUJINO, N.; KUNITAKE, T. Precipitation of phase in 25Cr-7Ni-3Mo duplex phase stainless steel. *Transactions ISIJ*. v. 23, p. 240-246, 1983.
36. NILSSON, J.O.; JONSSON, P.; WILSON, A. Formation of secondary austenite in superduplex stainless steel weld metal and its dependence on chemical composition. In: *Conference Duplex Stainless Steels'94*, Glasgow-Scotland, 1994. Proceedings. England, TWI, 1994, paper 39.

37. MAEHARA, Y.; et al. Effects of alloying elements on δ phase precipitation in δ/γ duplex phase stainless steels. *Metal Science*, v.17 p-541-547, nov. 1983.
38. GUNN, R.N. Duplex stainless steels – Microstructures, properties and applications. Woodhead Publishing, 1997, 204p.
39. BRANDI, S. Estudo da soldabilidade do Aço Inoxidável Duplex DIN W. Nr. 1.4462 (UNS S31803). São Paulo, 1992, 265p. Tese (Doutorado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
40. HERTZMAN,S; HUHTALA, T; KARLSSON, K; NILSSON, J.O; NILSSON, M;PETTERSSON-J, R, WILSSON ,A. Microstructure-property relations of Mo-and W-alloyed super duplex stainless weld metals. *Materials science and Technology*. V13, n 7. 1997. pp 604-613.
41. OKAMOTO, H. The effect of tungsten and molybdenum on the performance of superduplex stainless steels. In: Conference applications of stainless steels'92, Stockholm, 1992. Proceedings. Stockholm, 1992, p. 360-369.
42. KONDO, K.; UEDA, M.; OGAWA, K.; OKAMOTO, H.; IGARASHI, M. Precipitation behavior of sigma-related phases in 25%Cr based super duplex stainless steels. In: Conference Innovation stainless steel, Florence-Italy, 1993. Proceedings. Netherlands, 1997, p. 915-22.p.
43. TRUMAN, J.E.; PIRT, K.R. Properties of a duplex stainless steel and effects of thermal history. In: Conference Duplex Stainless Steels'82, St. Louis-USA, 1982. Proceedings. Ohio, American Society of Metals, 1983, p. 113-141.
44. ANGELINI, E; BENEDETTI, B; ROSALBINO, F. Microstructural evolution and localized corrosion resistance of an aged superduplex stainless steel. *Corrosion Science*. V 46, n. 6, p. 1351-1367.
45. KOLTS, J. Properties of ferralium alloy 255 duplex austenitic-ferritic stainless steel for sour gas well applications. In: Conference Duplex Stainless Steels'82, St. Louis-USA, 1982. Proceedings. Ohio, American Society of Metals, 1983, p. 233-246.
46. ATAMERT, S.; KING, J.E. Intragranular nucleation of austenite. *Z. Metallkde*. v. 82, n. 3, p. 230-239, 1991.
47. LIPPOLD, J.C.; AL-RUMAIH, A.M. Toughness and pitting corrosion of duplex stainless steel weld heat-affected zone microstructures containing secondary austenite. In: Conference Duplex Stainless Steels'97, Maastrisht-The Netherlands, 1997. Proceedings. The Netherlands, 1997, p. 1005-1010.

48. NILSSON, J.O.; WILSON, A. Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507. *Materials Science and Technology*. v. 9, n. 7, p. 545-554, 1993.
49. SOLOMON, H.D. Age hardening in a duplex stainless steel. In: *Conference Duplex Stainless Steels'82*, St. Louis-USA, 1982. Proceedings. Ohio, American Society of Metals, 1983, p. 41-69.
50. OHMORI, Y.; MAEHARA, Y. Precipitation of $M_{23}C_6$ and σ -phase in α/γ duplex stainless steels. *Transactions ISIJ*. v. 24, p. 60-68, 1984.
51. LEE, K.M.; CHO, H.S.; CHOI, D.C. Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of α/γ interface boundary and growth of austenite. *Journal of Alloys and Compounds*. v. 285, p. 156-161, 1999.
52. KURODA, T.; MATSUDA, F. Role of secondary austenite on corrosion and stress corrosion cracking of sensitized duplex stainless steel weldments. *Transactions JWRI*. v. 23, n. 2, p. 205-211, 1994.
53. SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, J. Ferrite-austenite solidification mode in austenite stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*. v. 11A, p. 717 – 725, May, 1980.
54. PARK, C; KNOW, H. Effects of aging at 475 C on corrosion properties of tungsten-containing duplex stainless steels. *Corrosion Science*. v. 44, n. 11, p. 2817-2830.
55. NOBLE, D.L. Selection of wrought duplex stainless steels. In: *Welding, Brazing and Soldering*. ASM Metals Handbook, 10^a Ed., v. 6, ASM International, USA.
56. MACHADO, I. G.; *Soldagem e Técnicas Conexas: Processos*. Editado pelo autor. Porto Alegre, 1996.
57. SILVA, R., H., G.; *Soldagem MIG/MAG em transferência metálica por curto-circuito controlado aplicada ao passe de raiz*. Florianópolis, 2005. Dissertação (Mestrado), 113p. UFSC. Programa de Pós-graduação em Engenharia mecânica.
58. DeRUNTZ, B.D. Assessing the benefits of Surface Tension Transfer[®] Welding to industry, *Journal of Industrial Technology*, v. 19,n. 4, p. 1-8, 2003.
59. American Welding Society; *Welding Handbook*. Vol. 2, 8^aed.
60. ANDERSON, P. C.; BLUNT, F. J. An assessment of Ar – He – N₂ shielding gases for TIG welding duplex stainless steel. TWI Report n.º 506/1995. England, 1995.
61. GINN, B., J.; GOOCH, T., G. Ferritic/austenitic stainless steel TIG welding using high nitrogen shielding gás. TWI report n.º 682/1999. England, 1999.
62. Sandvik[®], *Welding Wire Sandivik[®] 25.10.4L*.

63. VAN-NASSAU, L.; MEELKER, H.; HILKES, J. Welding duplex and superduplex stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, Beaune Bourcogne-France, 1991. Proceedings. France, 1991, p. 303-323.
64. GOUGH, P. C; FARRAR, J. C. M. In: Welding, Brazing and Soldering. ASM Handbook, 10^a Ed., v. 6, ASM International, USA.
65. Duplex and Superduplex Stainless Steel – Properties and Weld Procedure Tests. METRODE Welding Consumables. 2005.

ANEXO A

Planilha de dados dos resultados de ensaio de impacto realizado para qualificação de procedimentos para soldagem de AISD.

	Procedência	Processos	Energia absorvia (J)	Expansão lateral (mm)	Temperatura (°C)	Loc. Entalhe	Aporte (kJ/mm)	Aço
1	RQPS SL-445	GTAW (raiz) SMAW (ench.)	48	0,47	-46	CS	1,1-1,7	32750
			84	0,96	-46	LF		
			-	-	-	-		
2	RQPS 015/04	GTAW (1-2) SMAW (ench.)	40	0,47	-46	CS	0,4 - 2,4	32760
			67	0,88	-46	LF		
			57	0,51	-20	CS		
3	RQPS 018/04	GTAW (1-2) SMAW (ench.)	44	0,57	-46	CS	0,4 - 1,2	32760
			78	0,9	-46	LF		
			52	0,56	-20	CS		
4	RQPS 019/04	GTAW (1-2) SMAW (ench.)	42	0,43	-46	CS	0,4 - 1,2	32760
			78	0,78	-46	LF		
			55	0,61	-20	CS		
5	Workshop Zeron 100	GTAW (1-2) SMAW (ench.)	52	0,81	-46	CS	≤1,0	32760
			64	0,97	-46	LF		
			-	-	-	-		
6	Workshop SAF 2507	GTAW (raiz) SMAW (ench.)	30	-	-46	CS	0,5-1,1	32750
			130	-	-46	LF		
			-	-	-	-		
7	Workshop UR52N+	GTAW (1-2) SMAW (ench.)	26	0,65	-46	CS	0,8 - 2,0	32520
			38	0,91	-46	LF		
			-	-	-	-		
8	Workshop TIG-ORB	GTAW - pulsado ORBITAL	113	1,12	-46	CS	≤1,2	32760
			179	1,57	-46	LF		
			-	-	-	-		

Nota: Os dados presentes nesta planilha foram extraídos de Qualificações de Procedimento de Soldagem de alguns equipamentos fabricados para a PETROBRAS.