

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

COMPORTAMENTO À CORROSÃO DE JUNTAS DE SUPERDUPLEX UNS S32760  
SOLDADAS POR GMAW PULSADO COM DIFERENTES MISTURAS GASOSAS

CRISTHIAN RAMOS WILL

Dissertação para obtenção de título de  
*Mestre em Engenharia, Modalidade Profissional, Especialidade Engenharia de Inspeção de Equipamentos*

Porto Alegre  
2009

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

COMPORTAMENTO À CORROSÃO DE JUNTAS DE SUPERDUPLEX UNS S32760  
SOLDADAS POR GMAW PULSADO COM DIFERENTES MISTURAS GASOSAS

CRISTHIAN RAMOS WILL  
Engenheiro Mecânico

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

Porto Alegre  
2009

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção de título de Mestre em Engenharia, Modalidade Profissional, 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:

Prof. Dr. Sergio Solto Maior Tavares (UFF)

Prof. Dr. Hector Reynaldo Meneses Costa (CEFET-RJ)

Prof. Dr. Giovani Dalpiaz (PETROBRAS)

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann  
Coordenador do PPGEM

À minha esposa Doriani, pelo amor, carinho e incentivo, mesmo à distância.

Aos meus filhos Leonardo e Laís, que me deram a motivação necessária.

## AGRADECIMENTOS

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

Ao meu co-orientador Raimundo Cabral de Medeiros, pela orientação e contribuição técnica.

Aos engenheiros e amigos Diego M. Garcia, Paulo S. G. Pinto e Paulo R. da Silva, pela colaboração na execução dos ensaios e contribuições técnicas valiosas.

A todos do SEQUI – São José dos Campos, pelo acolhimento e apoio total à realização dos experimentos.

Ao SEQUI – Rio de Janeiro, em especial ao Dr. Ney Robson, pelo apoio.

Aos soldadores Francisco das Chagas Brito, Francisco Helder M. Carreiro, Robson V. da Costa e Valmir S. Manoel, pela preparação e soldagem dos corpos de prova.

À Muller Metais e Estaleiro Mauá, pelo fornecimento de materiais para os experimentos.

À Sandvik pela doação do metal de adição e apoio técnico, em especial ao Sr. Carlos Faggiani.

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

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

À Proaqt, em especial ao Sr. Antonio S. Corradini, pela execução dos ensaios mecânicos e químicos.

Ao Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos (LABMETT) - Universidade Federal Fluminense – UFF, em especial para os professores Sérgio Tavares e Juan Pardal, pelos ensaios de CPT e outras contribuições técnicas valiosas.

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

À Petrobras, que possibilitou este trabalho.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	I
LISTA DE TABELAS .....	III
LISTA DE SÍMBOLOS .....	IV
RESUMO .....	VI
ABSTRACT .....	VII
1 INTRODUÇÃO .....	1
2 OBJETIVO.....	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 Processos de Soldagem.....	4
3.1.1 Soldagem com Eletrodo Revestido (SMAW- Shielded Metal Arc Welding)....	4
3.1.2 Soldagem com Arame Tubular (FCAW - Flux Cored Arc Welding) .....	5
3.1.3 Soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding).....	8
3.1.4 Soldagem GMAW (Gas Metal Arc Welding) .....	9
3.2 Aços inoxidáveis duplex.....	17
3.3 Aços inoxidáveis superduplex .....	18
3.4 Características dos aços duplex e superduplex.....	19
3.5 Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex.....	21
3.6 Propriedades físicas dos aços inoxidáveis duplex .....	29
3.7 Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex.....	30
3.8 Resistência à Corrosão dos aços inoxidáveis duplex.....	34
3.9 Soldagem dos aços inoxidáveis duplex .....	37
4 MATERIAIS E MÉTODOS .....	40
4.1 Metodologia Experimental .....	40
4.2 Materiais .....	41
4.3 Equipamentos .....	42
4.4 Gases.....	42
4.5 Procedimentos de Soldagem.....	43
4.6 Caracterização das Juntas Soldadas.....	45
4.6.1 Microscopia e Contagem das Fases Ferrita/Austenita.....	49
4.6.2 Comportamento Mecânico – Tenacidade .....	49
4.6.3 Ensaios de Corrosão .....	50
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	52

5.1	Aspecto das Juntas Soldadas .....	52
5.2	Energia de soldagem.....	55
5.3	Microscopia e contagem de fases .....	56
5.3.1	Metal de base .....	56
5.3.2	Metal de solda.....	57
5.3.3	Zona afetada pelo calor (ZAC).....	61
5.4	Tenacidade.....	62
5.5	Resistência à corrosão .....	63
5.5.1	Imersão em Solução de FeCl <sub>3</sub> .....	63
5.5.2	Determinação da Temperatura Crítica de Pite (CPT).....	66
6	CONCLUSÕES.....	72
7	BIBLIOGRAFIA.....	73

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Soldagem a Arco Voltaico com Eletrodo Revestido (SMAW). .....	5
Figura 2 - Processo de soldagem por arame tubular com gás de proteção.....	6
Figura 3 - Processo de soldagem por arame tubular sem gás de proteção ou autoprotégidos....	7
Figura 4 - Soldagem GTAW: (a) Detalhe da região do arco, (b) montagem usual.....	8
Figura 5 – Processo de soldagem a arco voltaico com atmosfera gasosa.....	10
Figura 6 – Representação da transferência no modo pulsado. ....	12
Figura 7 – Representação da corrente e tensão em função do tempo para o processo STT®. Cortesia Lincoln do Brasil, São Paulo-SP.....	15
Figura 8 – Representação do oscilograma do processo STT® .....	16
Figura 9- Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex .....	18
Figura 10 - Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos AID.....	21
Figura 11 - Efeito do teor de nitrogênio e da fração de ferrita na quantidade de Cr <sub>2</sub> N precipitado na ZAC de um AID. ....	25
Figura 12 - Relação entre a energia absorvida no ensaio Charpy (273 K) e a quantidade de nitretos na ZAC de um AID. ....	26
Figura 13 - Curva tensão x deformação verdadeira de uma liga duplex (50%-60% em massa de ferrita) comparada às curvas de material ferrítico e austenítico. ....	31
Figura 14 - Comparação do limite de escoamento em dependência da temperatura para aços inoxidáveis duplex contendo 50 a 60% em massa de ferrita, com aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. ....	31
Figura 15 - Dependência do limite de escoamento de aços inoxidáveis duplex com relação à porcentagem em volume de ferrita. ....	32
Figura 16 - Dependência do limite de resistência dos aços inoxidáveis duplex com relação à porcentagem em volume de ferrita. ....	32
Figura 17 - Dependência da energia de impacto de aços inoxidáveis duplex em relação à porcentagem em volume de ferrita. ....	33
Figura 18 - Relação entre o índice de resistência à corrosão por pites (PRE) e a temperatura crítica de corrosão por pite (CPT) de alguns aços inoxidáveis duplex e austeníticos.....	36
Figura 19 - Concentração de cromo na interface ferrita/austenita que contem um carboneto do tipo M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> ou um nitreto. Em (a) região sensibilizada e em (b) não sensibilizada. ....	37
Figura 20 – Equipamentos de soldagem.....	42
Figura 21 – Esquema de preparação da junta. ....	43

Figura 22 – Dispositivos de fixação (cachorros).....	44
Figura 23 – Sequência de soldagem do passe de raiz.....	44
Figura 24 – Sequência de soldagem dos passes de enchimento e acabamento. ....	45
Figura 25 - Esquema de corte da junta soldada para confecção dos CPs.....	47
Figura 26 – Esquema de corte do metal base para confecção de CPs. ....	48
Figura 27 – Planificação do esquema de corte dos CPs. ....	48
Figura 28 – Regiões de contagem de fases da junta soldada.....	49
Figura 29 – (a) Montagem do equipamento de ensaio. (b) Característica do corpo de prova..	51
Figura 30 – Características das soldas de raiz. (a) mostra o CP1 externamente e (b) CP1 internamente. (c) mostra o CP2 internamente e (d) CP 02 internamente. (e) mostra o CP3 externamente e (f) CP3 internamente. ....	53
Figura 31 – Aspecto dos cordões de enchimento (a) e acabamento (b) do CP1 (Ar-He-CO <sub>2</sub> )	54
Figura 32 – Aspecto dos passes de enchimento (a) e acabamento (b) do CP2 (Ar-N <sub>2</sub> -CO <sub>2</sub> )...54	
Figura 33 – Aspecto dos cordões de enchimento (a) e de acabamento (b) do CP3 (Ar puro). 55	
Figura 34 – Energias de soldagem dos passes de raiz e enchimento.....	56
Figura 35 – Microestrutura do Metal Base. (a) CP1, (b) CP2 e (c) CP3.....	57
Figura 36 – Proporção das fases ferrita e austenita no metal base. ....	57
Figura 37 - Microestrutura do Metal de Solda. (a) CP1, (b) CP2 e (c) CP3.. ....	58
Figura 38 – Proporção das fases ferrita e austenita no metal de solda (MS).....	59
Figura 39 – Teor de Nitrogênio dissolvido no metal de solda (MS). ....	59
Figura 40 – Comparativo de fração de austenita formada entre os CPs ensaiados e os estudados pela Petrobras.....	60
Figura 41 – Microestrutura da ZAC. (a) CP1, (b) CP2 e (c) CP3.. ....	61
Figura 42 – Formato do corpo de prova de imersão em FeCl <sub>3</sub> . Tamanho 50x25x14 mm. ....	63
Figura 43 – Perda de massa em diferentes condições de preparação das amostras de imersão em FeCl <sub>3</sub> . ....	64
Figura 44 – Comparativo de perda de massa entre processos de soldagem diferentes. ....	65
Figura 45 – Temperaturas críticas de pite para o CP1, medidas no enchimento e na raiz. ....	67
Figura 46 - Temperaturas críticas de pite para o CP2, medidas no enchimento e na raiz.....	68
Figura 47 - Temperaturas críticas de pite para o CP3. (a) enchimento e (b) na raiz. ....	69
Figura 48 – Comparativo da temperatura crítica de pite com a energia de soldagem usada....	71

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Exemplos de aplicações de ASD e AISD em plataformas da Petrobras. ....	2
Tabela 2 - Composição química dos AID mais comuns (10).....	19
Tabela 3 - Precipitados observados nos AID (14)(15). ....	22
Tabela 4 - Propriedades físicas de alguns aços inoxidáveis (48). ....	29
Tabela 5 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex e superduplex mais comuns à temperatura ambiente – valores mínimos segundo a norma ASTM A790 (50).....	34
Tabela 6 – Composição química dos tubos de UNS S32760 segundo o fabricante.....	41
Tabela 7 – Composição química do metal de adição, segundo o fabricante.....	42
Tabela 8 – Gases de soldagem para raiz, enchimento e purga. ....	43
Tabela 9 – Parâmetros de soldagem de raiz com processo GMAW-STT.....	45
Tabela 10 – Parâmetros de soldagem de enchimento com processo GMAW-Pulsado.....	45
Tabela 11 – Planejamento de confecção de CPs de impacto.....	46
Tabela 12 - Planejamento de confecção de CPs de corrosão e micrografia. ....	47
Tabela 13 – Velocidades médias de soldagem e energias de soldagem obtidas. ....	55
Tabela 14 – Resultados de formação de austenita no MS de processos estudados pela Petrobras (66). ....	60
Tabela 15 – Valores de energia absorvida no ensaio Charpy.....	62
Tabela 16 – Perda de massa no ensaio de imersão em FeCl <sub>3</sub> .....	63
Tabela 17 – Valores de perda de massa obtidos em relatórios da Petrobras (66). ....	65

## LISTA DE SÍMBOLOS

AID -	Aço Inoxidável duplex;
AISD -	Aço Inoxidável Superduplex;
ASTM -	American Society for Testing and Materials;
CMT -	Cold Metal Transfer;
CP -	Corpo de prova;
CPT -	Critical Pitting Temperature;
CR -	Corpo de prova para ensaio de corrosão;
CSC -	Controlled Short Circuit;
Es -	Energia de soldagem;
FCAW -	Flux Cored Arc Welding;
GMAW -	Gas Metal Arc Welding;
GTAW -	Gas Tungsten Arc Welding;
Ib -	Corrente de base;
Ip -	Corrente de pico;
MB -	Metal de base;
MIG -	Metal Inert Gas;
MS -	Metal de solda;
PRE -	Pitting Resistance Equivalent;
$P\alpha$ -	Número de pontos sobre os grãos de ferrita;
RMD -	Regulated Metal Deposition;
SC -	Sub-célula da estrutura cristalina;
SMAW -	Shielded Metal Arc Welding;
SR -	Super-reticulado da estrutura cristalina;
STT -	Surface Tension Transfer;
tb -	Tempo de base;
tp -	Tempo de pulso;
U -	Tensão;
v -	Velocidade de soldagem;
ZAC -	Zona afetada pelo calor;
$\alpha$ -	Ferrita;
$\gamma$ -	Austenita;
$\gamma_2$ -	Austenita secundária;

σ - Fase sigma;  
η - Fase Laves;  
χ - Fase Chi.

## RESUMO

Neste trabalho foram desenvolvidos procedimentos de soldagem pelo processo GMAW (CCC e Pulsado) para o aço inoxidável superduplex UNS S32760.

Esta pesquisa justifica-se pelo fato de que o desempenho dos aços duplex/superduplex pode ser severamente afetado pelas alterações metalúrgicas causadas pelos ciclos térmicos impostos durante a soldagem. Sendo assim, é constante a busca pelo desenvolvimento de processos de soldagem e procedimentos que mantenham as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão em patamares que atendam os requisitos cada vez maiores da indústria petroquímica.

O objetivo deste trabalho é avaliar a resistência à corrosão do aço inoxidável superduplex UNS S32760 soldado pelo processo GMAW, empregando transferência metálica por Curto Circuito Controlado na raiz e Pulsada nos passes de enchimento e acabamento, sob três diferentes misturas gasosas (Ar-He-CO<sub>2</sub>, Ar-N<sub>2</sub>-CO<sub>2</sub> e Ar puro). Também foi analisada a influência de diferentes condições de acabamento na solda de raiz (raiz como soldada, escovada, passivada e usinada) no ensaio de corrosão por pite.

Foram realizados ensaios de corrosão segundo a norma ASTM G-48 e ensaios para a obtenção da Temperatura Crítica de Pite (CPT) segundo a norma ASTM G-150. Para melhor avaliar e discutir os resultados dos ensaios de corrosão foi realizado a quantificação de fases (contagem de ferrita/austenita), por microscopia ótica, além de avaliação da tenacidade por meio de ensaio Charpy.

Os resultados mostraram que o processo GMAW não convencional, apesar do seu uso ainda estar bastante incipiente na indústria petroquímica, pode suprir a necessidade de um processo de alta produtividade com baixa energia de soldagem capaz de produzir juntas metalurgicamente adequadas. A preparação da superfície afeta diretamente os resultados no ensaio de corrosão, sendo o melhor acabamento (usinado) mais benéfico à resistência à corrosão.

Palavras-chave: Superduplex, GMAW, corrosão por pite.

## ABSTRACT

In this work, welding procedures were developed using the GMAW (CCC and Pulsed) process for the UNS S32760 superduplex stainless steel.

This research is justified by the fact that the performance of the duplex/superduplex steels can be severely affected by metallurgical changes caused by thermal cycling imposed during welding. So, its constant the search of the development of process and procedures to maintain the mechanical properties and corrosion resistance at levels that meet the increasing requirements of the petrochemical industry.

The objective of this job was the evaluate the corrosion resistance of superduplex stainless steel UNS S32760 welded the GMAW process, using controlled short circuit metal transfer for the root and pulsed arc for the filling and capping runs under three different shielding gas (Ar-He-CO<sub>2</sub>, Ar-N<sub>2</sub>-CO<sub>2</sub> and Ar). Also analyzed the influence of different finishing conditions of the weld root (as welded, brushed, pickled and machined) in the pitting corrosion test.

Corrosion tests were performed according to ASTM G-48 and testing for the obtaining of critical pitting temperature (CPT) according to ASTM G-150. To better evaluate and discuss the results of corrosion tests was performed to quantify phases (counting the ferrite / austenite), by optical microscopy, and valuation of toughness by Charpy test.

The results showed that non conventional GMAW process, although its use still to be quite incipient in petrochemical industry, it can supply the need of a process of high productivity with low heat input capable to produce committees appropriate metallurgy. The preparation of the surface directly affects the results in a corrosion test, being the best finish (machined) better resistance to corrosion.

Keywords: Superduplex, GMAW, pitting corrosion.

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis superduplex (AISD) foram introduzidos na indústria na década de 70, com maior teor de elementos de liga em relação aos duplex, principalmente do nitrogênio, para obter uma maior resistência a corrosão por pite. Esta é medida pelo índice equivalente de resistência ao pite (PRE), que nestes aços tem valor acima de 40. A resistência à corrosão é determinada na prática pela capacidade que esses materiais têm de se passivar e permanecer nesse estado no ambiente a que estiver exposto. Essa propriedade está relacionada, principalmente, aos elementos de liga presentes na composição química do aço, embora outros fatores como tamanho de grão, distribuição e morfologia de inclusões, precipitação de fases e qualidade da superfície também exerçam influência.

Devido à ótima combinação entre propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, principalmente em ambientes contendo cloretos e sulfetos, o AISD é considerado um material de alto desempenho, adequado às necessidades dos setores químico, petroquímico e de papel e celulose, onde a crescente severidade das condições de operação exige a substituição dos materiais tradicionais por outros mais nobres, aumentando a vida útil dos equipamentos e garantindo uma maior continuidade operacional. É aplicado principalmente em evaporadores, dutos, unidades de dessalinização e dessulfuração, equipamentos para destilação, tanques de condução e armazenamento de material corrosivo

A Petrobras possui diversos equipamentos fabricados com AID e AISD, tanto em refinarias quanto em plataformas de exploração e produção. A Tabela 1 lista algumas dessas aplicações.

A maior quantidade dos elementos de liga dos AID e AISD os tornam mais susceptíveis de precipitação de fases intermetálicas, requerendo-se um maior cuidado durante a soldagem, onde cada ponto da junta soldada experimenta um ciclo térmico diferente, permanecendo em intervalos de temperatura nos quais podem precipitar fases indesejáveis (fase sigma, nitretos de cromo ou carbonetos), prejudicando as suas propriedades. 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 dos AISD.

Tabela 1 – Exemplos de aplicações de ASD e AISD em plataformas da Petrobras.

Equipamento	Tipo	Plataforma A	Plataforma B	Plataforma C
Aquecedor de produção	Casco / tubo	<b>Casco: UNS S32750 Tubos: UNS S32750</b>	<b>Casco: UNS S32750 Tubos: UNS S32750</b>	<b>Casco: UNS S32750 Tubos: UNS S32750</b>
Separador de produção	Vaso	<b>UNS-S32750</b>	SA 516 Gr 70N (Revestido internamente)	SA 516 Gr 70N (Revestido internamente)
Aquecedor de óleo (teste)	Casco / tubo	<b>Casco: UNS S32750 Tubos: UNS S32750</b>	<b>Casco: UNS S32750 Tubo: UNS S32750</b>	<b>Casco: UNS S32750 Tubo: UNS S32750</b>
Tratador de óleo	Vaso	<b>UNS-S32750</b>	<b>UNS-S32750</b>	SA 516 Gr. 70N + <b>S5 (Clad UNS32750)</b>
Separador de teste	Vaso	<b>UNS S32750</b>	SA 516 Gr 70N (Revestido internamente)	SA 516 Gr 70N (Revestido internamente)
Resfriador 01	Casco / tubo	<b>UNS S31803</b>	Casco: SA 240 Gr 321 Tubos: SA 213 Tp 321	Casco: SA 240 Gr 321 <b>Tubos: UNS S31803</b>
Resfriador 02	Casco / tubo	<b>Duplex UNS S31803</b>	Casco: SA 240 Gr 321 Tubos: SA 213 Tp 321	Casco: SA 240 Gr 321 <b>Tubos: UNS S31803</b>
Resfriador 03	Casco / tubo	<b>Duplex UNS S31803</b>	Casco: SA 240 Gr 321 Tubos: SA 213 Tp 321	Casco: SA 240 Gr 321 <b>Tubos: UNS S31803</b>

Este trabalho visa estudar a utilização do processo GMAW na soldagem de superduplex, visto que os processos usuais (GTAW, SMAW, FCAW) podem apresentar desvantagens, seja por requisitos de produtividade, custo ou energia de soldagem introduzida. O estudo também abrange o uso dos modos de transferência por curto circuito controlado nos passes de raiz e pulsado nos passes de enchimento e acabamento, sendo utilizados neste último modo de transferência três diferentes gases de proteção.

## **2 OBJETIVO**

Este trabalho tem como objetivo avaliar se o processo de soldagem GMAW, empregando transferência metálica por Curto Circuito Controlado na raiz e Pulsada nos passes de enchimento e acabamento, sob três diferentes misturas gasosas, tem condições de gerar juntas de aço inoxidável superduplex UNS S32760 com resistência à corrosão equivalente ou superior às juntas soldadas pelos processos usuais (GTAW, SMAW, FCAW, etc.).

Também será analisada a influência de diferentes condições de acabamento na solda de raiz dos corpos de prova (raiz como soldada, escovada, passivada e usinada) no ensaio de corrosão por pite, segundo a norma ASTM G-48.

### **3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

#### **3.1 Processos de Soldagem**

##### **3.1.1 Soldagem com Eletrodo Revestido (SMAW- Shielded Metal Arc Welding)**

A soldagem a arco voltaico com eletrodo revestido é um processo de soldagem manual onde um arco é gerado entre o consumível (eletrodo revestido) e o metal de base.

O consumível consiste num arame (alma) revestido com uma massa formada por diversos minérios e compostos químicos. Entre outras funções, esse revestimento permite que o arco se mantenha; protege o metal fundido da atmosfera; estabelece as características operacionais do consumível e prevê várias propriedades mecânico/metalúrgicas do metal de solda (1)(2)(3).

O arco se inicia pelo toque do eletrodo no metal de base. O arco resultante funde o metal de base e a ponta do eletrodo. O metal fundido do eletrodo é transferido através do arco até a poça de fusão do metal de base, formando assim o metal de solda depositado. Uma escória que é formada do revestimento do eletrodo e das impurezas do metal de base flutua para a superfície e cobre o depósito, protegendo-o da contaminação atmosférica e também controlando a taxa de resfriamento. O metal de adição vem da alma metálica do eletrodo e do revestimento que em alguns casos é constituído de pó de ferro e elementos de liga. As características principais do processo são mostradas na Figura 1.

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

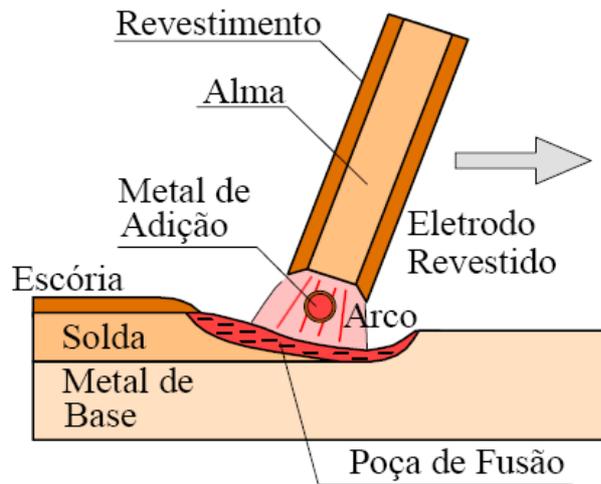


Figura 1 – Soldagem a Arco Voltaico com Eletrodo Revestido (SMAW) (4).

A qualidade da solda depende do projeto e acesso a junta, tanto quanto do eletrodo, da técnica e habilidade do soldador. Os fatores que podem reduzir a qualidade da junta soldada são: limpeza inadequada entre passes, problemas no processo como: eletrodos com perda parcial de fluxo e arames não totalmente centrados no fluxo de recobrimento.

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

### 3.1.2 Soldagem com Arame Tubular (FCAW - Flux Cored Arc Welding)

O processo FCAW utiliza um arame-eletrodo que contém, no seu núcleo, ingredientes fluxantes do metal fundido, além de materiais geradores de gases e vapores de proteção do arco e formadores de escória de cobertura. Este processo, relativamente ao eletrodo revestido convencional, permite que se alcance maiores densidades de corrente e apresenta uma produção de material de adição equivalente a do processo GMAW (3).

O processo de soldagem com arame tubular segue a linha dos processos de alta produção, o que significa: arame fino, alta densidade de corrente, tomada de corrente bem próxima ao arco e controle automático do comprimento do arco. No entanto o arame eletrodo não é maciço, mas tubular. O fluxo está no interior do arame. A forma tubular do arame torna possível alojar no seu interior, em forma de pó fino, todos os elementos necessários para se conseguir proteção do arco voltaico contra a ação do ar, estabilização do arco, desoxidação da solda (ação de fluxo) e introdução dos necessários elementos de liga para corrigir a composição química da solda.

Neste processo, o arame tubular pode ter em seu interior pó metálico (metal cored arc welding) ou fluxo interno, nesse caso possui duas variantes:

- Auto-protegido (self-shielded arc welding);
- Com gás de proteção externo (gás shielded flux cored arc welding)

A Figura 2 mostra um esquema de soldagem com eletrodo tubular com gás de proteção e a Figura 3 um esquema de soldagem sem gás.

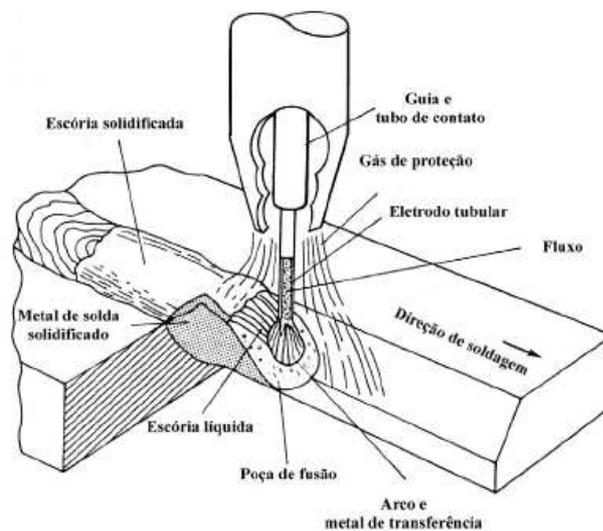


Figura 2 - Processo de soldagem por arame tubular com gás de proteção (3).

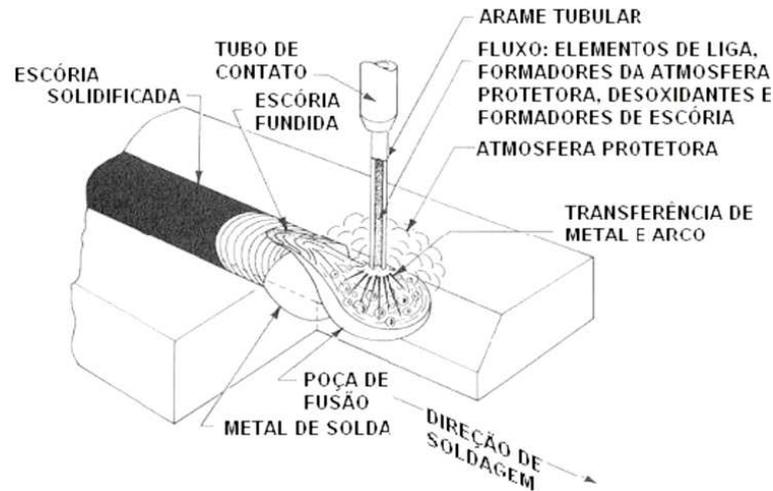


Figura 3 - Processo de soldagem por arame tubular sem gás de proteção ou autoprotetidos(3).

O processo com eletrodo tubular com pó metálico é o que mais se assemelha ao GMAW (pelas normas AWS ele é classificado como uma variante do GMAW, que usa eletrodo maciço nu), com a vantagem de poder obter uma maior variedade de ligas metálicas, pois grande parte dos elementos de liga encontra-se investida no eletrodo (cuja capa pode ser fabricada simplesmente de aço de baixo carbono).

As vantagens do eletrodo tubular (1)(2)(3)(5) com fluxo interno são: os benefícios metalúrgicos que podem derivar do uso de fluxo; a formação de uma escória que ajuda a suportar a poça líquida e dar uma geometria adequada ao cordão. Dentro dos eletrodos tubulares com fluxo interno encontram-se elementos desoxidantes (como Si, Mn e Al) e desnitrificantes (como Al). Adicionalmente, na variante autoprotetida, o fluxo interno, ao queimar no calor do arco, produz uma atmosfera de  $\text{CO}_2$  na ponta do eletrodo, o que faz esta variante pouco sensível a perturbações por corrente de ar.

Os fabricantes que utilizam arame maciço se concentram no argumento do maior preço do arame tubular, devido ao processo de fabricação ser mais complexo. Já os fabricantes de arames tubulares, sustentam os argumentos que o uso de arames tubulares em substituição a arames sólidos apresenta vantagens como o risco reduzido de defeitos de falta de fusão lateral, maior penetração, menos respingos e uma menor probabilidade de ocorrência de porosidade (5).

Algumas de suas desvantagens são:

- Equipamento relativamente caro;
- Pode gerar elevada quantidade de fumos;

- Por formar escória, necessita limpeza após soldagem;
- Relativa alta vazão de gás (para o eletrodo protegido por gás), podendo ser até 40% maior que do processo GMAW (1).

### 3.1.3 Soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)

A Soldagem GTAW ou TIG (Tungsten Inert Gas) é um processo no qual a união é obtida pelo aquecimento dos materiais por um arco estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça. A proteção do eletrodo e da zona da solda é feita por um gás inerte, normalmente o argônio, ou mistura de gases inertes (Ar e He). Metal de adição pode ser utilizado ou não. A Figura 4 mostra esquematicamente o processo.

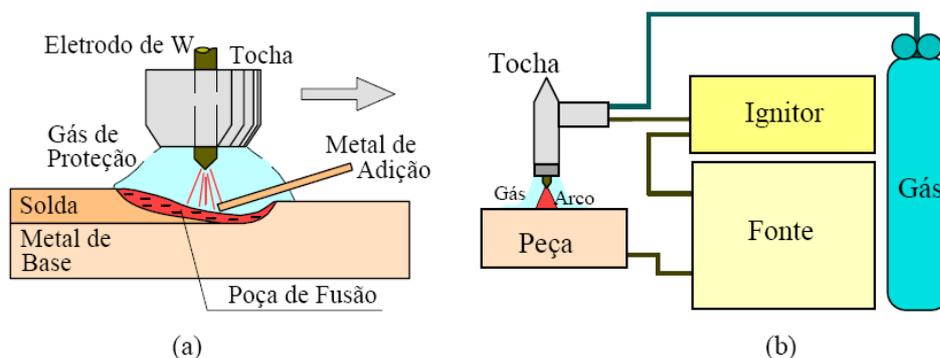


Figura 4 - Soldagem GTAW: (a) Detalhe da região do arco, (b) montagem usual (4).

A soldagem GTAW pode ser usada na forma manual ou mecanizada e é considerada como um dos processos de soldagem a arco que permite um melhor controle das condições operacionais (4). Permite a execução de soldas de alta qualidade e excelente acabamento, particularmente em juntas de pequena espessura (inferior a 10 mm e mais comumente entre 0,2 e 3 mm). Seções de maior espessura podem ser soldadas, mas, neste caso, considerações econômicas tendem a favorecer processos com eletrodo consumível. A soldagem GTAW é mais utilizada para aços ligados, aços inoxidáveis e ligas não ferrosas. Um uso comum, para aços estruturais, é a execução de passes de raiz na soldagem de tubulações, com os outros passes sendo realizados com outro processo (SMAW ou GMAW).

Apresenta como vantagens (1)(3):

- Excelente controle da poça de fusão;
- Permite soldagem sem o uso de metal de adição;
- Permite mecanização e automação do processo;
- Usado para soldar a maioria dos metais;
- Produz soldas de alta qualidade e excelente acabamento;
- Gera pouco ou nenhum respingo;
- Exige pouca ou nenhuma limpeza após a soldagem.
- Permite a soldagem em qualquer posição.

Como desvantagens pode-se citar (1)(2):

- Produtividade relativamente baixa;
- Baixa taxa de deposição (0,2 até 2 kg/h)
- Custo de consumíveis e equipamento é relativamente elevado.

### **3.1.4 Soldagem GMAW (Gas Metal Arc Welding)**

Na soldagem ao arco elétrico com gás de proteção e arame maciço consumível de alimentação contínua (GMAW – Gas Metal Arc Welding), também conhecida como soldagem MIG (Metal Inert Gas), um arco elétrico é estabelecido entre a peça e um consumível na forma de arame. No arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado à poça de fusão. O metal de solda é protegido da atmosfera pelo fluxo de um gás inerte ou por uma mistura de gases (ativos e/ou inertes). Foi desenvolvido visando combinar a vantagem do arco suave e da poça de fusão sem escória com alta produção de metal de adição, que se poderia obter com o uso de altas densidades de corrente.

Pode ser descrito mais detalhadamente como um processo de soldagem a arco que utiliza um eletrodo consumível nu, o qual é alimentado continuamente a partir de uma bobina. A proteção é realizada por um gás externo, que pode ser totalmente inerte (processo MIG, usando Ar ou He) ou parcialmente ativo (MAG, usando CO<sub>2</sub> puro ou misturas de Ar com CO<sub>2</sub> ou O<sub>2</sub>) (1), e é responsável por criar o ambiente em que se forma o arco e por proteger da oxidação a poça de fusão e as gotas metálicas em transferência. Na Figura 5 é mostrado esquematicamente o processo.

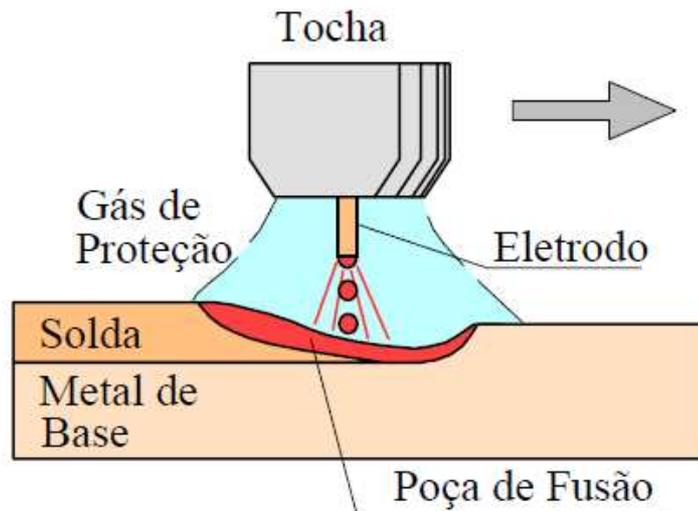


Figura 5 – Processo de soldagem a arco voltaico com atmosfera gasosa (4).

Em virtude de o eletrodo ser nu e seu comprimento útil muito pequeno, pode-se usar elevadas densidades de corrente, até 300 A/mm<sup>2</sup>, cerca de dez vezes maior do que é possível na soldagem a arco com eletrodos revestidos. Isso possibilita obter uma elevada velocidade de soldagem e menor tempo de enchimento de junta. No entanto, isto implica em algumas limitações: o cordão de solda, devido à alta velocidade de soldagem, sofre uma taxa de resfriamento relativamente alta, o que é grave quando o material for susceptível a trincas por hidrogênio.

De um modo geral, pode-se dizer que as principais vantagens da soldagem GMAW são:

- Alta produção de material de adição e alto fator de trabalho;
- Inexistência de troca freqüente de eletrodos porque o eletrodo é alimentado continuamente a partir de um carretel;

- Grande versatilidade quanto à aplicação a materiais e espessuras e solda em qualquer posição;
- Inexistência de fluxos e a conseqüente falta de necessidade de operações de remoção de escória;
- Menor exigência de habilidade do soldador, comparado a soldagem com eletrodos revestidos.

As principais desvantagens da soldagem GMAW são:

- O equipamento de soldagem é mais complexo, mais caro e menos portátil do que o de eletrodos revestidos;
- É difícil soldar em locais de difícil acesso porque a pistola de soldagem é maior que o porta-eletrodo para soldagem manual (SMAW) e porque o bocal deve estar muito próximo da junta (10 a 20 mm) para garantir uma adequada proteção gasosa;
- O arco voltaico deve estar protegido contra correntes de ar que podem turbilhonar o fluxo de gás de proteção, contaminando a solda com nitrogênio e oxigênio, o que limita a aplicação deste processo a locais fechados ou dotados de adequada proteção da área de soldagem.

#### **3.1.4.1 O processo GMAW com corrente pulsada**

A soldagem com corrente pulsada tem por objetivo obter uma transferência de metal fundido de forma semelhante à transferência goticular projetada (spray), porém, com valores de corrente média inferiores a transferência por spray. Devido à redução da energia média do arco o processo é indicado para soldagem de chapas mais finas e, ainda, para soldagens fora da posição plana.

Muitos autores (1)(2)(5)(6) apontaram os benefícios que a corrente pulsada proporciona ao processo GMAW. Essas vantagens se resumem basicamente em: redução dos salpicos em relação à transferência por curto-circuito, melhoria do controle da transferência metálica, uma vez que o tamanho da gota e sua frequência de destacamento são comandados

pela pulsação de corrente e obtenção de uma transferência goticular projetada, com um arco estável, porém, em níveis baixos de energia de soldagem (em correntes médias abaixo da corrente de transição).

A transferência por gotas é obtida com a utilização de dois níveis de corrente de soldagens diferenciados, denominados corrente de base e corrente de pulso, cada qual com seu respectivo tempo de duração (tempo de base e tempo de pulso).

A Figura 6 mostra uma representação de oscilograma de corrente pulsada.

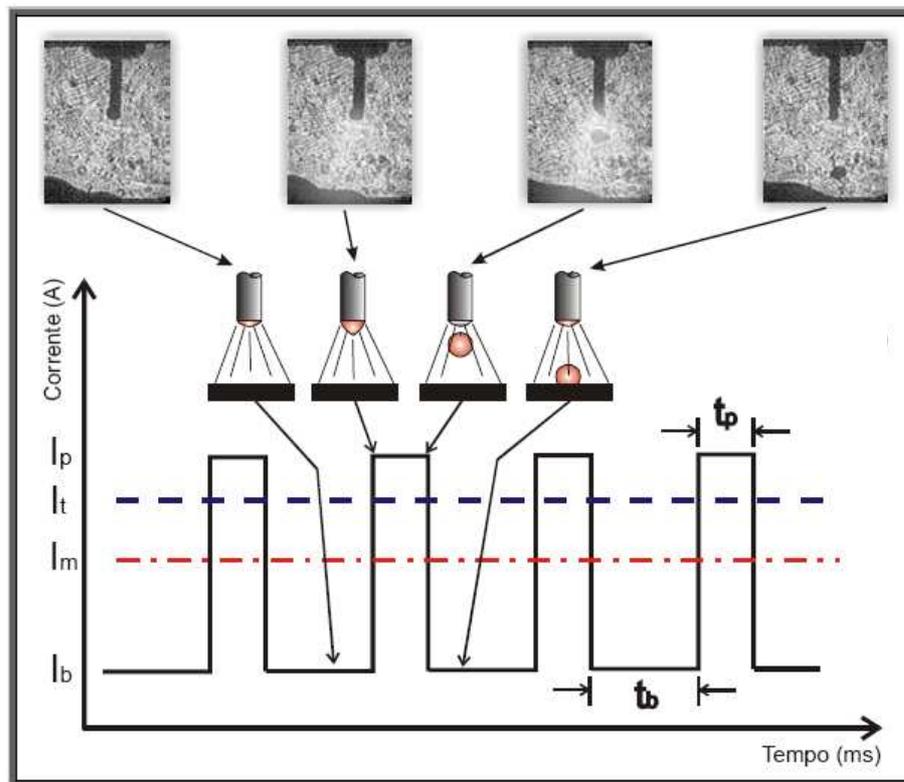


Figura 6 – Representação da transferência no modo pulsado (6).

Neste processo, as funções das variáveis de soldagem são:

- Corrente de pulso ( $I_p$ ): esta deve possuir um valor acima de um nível mínimo (corrente de transição), de forma a promover o destacamento de uma gota. Esse valor de corrente depende basicamente do material e diâmetro do eletrodo e do gás de proteção.
- Tempo de pulso ( $t_p$ ): depende do material e diâmetro do eletrodo e do gás de proteção, e deve ser ajustado juntamente com a corrente de pulso para produzir uma gota por pulso.

- Corrente de base ( $I_b$ ): a mesma é ajustada para que se obtenha uma corrente média que equilibre a velocidade de fusão do arame com sua velocidade de alimentação. O valor da corrente de base é limitado em dois patamares, um mínimo, abaixo do qual a manutenção do arco fica comprometida, ou seja, pode ocorrer a extinção do arco, e um máximo, acima do qual a transferência deixa de ser por projétil.
- Tempo de base ( $t_b$ ): este deve ser ajustado conforme o diâmetro de gota pretendido de maneira que a soma do mesmo com o tempo de pulso, garanta a fusão de uma quantidade suficiente de arame para formá-la.

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

A transferência de uma gota de metal fundido por pulso foi desenvolvido primordialmente para não haver contato físico entre o eletrodo e a peça. Como o processo é realimentado evita-se o contato físico (curto-circuito), pois, se houvesse contato este fato seria basicamente em função da forma da onda de corrente ser imposta, ou seja, a mesma não sofre variações durante a soldagem, como ocorre se a solda é feita com o GMAW convencional, usando o controle de tensão. Desse modo, como a taxa de fusão é fundamentalmente dependente da corrente para uma dada condição de soldagem (distância entre o bico de contato e a peça, gás de proteção, tipo de arame-eletrodo, material de base, etc.), variações da condição de soldagem podem dar origem a curtos-circuitos.

Com os curtos-circuitos, além do surgimento de salpicos, o arco pode extinguir totalmente e o arame embolar (se enrolar). Isso pode acontecer entre o bico de contato e a peça, ou no tracionador do arame, ou em ambos.

A aplicação em campo do processo pulsado é um ponto de dificuldade, principalmente devido à grande quantidade de variáveis as serem ajustadas e a falta de informações que relacionem estas variáveis em vasta gama de aplicações (vários tipos de eletrodo, material de base, gases, posições de soldagem, etc.), aliada ainda a falta de preparo da grande maioria dos soldadores, que por não conhecerem este processo, acabam criando vários obstáculos quanto a sua utilização.

Com o objetivo de diminuir o grau de complexidade no ajuste das variáveis de soldagem, surgiu o GMAW pulsado sinérgico, no qual uma corrente de pulso (ou velocidade de arame correspondente) é compensada de tal forma que uma condição de equilíbrio é mantida por uma faixa de velocidades de arame (ou níveis de corrente média).

#### **3.1.4.2 Soldagem GMAW com Curto-Circuito Controlado**

Atualmente no mercado existem vários tipos de processo GMAW de curto-circuito de corrente controlada de aplicação específica, tais como o CSC (Controlled Short Circuit), CMT (Cold Metal Transfer), RMD (Regulated Metal Deposition), STT (Surface Tension Transfer) e entre outros.

O processo de soldagem STT<sup>®</sup> é um processo onde a corrente é controlada e seu princípio tem base na transferência por curto-circuito somada a uma transferência spray controlada (transferência por arco pulsado), o que permite fazer um controle do aporte de calor na poça de fusão e reduz a perda de material por respingos. Sua aplicação inicial foi na indústria de chapas de automóveis e, posteriormente, começou a ser utilizado na soldagem de passes de raiz para dutos (7).

A fonte de solda STT<sup>®</sup>, a qual tem como princípio os tipos de transferência que se dão no processo GMAW, gera uma transferência controlada do metal de aporte à poça de fusão dentro de parâmetros predefinidos e mediante um circuito de detecção da variação da tensão com respeito ao tempo ( $dU/dt$ ), que vai regulando e controlando os parâmetros do arco elétrico na medida do avanço da solda. A fonte instantaneamente reage em todas as fases da transferência metálica, de acordo com a situação real no arco. O controle da corrente é independente do operador e trata-se de um procedimento automático (7).

O método de controle da corrente (8) é detalhado a seguir, conforme representação da Figura 7 e Figura 8:

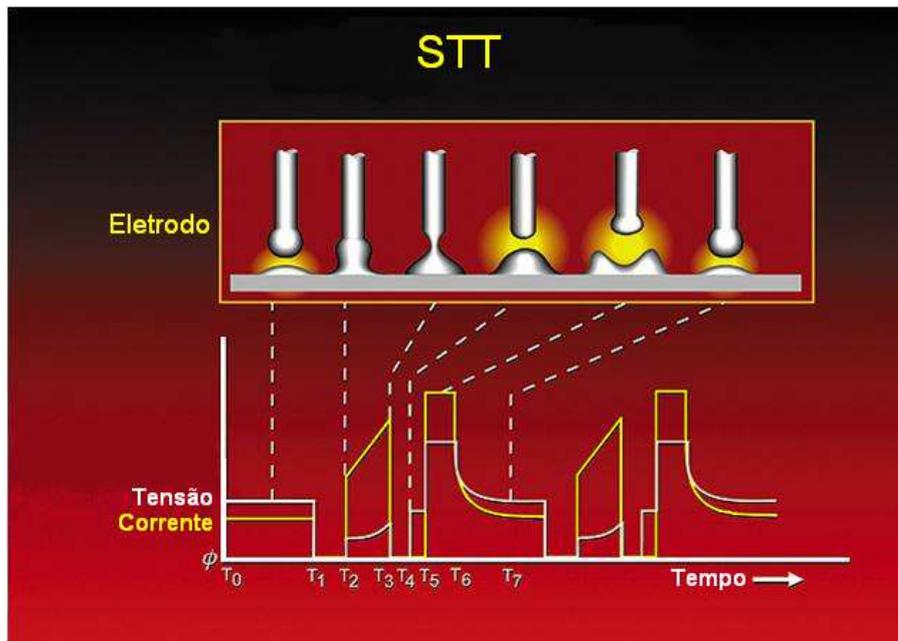


Figura 7 – Representação da corrente e tensão em função do tempo para o processo STT®.

Cortesia Lincoln do Brasil, São Paulo-SP.

- (T<sub>0</sub> – T<sub>1</sub>) Corrente de base: esta é o nível de corrente do arco antes do curto-circuito na poça de fusão. O eletrodo se aproxima à peça de trabalho, Figura 8a.
- (T<sub>1</sub> – T<sub>2</sub>) Tempo da gota: pouco antes o eletrodo completar o curto (na corrente de base), o sensor de tensão de arco detecta que o arco foi extinto e a corrente é reduzida para a mínima necessária para o contato gota/poça (0,75 milisegundos). Uma corrente extremamente baixa (10 A) promove o molhamento da gota ao invés de sua expulsão explosiva. Figura 8b.
- (T<sub>2</sub> – T<sub>3</sub>) Modo de constrictão: a corrente é elevada causando o destacamento da gota desde a ponta do arame. Uma alta corrente é fornecida ao extremo livre do eletrodo de maneira controlada para evitar o respingo explosivo. Figura 8c.
- (T<sub>3</sub> – T<sub>5</sub>) Separação da gota metálica: após ter reduzido a corrente para eliminar o respingo, é restabelecido o arco a um corrente de nível mais baixo da corrente de base para evitar a explosão da transferência de curto-circuito. Em T<sub>4</sub> ocorre a separação da gota com corrente baixa. Figura 8d.

- (T5 – T6) Incremento do plasma: a corrente é novamente elevada e uma separação uniforme controlada toma lugar e cria o cordão de solda com pouco respingo. Figura 8e.
- (T6 – T7) Etapa plasmática: este é o período do ciclo onde a corrente do arco é reduzida desde o incremento plasmático ao nível da corrente de base. Reduz a agitação da poça de fusão e permite um ajuste da energia de soldagem. Figura 8f.

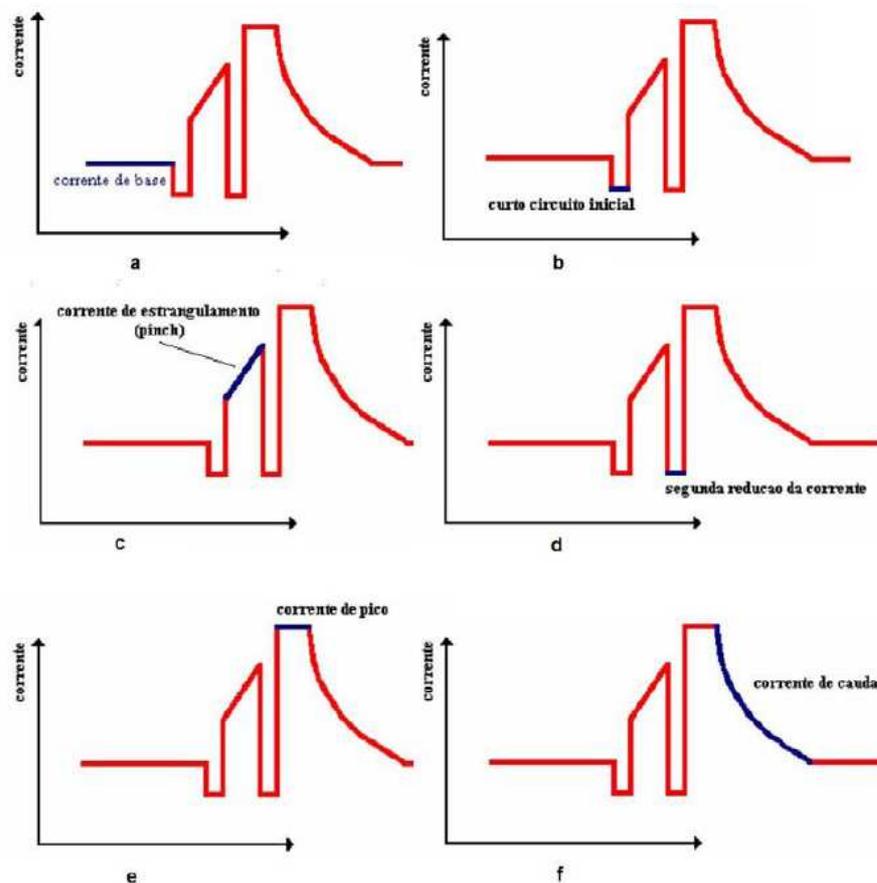


Figura 8 – Representação do oscilograma do processo STT<sup>®</sup> (7).

Vantagens e desvantagens

O controle da corrente neste processo confere as seguintes vantagens (9):

- Uma soldagem com energia de soldagem controlada, reduzindo as descontinuidades 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, em comparação com uma fonte convencional GMAW, é muito maior.

### **3.2 Aços inoxidáveis duplex**

Aços inoxidáveis duplex (AID) são definidos como uma família de aços que possuem uma microestrutura de duas fases, ferrítica-austenítica, sendo que os componentes de cada fase são ambos inoxidáveis, isto é, contêm mais do que 13% de Cr. Estes aços apresentam uma combinação interessante de propriedades e vantagem aos aços inoxidáveis austeníticos: eles possuem maior resistência à corrosão sob tensão e à corrosão intergranular, e propriedades mecânicas superiores, além de menores custos devido ao menor teor de níquel. As propriedades mecânicas dependem do teor de ferrita na microestrutura. O teor normal de ferrita está entre 60% e 40% do volume (10).

Estes aços solidificam com uma estrutura ferrítica sendo que a austenita se forma no estado sólido e crescem primeiramente nos contornos de grão da ferrita e somente depois, dentro dos grãos de ferrita. Durante o trabalho a quente, entre 900 e 1200 °C, uma microestrutura lamelar com ferrita e austenita intercaladas é formada, devido à energia de interface  $\alpha$ - $\gamma$  ser mais baixa do que as energias dos contornos de fase  $\alpha$ - $\alpha$  e  $\gamma$ - $\gamma$  (11).

Possuem cerca de 18% a 30% de Cr, 1.5% a 4.5% de Mo e adições e elementos formadores e estabilizadores da austenita, principalmente o níquel e o nitrogênio.

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, quanto as altas temperaturas e pressões. O primeiro aço inoxidável duplex foi desenvolvido em 1927 e, a partir de então, experimentaram um rápido crescimento em termos de produção e desenvolvimento de novas ligas.

A Figura 9 representa a microestrutura típica de um aço inoxidável duplex.

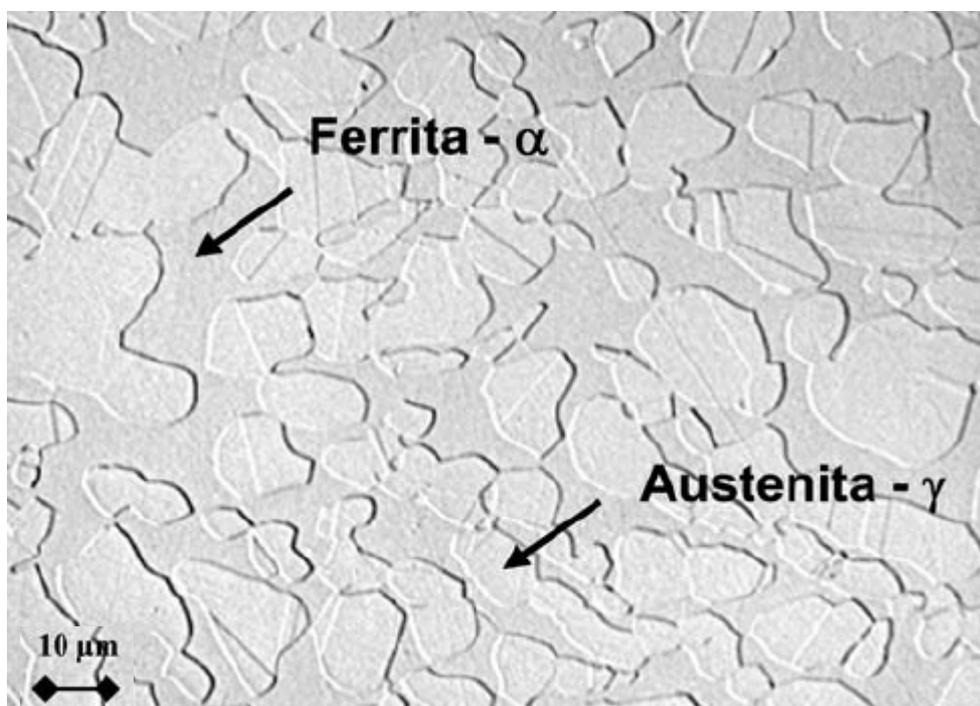


Figura 9- Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex (10).

### 3.3 Aços inoxidáveis superduplex

Os aços inoxidáveis superduplex (AISD) são caracterizados pela composição química similar à dos aços inoxidáveis duplex, com maiores teores de Cr, Ni, Mo e N e com adições menores de Cu e W. São caracterizados por um comportamento de transformação e precipitação complexo. Durante o processamento, 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. Segundo a literatura, esta fragilização é atribuída à precipitação da fase sigma nos contornos de fase. Produzir uma distribuição vantajosamente homogênea da fase sigma, através da formação de uma microestrutura primaria refinada durante a solidificação pode ser uma maneira de contornar este problema (12).

Os aços inoxidáveis superduplex são amplamente utilizados em ambientes contendo íons da família dos halogênios, principalmente por íon cloreto (Cl<sup>-</sup>). Os ambientes mais comuns, onde se utilizam esses materiais, são as águas dos oceanos, onde as concentrações de NaCl variam de 3,0% a 21,0%.

Os aços inoxidáveis superduplex têm propriedades mais nobres em relação aos duplex e apresentam uma superior resistência equivalente a corrosão por pite (P. R. E., *Pitting Resistance Equivalent*) maior que 40. O P. R. E. será abordado em capítulo posterior.

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

Tabela 2 - Composição química dos AID mais comuns (10).

Denominação UNS	Nome comercial	Cr	Mo	Ni	N	C	Outros elementos	PRE*
S32304	SAF 2304	23	0,2	4	0,1	0,03	-	25
S31803	SAF 2205	22	3	5,3	0,17	0,03	-	35
S32750	SAF 2507	25	3,8	7	0,27	0,03	-	42
S32760	ZERON 100	25	3,6	7	0,25	0,03	0,7Cu 0,7W	41

\*PRE: equivalente de resistência ao pite.

### 3.4 Características dos aços duplex e superduplex

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) têm sido desenvolvidos como alternativa aos aços inoxidáveis austeníticos para as aplicações que requerem elevadas

propriedades de resistência mecânica e de resistência a corrosão, principalmente a corrosão sob tensão, seja nas indústrias química, petroquímica, de papel, alimentícia ou farmacêutica, entre outras.

Os AID são ligas baseadas no sistema Fe-Cr-Ni-Mo-N na faixa de composição: 18,5 a 27% Cr; 4 a 8% Ni; 2 a 4% Mo; C menor que 0,08% e também podem conter Cu.

Podem ser classificados segundo a composição química (13). Assim, têm-se diferentes tipos de AID:

- 23%Cr - 4%Ni - 0,10%N, livre de Molibdênio, os quais são materiais econômicos e podem substituir os graus austeníticos AISI 304 e AISI 316.

- 22%Cr - 5%Ni - 3%Mo - 0,17%N, podem ser considerados padrões e por terem maior teor de nitrogênio, apresentam uma maior resistência à corrosão por pite em ambientes mais agressivos.

Quanto aos AISD, pode-se destacar:

- 25%Cr - 6,8%Ni - 3,7%Mo - 0,27%N, com ou sem adições de W ou Cu. São especialmente projetados para aplicações marinhas, químicas, na engenharia do petróleo, requerendo mais alta resistência a corrosão em meios altamente agressivos e altas propriedades mecânicas. Possuem o índice equivalente de resistência ao pite (PRE) maior do que 40.

Os AID e AISD apresentam uma microestrutura bifásica ferrita-austenita em proporções aproximadamente iguais a 50%, o que lhes confere boa resistência a corrosão sob tensão, alta resistência a corrosão intergranular e excelentes propriedades mecânicas (14). Estas propriedades são consequência do balanço da austenita e da ferrita na microestrutura que se pode obter pelo controle da composição química e do processamento termomecânico. Desta forma, se a proporção de austenita aumenta, a resistência a corrosão sob tensão e a resistência mecânica diminuem. Por outro lado, se a proporção de ferrita aumenta, diminui a tenacidade a fratura do material (15).

Na seqüência deste texto, tanto os aços duplex como os superduplex serão tratados apenas como “duplex ou AID”, salvo quando existir alguma peculiaridade que mereça diferenciação.

Dependendo da taxa de resfriamento e do tempo de manutenção em determinadas faixas de temperatura, pode ocorrer a precipitação de outras fases, além da ferrita e da

austenita, levando à fragilização destes aços. Segundo a temperatura na qual acontece, a fragilização dos AID pode ser dividida em dois grupos:

- Fragilização de baixa temperatura: Normalmente acontece numa faixa de temperatura de 300 a 500°C, onde ocorre a chamada Fragilização de 475°C. Geralmente está associada à utilização do equipamento em serviço e, desta forma, limita a temperatura máxima de aplicação dos AID (10)(13)(16).

- Fragilização de alta temperatura: Ocorre na faixa de temperatura de 600 a 1000°C, onde precipitam diversas fases intermetálicas ( $\sigma$ ,  $\chi$ ,  $\tau$ , R,  $\text{Cr}_2\text{N}$ ,...). Este tipo de Fragilização pode ocorrer durante a soldagem ou o tratamento térmico pós-soldagem.

### 3.5 Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex

Além da ferrita e a austenita, outras fases podem precipitar nos AID numa faixa de temperatura de 300 a 1000°C. A exposição do material nestas temperaturas pode acontecer como resultado de condições de serviço, de ciclos térmicos de soldagem ou de tratamentos térmicos. A Figura 10 apresenta, esquematicamente, uma curva TTT para fases que podem precipitar na ZAC, como: fases intermetálicas, austenita secundária ( $\gamma_2$ ) e  $\alpha'$ .

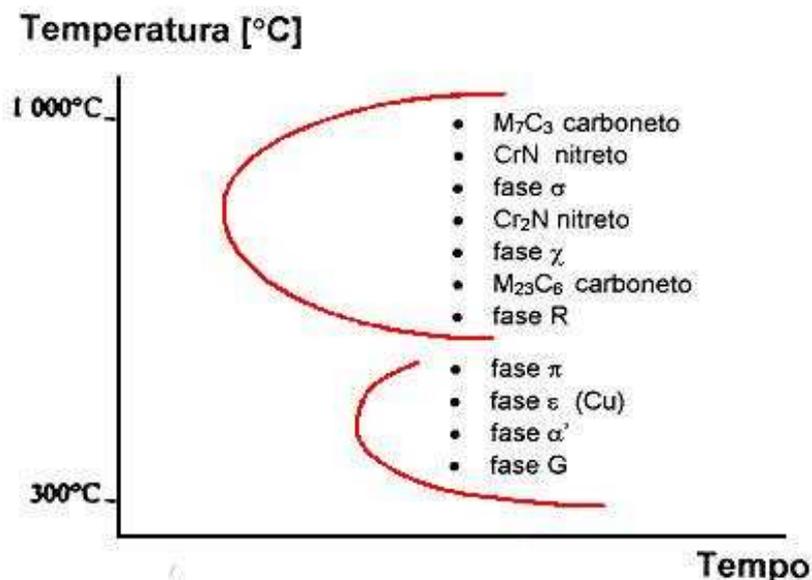


Figura 10 - Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos AID (17).

A Tabela 3 resume as principais características de algumas das fases mais comuns que podem precipitar nos AID. Tanto as propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade,

como as de resistência à corrosão podem ser prejudicadas de diversas formas, dependendo da fase presente.

Tabela 3 - Precipitados observados nos AID (14)(15).

Precipitado	Fórmula Química	Intervalo de Temperatura (°C)
$\sigma$	Fe-Cr-Mo	600-1000
$\text{Cr}_2\text{N}$	$\text{Cr}_2\text{N}$	700-900
$\chi$	$\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$	700-850
R	Fe-Cr-Mo	550-650
$\pi$	$\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$	550-600
$\text{M}_7\text{C}_3$	$\text{M}_7\text{C}_3$	950-1050
$\text{M}_{23}\text{C}_6$	$\text{M}_{23}\text{C}_6$	600-950

#### a) Fase Sigma ( $\sigma$ )

A fase sigma é de grande importância devido a sua maior fração volumétrica observada na soldagem e a sua influência nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão.

Esta fase nos AID forma-se no intervalo de temperaturas entre 600 a 1000 °C, apresenta uma estrutura tetragonal e é basicamente um composto intermetálico Fe-Cr- Mo. Se forma pela decomposição eutetóide da ferrita em sigma mais austenita, nucleando nos contornos de grão ferrítico e nas interfaces austenita/ferrita, e crescendo para o interior da ferrita (18)(19)(20). Os elementos que estabilizam a ferrita favorecem a formação de fase sigma, por exemplo, o cromo e o molibdênio aceleram a sua formação.

Outros fatores que tem influência na formação da fase sigma são: o tamanho de grão grosso que a retarda, e a deformação a frio que a acelera. Foi constatado (21) que a precipitação da fase sigma é influenciada pela temperatura de tratamento de solubilização.

Ocorre mais rapidamente para temperaturas de solubilização menores, enquanto para as temperaturas maiores apresenta uma cinética de precipitação mais lenta, obtendo-se baixas frações volumétricas de sigma. Os tempos de formação de fase sigma variam segundo a composição dos aços.

Em relação às propriedades mecânicas, a presença desta fase diminui significativamente a tenacidade, a redução de área, o alongamento, e o limite de escoamento. Assim, para teores de 1%, a energia absorvida durante o ensaio de impacto diminui em 50%. Para 10% de sigma precipitada, o valor da energia absorvida diminui em até 5% do valor de uma liga sem a presença de sigma (14).

Como a precipitação de sigma usualmente está acompanhada pelo empobrecimento em cromo da ferrita adjacente, tem-se associada uma forte influência na resistência à corrosão, diminuindo principalmente a resistência à corrosão localizada (18).

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

## **b) Nitretos de Cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ e $\text{CrN}$ )**

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  $\text{Cr}_2\text{N}$ . Portanto, quando o teor de nitrogênio supera esse limite, a liga se torna termodinamicamente instável e nitretos podem precipitar entre 600 e 1050°C (22).

O  $\text{Cr}_2\text{N}$  apresenta uma estrutura cristalina trigonal na qual os átomos metálicos adotam uma estrutura hexagonal compacta, a qual define a chamada sub-célula (SC) da estrutura. Nesta estrutura os átomos não metálicos (N, C) ocupam a metade dos interstícios octaédricos. Desta forma, a minimização da energia de deformação proveniente do preenchimento destes interstícios leva à formação de um super-reticulado (SR) trigonal, em termos do qual são geralmente reportados todos os resultados relativos a este composto.

A direção de crescimento do  $\text{Cr}_2\text{N}$  na ferrita depende da relação entre os parâmetros de rede do precipitado e da matriz, que por sua vez, muda com a temperatura (23).

Quanto à composição química do  $\text{Cr}_2\text{N}$ , foi reportada uma solubilidade baixa de Fe e do Ni nele (24). 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 ( $\alpha/\alpha$ ) e interfaces ( $\alpha/\gamma$ ) (25)(26). 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 AID, bastonetes de  $\text{Cr}_2\text{N}$ , 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. Cálculos termodinâmicos (28) verificaram que, no caso do AID UNS S31803, ainda que as condições de resfriamento permitissem a formação da austenita, o  $\text{Cr}_2\text{N}$  é termodinamicamente estável a temperaturas abaixo de  $900^\circ\text{C}$ . Portanto, a presença dos nitretos é esperada quando o material é submetido por longos períodos de tempo a temperaturas abaixo dos  $900^\circ\text{C}$ .

Quanto à influência dos elementos de liga na cinética de precipitação dos nitretos nos AID, o Cr, Mo e W aceleram a sua cinética de precipitação. Da mesma maneira, o Mo e o W estendem o campo de precipitação destas fases para temperaturas mais elevadas (29). O Ni aumenta a fração de austenita e, portanto, diminui e retarda a precipitação de nitretos. Já o efeito do N deve ser visto com maior cuidado. Como este é um elemento fortemente austenitizante, pode chegar a retardar e diminuir a precipitação de nitretos (30)(31). Mas, por outro lado, este elemento faz parte do nitreto e, portanto, pode ter o efeito contrário (10). A Figura 11 mostra a quantidade de nitreto extraído da ZAC de um AID (Fe-27,5%Cr-3,8%Mo-Ni-N) em função do teor de nitrogênio e da fração volumétrica de ferrita na liga.

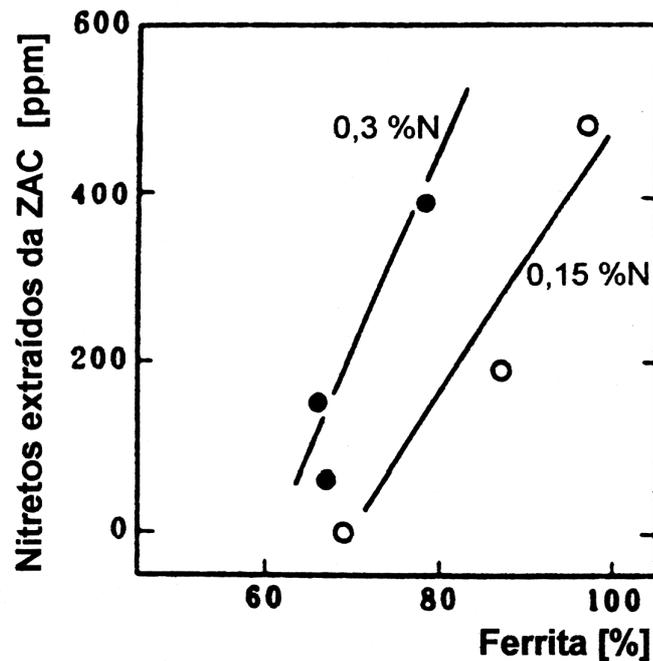


Figura 11 - Efeito do teor de nitrogênio e da fração de ferrita na quantidade de  $\text{Cr}_2\text{N}$  precipitado na ZAC de um AID (28).

Observando a Figura 11 nota-se que, para uma dada fração volumétrica de ferrita, a quantidade de nitretos precipitados na ZAC aumenta com o teor de nitrogênio no aço.

Alguns autores reportam a precipitação do  $\text{Cr}_2\text{N}$  nos AID na faixa de temperatura de 700 a 900°C (10)(32). No entanto, a sua precipitação a 400°C foi verificada (28). Assim, a precipitação de  $\text{Cr}_2\text{N}$  pode-se converter em outro tipo de fragilização a baixas temperaturas (33).

A precipitação de nitretos de cromo pode levar à diminuição da resistência à corrosão dos AID, sendo que, ao redor destes precipitados pode-se iniciar um tipo de corrosão localizada (34). O teor de cromo da matriz ferrítica adjacente aos nitretos é aproximadamente 3% menor que no restante da matriz (35). 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.

As propriedades mecânicas dos AID também podem ser afetadas pela precipitação dos nitretos. Esta precipitação pode levar a uma redução significativa da tenacidade (36). A Figura 12 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. Em corpos de prova Charpy de AID testados a baixas temperaturas (-200, -20°C), fraturas por clivagem tem sido observadas na presença de Cr<sub>2</sub>N. A literatura (37) mostra que, com um aço inoxidável austenítico, é necessária certa cobertura dos contornos de grão com Cr<sub>2</sub>N para que a tenacidade seja sensivelmente afetada.

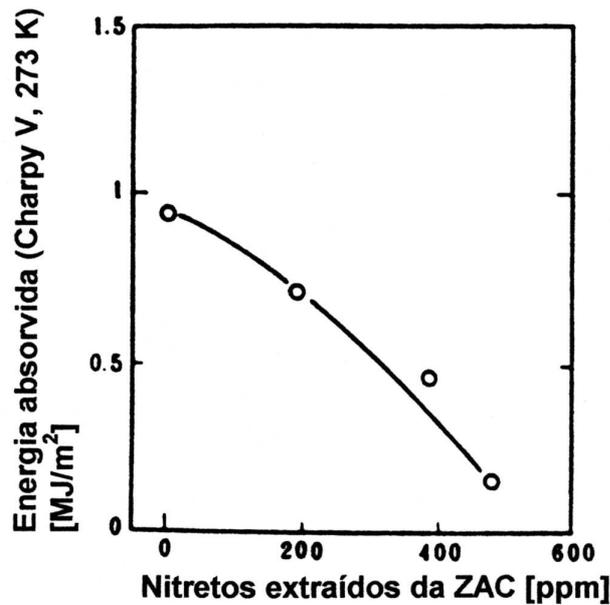


Figura 12 - Relação entre a energia absorvida no ensaio Charpy (273 K) e a quantidade de nitretos na ZAC de um AID (28).

De uma maneira geral, devido às suas frações volumétricas menores, a presença dos nitretos de cromo nos AID é menos prejudicial que a de outras fases intermetálicas, como a fase sigma (38).

### c) Austenita secundária ( $\gamma_2$ )

Os AID ligeiramente abaixo da temperatura solidus são totalmente ferríticos. Assim, durante o resfriamento a partir do campo ferrítico, parte desta fase transforma-se em austenita primária ( $\gamma_1$ ). Caso este resfriamento seja muito rápido, a formação de  $\gamma_1$  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 austenita secundária ( $\gamma_2$ ) precipita a partir da ferrita.

No metal de solda de AID são distinguidos dois tipos de  $\gamma_2$  (39). Uma delas é formada nas interfaces  $\alpha/\gamma$ , na faixa de temperatura de 800 a 900°C, não sendo outra coisa mais do que o crescimento das partículas preexistentes de  $\gamma$ , 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. Segundo este autor, o processo de nucleação e crescimento desta austenita acicular mostra uma cinética de curva em “C”, indicando que a transformação é controlada por difusão. A nucleação intragranular ocorre nas discordâncias e inclusões (40).

A formação de  $\gamma_2$  na ZAC de soldas multipasse do AID SAF 2507 (de composição semelhante ao UNS S32760) está intimamente relacionada com a dissolução dos precipitados de  $\text{Cr}_2\text{N}$ . O nitrogênio liberado da dissolução de  $\text{Cr}_2\text{N}$  na faixa de temperatura entre 1000 e 1200 °C, atuando como elemento estabilizador da austenita, promove a formação de  $\gamma_2$  (41). No entanto, um outro estudo realizado com a mesma liga, submetida a tratamentos isotérmicos (700-900°C), mostrou a precipitação cooperativa de  $\gamma_2$  e pequenas partículas equiaxiais (menores de 1  $\mu\text{m}$ ) de  $\text{Cr}_2\text{N}$  nas interfaces  $\alpha/\gamma_1$ . Estes nitretos exercem o efeito de ancoramento (Zener pinning) da interface  $\alpha/\gamma$  quando do crescimento da  $\gamma$ , na forma de  $\gamma_2$  (42).

Os teores de Cr, Mo e N da  $\gamma_2$  formada no metal de solda de um AID são menores que os da austenita previamente existente na microestrutura (40). Acredita-se que a precipitação cooperativa do  $\text{Cr}_2\text{N}$  e da  $\gamma_2$  tem uma relação direta com os baixos teores de Cr e N da  $\gamma_2$ , dado que o nitreto retira estes elementos da  $\alpha$ , que posteriormente transformar-se-á em  $\gamma_2$ . Desta maneira, a precipitação da  $\gamma_2$  leva a uma diminuição na resistência à corrosão localizada (42). Por outro lado, devido à excelente tenacidade da  $\gamma$ , a precipitação da  $\gamma_2$  causa uma melhora na tenacidade das juntas soldadas dos AID (41).

Em um estudo realizado no metal de solda de diversos AISD (43), alguns deles contendo Cu e/ou W, verificou-se que a tendência a formar  $\gamma_2$  é altamente dependente da composição química. As ligas com adições de W e Cu ou somente W apresentaram uma maior tendência à formação de  $\gamma_2$ . Comportamento explicado do ponto de vista termodinâmico pelo aumento na energia de ativação para a precipitação desta fase, causado pela adição destes elementos químicos. No entanto, não se descarta a possibilidade do Cu e o W influenciarem na nucleação da  $\gamma_2$ .

#### **d) Carbonetos**

Os aços inoxidáveis duplex com alto teor de carbono, normalmente até 0,08%, se solidificam primeiramente como ferrita. O líquido restante é rico em carbono e solidifica-se formando austenita e uma rede de carbonetos ricos em cromo do tipo  $M_{23}C_6$ . Este carboneto possui um reticulado cúbico de face centrada com 92 átomos metálicos e 24 átomos de carbono em sua célula unitária. Sua precipitação ocorre na faixa de 600 a 950°C (44). Durante a precipitação nas regiões próximas aos carbonetos ocorre o empobrecimento de cromo, prejudicando a resistência a corrosão. A cinética de precipitação destes carbonetos é influenciada principalmente pela composição química, tipo da 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.

#### **e) Fase alfa' ( $\alpha'$ ) – Fragilização a 475°C**

A fase alfa', também chamada de Fragilização a 475°C, ocorre na faixa de temperatura entre 300 a 525°C (44) 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.

A precipitação desta fase ocorre somente na ferrita, porque somente a ferrita se fragiliza, enquanto a austenita não é afetada (45). A precipitação ocorre na forma de partículas muito finas, na ordem de cerca de centenas de ângstroms e a sua presença imobiliza as discordâncias, causando, assim, a redução da tenacidade e ductilidade. Este tipo de Fragilização leva à fratura do tipo clivagem das regiões ferríticas.

A ductilidade é conferida pela austenita, que apresenta uma fratura dúctil do tipo alveolar (*dimples*). A formação de alfa' 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 (14)(44)(46)(47).

### 3.6 Propriedades físicas dos aços inoxidáveis duplex

Os AID e AISD apresentam menores coeficientes de expansão térmica, similares aos 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 em aços de estrutura somente ferrítica como os aços ao carbono Cr-Mo.

A condutividade térmica é maior do que nos aços inoxidáveis austeníticos, o que, em conjunto com a baixa expansão térmica, os tornam bons candidatos à utilização em trocadores de calor.

São fortemente magnéticos devido à presença de ferrita, permitindo o uso de fixadores magnéticos durante o processo de usinagem e inspeção.

Na Tabela 4 apresentam-se as propriedades físicas de alguns aços inoxidáveis.

Tabela 4 - Propriedades físicas de alguns aços inoxidáveis (48).

Tipo	Grau UNS	Temp [°C]	Módulo de Young [GPa]	Calor Específico [J/kg.K]	Condutividade Térmica [W/mK]	Coef. de Expansão Térmica Linear	
						Temp [°C]	10 <sup>-6</sup> /K
Ferrítico	S43000	20	205	480	22	20-100	10
	S44700	20	205	480	21	20-100	10
Austenítico	S30400	20	205	520	16	20-100	16
	S08904	20	205	544	15	20-100	16
Duplex	S31803	20	200	450	17	20-100	13,5
Superduplex	S32750	20	200	470	16	20-100	13
	S32760	20	200	500	15	20-100	13

### 3.7 Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex

As propriedades mecânicas de aços inoxidáveis duplex e superduplex 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 à austenita para formar um aço inoxidável duplex, especialmente a baixas temperaturas (49). Este comportamento é ilustrado nas Figuras 13 e 14. A Figura 13 mostra o endurecimento devido à presença de 50-60% em volume de ferrita (a estrutura da “corrida A”), comparado com as curvas do material austenítico e ferrítico com aproximadamente a mesma composição de ferrita e austenita encontradas em “corrida A”. O limite de escoamento está entre o da austenita e o da ferrita, porém, mais próximo do limite de escoamento da ferrita, diferente de uma simples regra de mistura. Acredita-se que o endurecimento extra é ganho também devido ao refinado tamanho de grão da estrutura duplex comparado com os grosseiros grãos das fases separadas, ferrita e austenita (16).

A Figura 14 ilustra que a dependência da temperatura para o limite de escoamento do aço duplex rico em ferrita é equivalente ao limite de escoamento para a ferrita pura. A Figura 15 ilustra que o limite de escoamento aumenta com o aumento da porcentagem volumétrica de ferrita. A Figura 16 mostra, no entanto, que o inverso é verdadeiro para o limite de resistência, que diminui com o aumento da porcentagem volumétrica de ferrita (16).

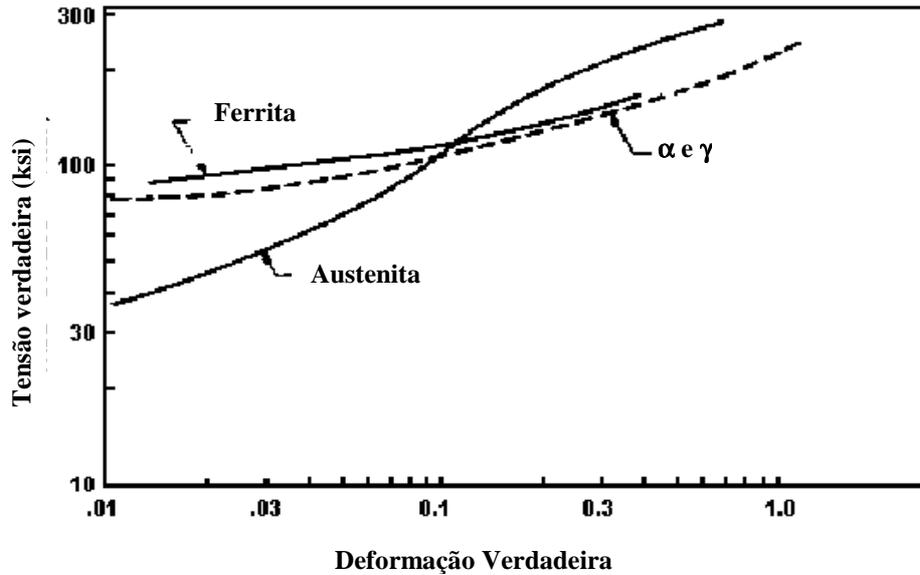


Figura 13 - Curva tensão x deformação verdadeira de uma liga duplex (50%-60% em massa de ferrita) comparada às curvas de material ferrítico e austenítico (49).

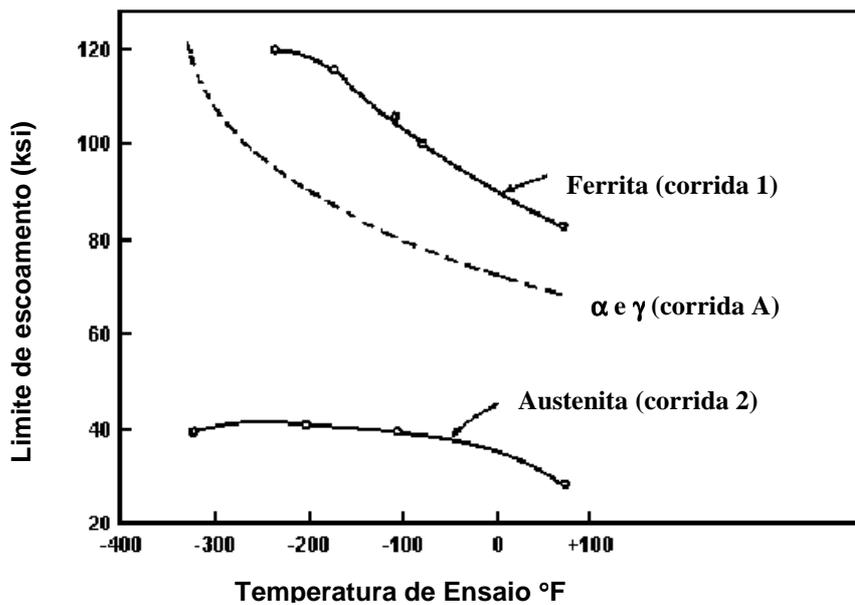


Figura 14 - Comparação do limite de escoamento em dependência da temperatura para aços inoxidáveis duplex contendo 50 a 60% em massa de ferrita, com aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos (49).

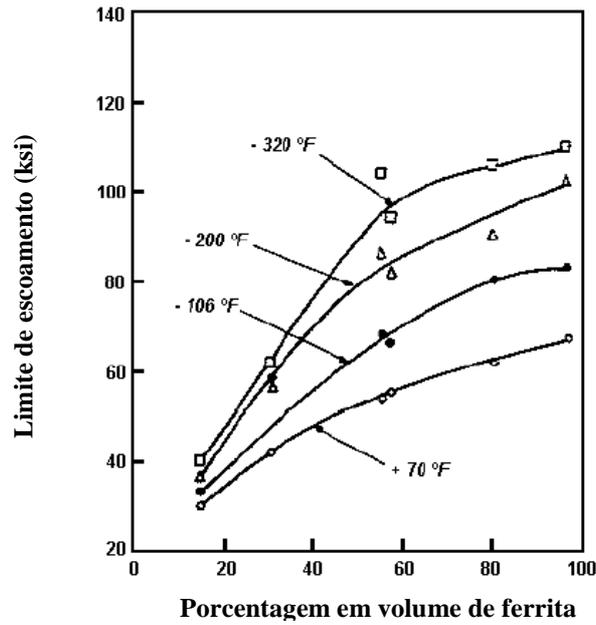


Figura 15 - Dependência do limite de escoamento de aços inoxidáveis duplex com relação à porcentagem em volume de ferrita (49).

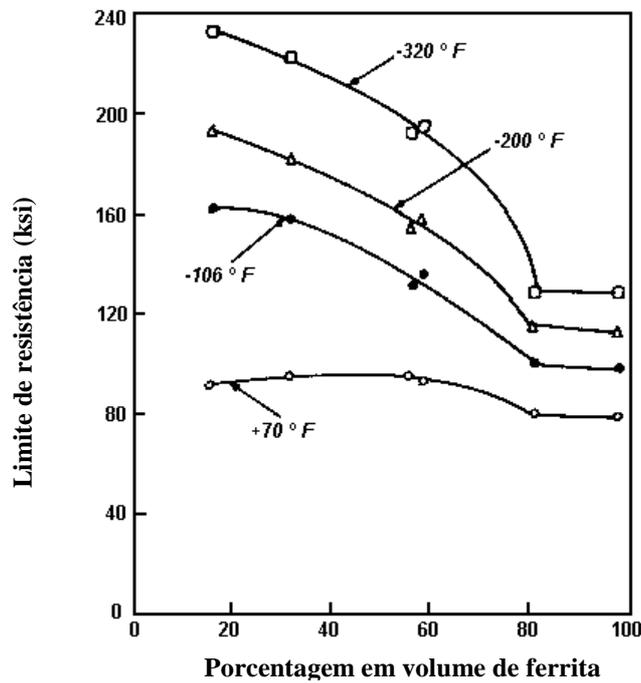


Figura 16 - Dependência do limite de resistência dos aços inoxidáveis duplex com relação à porcentagem em volume de ferrita (49).

O desenvolvimento de trincas de clivagem na fase ferrítica não somente reduz a ductilidade, mas também reduz extremamente a tenacidade, pois aumenta a temperatura de transição dúctil-frágil. Isto é mostrado na Figura 17 (16).

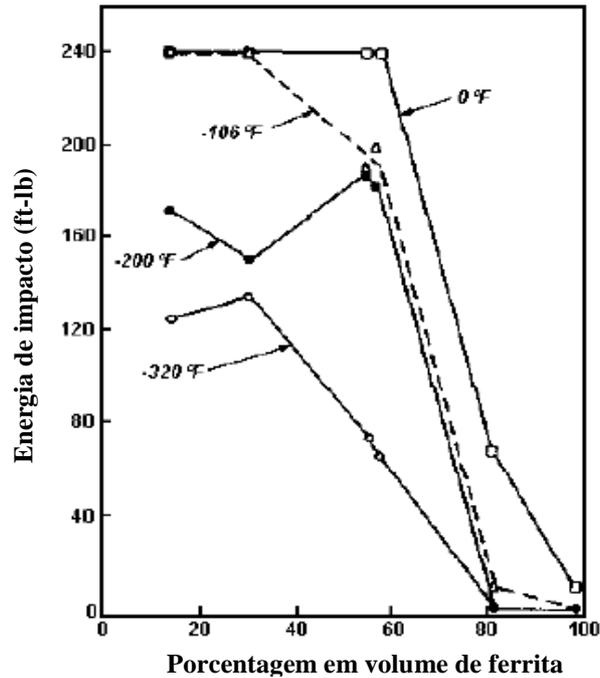


Figura 17 - Dependência da energia de impacto de aços inoxidáveis duplex em relação à porcentagem em volume de ferrita (49).

Devido às propriedades mecânicas dos AID e AISD serem resultado da combinação da composição química e de propriedades da ferrita e a austenita, mais notadamente da ferrita, que tem maior limite de escoamento do que a austenita, o limite de escoamento dos AID e AISD é alto comparado com o dos aços inoxidáveis austeníticos (quase o dobro). A resistência ao impacto tem um valor intermediário entre os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. A Tabela 5 apresenta as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex e superduplex comerciais (valores mínimos).

Tabela 5 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex e superduplex mais comuns à temperatura ambiente – valores mínimos segundo a norma ASTM A790 (50).

Tipo AID	Limite de Escoamento [N/mm <sup>2</sup> ]	Limite de Resistência [N/mm <sup>2</sup> ]	Alongamento (%)
UNS S31803	450	620	25
UNS S 32550	550	760	15
UNS S32750	550	800	15
UNS S32760	550	750	25

### 3.8 Resistência à Corrosão dos aços inoxidáveis duplex

A ampla utilização que os AID vêm tendo nas últimas décadas deve-se principalmente a sua excelente resistência à corrosão localizada (pites e frestas) e à corrosão sob-tensão, aliada às propriedades mecânicas. No entanto, eles também são usados em aplicações onde a resistência à corrosão generalizada é necessária. Entre a grande variedade de AID disponíveis hoje no mercado, tem-se ligas com resistência à corrosão similar a alguns materiais como, os aços inoxidáveis austeníticos tradicionais, as ligas com teor de Mo elevado e mesmo algumas ligas à base de Ni.

A grande maioria das fases que precipitam nos AID são ricas em cromo e/ou molibdênio. Esta precipitação pode causar a diminuição dos teores destes elementos na matriz, e o que é mais sério ainda, a formação a sua volta de regiões estreitas, altamente empobrecidas nestes elementos. Assim, estas transformações de fase têm uma grande influência nos processos de corrosão e trincamento por corrosão sob-tensão (TCST) dos AID.

Os AID são suscetíveis à corrosão por pits, similares aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. A nucleação dos pits ocorre em locais preferenciais, como as interfaces  $\alpha/\gamma$ . Nestes locais, podem estar presentes sulfetos ou ocorrer a precipitação de fases que produzem regiões empobrecidas em cromo. A presença de sulfetos pode ser controlada

pelo processo de fusão e refino do aço. Já a precipitação de fases dependerá da história térmica do material durante o seu processamento ou durante a fabricação de equipamentos.

A resistência à corrosão por pites dos aços inoxidáveis depende fortemente da composição química da liga, principalmente dos teores de Cr, Mo e N. Foram desenvolvidas diversas relações empíricas, definidas como índice de resistência à corrosão por pites (PRE ou PREW). Estas relações são apresentadas a seguir (51):

$$\text{PRE} = \% \text{Cr} + 3,3\% \text{Mo} + 16\% \text{N} \quad \text{Eq. 1}$$

$$\text{PRE} = \% \text{Cr} + 3,3\% \text{Mo} + 30\% \text{N} \quad \text{Eq. 2}$$

$$\text{PREW} = \% \text{Cr} + 3,3 (\% \text{Mo} + 0,5\% \text{W}) + 16\% \text{N} \quad \text{Eq. 3}$$

A Equação 1 é normalmente usada nos aços inoxidáveis austeníticos, mas pode ser usada com cautela nos AID. Como a austenita é a fase mais resistente à corrosão por pites nos AID, a Equação 2 foi formulada levando-se em conta o efeito benéfico do N nesta propriedade e a pronunciada partição deste elemento para a austenita. Da mesma maneira a Equação 3 é utilizada nos AID ligados ao W, graças ao efeito marcante deste elemento na resistência à corrosão por pites. Devido a partição dos elementos de liga entre as duas fases nos AID, é necessário considerar separadamente o PRE da austenita e a ferrita.

A Figura 18 apresenta a relação linear que existe entre o PRE e a temperatura crítica de corrosão por pites (CPT), para diferentes aços duplex e austeníticos. Verifica-se também nesta figura que a resistência à corrosão por pites depende, basicamente, da composição química da liga e não da relação ferrita/austenita de equilíbrio.

Os AID apresentam uma resistência à corrosão sob-tensão superior aos aços inoxidáveis austeníticos (52)(53). Tanto a composição química como a microestrutura destas ligas tem uma influência marcada na sua resistência ao TCST. Este aumento na resistência ao TCST é devido à presença da ferrita. Esta interage eletroquímica e mecanicamente com a austenita, reduzindo a suscetibilidade ao trincamento (16).

Nos aços inoxidáveis, a corrosão intergranular ocorre pelo empobrecimento de cromo na região adjacente aos precipitados ricos neste elemento. Estes são geralmente carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  ou nitretos.

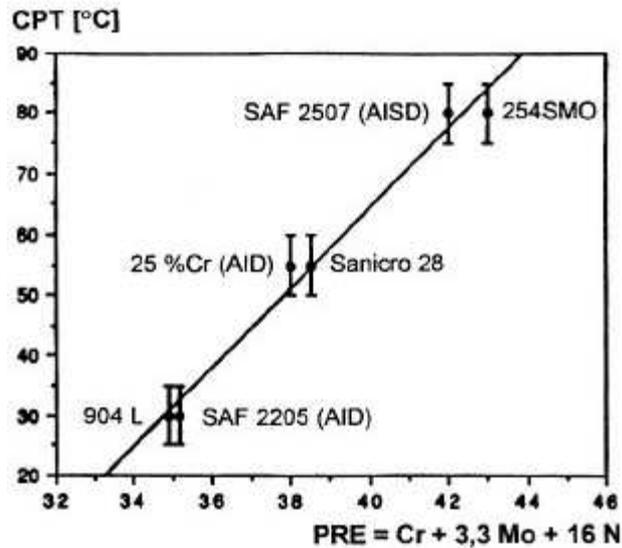


Figura 18 - Relação entre o índice de resistência à corrosão por pites (PRE) e a temperatura crítica de corrosão por pite (CPT) de alguns aços inoxidáveis duplex e austeníticos (10).

A excelente resistência à corrosão intergranular dos AID modernos, causada pela precipitação de carbonetos e nitretos, é devido a dois fatores: as modernas tecnologias de refino, usadas na produção dos AID, que permitem a obtenção de ligas com teores extremamente baixos de carbono e praticamente suprime a precipitação de carbonetos (10); e o teor elevado de cromo nestas ligas. Para que a região empobrecida em cromo adjacente ao precipitado apresente uma velocidade de corrosão acentuada, o teor de cromo nesta deve estar abaixo de, aproximadamente, 12%. Este fenômeno é chamado de sensitização. A região empobrecida em cromo em volta de um carboneto ou nitreto precipitado numa interface  $\alpha/\gamma$  é diferente para a ferrita e a austenita, conforme mostra a Figura 19. Isto é consequência da partição diferenciada do cromo, carbono e nitrogênio entre a ferrita e a austenita, 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 é o lado 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 fases precipitadas nas interfaces  $\alpha/\gamma$  e não estar sensitizado, conforme apresenta a Figura 19.b.

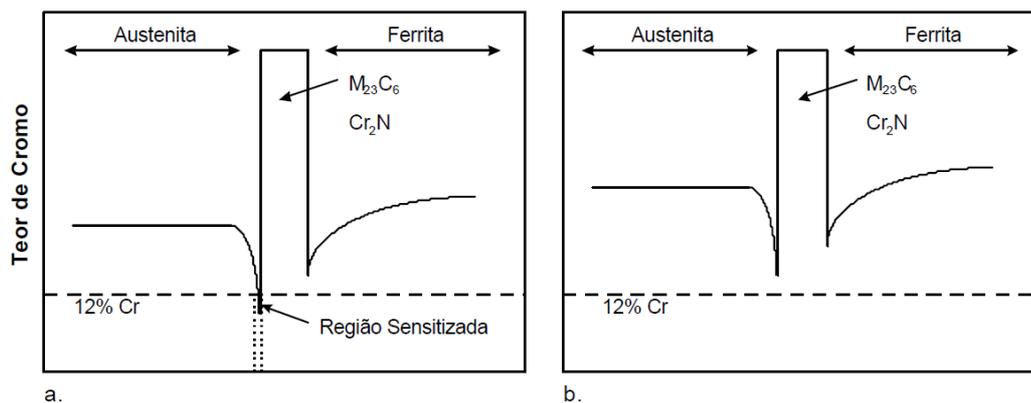


Figura 19 - Concentração de cromo na interface ferrita/austenita que contém um carboneto do tipo  $M_{23}C_6$  ou um nitreto. Em (a) região sensibilizada e em (b) não sensibilizada (36).

### 3.9 Soldagem dos aços inoxidáveis duplex

O comportamento frente à soldagem dos AID pode ser avaliado pela tentativa de manter o balanço de fases da junta soldada o menos alterado possível e evitar a precipitação de fases indesejadas, o que pode levar ao comprometimento das propriedades, tanto mecânicas quanto de resistência à corrosão. Para se obter o máximo dessas propriedades, é necessária a escolha adequada do consumível (composição química), controlar as temperaturas atingidas pela junta e os tempos de permanência em tais temperaturas (54).

Praticamente todos os processos convencionais de soldagem a arco podem ser usados na soldagem dos AID com limitação aos processos de alta densidade (feixe de elétrons, laser, resistência e atrito), onde a formação da austenita é impedida devido às elevadas taxas de resfriamento da junta (19)(55).

O uso de metais de adição com composição química igual ao metal de base é limitado à soldagem de alguns AISD com tratamento térmico pós-soldagem (56)(57), visto que as taxas de resfriamento registradas durante a soldagem podem ser tais, que a fração de ferrita na zona fundida (ZF) pode ser bastante elevada, ocorrendo uma diminuição da tenacidade e da resistência à corrosão.

Comumente são usados metais de adição com um teor de Ni de 2,5 a 3,5% acima do metal de base, com a função de facilitar a formação de austenita na ZF. Por exemplo, para soldar o aço UNS S31803 (Fe-22%Cr-5,5%Ni-3%Mo) é utilizada uma adição do tipo Fe-22%Cr-9%Ni-3%Mo, assim como para soldar os aços UNS S32750 e UNS S32760 (Fe-

25%Cr-7%Ni-4%Mo e Fe-25%Cr-7%Ni-3,5%Mo), respectivamente, é utilizada uma adição do tipo Fe-25%Cr-9,5%Ni-4%Mo. Com o uso destas adições e o controle da diluição, os teores de ferrita podem ser mantidos ao redor de 50%. Caso ocorra um aumento exagerado de Ni na adição, este pode levar à precipitação de fases intermetálicas na ZF (58)(59)(60). 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. Portanto, o N da ZAC pode ser mantido no seu teor original, facilitando a formação de austenita (27)(61)(62).

Nos processos com proteção gasosa, o gás usual é o argônio, que pode estar misturado com outros gases para melhorar as condições de soldagem (He, N<sub>2</sub> ou CO<sub>2</sub>). O He permite o aumento da velocidade de soldagem e a redução das emissões de O<sub>3</sub>, mas o seu alto custo deve ser avaliado (63)(64). A adição de 1-10% em volume de N<sub>2</sub> ao gás tem como fim aumentar o teor de nitrogênio na ZF e manter o seu teor original na ZAC. Como o nitrogênio é um elemento de liga gamagênico, o seu aumento acarreta em uma fração volumétrica maior de austenita na ZF. Além disto, o nitrogênio aumenta o potencial de ionização da mistura gasosa, estabilizando o arco elétrico (65). No caso de GMAW, a adição de CO<sub>2</sub> ao gás de proteção melhora a molhabilidade do metal líquido e estabiliza o arco. Porém, devido ao problema da introdução de carbono na ZF, misturas com mais de 5% em volume de CO<sub>2</sub> não devem ser utilizadas (63). O hidrogênio no gás de proteção melhora a penetração do cordão de solda, mas pode levar ao trincamento por hidrogênio e, portanto, não deve ser adicionado ao gás de proteção (27)(63).

Foram propostas as misturas Ar-20%He-1,1%N<sub>2</sub> e Ar-20%He-2,25%N<sub>2</sub> para a soldagem GTAW de AID e AISD, respectivamente (64). Já para soldagem GMAW, foi proposta a mistura Ar-2,5%CO<sub>2</sub> (63). Para a proteção da raiz é usado como gás de purga Ar, N<sub>2</sub> ou misturas destes gases.

Com relação à energia de soldagem, um valor elevado 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 diversas literaturas 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 AISD que para os AID.

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 AID com alta liga, o pré-aquecimento pode prejudicar as propriedades da junta (56). Quando for requisitado, a temperatura máxima recomendada é de 150°C (31).

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 (31).

O tratamento térmico pós-soldagem não é muito comum, exceto quando soldadas chapas grossas com metal de adição de baixa liga ou sem ele. O aquecimento até a temperatura de tratamento deve ser bastante rápido. As temperaturas recomendadas são de 1050-1100°C para os AID e de 1070-1120°C para os AISD. 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.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Metodologia Experimental

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 aços mais nobres que os duplex, com maior resistência à pites ( $PRE > 40$ ).

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 – grandes tempos secundários (remoção de mordeduras e respingos por esmerilhamento, e remoção de escória), o que também lhe confere baixa produtividade; maior quantidade de hidrogênio no metal de solda (maior suscetibilidade a trincas); grande quantidade de oxigênio no metal de solda (comprometendo a tenacidade); maior energia de soldagem.
- FCAW – Grande quantidade de oxigênio no metal de solda; maior energia de soldagem.

Os gases de proteção foram indicados pelos próprios fabricantes (Praxair e Air Liquid), que doaram as misturas de melhor resultado em juntas de superduplex soldadas por GMAW STT 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 soldadas, 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 passes de raiz e os dois primeiros passes de enchimento foram precedidos de purga (*gas backing*) durante 5 minutos para a expulsão do ar interno à junta (tubo).

Os corpos de prova foram caracterizados por microscopia ótica, com contagem de fases para determinação da quantidade de ferrita e austenita, bem como a visualização de precipitados. Para melhor avaliar a proporção das fases foi realizada análise do teor de nitrogênio presente na junta soldada.

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 frágeis.

Através dos ensaios de corrosão foi determinada a taxa de perda de massa e a resistência a pite da junta soldada, bem como sua temperatura crítica de pite. Além disso, foi analisada a influência no grau de acabamento do material na resistência à corrosão por pite no ensaio de imersão em solução de  $\text{FeCl}_3$ .

## 4.2 Materiais

O metal base UNS S32760 na forma de trechos de tubo apresentou as seguintes dimensões: 150mm x 18mm x 7" (comp x esp x diam). 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
0,025	0,39	0,51	0,001	0,021	7,0	25,4	3,5	0,59	0,298	0,64

O metal de adição na forma de arame maciço foi cedido 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.

Condição	%C	%Si	%Mn	%S <sub>max</sub>	%P <sub>max</sub>	%Ni	%Cr	%Mo	%N
Como fornecido	0,02	0,3	0,4	0,015	0,02	9,5	25	4	0,24

### 4.3 Equipamentos

Utilizou-se uma fonte Invertec STT II com alimentador de arame Power Feed 10M para a soldagem de raiz e uma fonte Power Wave 455M com alimentador de arame LN-742 para os passes de enchimento, ambas da Lincoln Electric. Os equipamentos estão mostrados na Figura 20.



a) Invertec STT<sup>®</sup> II.



b) Power Wave 455M.

Figura 20 – Equipamentos de soldagem.

### 4.4 Gases

Os gases de proteção foram diferentes para a soldagem de raiz, soldagem de enchimento/acabamento e gás de purga. A mistura de 90%He + 7,5%Ar + 2,5%CO<sub>2</sub> foi usada na soldagem de raiz com STT em todos os corpos de prova. No enchimento/acabamento pelo modo Pulsado foi utilizada uma mistura diferente para cada junta, sendo as respectivas misturas para o CP1, CP2 e CP3: 81%Ar + 18%He + 1%CO<sub>2</sub>, 95%Ar + 2%N<sub>2</sub> + 3%CO<sub>2</sub> 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 Prot Raiz	Gás de Prot Enchimento	Gás de Purga (Raiz)
1	90%He + 7,5%Ar + 2,5%CO <sub>2</sub>	81%Ar + 18%He + 1%CO <sub>2</sub>	100%Ar
2	90%He + 7,5%Ar + 2,5%CO <sub>2</sub>	95%Ar + 2%N <sub>2</sub> + 3%CO <sub>2</sub>	100%Ar
3	90%He + 7,5%Ar + 2,5%CO <sub>2</sub>	100%Ar	100%Ar

#### 4.5 Procedimentos de Soldagem

As juntas foram preparadas com chanfro de 70°, abertura de raiz de 2,5 mm e altura de nariz de 2 mm. O esquema da junta pode ser visualizado na Figura 21. Todas as juntas foram soldadas na posição 5G. As juntas foram fixadas por dispositivos denominados “cachorros”, conforme mostrado na Figura 22.

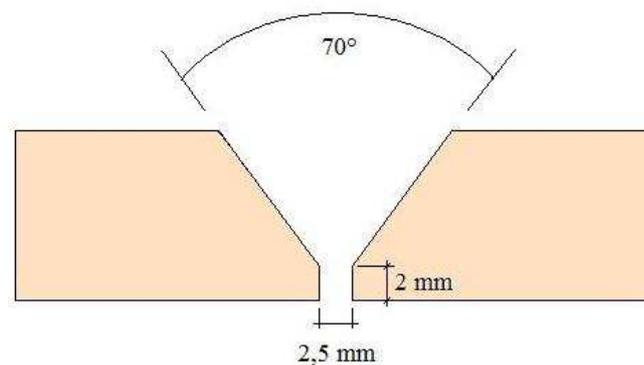


Figura 21 – Esquema de preparação da junta.

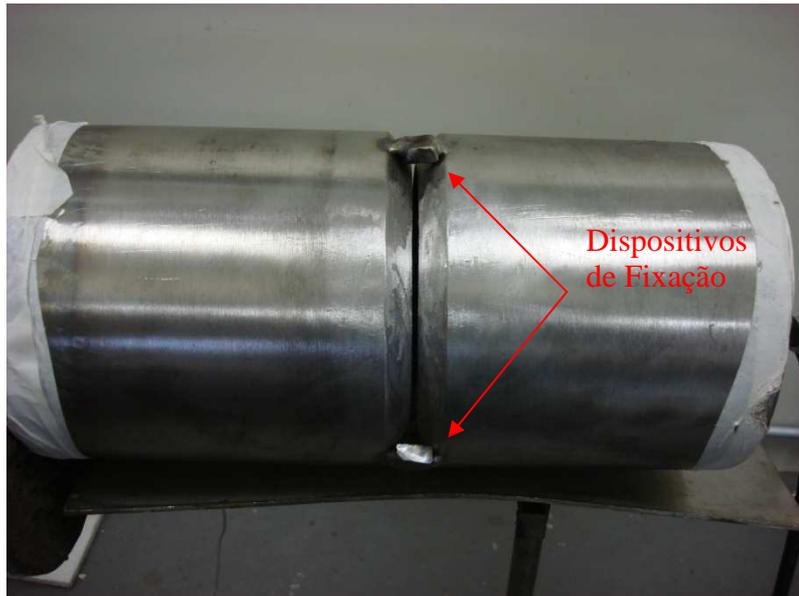


Figura 22 – Dispositivos de fixação (cachorros).

As soldas de raiz em Curto Circuito Controlado - STT foram realizadas na descendente, dividindo cada camada em 4 passes, iniciando o primeiro na posição  $0^\circ$  (12h do relógio) e finalizando na posição  $180^\circ$  (9h) e o segundo de  $0^\circ$  para  $360^\circ$  (3h), girando a junta em  $180^\circ$  para finalizar a camada. Este procedimento foi adotado pela grande dificuldade encontrada em soldar na posição sobre cabeça, sendo discutido posteriormente. A seqüência de soldagem do passe de raiz é mostrada na Figura 23.

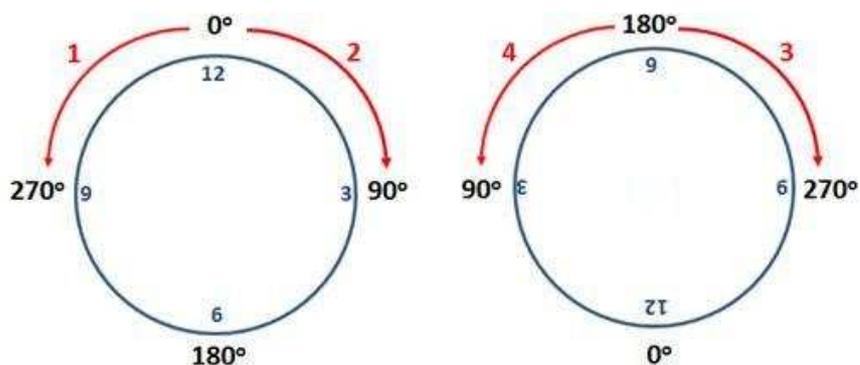


Figura 23 – Seqüência de soldagem do passe de raiz.

As soldas de enchimento na modalidade Pulsado foram realizadas na ascendente, também em 4 passes por camada, começando nas posições  $180^\circ$  (3h) e  $360^\circ$  (9h) até a posição  $0^\circ$  (12h), girando o tubo em  $180^\circ$  para finalizar a camada. A seqüência de soldagem dos passes de enchimento e acabamento é mostrada na Figura 24.

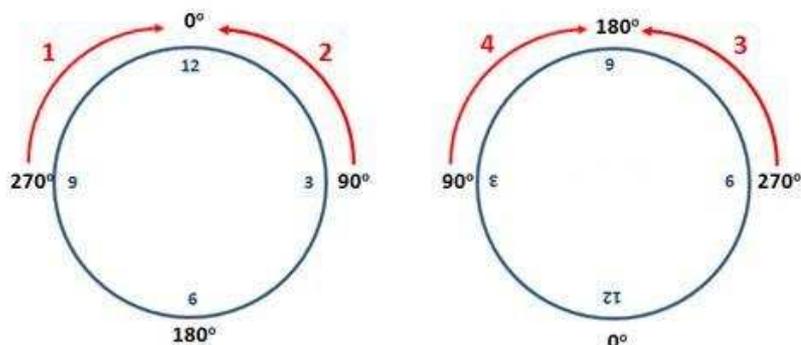


Figura 24 – Sequência de soldagem dos passes de enchimento e acabamento.

Os parâmetros de soldagem de raiz com processo STT são mostrados na Tabela 9.

Tabela 9 – Parâmetros de soldagem de raiz com processo GMAW-STT.

CP	Corrente Média [A]	Tensão [V]	Vazão Gás de Proteção [l/min]	Vazão Gás de Purga [l/min]
1	130	20	16	16
2	130	20	16	16
3	130	20	16	16

Os parâmetros de soldagem de enchimento com processo Pulsado são mostrados na Tabela 9.

Tabela 10 – Parâmetros de soldagem de enchimento com processo GMAW-Pulsado.

CP	Corrente Média [A]	Tensão [V]	Vazão Gás de Proteção [l/min]	Vazão Gás de Purga [l/min]
1	100	18	16	16
2	95	16	16	16
3	128	16	16	16

#### 4.6 Caracterização das Juntas Soldadas

Os corpos de prova foram confeccionados conforme o planejamento mostrado na Tabela 11 e Tabela 12, sendo utilizada apenas uma amostra para cada condição de ensaio, para cada uma das três juntas soldadas.

Tabela 11 – Planejamento de confecção de CPs de impacto.

Identificação	Ensaio	Localização	Orientação	Temperatura [°C]	Preparação do CP	Método do Ensaio
IP 1	Impacto	Solda - Raiz Metal de Solda (MS)	Transversal	- 40	ASTM A-370 Fig 11a 10x10x55	ASTM A-370
IP 2						
IP 3						
IP 4	Impacto	Solda - Raiz Zona Termic. Afetada (ZTA)	Transversal	- 40	ASTM A-370 Fig 11a 10x10x55	ASTM A-370
IP 5						
IP 6						
IP 7	Impacto	Solda - Face Metal de Solda (MS)	Transversal	- 40	ASTM A-370 Fig 11a 10x10x55	ASTM A-370
IP 8						
IP 9						
IP 10	Impacto	Solda - Raiz Zona Termic. Afetada (ZTA)	Transversal	- 40	ASTM A-370 Fig 11a 10x10x55	ASTM A-370
IP 11						
IP 12						
IP 13	Impacto	Solda Metal de Solda (MS)	Transversal	- 20	ASTM A-370 Fig 11a 10x10x55	ASTM A-370
IP 14						
IP 15						
IP 16	Impacto	Solda Metal de Solda (MS)	Transversal	0	ASTM A-370 Fig 11a 10x10x55	ASTM A-370
IP 17						
IP 18						
IP 19	Impacto	Solda Metal de Solda (MS)	Transversal	+ 20	ASTM A-370 Fig 11a 10x10x55	ASTM A-370
IP 20						
IP 21						
IP 22	Impacto	Metal Base (MB)	Transversal	- 40	ASTM A-370 Fig 11a 10x10x55	ASTM A-370
IP 23						
IP 24						

Os corpos de prova designados por IP foram confeccionados para o ensaio de impacto. Já os designados por CR foram confeccionados para ensaios de corrosão e os designados por MI são para análise metalográfica.

Tabela 12 - Planejamento de confecção de CPs de corrosão e micrografia.

Identificação	Ensaio	Localização	Orientação	Temperatura [°C]	Preparação do CP	Método do Ensaio
CR 1	Corrosão	Solda – Raiz (MB+ZTA+MS)	Transversal	+ 40	ASTM G48 Raiz como Soldada	ASTM G48
CR 2	Corrosão	Solda – Raiz (MB+ZTA+MS)	Transversal	+ 40	ASTM G48 Raiz Escovada	ASTM G48
CR 3	Corrosão	Solda – Raiz (MB+ZTA+MS)	Transversal	+ 40	ASTM G48 Raiz Passivada	ASTM G48
CR 4	Corrosão	Solda – Raiz (MB+ZTA+MS)	Transversal	+ 40	ASTM G48 Raiz Usinada	ASTM G48
CPT 1	Corrosão	Solda – Face Metal de Solda (MB)	Transversal	-	ASTM G150	ASTM G150
CPT 2	Corrosão	Solda – Raiz (MS)	Transversal	-	ASTM G150	ASTM G150
MI 1	Micrografia	Metal Base + ZTA + Solda (MB+ZTA+MS)	Transversal	Ambiente	-	-

A Figura 25 mostra o esquema de corte para a retirada dos CPs da junta soldada.

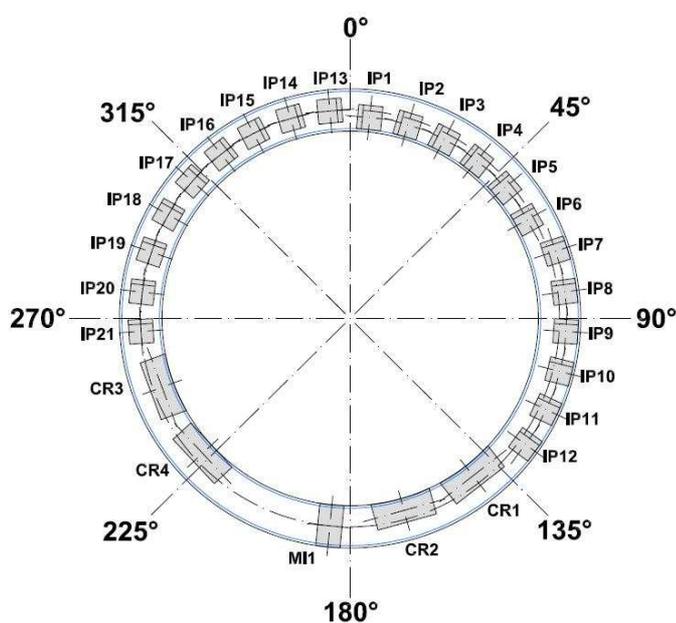


Figura 25 - Esquema de corte da junta soldada para confecção dos CPs.

A Figura 26 mostra o esquema de corte para a retirada dos CPs do metal base e a Figura 27 mostra uma planificação do esquema de corte.

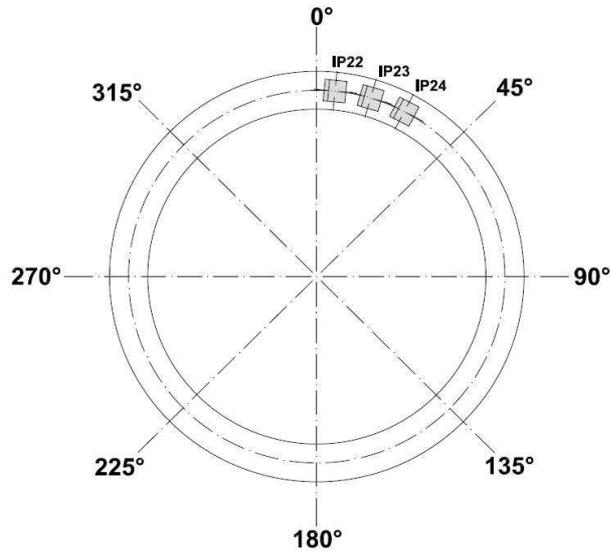


Figura 26 – Esquema de corte do metal base para confecção de CPs.

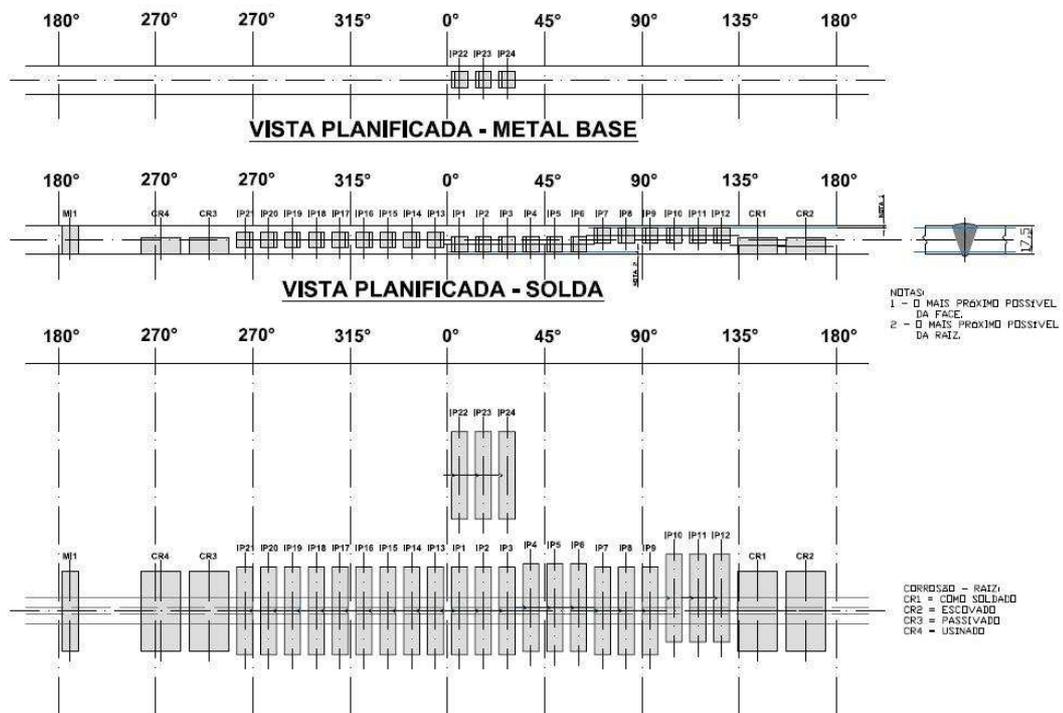


Figura 27 – Planificação do esquema de corte dos CPs.

#### 4.6.1 Microscopia e Contagem das Fases Ferrita/Austenita

Para a análise microestrutural as juntas soldadas foram cortadas utilizando óleo de refrigeração. Posteriormente os corpos de prova foram lixados até a lixa de grana 1000. Em seguida foi realizado o polimento automático com pasta de diamante 1mm. Por fim, foi realizado um polimento automático usando uma suspensão coloidal de sílica, com tamanho médio de partícula de 0,06 mm.

Os corpos de prova foram atacados eletroliticamente em uma solução contendo 45g de KOH em 60ml de água, com uma tensão de 2,5V por 5 a 10s.

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  $P_\alpha$ , isto é o numero de pontos que estão sobre os grãos de ferrita.

A contagem de fases foi realizada através de microscópio de resolução de imagens Olympus GX 51, com aumento de 400X, em três regiões distintas da junta soldada (1-Metal Base, 2-ZAC e 3-Metal de solda), conforme mostrado na Figura 28.

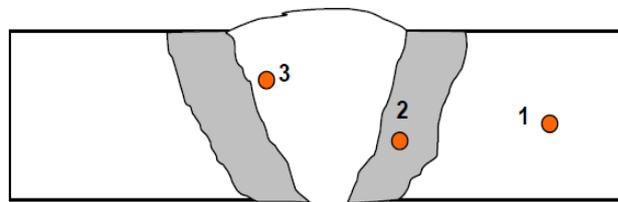


Figura 28 – Regiões de contagem de fases da junta soldada.

Para melhor avaliação da quantidade de austenita formada foi analisado, via combustão, o teor de nitrogênio dissolvido no metal de solda (região 3) de cada corpo de prova.

#### 4.6.2 Comportamento Mecânico – Tenacidade

A preparação dos corpos de prova e a realização do ensaio Charpy seguiram a norma ASTM A370/08, com geometria padrão, sendo os resultados avaliados segundo a norma ASME B31.3 e NORSOK M-601.

Foi utilizada uma máquina de ensaio de impacto WPM VEB 406161/5 30 KPM MQI-001, baseado numa incerteza padronizada combinada multiplicada por um fator de abrangência “K=2,3”, fornecendo um nível de confiança de aproximadamente 95%, e termômetro digital TED 100 Eurocontrol.

### **4.6.3 Ensaios de Corrosão**

#### **4.6.3.1 Imersão em Solução de FeCl<sub>3</sub>**

Os corpos de prova foram preparados conforme a norma ASTM G 48 - Método A. O ensaio foi realizado de acordo com as normas ASTM G 48 – Método A e NORSOK M-601 - It. 5.3.5, por um período de 24 horas numa temperatura controlada de 40°C ± 1°C.

O critério de avaliação seguiu a norma ASTM G 48 – Método A – (valor ≤ 4 g/m<sup>2</sup>), com isenção de pites na superfície avaliada visualmente com aumento de 20x.

Cada junta forneceu 4 corpos de prova com diferentes preparações (como soldado, escovado, passivado e usinado). Busca-se avaliar se a preparação da amostra afeta o resultado do ensaio, visto que normalmente se executa o ensaio na condição usinada, com remoção de 2 a 3 mm de material na superfície da junta. Na condição de serviço, a superfície do metal estará na condição como soldada, podendo o seu desempenho divergir daquele estipulado pelo ensaio. Todas as amostras foram confeccionadas com uma das superfícies correspondendo à superfície interna do tubo, considerada aqui como a região mais crítica em serviço.

Os equipamentos utilizados foram: balança analítica N° BLE-006 e Termômetro TVM-064.

#### **4.6.3.2 Temperatura Crítica de Pite**

A temperatura crítica de pite (CPT) é levantada segundo a norma ASTM G150, através de uma técnica potenciostática de varredura de temperatura. O corpo de prova é exposto totalmente ou em parte, dependendo da célula de ensaio, a uma solução de 1Molar de NaCl, inicialmente a 0°C. Depois de um período de estabilização da temperatura, a solução é aquecida a uma taxa de 1°C/min e o ensaio é iniciado, com o corpo de prova sendo polarizado

anodicamente acima do seu potencial de pite, ficando esse potencial constante durante todo o ensaio. Comumente se utiliza 700 mV para aços inoxidáveis. A densidade de corrente varia com a temperatura, que é monitorada em função do tempo de ensaio.

A CPT é definida como a temperatura na qual a densidade de corrente se torna superior a  $100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  por no mínimo 60 s.

O equipamento de ensaio é constituído de um recipiente onde são montados os eletrodos, termômetro e o corpo de prova imersos na solução de NaCl. Este recipiente é posicionado em uma cuba de água com controle de aquecimento. Os eletrodos são basicamente o de referência (calomelano saturado), o de trabalho (corpo de prova) e um contra-eletródo de platina, que estão ligados a um potenciostato. A Figura 29 (a) mostra a montagem do equipamento e (b) o corpo de prova.



Figura 29 – (a) Montagem do equipamento de ensaio. (b) Característica do corpo de prova.

A amostra do metal a ser ensaiado é soldada a um fio condutor e posteriormente embutida em resina acrílica. O fio condutor fica isolado da solução na qual o corpo de prova está imerso.

Foram confeccionados 6 corpos de prova, sendo um para a raiz e um para o enchimento de cada junta soldada.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Aspecto das Juntas Soldadas

A soldagem de tubos de superduplex pelo processo GMAW, por ser uma prática incomum na Petrobras, ocasionou percalços na execução das juntas, principalmente no que se refere à parcela do soldador, que encontrou grande dificuldade na passagem da posição vertical para a posição sobrecabeça. Isso levou à adoção da soldagem apenas na geratriz superior do tubo, girando-o em meia volta para finalizar cada camada.

Na soldagem de raiz, o metal de adição apresentou pouca molhabilidade, apesar do alto teor de He no gás de proteção, obrigando o soldador a “atacar” mais o nariz da junta e trabalhar melhor o “tecimento” do cordão, além de controlar melhor a angulação da tocha, sob o risco de não obter adequada penetração.

O aspecto visual dos cordões é muito dependente da habilidade do soldador, podendo ser observado na Figura 30 os resultados da soldagem de raiz dos CPs. Em (a) e (b) pode-se ver o aspecto externo e interno do passe de raiz do CP1. Em (c) e (d) idem para o CP2 e (e) e (f) para o CP3.

Algumas regiões com falta de fusão e falta de penetração foram observados nas raízes das 3 juntas, sendo relacionados principalmente com o posicionamento inadequado da tocha de soldagem por alguns instantes, principalmente após a abertura do arco na posição 12 horas e na mudança de posicionamento do soldador quando o cordão alcançava a posição 3 ou 9 horas, situações resultantes da inexperiência do soldador com o material e o processo de soldagem em questão.

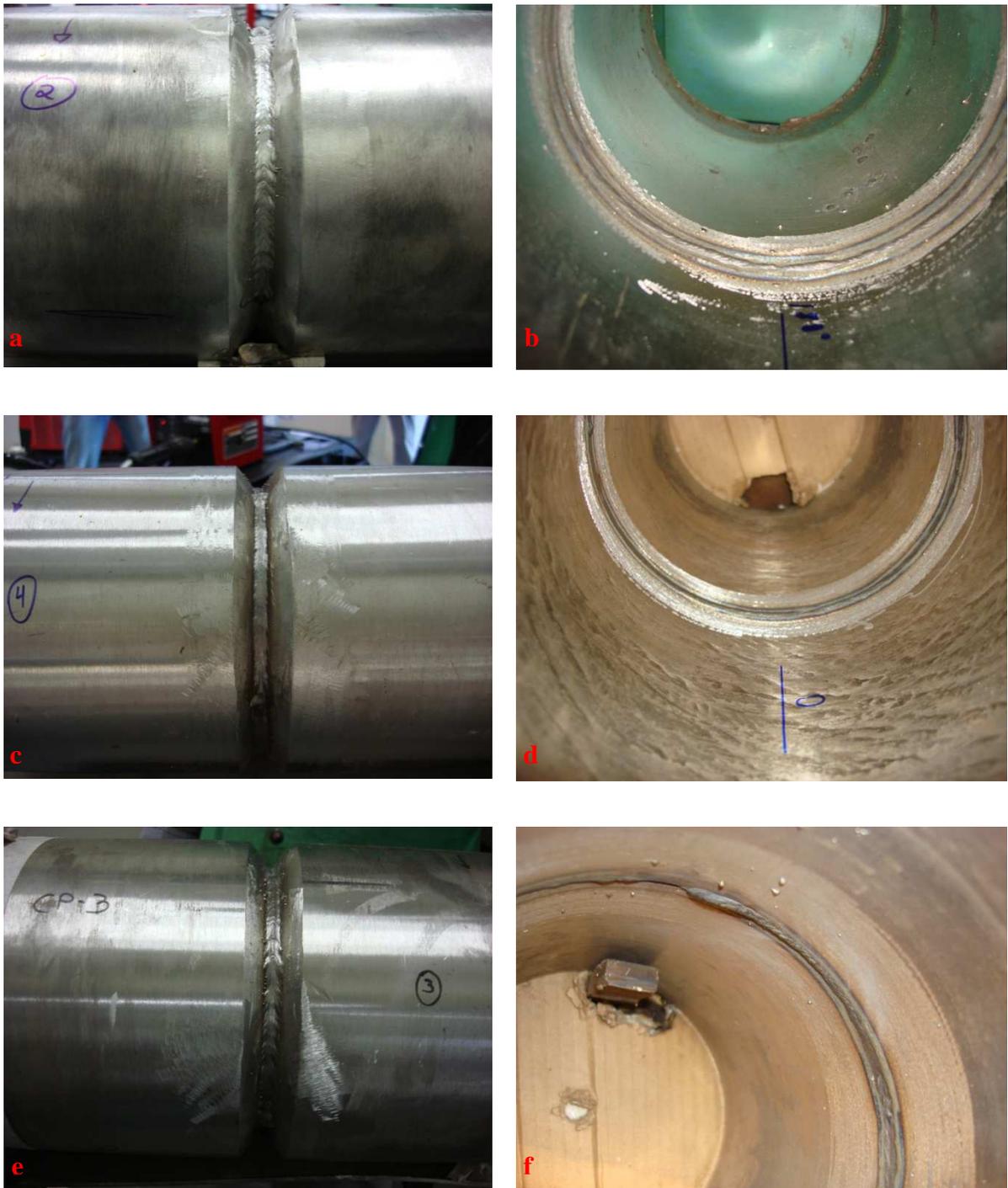


Figura 30 – Características das soldas de raiz. (a) mostra o CP1 externamente e (b) CP1 internamente. (c) mostra o CP2 internamente e (d) CP 02 internamente. (e) mostra o CP3 externamente e (f) CP3 internamente.

Com relação aos passes de enchimento e acabamento por transferência pulsada, a mistura Ar-He-CO<sub>2</sub> acarretou pouca molhabilidade do cordão de solda e instabilidade de arco, com grande ocorrência de salpicos. Este comportamento não era esperado, visto que o teor de

He na mistura tende a favorecer a molhabilidade (1). A geometria do cordão é mostrada na Figura 31.



Figura 31 – Aspecto dos cordões de enchimento (a) e acabamento (b) do CP1 (Ar-He-CO<sub>2</sub>)

A mistura utilizada no CP2 (Ar-N<sub>2</sub>-CO<sub>2</sub>) apresentou maior facilidade no controle da poça de fusão durante o tecimento do cordão, com melhor molhabilidade que a mistura anterior, mas ainda com muito salpico. A melhor fluidez pode estar relacionada com o maior teor de CO<sub>2</sub> na mistura, o que gera maior fluidez da poça. A Figura 32 mostra detalhes dos passes de enchimento do CP2.



Figura 32 – Aspecto dos passes de enchimento (a) e acabamento (b) do CP2 (Ar-N<sub>2</sub>-CO<sub>2</sub>).

O gás de proteção usado no CP3 (Ar puro) foi o de pior desempenho em relação à molhabilidade e geometria do cordão. Isto é esperado pela ausência de CO<sub>2</sub> ou O<sub>2</sub> na mistura, que tendem a diminuir a tensão superficial, conferir maior fluidez à poça de soldagem e conferir uma geometria conveniente (1). O CP3 é mostrado na Figura 33.



Figura 33 – Aspecto dos cordões de enchimento (a) e de acabamento (b) do CP3 (Ar puro).

## 5.2 Energia de soldagem

A velocidade de soldagem foi resultante da característica dos gases e da percepção do soldador para obter melhor geometria do cordão de solda, não sendo um dado fixo de entrada. Para o cálculo da velocidade de soldagem foram cronometrados os tempos de abertura de arco e medidos os respectivos comprimentos de cordão depositado. A energia de soldagem foi calculada pela Equação 4. Os valores de velocidade média e energia de soldagem são mostrados na Tabela 13 e na Figura 34.

$$E_s = U \cdot I / v \quad \text{Eq. 4}$$

Tabela 13 – Velocidades médias de soldagem e energias de soldagem obtidas.

	CP	Velocidade de soldagem [mm/s]	Energia de Soldagem [kJ/mm]
Raiz	CP1	2,85	0,92
	CP2	3,70	0,71
	CP3	3,19	0,84
Enchimento	CP1	2,86	0,67
	CP2	2,85	0,56
	CP3	2,37	0,91

A variação na velocidade de soldagem no passe de raiz ocorreu pela falta de prática do soldador com o processo de soldagem em questão.

Não foi observada diferença significativa na velocidade média dos passes de enchimento dos CPs 1 e 2, apesar de uma maior velocidade ser esperada no CP1 pelo teor de He na mistura gasosa. A menor velocidade de soldagem e conseqüentemente maior energia de soldagem do CP3 está relacionada com a dificuldade de se obter uma boa geometria do depósito, o que obrigou o soldador a trabalhar mais lentamente o cordão, oscilando mais a tocha de soldagem. Contribuiu também para a maior energia de soldagem a maior corrente média utilizada no CP3.

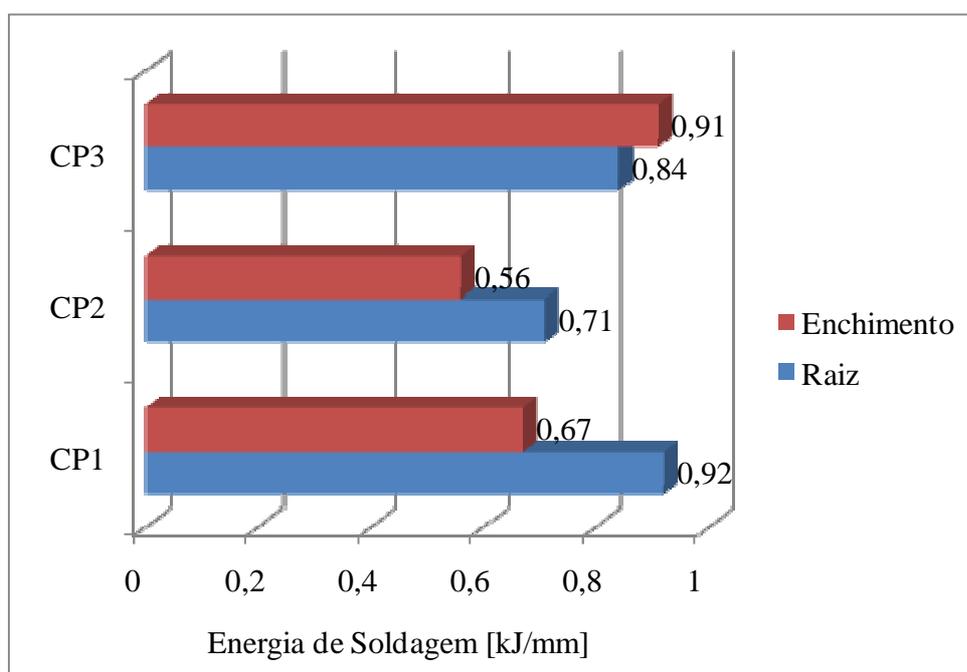


Figura 34 – Energias de soldagem dos passes de raiz e enchimento.

### 5.3 Microscopia e contagem de fases

#### 5.3.1 Metal de base

O metal base se apresenta solubilizado com estrutura disposta em fases alternadas de ferrita e austenita, característica das ligas duplex. A Figura 35 mostra a microestrutura dos 3 CPs produzidos.



Figura 35 – Microestrutura do Metal Base. (a) CP1, (b) CP2 e (c) CP3. Aumento de 400x.

A Figura 36 mostra a porcentagem de ferrita e austenita avaliada no metal base (MB).

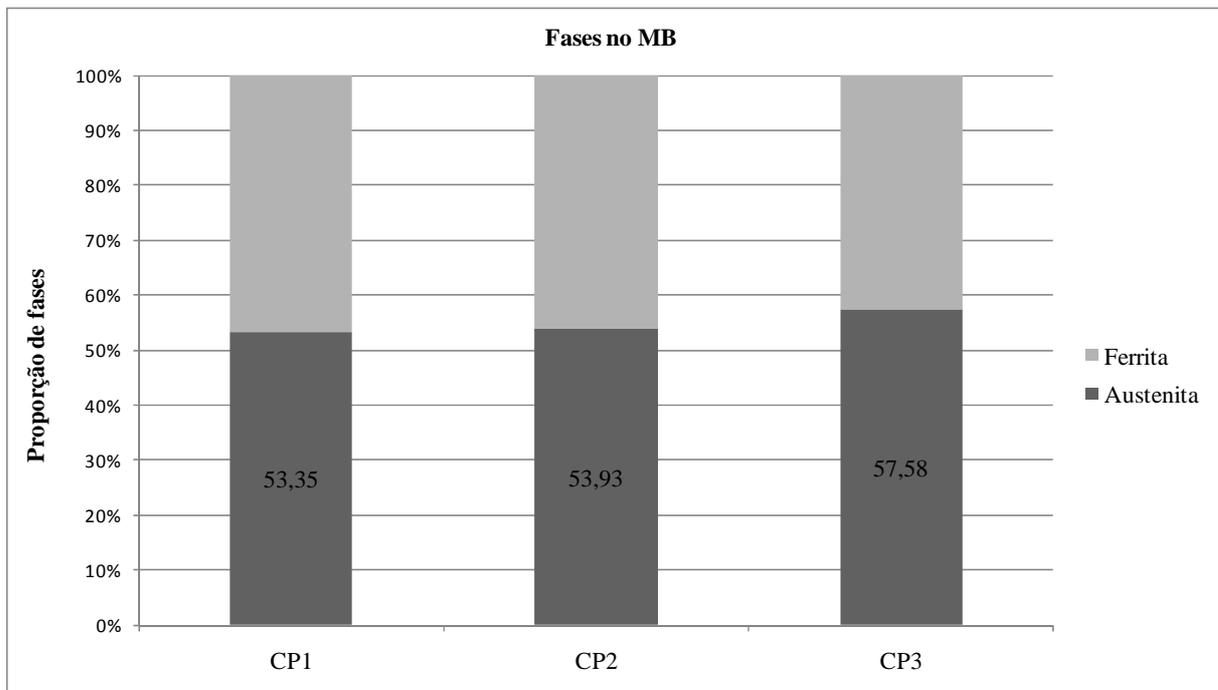


Figura 36 – Proporção das fases ferrita e austenita no metal base.

### 5.3.2 Metal de solda

A ocorrência de precipitados não é visível com o ataque e ampliação utilizados. A microestrutura do CP1 apresenta regiões escuras não relacionadas com precipitados. A proporção de ferrita/austenita está dentro do desejável do ponto de vista de propriedades mecânicas e químicas.

A Figura 37 mostra a microestrutura do metal de solda das três juntas soldadas.



Figura 37 - Microestrutura do Metal de Solda. (a) CP1, (b) CP2 e (c) CP3. Aumento de 400x.

A Figura 38 mostra a porcentagem de ferrita/austenita no metal de solda dos três CPs. Pode-se observar que, em função da utilização de gás de proteção contendo nitrogênio, o CP2 apresentou maior teor de austenita formada.

A análise de nitrogênio dissolvido, realizada via combustão, mostra no MS do CP1 um teor semelhante ao do CP2, mesmo sem a introdução deste elemento pelo gás de proteção. Segundo a literatura (27)(61)(62), ocorre a tendência de migração de nitrogênio da ZAC para a poça de fusão, formando menos austenita na ZAC, o que de fato aconteceu conforme será mostrado na seqüência. Já na utilização de gás de proteção com nitrogênio, a maior concentração deste elemento na poça minimiza ou mesmo impede essa migração. O teor de N pode ser visualizado na Figura 39.

Apesar do teor de nitrogênio ser semelhante, o CP1 apresentou comportamento anômalo em relação ao CP2, com menor fração de austenita formada. Como o nitrogênio é gamagêneo, sua presença favorece a formação da austenita. Mas a formação dessa fase pode ser suprimida em parte pela precipitação de nitretos. Se a precipitação da austenita for retardada ou impedida, a ferrita torna-se supersaturada em nitrogênio, precipitando nitreto de cromo (27). Em função da baixa energia de soldagem utilizada, esse mecanismo pode ter influenciado uma menor fração de austenita formada em relação ao CP2, mesmo com teores semelhantes de nitrogênio medidos. Para melhor avaliação seriam necessários outros ensaios para confirmar a presença de nitretos precipitados na amostra.

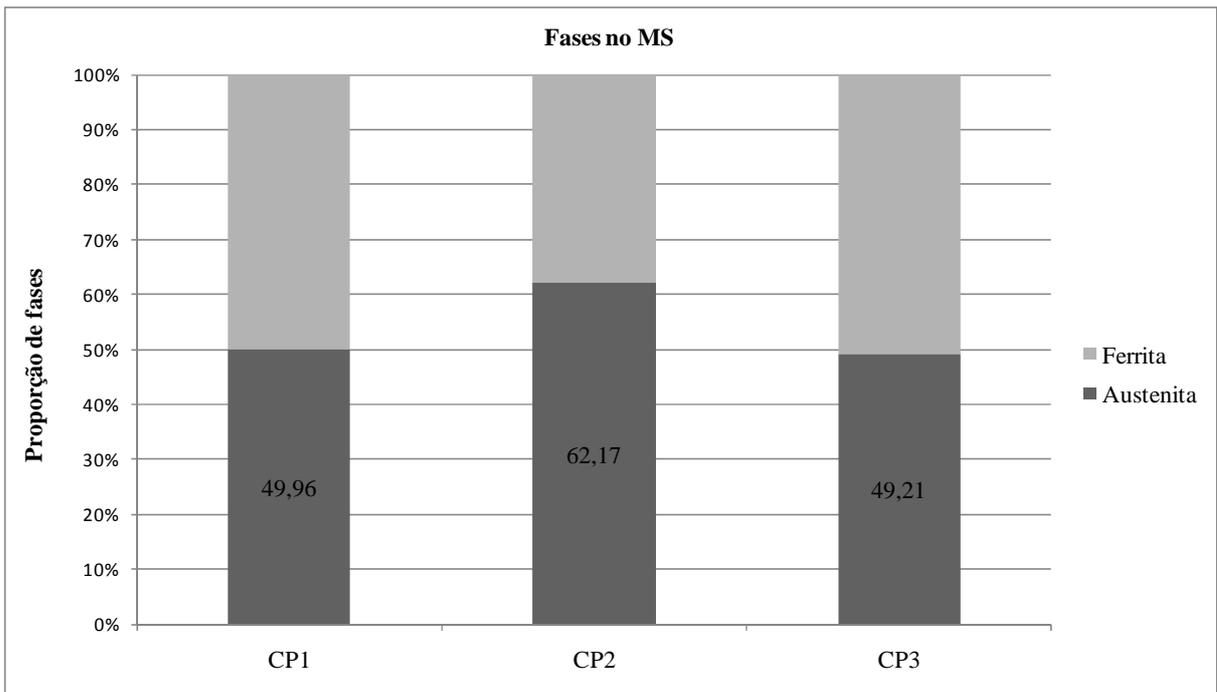


Figura 38 – Proporção das fases ferrita e austenita no metal de solda (MS).

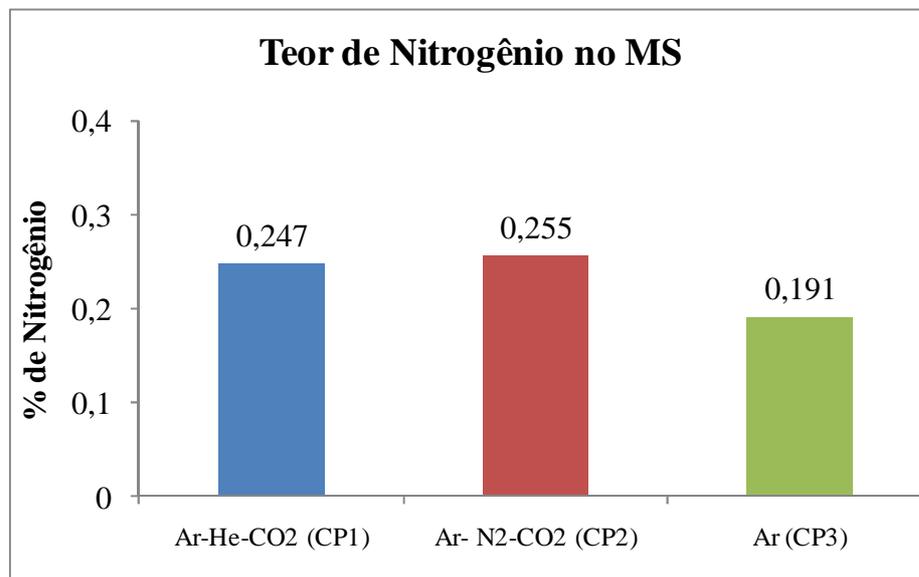


Figura 39 – Teor de Nitrogênio dissolvido no metal de solda (MS).

A Petrobras realizou um estudo (66) sobre a soldabilidade de aços inoxidáveis duplex e superduplex, soldando diversas juntas com os processos comumente utilizados pela indústria para esses metais. A Tabela 14 mostra alguns valores obtidos no relatório Petrobras (66) e a Figura 40 compara estes resultados com os obtidos neste trabalho.

Tabela 14 – Resultados de formação de austenita no MS de processos estudados pela Petrobras (66).

Amostra	Metal Base	Metal de Adição	Processo de Soldagem	% Austenita
REL1	32750	32760	GTAW (raiz, 2° e 3° passe) + SMAW	64
REL2	32750	32760	GTAW (raiz, 2° e 3° passe) + SMAW	61
REL3	32750	32760	GTAW (raiz, 2° e 3° passe) + SMAW	42
REL4	32760	32760	GTAW (raiz e 2° passe) + SMAW	49
REL5	32760	32760	GTAW (raiz e 2° passe) + SMAW	46
REL6	32760	32760	GTAW	48
REL7	32760	32760	GTAW Orbital	46
REL8	32750	32750	GTAW + FCAW	67

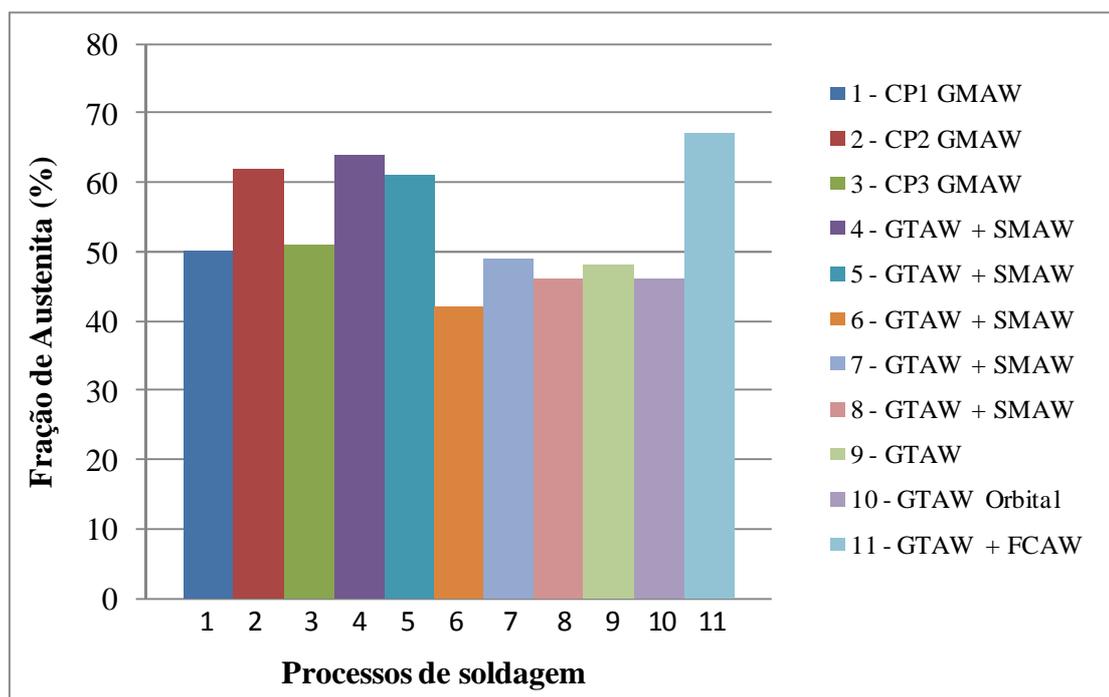


Figura 40 – Comparativo de fração de austenita formada entre os CPs ensaiados e os estudados pela Petrobras (66).

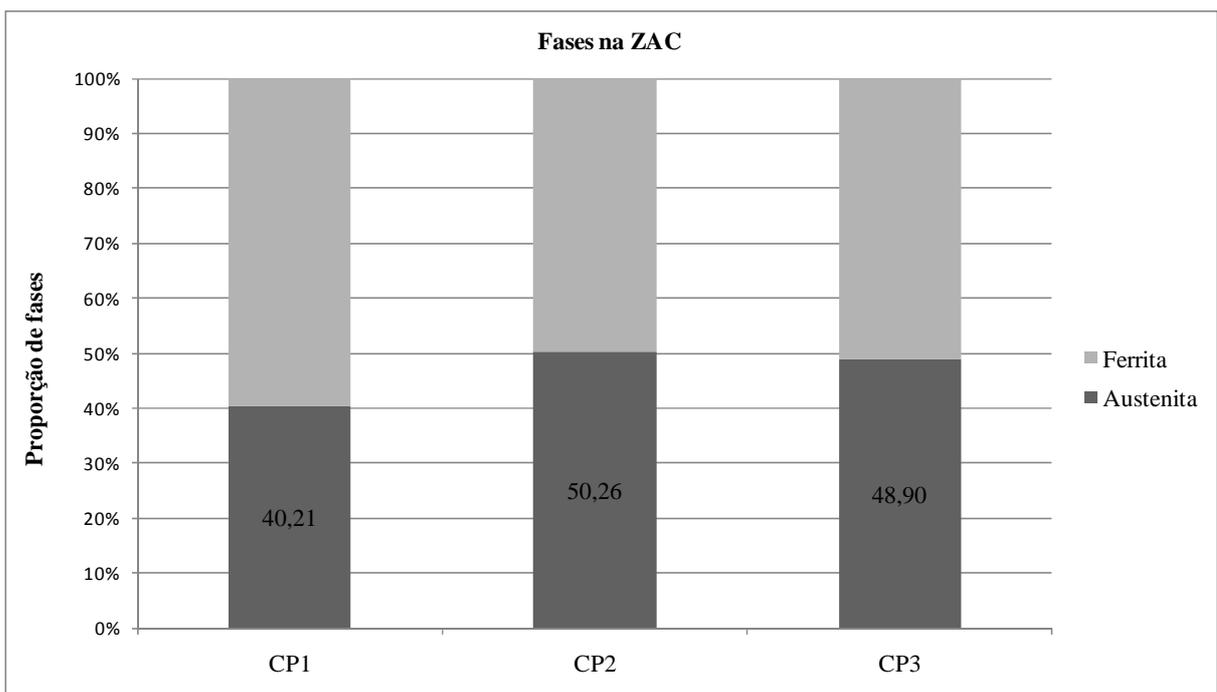
Pode-se observar que a maior parte dos processos ficou em torno de 50% de austenita, embora fatores como energia de soldagem, metal de adição, tipo de junta, gás de proteção, entre outros, afetam diretamente estes resultados.

### 5.3.3 Zona afetada pelo calor (ZAC)

As micrografias da ZAC são mostradas na Figura 41. Não foi possível visualizar a possível ocorrência de precipitados com o ataque químico realizado.



Figura 41 – Microestrutura da ZAC. (a) CP1, (b) CP2 e (c) CP3. Aumento de 400x.



A utilização de nitrogênio na atmosfera protetora minimiza o fenômeno de migração deste elemento para a poça de soldagem, o que pode ser observado pela maior porcentagem de austenita no CP2 e menor porcentagem no CP1. O CP3 não seguiu este mecanismo, mas a menor taxa de resfriamento imposta a esta junta pela alta energia de soldagem forneceu tempo suficiente para a formação de austenita.

## 5.4 Tenacidade

Todas as amostras ensaiadas apresentaram resultados satisfatórios, com valores de energia absorvida acima do requisitado nas qualificações de soldagem (>27J) segundo as normas ASTM B 31.3 e NORSOK M-601. A Tabela 15 apresenta estes resultados.

Tabela 15 – Valores de energia absorvida no ensaio Charpy.

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 ZAC	- 40	77	0,69	76	1,15	141	1,27
Raiz ZAC	- 40	59	0,56	65	0,72	72	0,65

Os melhores resultados foram encontrados no CP3, como esperado, em função deste utilizar apenas Ar no gás de proteção, o que minimiza o teor de oxigênio dissolvido na poça de fusão. O oxigênio é um dos responsáveis pela fragilização do metal através da formação de óxidos (67).

## 5.5 Resistência à corrosão

### 5.5.1 Imersão em Solução de FeCl<sub>3</sub>

Todas as amostras avaliadas por imersão em solução de FeCl<sub>3</sub> (norma ASTM G-48 A) se enquadraram no critério de aceitação (perda de massa menor que 4g/m<sup>2</sup> e isenção de pites). Os valores de perda de massa são mostrados na Tabela 16.

Foram ensaiadas quatro condições de preparação dos corpos de prova para o ensaio de corrosão (como soldado, escovado, passivado e usinado). A Figura 42 retrata a geometria do corpo de prova utilizado.



Figura 42 – Formato do corpo de prova de imersão em FeCl<sub>3</sub>. Tamanho 50x25x14 mm.

Tabela 16 – Perda de massa no ensaio de imersão em FeCl<sub>3</sub>.

CP	Perda de massa após 24h a 40°C [g/m <sup>2</sup> ]			
	C/ Soldado	Escovado	Passivado	Usinado
CP1	2,02	3,11	1,6	0,31
CP2	0,87	0,85	0,64	0,43
CP3	0,95	3,78	2,54	1,09

Observa-se uma variação significativa dos resultados de perda de massa entre as diferentes condições de preparação de superfície, sendo a condição usinada a de melhor desempenho. A condição escovado apresentou perda de massa bastante elevada para os CPs 1 e 3, provavelmente em função das ranhuras superficiais causadas pela aplicação de escova rotativa, diminuindo a resistência à corrosão da junta, apesar de não ser observado o mesmo comportamento no CP2. A Figura 43 representa melhor esses resultados.

O CP2 foi o corpo de prova de melhor resistência à corrosão, o que era esperado em função da sua maior fração de austenita e teor de nitrogênio dissolvido no metal de solda. Foi superado apenas na condição usinada. Nessa condição, tanto o CP1 quanto o CP2 apresentaram poros na região correspondente aos cordões de enchimento, o que pode ter contribuído negativamente no resultado.

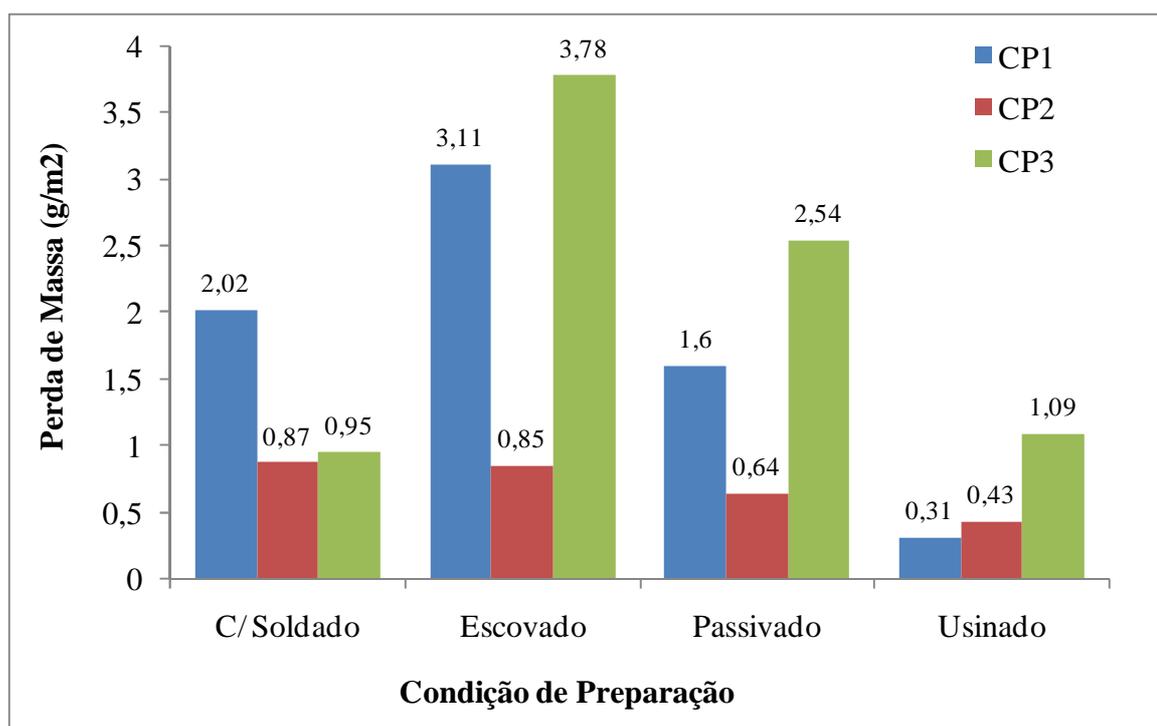


Figura 43 – Perda de massa em diferentes condições de preparação das amostras de imersão em  $\text{FeCl}_3$ .

Observando melhor o CP2, que apresentou bons resultados em todas as condições, pode-se analisar adequadamente a influência da preparação dos corpos de prova, sendo a resistência à corrosão crescente com o melhor acabamento da superfície.

A Tabela 17 contempla valores de perda de massa em amostras de tubos soldados, descritos em relatório Petrobras (66), a título de comparação com o desempenho da liga e processo avaliados por este trabalho.

Tabela 17 – Valores de perda de massa obtidos em relatórios da Petrobras (66).

Amostra	Metal base	Metal Adição	Processo	Perda de massa (g/m <sup>2</sup> )	Es (kJ/mm)	% Austenita
REL1	32750	32760	GTAW (raiz, 2° e 3° passe) + SMAW	3,02	1,3	64
REL2	32750	32760	GTAW (raiz, 2° e 3° passe) + SMAW	0,14	1,6	61
REL3	32750	32760	GTAW (raiz, 2° e 3° passe) + SMAW	0,76	1	42
REL4	32760	32760	GTAW (raiz e 2° passe) + SMAW	2,75	1,4	49
REL5	32760	32760	GTAW (raiz e 2° passe) + SMAW	0,12	0,7	46
REL6	32760	32760	GTAW	0,6	1,5	48
REL7	32760	32760	GTAW Orbital	2,73	1,2	46
REL8	32750	32750	GTAW + FCAW	2,77	1	67

A Figura 44 mostra um comparativo entre as juntas avaliadas e as descritas no relatório da Petrobras (66).

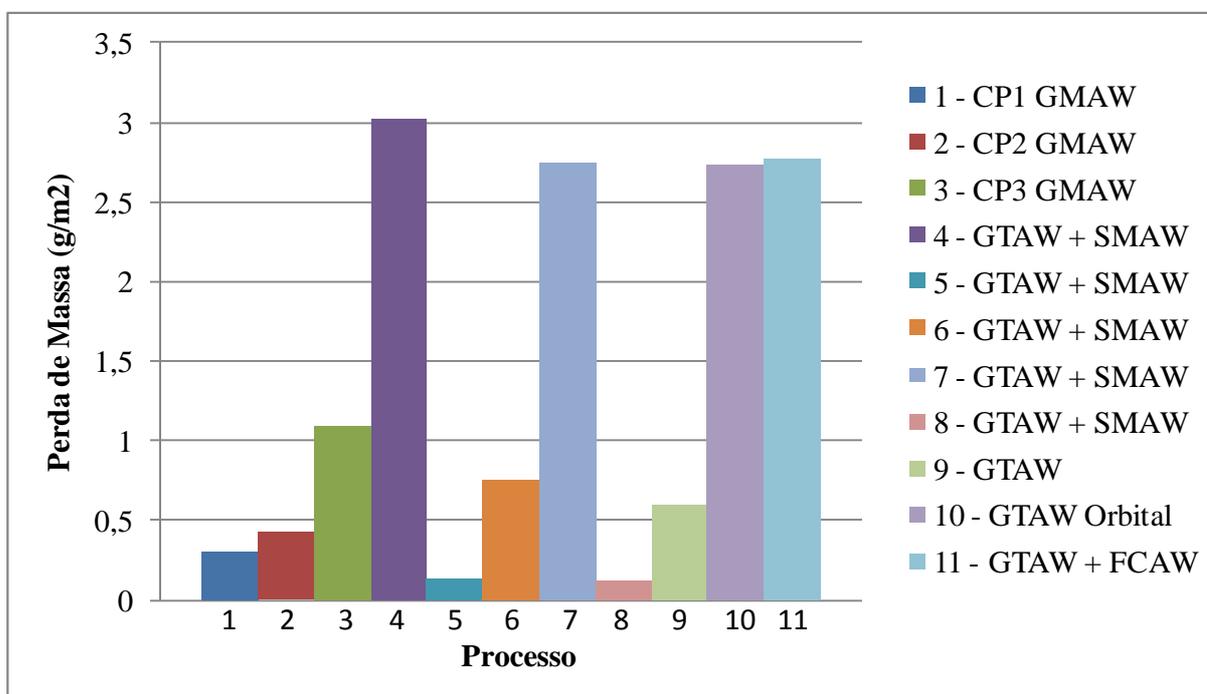
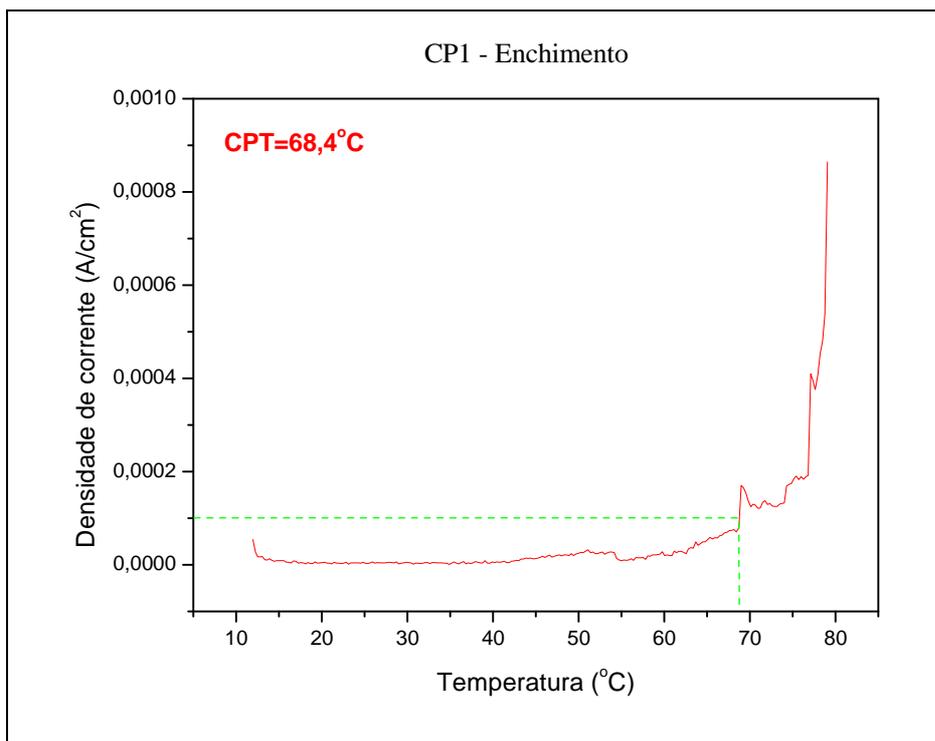


Figura 44 – Comparativo de perda de massa entre processos de soldagem diferentes (66).

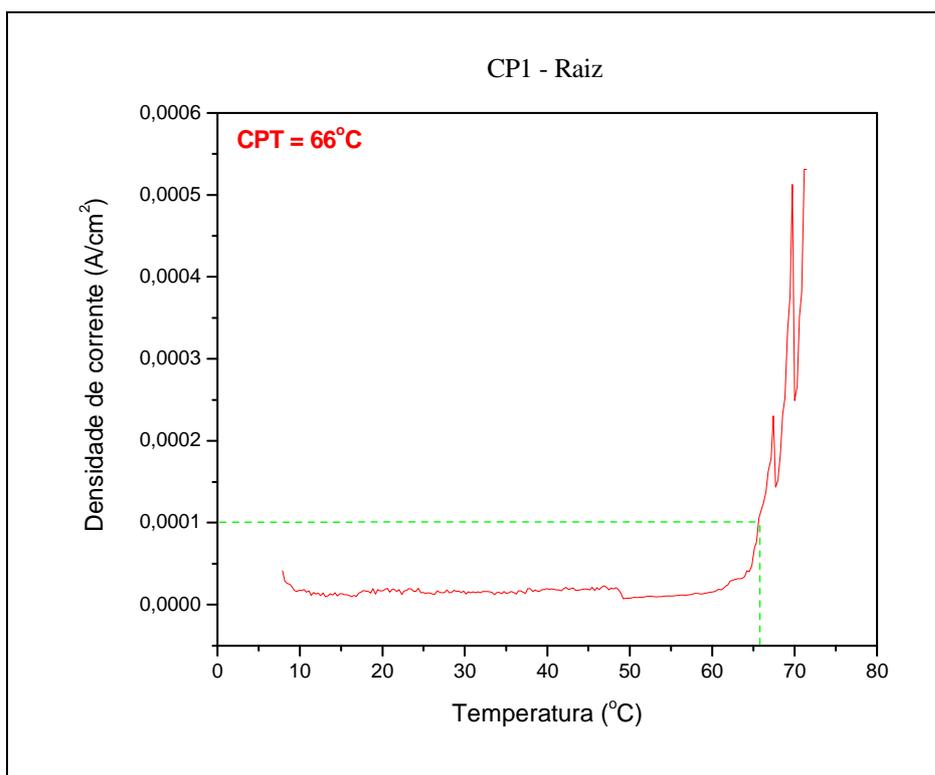
Pode-se observar que existe grande variação de resultados para um mesmo processo, visto que o desempenho da junta soldada depende também de energia de soldagem empregada, tipo de metal de adição, gás de proteção, habilidade do soldador, etc. A amostra de melhor desempenho utilizou a mesma liga como metal base e metal de adição (UNS S32760). A amostra de segundo melhor resultado também utilizou metal de adição de UNS S32760, mas seu metal base é de UNS S32750. De acordo com pesquisas da Petrobras (66), as características de soldabilidade são semelhantes para os metais UNS S32750 e UNS S32760, sendo o desempenho de ambos satisfatório a ponto da empresa permitir, sem restrições, a substituição de um pelo outro em suas obras.

### **5.5.2 Determinação da Temperatura Crítica de Pite (CPT)**

Os valores de temperatura crítica de pite do CP1 levantadas em laboratório podem ser observados na Figura 45.



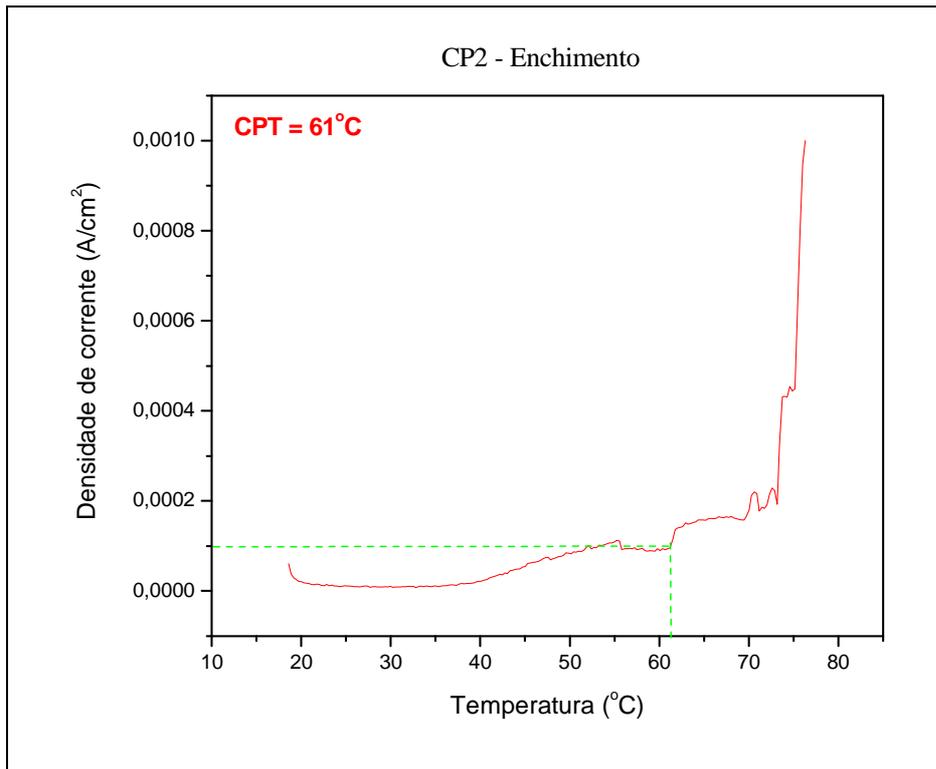
(a) Região dos passes de enchimento.



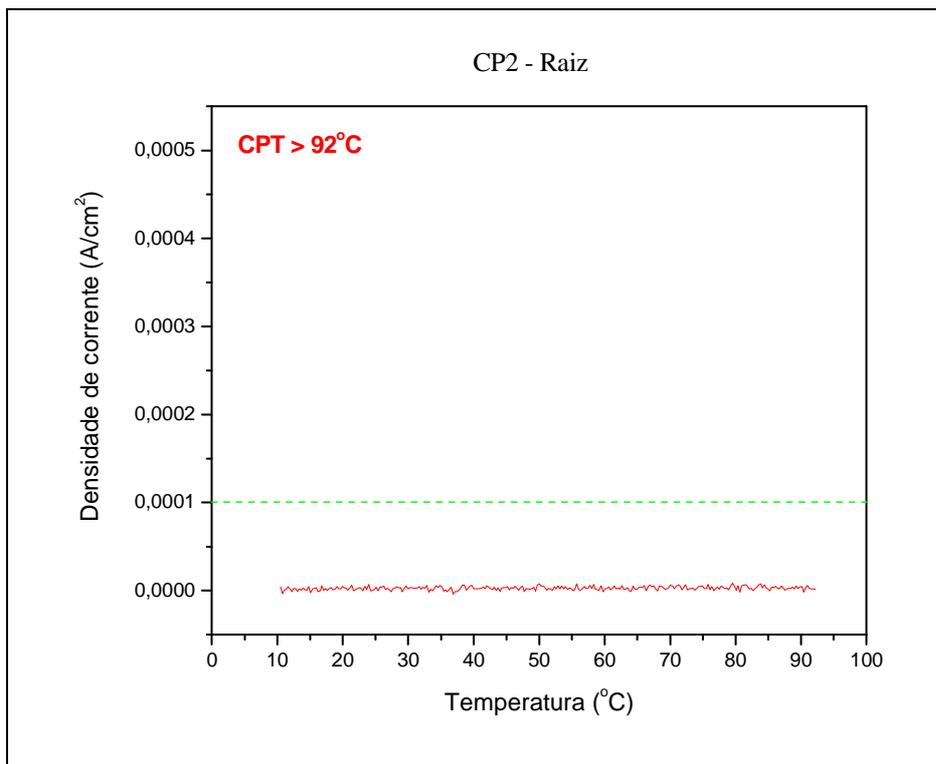
(b) Superfície da raiz.

Figura 45 – Temperaturas críticas de pite para o CP1, medidas no enchimento (a) e na raiz (b).

Os valores de temperatura crítica de pite do CP2 levantadas em laboratório podem ser observados na Figura 46.



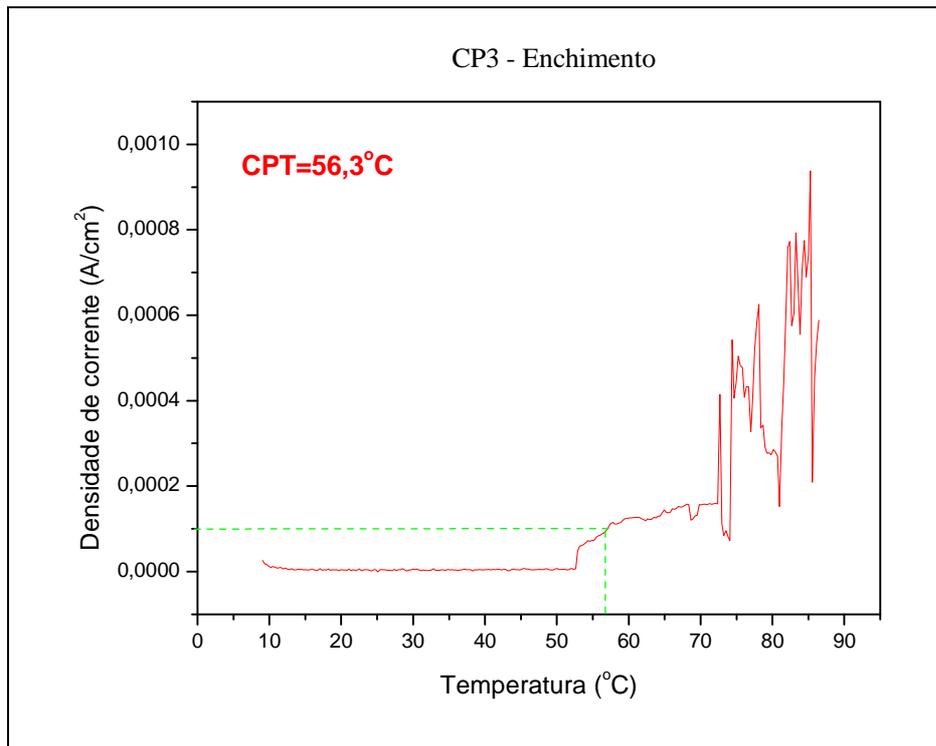
(a) Região dos passes de enchimento.



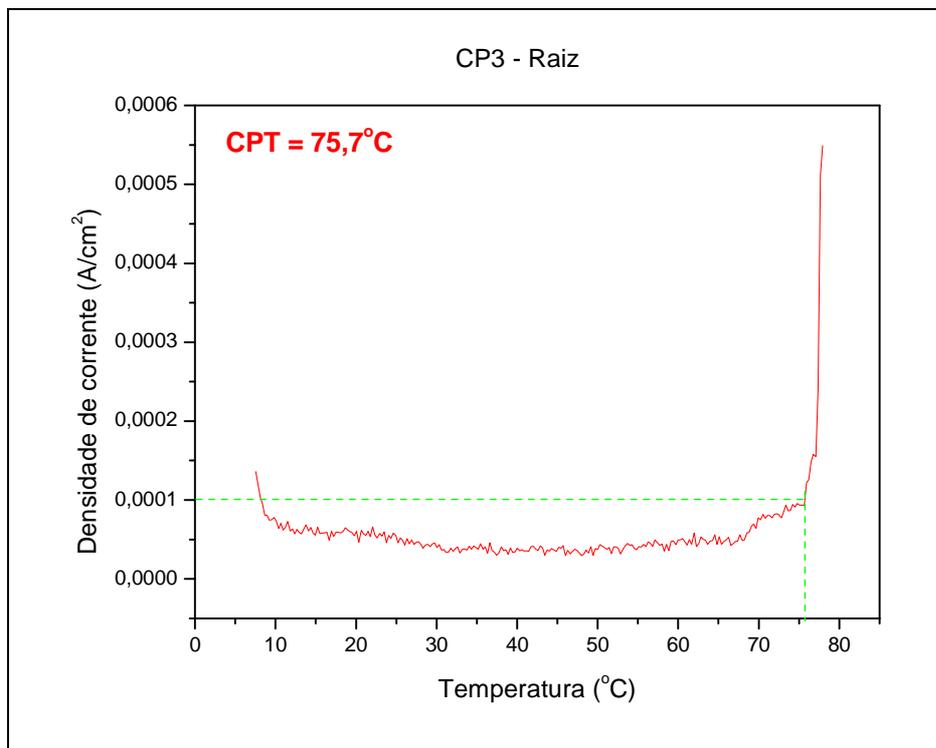
(b) Superfície da raiz.

Figura 46 - Temperaturas críticas de pite para o CP2, medidas no enchimento (a) e na raiz (b).

Figura 47 mostra o resultado do ensaio de temperatura crítica de pite do CP3.



(a) Região dos passes de enchimento.



(b) Superfície da raiz.

Figura 47 - Temperaturas críticas de pite para o CP3. (a) enchimento e (b) na raiz.

Os maiores valores de temperatura crítica de pite foram obtidos na região da raiz. A literatura (44)(68)(69)(70) cita valores de CPT próximo de 80°C como referência tanto para o UNS S32750 quanto para o UNS S32760, na condição como recebido. Na condição como soldado, foram citados (71) valores entre 40 e 60°C obtidos por soldagem SMAW, GMAW e SAW para o UNS S32750, com energias de soldagem de 0,8, 1,6 e 2,4 kJ/mm. Valores entre 45 e 50°C foram reportados (72) com GTAW e 45 a 62°C com SMAW. Por outro lado, também foram citados valores abaixo de 32°C (73). Desta forma, todas as amostras deste trabalho apresentaram resultados positivos, com a maior parte dos valores acima do citado na literatura. A amostra CP2 Raiz apresentou CPT muito acima do esperado, com o valor exato não sendo aferido em função da limitação de aquecimento do equipamento, que não ultrapassou 92°C. Os valores obtidos na raiz da junta não podem ser correlacionados com a fração de austenita mostrada anteriormente, visto que estas fases foram medidas na região dos cordões de enchimento. Da mesma forma, os resultados do ensaio de imersão em FeCl<sub>3</sub> devem ser comparados com cuidado, pois a geometria dos corpos de prova deste último abrange muito mais que a raiz, sendo muito influenciados por áreas da região dos cordões de enchimento e do metal base.

O pior resultado do ensaio foi da amostra CP3 Enc, corroborando com os resultados de fração de austenita e do ensaio de imersão em FeCl<sub>3</sub>. Já o CP1 Enc e CP2 Enc não apresentaram coerência nos resultados.

Tomou-se o cuidado de evitar regiões com poros na delimitação das áreas a serem ensaiadas para não haver interferência nos resultados.

Em função do número mínimo de amostras, uma maior quantidade de ensaios se faz necessária. De qualquer forma, as temperaturas obtidas são promissoras.

Não foi possível, nas condições trabalhadas, correlacionar diretamente os resultados de CPT com a energia de soldagem usada. A Figura 48 mostra a variação da temperatura crítica de pite com a energia de soldagem usada em cada corpo de prova.

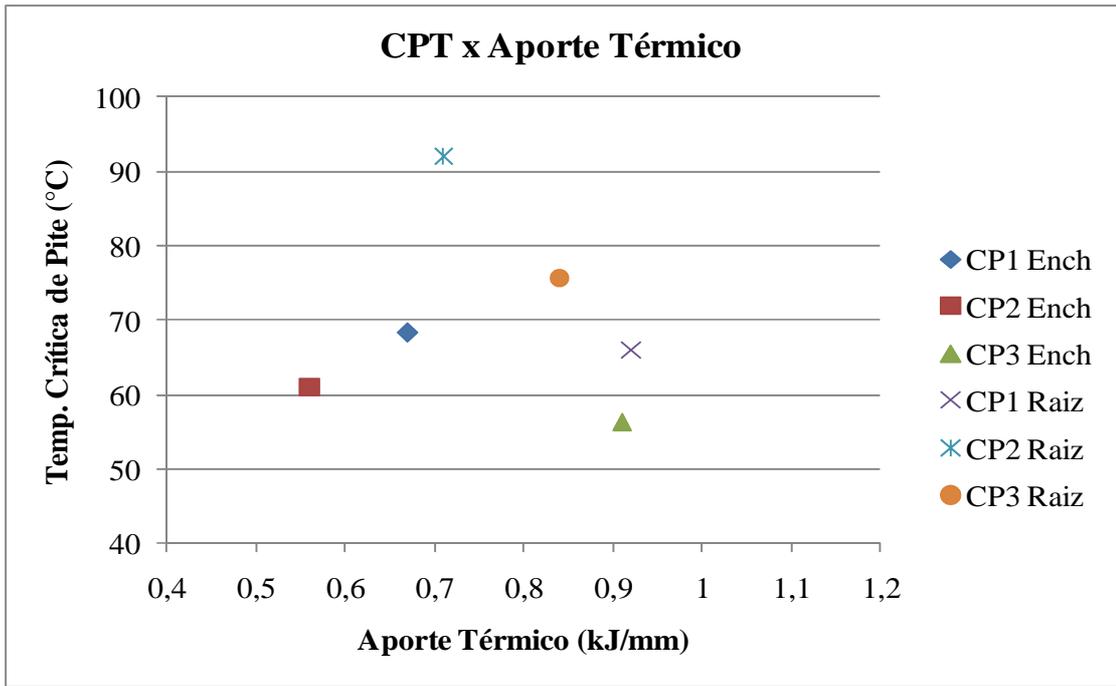


Figura 48 – Comparativo da temperatura crítica de pite com a energia de soldagem usada.

## 6 CONCLUSÕES

O processo GMAW apresentou potencialidade na confecção de juntas em superduplex de boa resistência à corrosão, com resultados semelhantes aos processos usuais, mas se mostrou muito dependente da habilidade do soldador.

Todas as juntas apresentaram dificuldades de molhabilidade do metal de adição, sendo na soldagem de raiz e no enchimento com mistura ternária com nitrogênio (CP2) em menor escala e na soldagem de enchimento com Ar (CP3) em grande escala. Em nenhuma das situações testadas foi possível soldar na posição sobrecabeça. Todas as condições soldadas apresentaram salpicos.

O aspecto dos cordões de solda foi aceitável tanto na raiz quanto nos enchimentos com as misturas ternárias (CP1 e CP2). Já os cordões de enchimento e acabamento da junta com Ar puro (CP3) foram totalmente irregulares, de péssimo aspecto. As duas misturas ternárias geraram defeitos como porosidade e falta de fusão entre os cordões de enchimento.

Todas as condições ensaiadas formaram entre 40% e 62% de austenita, dentro dos valores adequados para uma boa resistência à corrosão.

A mistura ternária com nitrogênio (CP2) foi a de melhor resultado, formando maior teor de austenita tanto no metal de solda quanto na ZAC.

Os valores de perda de massa no ensaio de imersão em  $\text{FeCl}_3$  foram abaixo do limite de  $4 \text{ g/m}^2$  para todas as condições ensaiadas, sendo os valores semelhantes aos resultados observados com outros processos de soldagem para a mesma liga.

Ficou demonstrado que a preparação da superfície dos corpos de prova afeta o resultado do ensaio de corrosão, sendo que a condição de melhor acabamento (usinado) apresenta menor perda de massa e a condição como soldado a maior perda de massa.

Em comparação com outros processos de soldagem, a perda de massa das juntas soldadas por GMAW ficou próxima dos melhores resultados obtidos com GTAW e SMAW, mesmo apresentando pequenos defeitos de soldagem em algumas amostras.

As temperaturas críticas de pite obtidas tiveram valores difusos, com o melhor resultado na raiz da junta CP2, onde não foi observado pite até a máxima temperatura do equipamento de ensaio ( $92^\circ\text{C}$ ). Não se observou correlação entre energia de soldagem e temperatura crítica de pite.

## 7 BIBLIOGRAFIA

1. MACHADO, I. G. Soldagem e Técnicas Conexas: Processos. Porto Alegre : Editado pelo Autor, 1996.
2. MARQUES, P.V., MODENESI, P.J. e BRACARENSE, A.Q. Soldagem - Fundamentos e Tecnologia. Belo Horizonte : UFMG, 2005.
3. AWS. AMERICAN WELDING SOCIETY. Welding Handbook. Welding Process, 8<sup>o</sup> Edition. Vol 2, Miami, AWS, 1991.
4. MODENESI, P.J. e MARQUES, P.J. Soldagem I: Introdução aos processos de Soldagem. Apostila, 2006, p. 54.
5. ABDALLA, F.E.S. Aplicação das Variantes MAG Pulsado e MAG Pulsado Térmico com Arame Maciço em Soldas de Revestimento do Tipo "Lining". Florianópolis, 2005, 104 p. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina.
6. BARRA, S.R. Influência do Processo MIG/MAG Térmico Sobre a Microestrutura e a Geometria da Zona Fundida. Florianópolis, 2003, 220 p. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Santa Catarina.
7. MENEZES, M.S. e ALCATRÃO, M.S. Aplicação do processo de soldagem STT na soldagem de dutos: Missão à Polônia. I Congresso de Confiabilidade, Inspeção e Manutenção, 2006, Rio de Janeiro. PETROBRAS, 2006.
8. DURAND, R.Z.S. Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Soldagem Circunferencial do Aço API 5L X80 por Processos de Soldagem Semi-Automáticos com Proteção Gasosa. Rio de Janeiro, 2007. Dissertação (Mestrado) - Pontifícia Universidade Católica - PUC-Rio.
9. DeRUNTZ, B.D. Assesing the benefits of surface tension transfer Welding to industry, Journal of Industrial Technology, 19, 4, 2003, p. 1-8.
10. NILSSON, J.O. Super duplex stainless steels. Materials Science and Technology, London, v. 8, n. 8, p. 685-700, ago. 1992.
11. TOTTEN, G. E. Steel heat treatment: metallurgy and technologies. Boca Raton (USA) : Taylor & Francis, 2007.

12. SANTOS, R. J. e BOLFARINI, C. Controle da evolucao microestrutural durante a solidificacao de fundidos de acos inoxidaveis superduplex. 12° CONAF – Congresso de Fundição. 2005 Sao Paulo.
13. CHARLES, J. Why and Where duplex stainless steel. In: Conference Duplex Stainless steels 97. Proceedings. The Netherlands, 1997, p. 29-42.
14. FOLKHARD, E. Welding Metallurgy of Stainless Steels. Springer-Verlag Wien, New York, 1988.
15. BAESLACK, W e LIPPOLD, J.C. Phase transformation behavior in duplex stainless steels weldments. Metal construction. v.20, n.1, p.26R-31R, 1988.
16. SOLOMON, H. D. e DEVINE, T. M. Duplex stainless steels – a tale of two phases. In: Conference Duplex Stainless Steels 1994. Proceedings. Ohio, 1984, p. 693-757.
17. 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.
18. BARBOSA, C.A. et al. Formação de fase sigma em aço inoxidável austenítico-ferrítico. Metalurgia & Materiais, v.32, n.227, p 669-73, 1976.
19. BRANDI, S.D. Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex DIN W.Nr.1,4462 (UNS S31803). São Paulo, 1992, 265 p. Tese (Doutorado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
20. KOBAYASHI, D.Y. e WOLYNEC, S. Efeito da fase sigma na resistência a corrosão de aços inoxidáveis duplex. In: 51 congresso da ABM, v.3. Porto Alegre,1996. Anais. Porto Alegre, ABM, 1996. p581-99.
21. ROSCOE, C.V., GRADWELL, K.J. e LORIMER, G.W. Structure/properties relation ships in a series of duplex stainless steels. In: Stainless Steels'84. Proceedings. Goteborg, 1984, p 563-77.
22. SIMMONS, J.W. Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels. Materials Science and Engineering A. v. A207, p. 159-169, 1996.
23. KOKAWA, H., TSORY, E. e NORTH, T.H. Nitride precipitation in duplex stainless steels weld metal. ISIJ International. v. 35, n. 10, p. 1277-1283, 1995.

24. KIKUCHI, M., KAJIHARA, M. e FRISK, K. Solubility of nitrogen in austenitic stainless steels. In: Conference high nitrogen steels'88, Lille-France, 1988. Proceedings. Ed. J. Foct - A. Hendry, France, 1989, p. 63-74.
25. BRANDI, S.D. e RAMÍREZ, A.J. Precipitation of intermetallic phases in the HAZ of multipass welding of duplex and superduplex stainless steels. In: International Conference Duplex Stainless Steels'97, Maastricht-The Netherlands, 1997. Proceedings. The Netherlands, KCI, 1997, p. 411-41.
26. RAMÍREZ, A.J e BRANDI, S.D. Intermetallic phases precipitation in simulated multipass low temperature heat-affected zone of Duplex Stainless Steels In: 79th American Welding Society Annual Meeting, April 26-30, 1998, Detroit, Michigan, Proceedings. USA, AWS, 1998, p. 220-221.
27. RADEMAKERS, P.L.F. e VUIK, J. Factors influencing microstructure and properties of weldments in duplex stainless steels. In: Conference Joining/Welding 2000, The Hague-The Netherlands, 1991. Proceedings. London, IIW, 1991, p. 253-270.
28. LONDOÑO, A.J.R. Precipitação de Fases Intermetálicas e Austenita Secundária na ZAC de Soldagens Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex. São Paulo, 2001. 241 p. Tese (Doutorado)- Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
29. CHARLES, J. Super duplex stainless steels: structure and properties. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, Beaune Bourgogne-France, 1991. Proceedings. France, 1991, p. 3-48.
30. LILJAS, M. e QVARFORT, R. Influence of nitrogen on weldments in UNS S 31803. In: Conference Duplex Stainless Steels'86, The Hague-The Netherlands, 1986. Proceedings. The Netherlands, Nederlands Instituut Voor Lastechniek, 1986, p. 244-256.
31. VAN-NASSAU, L., MEELKER, H. e HILKES, J. Welding duplex and superduplex stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, Beaune Bourgogne-France, 1991. Proceedings. France, 1991, p. 303-323.
32. JOSEFSSON, B., NILSSON, J.O. e WILSON, A. Phase transformations in duplex steels and the relation between continuous cooling and the isothermal heat treatment. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, Beaune Bourgogne-France, 1991. Proceedings. France, 1991, p. 67-78.

33. CHUNG, H.M. e LEAX, T.R. Embrittlement of laboratory and reactor aged CF3, CF8 and CF8M duplex stainless steels. *Materials Science and Technology* . v. 6, n. 3, p. 249-262, 1990.
34. RAMÍREZ, A.J, BRANDI, S.D. e TANIGUCHI, C. Simulação da ZAC de uma solda multipasse de aços inoxidáveis duplex: Estudo da precipitação de fases e sua influência no desempenho da junta soldada. In: 23\_ Seminário de Inspeção de Equipamentos - COTEQ'97, IBP, Rio de Janeiro-Brasil, 1997. Proceedings. .
35. UME, K. et al. Influence of thermal history on the corrosion resistance of duplex stainless steel linepipe. *Materials Performance*. v. 26, n. 8, p. 25-31, 1987.
36. LONDOÑO, A.J.R. Estudo da Precipitação de Nitreto de Cromo e Fase Sigma por Simulação Térmica da Zona Afetada Pelo Calor na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex. São Paulo, 1997. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
37. SIMMONS, J.W. et al. Effect of nitride (Cr<sub>2</sub>N) precipitation on the mechanical, corrosion and wear properties of austenitic stainless steel. *ISIJ International*. v. 36, n. 7, p. 846-854, 1996.
38. MERINO, C. et al. Kinetic study of eutectoid transformation to 24%Cr/7%Ni duplex stainless steel. In: Conference Duplex Stainless Steels'94, Glasgow-Scotland, 1994. Proceedings. England, TWI, 1994, paper 41.
39. NILSSON, J.O., JONSSON, P. e 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.
40. ATAMERT, S. e KING, J.E. Intragranular nucleation of austenite. *Z. Metallkde*. v. 82, n. 3, p. 230-239, 1991.
41. LIPPOLD, J.C. e 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, Maastricht-The Netherlands, 1997. Proceedings. The Netherlands, 1997, p. 1005-1010.

42. NILSSON, J.O. e 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.
43. 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.
44. GUNN, R.N. Duplex stainless steels – Microstructures, properties and applications. Woodhead Publishing, 1997, 204 p.
45. LULA, R.A. Stainless steel. American Society for metals, 1993, 173 p.
46. HOCHMAN, J. e STAEHLE, R. W. Stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of iron base alloys. NACE, Houston, Texas, In press, 1969.
47. PADILHA, A.F. e GUEDES, L.C. Aços inoxidáveis austeníticos – microestrutura e propriedades, Hemus Editora Ltda, 1994. 170 p.
48. CHARLES, J. Composition and properties of duplex stainless steels. *Welding in the world*. v. 36, p. 43 – 54, 1995.
49. FLOREEN, S. e H.D., HAYDEN. The influence of austenite and ferrite on the mechanical properties of two phases stainless steel having microduplex structures. *Trans ASM*. v.61, n.3, p.489-499, 1968.
50. ASTM. “Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe”. Norm A 790/A 790M – 2008 Rev A.
51. 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.
52. GUSTAFSSON, P. e ERIKSSON, H. Duplex stainless steels in chloride, CO<sub>2</sub> and H<sub>2</sub>S containing media, corrosion properties. In: Conference Duplex Stainless Steels’86, The Hauge-The Netherlands, 1986. Proceedings. The Netherlands, Nederlands Instituut Voor Lastechniek, 1986, p. 381-387.
53. TSUGE, H. e TARUTANI, Y. Corrosion resistance of 22%Cr duplex stainless steels in Cl<sup>-</sup> - H<sub>2</sub>S environment. In: Conference Duplex Stainless Steels’86, The Hauge-The Netherlands, 1986. Proceedings. The Netherlands, Nederlands Instituut Voor Lastechniek, 1986, p. 399-406.

54. LIPPOLD, J.C. e KOTECKI, D.J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Wiley-Interscience Publication. New Jersey, 2005.
55. VAROL, I., LIPPOLD, J.C. e BAESLACK III, W.A. *Welding of duplex stainless steels*. *Key Engineering Materials*. v. 69-70, p. 217-252, 1992.
56. NOBLE, D.L. *Selection of wrought duplex stainless steels*. In: *Welding, Brazing and Soldering*. ASM Handbook, 10<sup>a</sup> Ed., v. 6, ASM International, USA, p. 471- 481, 1993.
57. VILPAS, M. e RUUSILA, R. *Welding of super duplex stainless steels*. *Stainless Today*. March, p. 14-18, 1994.
58. KOTECKI, D.J. *Ferrite control in duplex stainless steel weld metal*. *Welding Journal*. v. 65, n. 10, p. 273s-278s, 1986.
59. KARLSSON, L. e PAK, S. *Welding of duplex stainless steels-properties of SMAW, FCAW and SAW welded joints*. In: *Conference Duplex Stainless Steels'91*, Beaune Bourcogne- France, 1991. *Proceedings*. France, 1991, p. 413-420.
60. CIESLAK, M.J., RITTER, A.M. e SAVAGE, W.F. *Chi-phase formation during solidification and cooling of CF-8M weld metal*. *Welding Journal*. v. 63, n. 4, p. 133s-140s, 1984.
61. ATAMERT, S., STEKLY, J.J.K. e PEASE, C. *Development of flux-cored super duplex stainless steel consumables*. In: *Conference Duplex Stainless Steels'94*, Glasgow-Scotland, 1994. *Proceedings*. England, TWI, 1994, paper 81.
62. GOOCH, T.G. *Corrosion resistance of welds in duplex stainless steels*. In: *Conference Duplex Stainless Steels'91*, Beaune Bourcogne-France, 1991. *Proceedings*. France, 1991, p. 325-346.
63. GEIPL, H. *Gas mixture MAG (GMA) welding corrosion-resistant duplex steels - Effect of shielding gas and process variations*. In: *Conference Duplex Stainless Steels'86*, The Hauge-The Netherlands, 1986. *Proceedings*. The Netherlands, p. 236-243.
64. WIKTOROWICZ, R. e CROUNCH, J. *Shielding gas developments for TIG welding of duplex and super duplex stainless steels*. *Welding & Metal Fabrication*. October, p. 379-382, 1994.
65. LONDOÑO, A.J.R. e BRANDI, S.D. *Estudo da adição de nitrogênio no gás de proteção na soldagem de aço inoxidável duplex UNS S31803*. In: *XXII Encontro Nacional de*

Tecnologia da Soldagem, Blumenau-Brasil, 1996. Proceedings. São Paulo-Brasil, ABS, 1996, p. 277-287.

66. CHAVES, N.R.N.W. Soldabilidade de Aços Inoxidáveis Duplex/Superduplex - Relatório de Procedimentos de Soldagem - Petrobras. Rio de Janeiro, 2004.

67. METRODE, PRODUCTS. Duplex and Superduplex Stainless Steels - Properties and Weld Procedure Tests. Application Studies. September 2005.

68. DENG, BO. et. all. Critical Pitting and Repassivation Temperatures for Duplex Stainless Steel in Chloride Solutions. Electrochimica acta 2008, vol. 53, no16, pp. 5220-5225.

69. DELBLANC BAUER, A., LUNDELL, U. e ERIKSSON, H. Presentation of corrosion data for end-users. In: Conference Duplex Stainless Steel 97. Proceedings. The Netherlands, 1997. Pp 573-583.

70. BERGSTROM, D.S., DUNN, J.J. e HASEK, D.R. Benchmarking of Duplex Stainless Steels Vs. Conventional Stainless Steel Grades.

71. LINTON, V.M. et al. Engineering Failure Analysis 11, pp 243–256, 2004.

72. WALLEN, B., LILJAS, M. e STENVALL, P. Corrosion 1992, paper 322. Houston TX: NACE 1992.

73. STEINSMO, U., ROGNE, T. e DRUGLI, J. Corrosion 1997; vol. 53, no 12. Houston TX: NACE 1997.