



AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**SOLDAGEM CIRCUNFERENCIAL DO AÇO INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX UNS S32750
PELO PROCESSO MIG COM CONTROLE CMT®**

Bruno Pizol Invernizzi

**Dissertação apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Mestre em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Maurício David Martins das Neves**

**São Paulo
2017**



INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**SOLDAGEM CIRCUNFERENCIAL DO AÇO INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX UNS S32750
PELO PROCESSO MIG COM CONTROLE CMT®**

Bruno Pizol Invernizzi

**Dissertação apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Mestre em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

Orientador:

Prof. Dr. Maurício David Martins das Neves

Versão Corrigida
Versão Original disponível no IPEN

São Paulo
2017

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha noiva e família, que sempre me apoiaram e deram suporte a todas as minhas decisões.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à minha noiva Tathiana, a minha mãe Aparecida, e aos meus irmãos Danilo e Cyntia pelo apoio e incentivo prestados, não somente ao longo desses anos, mas ao longo de toda a minha vida.

Agradeço aos amigos Leandro Gusmão e Marcelo Mergulhão, que sempre estiveram ao meu lado, pelas conversas que temos sobre assuntos ligados a ciência dos materiais e todo o aprendizado que estes me trouxeram.

Agradeço as empresas Sandvik do Brasil, pelo fornecimento do material na geometria tubular alvo deste estudo. A Voestalpine Böhler Welding Soldas do Brasil pelo fornecimento do arame de solda utilizado no desenvolvimento desta pesquisa.

Agradeço à Fronius Brasil por ter cedido suas instalações e o equipamento de solda, sem os quais este trabalho não seria possível, bem como ao André Coelho que me ajudou passando noites em claro, para que pudéssemos cumprir com o nosso cronograma.

Agradeço à Falcão Bauer e aos colaboradores Mauro Idri, Felipe e Roberta, pelo auxílio que me foi prestado sem o qual as análises realizadas não teriam sido executadas com tanta assertividade.

Por fim, Agradeço ao IPEN pela oportunidade que me foi concedida, ao Professor Dr. Maurício David M. das Neves que me guiou ao longo dessa jornada. Ao Técnico Luís Carlos E. da Silva que foi presente nos meus momentos de dúvidas.

SOLDAGEM CIRCUNFERENCIAL DO AÇO INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX UNS S32750 PELO PROCESSO MIG COM CONTROLE CMT®

Bruno Pizol Invernizzi

RESUMO

Neste trabalho foram realizados experimentos de soldagem circunferencial em tubos de aço inoxidável super duplex UNS S32750, com diâmetros de 19,05 mm e 48,20 mm. Foram executadas soldas utilizando-se diversos parâmetros de soldagem num equipamento MIG com controle CMT® *Cold Metal Transfer*. Os cordões de solda foram avaliados por inspeção visual e dimensional, além dos ensaios de tração e microdureza Vickers, bem como a análise microestrutural em conjunto com análise de precipitação de fases, a qual foi realizada em acordo com a prática A da norma ASTM A923, e ensaio de corrosão conforme a prática A da norma ASTM G48 em conjunto com a norma ASTM A923. Os resultados indicaram que a soldagem do tubo com diâmetro de 19,05 mm apresentou cordão de solda com dimensões inaceitáveis conforme norma, tendo sido esta condição atribuída a utilização de um elevado diâmetro do arame para as condições (parâmetros) usadas de soldagem. A soldagem do tubo com diâmetro de 48,20 mm apresentou falta de penetração nas condições empregadas, quando soldado pelo processo CMT® convencional. No caso da utilização do CMT® combinado com arco pulsado, em condições que geraram maior aporte de calor durante a soldagem, assim obteve-se penetração total da junta e acabamento superficial adequado. Os resultados indicaram que a soldagem utilizando o processo CMT® combinado com arco pulsado, nas condições (parâmetros) empregados geraram bom acabamento superficial, aliado propriedades mecânicas compatíveis, atendendo exigências de normas, bem como uma microestrutura balanceada e alta resistência à corrosão.

Palavras-chave: Soldagem MIG com controle CMT; Aço inoxidável super duplex; propriedades mecânicas; caracterização microestrutural; ensaio de corrosão.

CIRCUNFERENCIAL WELDING APLIED FOR INOX STEEL SUPER DUPLEX UNS S32750 USING THE PROCESS MIG USING CMT® CONTROL

Bruno Pizol Invernizzi

ABSTRACT

This study carried out circumferential welding experiments in UNS S32750 Super Duplex Stainless Steel tubes using diameters of 19,05 mm and 48,20 mm. Welds were performed using various welding parameters on a MIG machine with Cold Metal Transfer® CMT control. The weld joints were evaluated by visual and dimensional inspection in addition to the Vickers microhardness and traction tests, as well as the microstructural analysis in conjunction with phase precipitation analysis, which was performed according to practice A of ASTM A923, and corrosion test in accordance with practice A of ASTM G48 in conjunction with ASTM A923. The results indicated that welds performed in pipes with a diameter of 19.05 mm showed a weld joint with unacceptable dimensions according to the standard, this condition being attributed the use of a high wire diameter for the welding conditions used. Welding performed for pipes with a diameter of 48.20 mm showed a lack of penetration under the conditions employed when welded by the conventional CMT® process. In the case of the use of CMT® combined with pulsed arc, under conditions that generated greater heat input during welding, this resulted in total penetration of the joint and adequate surface finish. The results indicated that welding using the CMT® process combined with pulsed arc, under the conditions (parameters) employed generated good surface finish, combined mechanical properties, meeting standards requirements, as well as a balanced microstructure and high resistance to corrosion.

Keywords: MIG-welding CMT; Stainless Steel super duplex; mechanical properties; metallographic examination; corrosion tests.

SUMÁRIO

	Página
1 INTRODUÇÃO	16
2 OBJETIVOS	17
3 REVISÃO DA LITERATURA	18
3.1 Aço Super duplex - UNS S32750	18
3.2 Soldagem dos aços inoxidáveis super duplex	23
3.3 O Processo MIG/MAG	25
3.3.1 Descontinuidades geradas durante o processo MIG/MAG	32
3.3.2 Equipamento de soldagem MIG/MAG	34
3.4 O Processo CMT <i>Cold Metal Transfer</i> [®]	37
3.5 Gases de Proteção	41
3.6 Aplicação de processos de soldagem aos aços inoxidáveis.....	43
4 MATERIAIS E MÉTODOS	49
4.1 Materiais	49
4.1.1 Matéria-prima e insumos de soldagem	49
4.1.2 Equipamento de soldagem	50
4.1.3 Equipamentos utilizados para análise laboratorial	51
4.2 Métodos	52
4.2.1 Preparação dos tubos para soldagem	52
4.2.2 Execução da soldagem dos tubos	54
4.2.3 Execução da análise visual e dimensional dos cordões de solda.....	59
4.2.4 Execução dos ensaios mecânicos.....	59
4.2.5 Execução do ensaio de corrosão.....	65
4.2.6 Execução da análise microestrutura.....	67

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	71
5.1 Parâmetros de soldagem X aporte de calor.....	71
5.2 Parâmetros de soldagem X geometria do cordão.....	75
5.3 Caracterização mecânica.....	83
5.4 Caracterização microestrutural e descontinuidades.....	87
5.5 Resultados obtidos para os ensaios de corrosão.....	96
6 CONCLUSÕES	99
REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS	100

Lista de Tabelas

	Página
1. Valores de PRE dos principais tipos de aços inoxidáveis.	22
2. Composição química em massa nominal do aço super duplex UNS S32750 ⁽²¹⁾ e do arame sólido AWS A5.9 classificação ER2594 ⁽⁶⁶⁾ .	49
3. Parâmetros de soldagem pré-fixados para os tubos com diâmetros de 19,05 mm e 48,20 mm.	56
4. Parâmetros de soldagem utilizados para as condições de 1 a 4 com diâmetro de 19,05 mm.	57
5. Parâmetros de soldagem utilizados para as condições de 5 a 9 com diâmetro de 48,2 mm.	58
6. Parâmetros de soldagem utilizados para as condições de 10 a 14 com diâmetro de 48,2 mm.	58
7. Parâmetros de soldagem utilizados para diâmetro de 19,05 mm, onde CA é o comprimento de arco e o VA é a velocidade de alimentação.	72
8. Resultados obtidos para soldagem utilizando o processo CMT, considerando a velocidade de alimentação do arame (VA) constante.	73
9. Resultados obtidos para soldagem utilizando o processo CMT, considerando o comprimento de arco (CA) constante.	73
10. Resultados obtidos para soldagem utilizando o processo CMT.	74
11. Resultados obtidos para soldagem utilizando o processo CMT com arco pulsado.	74
12. Resultados obtidos na avaliação geométrica do cordão de solda.	76

13.	Resultados obtidos na medição das condições de soldagem aplicadas ao tubo com diâmetro de 48,20 mm.	81
14.	Resultados obtidos para média e desvio padrão dos ensaios de microdureza Vickers.	83
15.	Resultados obtidos para as propriedades mecânicas do ensaio de tração para as condições de soldagem aplicadas.	85
16.	Resultados obtidos para análise química via EDS.	91
17.	Porcentagem de austenita encontrada no metal de base e na zona fundida para cada condição de soldagem aplicada	93
18.	Resultados obtidos para o ensaio de corrosão utilizando temperatura de 40°C	97
19.	Resultados obtidos para o ensaio de corrosão utilizando temperatura de 90°C	97

Lista de Figuras

	Página
1. Diagrama de Schaeffler (Fonte: Modificado de: ASM Handbook ⁽¹⁴⁾).	18
2. Microestrutura típica do aço inoxidável ferrítico (Fonte: "Catálogo Técnico do aço inoxidável ferrítico – ACE P439A" da Arcelor Mittal).	19
3. Microestrutura típica do aço inoxidável austenítico (Cedido pela SGS-Grupo Labmat)	19
4. Microestrutura típica do aço inoxidável martensítico (Fonte: http://www.heattech.com.br/trabalhos/2004%20%20o%20ABM%20Moldes%20-%20AISI%20420%20Parte%201.pdf)	20
5. Microestrutura típica do aço inoxidável dúplex (Cedido pela SGS-Grupo Labmat).	20
6. Processo de soldagem MIG/MAG ⁽²⁸⁾ .	25
7. Correlação entre tensão, corrente e o tipo de transferência metálica. (Extraído de http://www.infosolda.com.br)	26
8. Tipos de transferência metálica. (Fonte: Extraído de http://www.dutramaquinas.blog.br)	26
9. Representação esquemática da transferência por curto circuito ⁽²⁸⁾ .	27
10. Característica da corrente de soldagem do arco spray pulsado ⁽²⁸⁾ .	29
11. Inclinações aplicadas à soldagem MIG/MAG ⁽²⁸⁾ .	31
12. Desalinhamento, onde t é a espessura da chapa e h é a dimensão da descontinuidade (Extraído: ISO 5817:2007).	32
13. Falta de Fusão h é a dimensão da descontinuidade (Extraído: ISO 5817:2007).	32

14.	Falta de Penetração, onde t é a espessura da chapa e h é a dimensão da descontinuidade (Extraído: ISO 5817:2007).	33
15.	Mordedura, onde t é a espessura da chapa e h é a dimensão da descontinuidade (Extraído: ISO 5817:2007).	33
16.	Penetração excessiva, onde b é a largura e h é a profundidade da descontinuidade (Extraído: ISO 5817:2007).	33
17.	Reforço excessivo, onde b é a largura e h é a altura da descontinuidade (Extraído: ISO 5817:2007).	34
18.	Esquema de montagem para soldagem MIG/MAG ⁽³¹⁾ .	35
19.	Tocha/pistola de soldagem utilizada para o processo MIG/MAG ⁽³¹⁾ .	35
20.	Roda motriz com motor de corrente contínua, presente no alimentador de arame.	36
21.	Sequência conforme a qual ocorre a transferência metálica no processo de soldagem GMAW com controle CMT [®] (Extraído de Fronius CMT: <i>Cold Metal Transfer</i>).	38
22.	Tocha modificada para o processo CMT [®] e buffer incluído no cabo da tocha (Modificado de Fronius CMT: <i>Cold Metal Transfer</i>).	39
23.	Sequência conforme a qual ocorre a transferência metálica no processo de soldagem GMAW com controle CMT [®] alternado com arco pulsado (Extraído de Fronius CMT: <i>Cold Metal Transfer</i>).	41
24.	Amostra após tratamento térmico na temperatura de 820°C (Extraído de Martins ⁽⁵⁴⁾).	46
25.	Amostra após tratamento térmico na temperatura de 1060°C (Extraído de Martins ⁽⁵⁴⁾).	46
26.	Arame de solda Thermanit 25/09 CuT [®] .	50
27.	Mistura de gás Argônio contendo 2,5% de Nitrogênio.	50
28.	Equipamento de soldagem utilizado: (a) Vista do dispositivo de soldagem MIG com controle CMT [®] , acoplado a um robô Motoman, e (b) mesa giratória.	51
29.	Projeto utilizado para a execução dos tubos.	52

30.	Tubos preparados para execução dos testes iniciais. (a) comprimento dos tubos; (b) comprimento do corte longitudinal; (c) diâmetro externo do tubo; (d) tubos enfileirados; (e) largura do corte longitudinal.	53
31.	Limpeza e embalagem dos tubos. (a) lixamento da região de corte; (b) lixamento da região interna; (c) limpeza externa com esponja; (d) limpeza interna com escova; (e) limpeza em ultrassom; (f) embalagem para transporte.	53
32.	Detalhamento do chanfro utilizado na preparação para soldagem.	54
33.	Tubos numerados e ponteados. (a) tubos numerados; (b) medição do chanfro após ponteamto.	54
34.	Verificação do posicionamento da tocha e do tubo, bem como o <i>stickout</i> . (a) peça presa ao elemento de fixação; (b) verificação do ângulo de trabalho e do ângulo de deslocamento da tocha; (c) verificação do <i>stickout</i> utilizado durante o processo de soldagem.	55
35.	Dispositivo utilizado para ponteamto.	56
36.	Dispositivo utilizado para garantir a purga interna do tubo.	56
37.	Croqui representativo para a execução do ensaio de microdureza Vickers.	59
38.	Modelo de corpo-de-prova reduzido, para ensaio de tração ⁽¹²⁾ .	60
39.	Corpos de prova aplicado para a condição 12 usinados conforme norma ASME IX ⁽¹²⁾ .	62
40.	Corpo de prova com o reforço da face removido por lixamento.	62
41.	Corpo de prova com o reforço da raiz removido por lixamento.	62
42.	Marcação do comprimento inicial, para medição do alongamento.	63
43.	Fase inicial do ensaio de tração.	64
44.	Medição do comprimento final do corpo-de-prova.	64
45.	Amostras utilizadas para ensaio de corrosão.	65
46.	Amostras sendo ensaiadas. a) Condição 12; b) Condição 13; c) Condição 14; d) Metal de base	66

47.	Metodologia aplicada ao lixamento das amostras.	67
48.	Metodologia aplicada ao polimento das amostras.	67
49.	Classificação utilizada para identificação de fases deletérias: (a) Região afetada em aços trabalhados mecanicamente; (b) Região afetada em aços fundidos; (c) Região não afetada em aços trabalhados mecanicamente; (d) Região não afetada em aços fundidos; (e) Região possivelmente afetada em aços trabalhados mecanicamente; (f) Região possivelmente afetada em aços fundidos ⁽⁶⁹⁾ .	69
50.	Amostras soldadas e numeradas, conforme TAB. 7.	75
51.	Aspecto da superfície dos cordões de solda executados com base nos parâmetros da TAB. 8.	77
52.	Aspecto da superfície dos cordões de solda executados com base nos parâmetros da TAB. 9. As setas vermelhas indicam as regiões da condição 10 que apresentaram mordedura	78
53.	Aspecto da raiz dos cordões de solda executados com base nos parâmetros da TAB. 8. As setas vermelhas indicam os pontos de falta de penetração.	79
54.	Aspecto da raiz dos cordões de solda executados com base nos parâmetros da TAB. 8. As setas vermelhas indicam os pontos de falta de penetração, para as condições 10 e 11.	80
55.	Descontinuidades observadas: (a) Falta de fusão ocorrida para a condição 12; (b) Perfurações ocorridas para a condição 14.	82
56.	Perfil de microdureza Vickers obtido para as condições 12,13 e 14. O valor da distância 0 coincide com a região central do metal de solda.	83
57.	Análise da região de fratura evidenciando a presença de falta de fusão, utilizando MEV.	86
58.	Análise da região de fratura evidenciando a presença de <i>dimples</i> , utilizando MEV.	86
59.	Micrografias com as respectivas zonas (ZF, MB e ZTA) e representação da descontinuidade encontrada, sendo ZF a	88

zona de fusão, MB o metal de base, ZTA a zona termicamente afetada e FF falta de fusão na raiz.

- | | | |
|-----|--|----|
| 60. | Interface da ZF com o metal de base obtido para a condição de soldagem 13. | 89 |
| 61. | Interface ilustrando as 3 regiões MB, ZTA e ZF para a condição de soldagem 13. | 90 |
| 62. | Espectro dos elementos Cr, Ni, Mo e Fe. | 91 |
| 63. | EDS em linha aplicado à ZTA. | 92 |
| 64. | Regiões do cordão de solda: (a) Interface MB, ZTA e ZF; (b) ZF; (c) ZTA; (d) MB | 93 |
| 65. | Regiões do cordão de solda: (a) ZF condição 13; (b) ZTA condição 13. | 95 |
| 66. | Presença das fases austenita e ferrita para o metal de base. | 95 |
| 67. | Resultados obtidos para avaliação de fases deletérias: (a) MB condição 12; (b) MB condição 13; (c) ZF condição 12; (d) ZF condição 13; (e) ZTA condição 12; (f) ZTA condição 13. | 96 |
| 68. | Resultados obtidos para o ensaio de corrosão executado nas temperaturas de 40°C e 90°C. | 98 |

Lista de Abreviações e Símbolos

ASTM - *American Society for Testing and Materials* – Associação Americana para Testes e Materiais.

ASM - *American Society of Materials* – Associação Americana de Materiais

ASME - *American Society of Mechanical Engineers* – Associação Americana de Engenheiros Mecânicos

AWS - *American Welding Society*

UNS - *Unified Numbering System*, designação desenvolvida pela ASTM para correlacionar diversas ligas;

MIG-MAG (GTAW) - MIG - *Metal Inert Gas* - Soldagem que utiliza Gás inerte para proteção da poça de fusão - MAG - *Metal Active Gas* - Soldagem que utiliza Gás ativo para proteção da poça de fusão;

CMT - *Cold Metal Transfer* – Transferência Metálica à Frio (Processo patenteado pela empresa Fronius);

TP304L - Aço inoxidável austenítico do tipo 304L (L – *Low carbon* – Baixo Carbono);

TP316L - Aço inoxidável austenítico do tipo 316L (L – *Low carbon* – Baixo Carbono);

PRE - *pitting resistance equivalent* – Equivalente em resistência à corrosão por *pitting*;

CPT - temperatura crítica de *pitting*;

H - Calor imposto durante a soldagem;

η - Rendimento térmico do processo utilizado;

I - Corrente aplicada durante a soldagem;

V - Tensão aplicada durante a soldagem;

v - Velocidade de progressão durante a soldagem;

σ - Fase *sigma*;

χ - Fase *chi*;

ZTA - Zona Termicamente Afetada;

ZF - Zona Fundida;

1G - Soldagem na posição plana;

4G - Soldagem na posição sob cabeça;

ISO - *International Organization for Standardization* – Organização Internacional de Normalização

CC+ - Soldagem utilizando corrente contínua com polaridade reversa;

CA - Comprimento de arco;

VA - Velocidade de arame;

TIG - *Tungsten Inert Gas* - Soldagem com eletrodo não consumível de Tungstênio;

DIN - Indutância;

J - Joule (kJ – Quilo Joule);

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis são materiais metálicos que possuem propriedades mecânicas adequadas para o uso em vários segmentos e alta resistência à corrosão, sendo empregados em diversas geometrias, em especial, como tubulações, para diferentes aplicações na indústria química e petroquímica, bem como cutelaria, construção civil, indústria moveleira, indústria alimentícia, hospitais e bens de consumo ⁽¹⁻⁵⁾.

Atualmente, as tubulações de aço inoxidável são usadas na fabricação de equipamentos como: condensadores, trocadores de calor e tubulações de diversas linhas ⁽¹⁻⁵⁾, tendo como principal apoio as normas ASTM A249⁽⁶⁾, ASTM A269⁽⁷⁾, ASTM A270⁽⁸⁾, inclusive esta última tem como pré-requisito a norma ASTM A312⁽⁹⁾, para produtos corrosivos a alta temperatura e ASTM A213⁽¹⁰⁾ para utilização de trocadores de calor.

Novas exigências no setor nuclear e na área de óleo e gás do pré-sal implicam na necessidade de melhores propriedades nos materiais utilizados que interferem no processo de fabricação. A soldagem de tubulações é um processo de fabricação que ocupa um papel de relevante importância, tendo seus principais requisitos definidos nas normas ASME Seção BPE ⁽¹¹⁾, ASME Seção IX⁽¹²⁾ e ASME B31.3⁽¹³⁾.

O aço super duplex UNS S 32750 é um material de emprego recente. Este aço inoxidável super duplex vem suprir à necessidade de novas ligas com propriedades mecânicas e resistência a corrosão superiores, quando comparados aos aços inoxidáveis duplex.

O aumento de propriedades mecânicas de tração e dureza, bem como o aumento na resistência à corrosão deste material pode incrementar o uso do aço UNS S 32750 em ambientes agressivos, contendo cloretos, como a água do mar em locais tropicais (quentes), como é o caso da exploração de petróleo no pré-sal. Este material também pode ser empregado em sistemas terciários dos reatores nucleares, pois este sistema emprega em geral água salina, sendo que, esta pode ser aquecida a temperaturas acima de 70°C.

2 OBJETIVO

O objetivo principal deste estudo é investigar o comportamento de juntas tubulares do aço inoxidável super duplex UNS S32750 soldadas pelo processo MIG utilizando controle CMT®, por meio dos ensaios de: tração, microdureza Vickers, caracterização microestrutural e resistência à corrosão.

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 Aço super duplex – UNS S32750

Os aços inoxidáveis fazem parte de uma classe de materiais que se caracterizam por combinar boas propriedades mecânicas e elevada resistência à corrosão. Podem ser classificados quanto a sua microestrutura em aços: ferríticos, austeníticos, martensíticos, endurecíveis por precipitação e duplex⁽¹⁴⁾.

Na FIG. 1 observa-se o diagrama de Schaeffler, onde a microestrutura obtida destes aços depende fortemente do teor de Cromo equivalente e Níquel equivalente. Os valores de Cromo equivalente e Níquel equivalente são determinados de acordo com as relações indicados nos eixos deste diagrama. Neste caso a qualidade das juntas soldadas depende dos processos de soldagem utilizados e das condições usadas durante e após a soldagem.

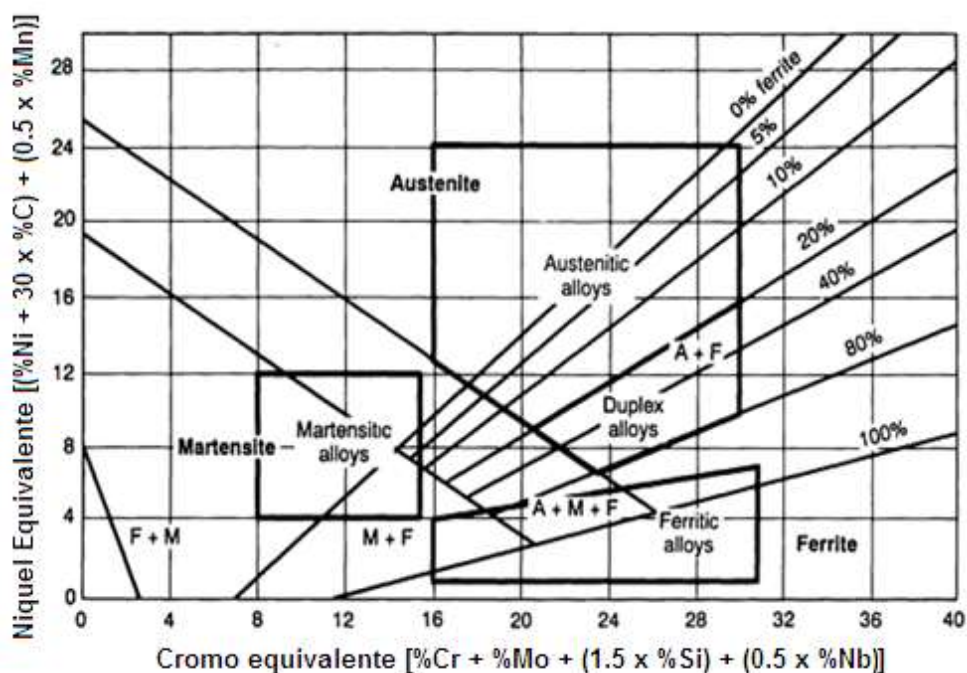


Figura 1 - Diagrama de Schaeffler (Fonte: Modificado de: ASM Handbook⁽¹⁴⁾).

O diagrama apresentado na FIG. 1 pode ser dividido em quatro grandes áreas dos aços inoxidáveis, de acordo com a sua microestrutura. Cada grande área presente no diagrama apresenta uma dificuldade diferente durante sua soldagem.

A área das ligas martensíticas apresenta a possibilidade da geração de trincas a frio, que podem ocorrer pela difusão do hidrogênio atômico. Na área das ligas austeníticas podem ocorrer a presença de trincas a quente. Na área das ligas ferríticas é possível à fragilização a baixas temperaturas, em virtude do crescimento excessivo de grão. Na área das ligas duplex por sua vez, em razão de possuírem uma microestrutura contendo, tanto a ferrita e austenita evitam-se os problemas observados para as fases isoladas.

Nas FIG. de 2 a 5 estão ilustradas as microestruturas dos aços inoxidáveis austenítico, ferrítico, martensítico e duplex, onde pode-se notar as diferenças entre as microestruturas ferrítica, austenítica e martensítica. Além disso, nota-se que a microestrutura do aço inoxidável duplex é composta por ferrita, fase mais escura, e austenita, fase clara.

Além desses tipos de aço inoxidável, vale destacar a existência dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, que conforme Castelli⁽¹⁵⁾ foram desenvolvidos para atender as necessidades do setor aeroespacial.

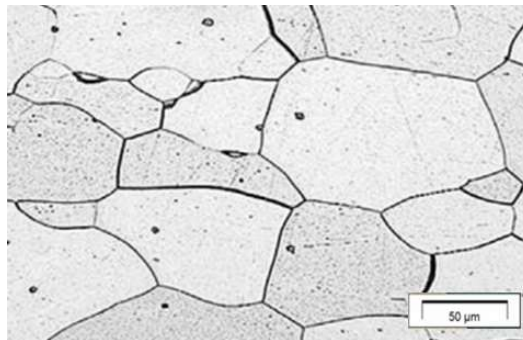


Figura 2 - Microestrutura típica do aço inoxidável ferrítico (Fonte: "Catálogo Técnico do aço inoxidável ferrítico – ACE P439A" da Arcelor Mittal).



Figura 3 - Microestrutura típica do aço inoxidável austenítico (Cedido pela SGS-Grupo Labmat)

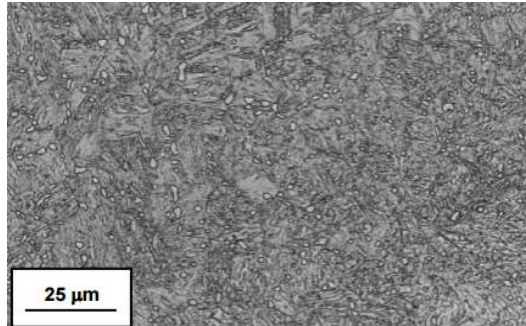


Figura 4 - Microestrutura típica do aço inoxidável martensítico (Fonte: <http://www.heattech.com.br/trabalhos/2004%20%202o%20ABM%20Molides%20-%20AISI%20420%20Parte%201.pdf>)

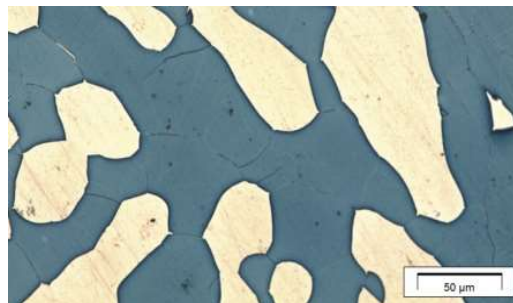


Figura 5 - Microestrutura típica do aço inoxidável duplex (Cedido pela SGS-Grupo Labmat).

O aço inoxidável do tipo duplex é caracterizado por possuir uma estrutura de matriz ferrítica com ilhas de austenita, distribuídas de forma homogênea, em torno de 50% cada fase. Segundo Senatore⁽¹⁶⁾ e outros pesquisadores, os aços inoxidáveis duplex podem ser agrupados com base na composição química, em três grupos:

a) Aços inoxidáveis duplex de baixa liga – são materiais de menor teor de elementos de liga e apresentam menor custo, não possuem molibdênio na composição química e podem substituir aços inoxidáveis austeníticos como os TP304L⁽⁶⁾ e o TP316L⁽⁶⁾. Um exemplo deste grupo é o UNS S32304.

b) Aços inoxidáveis duplex de média liga - neste grupo encontram-se os aços duplex de maior utilização. O aço típico é o UNS S31803. Apresentam resistência à corrosão intermediária entre os aços austeníticos comuns TP304L⁽⁶⁾/TP316L⁽⁶⁾ e os inoxidáveis super austeníticos com 5 e 6% de molibdênio.

c) Aços inoxidáveis duplex de alta liga - são designados por aços super duplex e um desenvolvimento recente denominado por aços hiper duplex. O UNS S32750 (aço super duplex) apresenta elevada resistência à corrosão comparável aos super austeníticos que possuem entre 5 e 6% de molibdênio.

O aço inoxidável super duplex UNS S32750 foi desenvolvido com o objetivo de ser aplicado em ambientes contendo cloretos e com temperaturas superiores às usadas nas ligas duplex comuns⁽¹⁻⁵⁾.

Com incremento da exploração de petróleo em ambiente marinho tem crescido a necessidade de aços de maior resistência mecânica e de corrosão. Os aços inoxidáveis mais tradicionais usados neste segmento, como austeníticos, não estão sendo capazes de suportar as condições impostas neste setor⁽¹⁻⁵⁾.

Assim, liga super duplex UNS S32750 vem sendo usada no segmento petroquímico em substituição aos aços inoxidáveis austeníticos do tipo TP316L⁽⁶⁾, em especial, nas aplicações onde ocorre a corrosão generalizada e localizada. A maior utilização desta liga ocorre pela combinação da resistência à corrosão e propriedades mecânicas. A liga UNS S32750 vem sendo utilizada em trocadores de calor que permitem o resfriamento até a temperatura ambiente usando água do mar⁽¹⁷⁻²¹⁾.

Este aço vem sendo empregado em meios agressivos contendo cloretos, como por exemplo, água do mar tropical, que possuem, por exemplo, maior temperatura, em relação às águas do mar do norte. Este aço apresenta simultaneamente alta resistência à corrosão por *pitting* e em fresta, além de elevada resistência mecânica. Em consequência das características deste material podem ser reduzidos os custos de manutenção, aumentar a vida útil de componentes em ambiente marinho, elevar confiabilidade e minimizar os riscos de vazamento e contaminação⁽²¹⁻²³⁾.

A corrosão por *pitting* é um mecanismo comum de degradação dos aços duplex. Uma expressão que relaciona a influência dos EL (elementos de liga) neste tipo de corrosão é estabelecida pela expressão de equivalência a resistência a corrosão por pite (PRE - *pitting resistance equivalent*), sendo calculado a partir da equação 1.

$$PRE = \%Cr + 3,3x(\%Mo) + 16x(\%N) \quad (1)$$

A denominação de aço super duplex decorre do valor obtido na equação 1. Quando os valores de “PRE” são iguais ou superiores a 39 o aço inoxidável

recebe a nomenclatura “super”⁽²¹⁾. Na TAB. 1 são mostrados alguns valores de PRE com sua designação.

Tabela 1 - Valores de PRE dos principais tipos de aços inoxidáveis.

Designação	%Cr	% Mo	% N	PRE
TP304 L	18,0	-	-	18,0
TP316 L	17,0	2,2	-	24,0
UNS S31803 (Duplex)	22,0	3,0	0,15	34,0
UNS S32750 (Super duplex)	25,0	4,0	0,30	39,0
UNS S32707 (Hiper duplex)	27,5	4,5	0,40	49,0

Fonte – ASTM A789 e ASTM A790.

O aço UNS S32750 possui um valor de PRE médio de 39, enquanto o TP316L⁽⁶⁾ o valor médio é de 24 e para o TP304L⁽⁶⁾ de 18, sendo o PRE do UNS S32707 superior a todos esses. Quanto maior o valor do PRE maior é a resistência a corrosão por *pitting*. No entanto, a resistência à corrosão depende da: microestrutura (relação entre porcentagem de ferrita e austenita), presença de fases intermetálicas e distribuição de elementos nas fases ferrítica e austenítica. Em diversos trabalhos⁽¹⁷⁻²⁵⁾ é ressaltado que, apenas o valor do PRE não é suficiente para definir o comportamento a corrosão dos aços duplex e super duplex.

No *Datasheet* da Sandvik⁽²¹⁾ foi determinada a temperatura crítica de *pitting* (CPT), conforme uma versão modificada da norma ASTM G48 prática A. O ensaio foi realizado por um período de 24 horas, tendo a amostra sido imersa em solução contendo 6% FeCl₃ em massa, onde diferentes amostras são ensaiadas a diferentes temperaturas. A temperatura para a qual ocorre a formação de *pitting* de corrosão com perda de peso acima de 5mg é definida como sendo a CPT do material. Para o caso do UNS S32750, essa foi determinada como sendo 80°C. Em estudo realizado por Deng⁽²⁶⁾, foi obtida uma CPT de 87,5°C após a realização de testes potencio dinâmicos utilizando solução contendo 1mol/L de NaCl. Lage⁽²⁷⁾ realizou estudo na região de soldagem com o processo GMAW do aço inoxidável super duplex UNS S32750, tendo reportado uma CPT de 41°C.

3.2 Soldagem dos aços inoxidáveis super duplex

O aço inoxidável duplex é caracterizado por possuir uma estrutura de matriz ferrítica com ilhas de austenita, distribuídas de forma homogênea, em torno de 50% para cada fase. A relação de 50:50 % entre as fases ferrítica e austenítica contribui para o elevado desempenho da estrutura. Portanto, qualquer processamento que envolva o aquecimento e o resfriamento fora do equilíbrio, como na soldagem pode alterar o balanço das fases e modificar diversas propriedades. Durante a soldagem devem ser tomadas precauções, tais como, evitar a difusão preferencial dos elementos de liga para uma fase e dificultar a formação de fases precipitadas. A cinética de precipitação das fases intermetálicas e sua influência na resistência a corrosão depende da composição química real da região, portanto cada liga deve ser estudada para conhecer o efeito da soldagem na microestrutura e propriedades⁽¹⁶⁻²³⁾.

Existem dificuldades na soldagem dos aços super duplex, tais como, manter a relação de 50:50 % para as fases ferríticas e austeníticas, além de evitar a formação de fases intermetálicas, Cr₂N, *sigma* (σ) e *chi* (χ) no resfriamento. Segundo Tavares⁽¹⁷⁾, uma microestrutura adequada na soldagem é conseguida quando o calor imposto (H) na junta é controlado no intervalo de 500 a 2000 J/mm. O calor imposto (H) é determinado pela equação 2.

$$H = (\eta \cdot I \cdot V) / v \quad (2)$$

Na equação 2, η é o rendimento térmico do processo, I é a corrente de soldagem [A], V é a tensão [Volt] e v é a velocidade de soldagem [mm/s]. Valores baixos do calor imposto (H) elevam o teor de ferrita e aumentam possibilidade de precipitação de nitretos de cromo. Elevados valores de (H) ou longos períodos no intervalo de temperatura de 600 a 1000 °C podem causar precipitação das fases *sigma* (σ) e *chi* (χ)⁽¹⁶⁻²³⁾.

Conforme as informações contidas na literatura (21), para a soldagem deste material deve ser realizada em conjunto com um gás de proteção a base de Argônio (Ar) com 2-3% de N₂, para suprir as perdas de nitrogênio do arame e da ZTA durante o processo. O nitrogênio ajuda na formação da fase austenita, que

conforme observado anteriormente é um ponto crítico na soldagem dos aços duplex e super duplex. A velocidade de resfriamento tem influência marcante e deve ser controlada, pois influencia o teor de ferrita. O conteúdo de ferrita é importante para controlar a formação de precipitados.

A soldagem empregando uma atmosfera de argônio puro como gás de proteção provoca uma ZF com elevado teor de ferrita, diminuindo resistência mecânica e a resistência à corrosão da junta. Os efeitos anteriormente mencionados podem ser atenuados empregando-se uma atmosfera de argônio com 2 a 3% de nitrogênio, a presença de nitrogênio possibilita a rápida formação da austenita na soldagem. Nas soldagens do UNS S 32750 ocorre perda de nitrogênio da região da junta soldada (ZF e ZTA) para a atmosfera, diminuindo a porcentagem de nitrogênio dissolvido no material. Para aços com 0,25 % de nitrogênio dissolvido recomenda-se de 2 a 3 % de nitrogênio no gás de proteção.

Conforme as normas ASTM A789⁽²⁴⁾ e ASTM A790⁽²⁵⁾, o UNS S32750 apresenta limite de resistência a tração mínimo de 800 MPa, limite de escoamento de 550 MPa e alongamento em 50 mm mínimo de 15%. Conforme as normas ASTM A249⁽⁶⁾ e ASTM A270⁽⁸⁾, o aço TP316L possui limite de resistência a tração mínimo de 480 MPa, limite de escoamento de 170 MPa e alongamento em 50 mm de 35 %. A maior resistência mecânica à tração do aço UNS S32750 em relação ao TP316L está associada ao maior teor de nitrogênio, que em sua maioria se encontra em solução sólida intersticial na austenita e também pela presença da maior porcentagem de elementos substitucionais, como cromo, níquel e molibdênio⁽¹⁶⁻¹⁸⁾.

A possibilidade de aumentar a eficiência da soldagem no UNS S 32750 ou em outros materiais tem provocado novos estudos usando processos tradicionais comumente empregados na soldagem, tais como o MIG/MAG. Apesar do processo MIG ser muito usado no setor de soldagem, novos desenvolvimentos tem sido realizados procurando aumentar as propriedades e a eficiência das juntas soldadas. Entre estes desenvolvimentos podem ser citados, utilização da soldagem com o controle CMT® no processo MIG/MAG.

3.3 O Processo MIG/MAG

O processo de soldagem MIG/MAG consiste de um arco elétrico, estabelecido entre a peça a ser soldada (metal de base) e um eletrodo nu de arame maciço (metal de adição), o qual é alimentado de forma contínua e protegido por uma atmosfera gasosa, sendo que esta pode ser inerte (MIG) ou ativa (MAG). O calor gerado pelo arco elétrico é utilizado para fundir a ponta do eletrodo e a superfície do metal de base na junta que está sendo soldada. Na FIG. 6 é ilustrado de forma esquemática o processo de soldagem MIG/MAG.

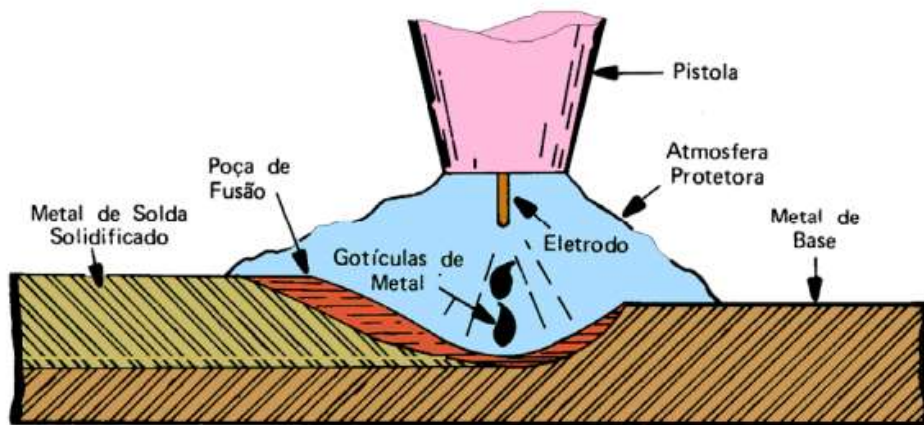


Figura 6 - Processo de soldagem MIG/MAG⁽²⁸⁾.

As vantagens desse processo são: alta produtividade em especial pela elevada taxa de deposição que varia entre 1kg/hora e 15 kg/hora, versatilidade que permite a soldagem em todas as posições inclusive a sobre cabeça, possibilita o emprego em regiões restritas pelo fato de ser livre de escórias, produz menos gás e fumos do que o processo de eletrodo revestido, solda uma faixa ampla de espessuras e pode ser facilmente automatizado⁽²⁸⁻³⁴⁾.

O processo MIG/MAG possui ainda como característica diferentes mecanismos de transferência metálica denominados por: curto-circuito, globular ou spray. Na FIG. 7 são ilustrados esses três tipos de transferência e sua relação com a tensão e a corrente de soldagem.

Os mecanismos de transferência são determinados por: magnitude e tipo da corrente de soldagem e da tensão, diâmetro do eletrodo, composição

química do eletrodo, *stickout*, gás de proteção e potência de saída do equipamento de soldagem⁽²⁸⁻³⁴⁾. Os três tipos de transferência são ilustrados na FIG. 8.

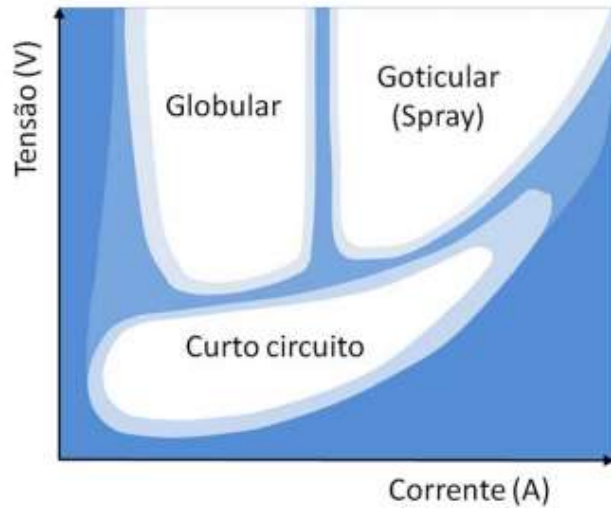


Figura 7 - Correlação entre tensão, corrente e o tipo de transferência metálica. (Extraído de <http://www.infosolda.com.br>)

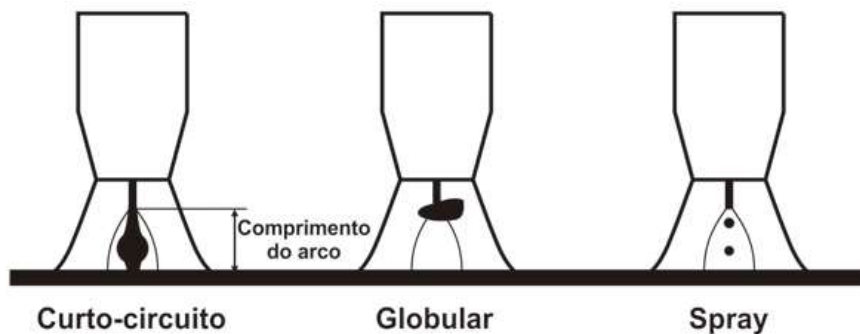


Figura 8 - Tipos de transferência metálica. (Fonte: Extraído de <http://www.dutramaquinas.blog.br>)

A transferência por curto-circuito é realizada por tensões e densidades de corrente mais baixas. Essa forma de transferência é utilizada na soldagem de peças com baixa espessura em razão da poça de fusão possuir temperaturas mais baixas, sendo que a transferência metálica ocorre somente quando o eletrodo toca a superfície da poça de fusão. A fusão do eletrodo ocorre quando o eletrodo toca a poça de fusão, então pelo fechamento do circuito, a corrente se torna suficientemente alta para fundir o eletrodo por efeito joule, durante a passagem da corrente elétrica. Para este caso, o gás de proteção possui pouca relevância durante a transferência metálica⁽²⁸⁻³⁴⁾.

Neste processo, o metal é transferido do eletrodo para a poça somente durante o período em que a gota faz o contato. A frequência de contato varia de 20 a 200 vezes por segundo. Como ocorre uma violenta separação da gota de metal no momento da sua transferência, isso acaba provocando um nível excessivo de respingos de solda. No caso de transferência por curto-circuito, a taxa de deposição é a menor entre os três tipos de transferência⁽²⁸⁻³⁴⁾. Este processo é ilustrado pela FIG. 9.

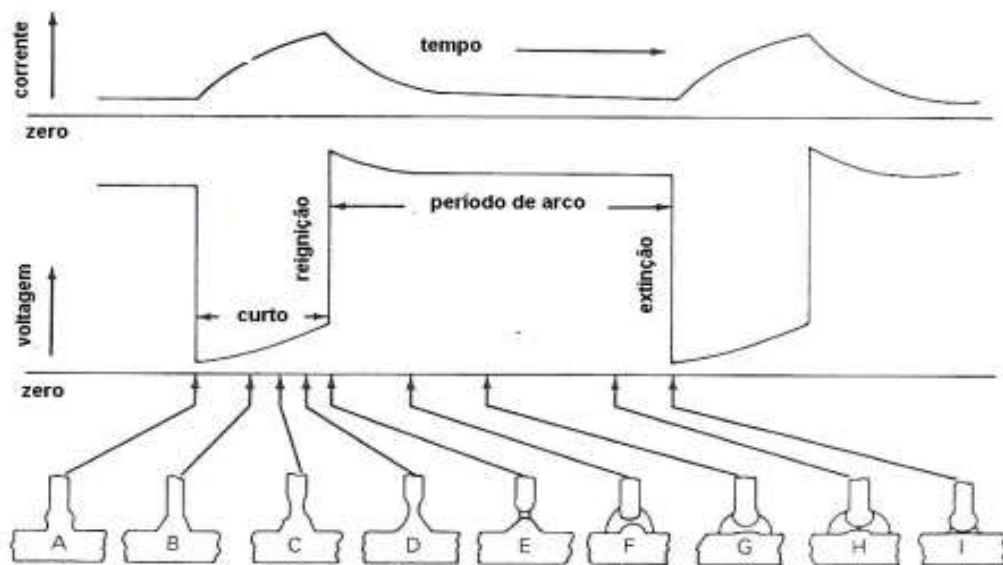


Figura 9 - Representação esquemática da transferência por curto circuito⁽²⁸⁾.

Na FIG. 9, pode-se ver o esquema do como ocorre a transferência metálica neste processo. Na situação do tempo A tem-se o início do curto circuito, onde o arame de solda toca o metal de base, fechando o circuito elétrico e iniciando o processo de aquecimento do arame por efeito joule. Neste momento a tensão cai a valores próximos de zero, devido à proximidade da ponta do eletrodo com o metal de base, e a corrente começa a subir. No tempo B tem-se a fusão da ponta do arame, região de maior resistência, devido ao fato de somente a ponta do arame estar fundida, tem-se um escorrimento do metal do arame para a região mais próxima do metal de base, como é ilustrado nos tempos C e D.

Este processo ocorre até que o diâmetro do pescoço formado entre o arame sólido e a região fundida se torna tão pequeno que a densidade de corrente nesta região se torna alta o suficiente para gerar a ruptura do metal. Ao longo deste

processo, ocorre um aumento gradativo da corrente e da tensão, até que a ruptura ocorra, conforme ilustrado no tempo D. Neste ponto a corrente atinge um ponto de máximo, e a tensão sofre um aumento brusco, devido à separação do metal do arame e do metal de base, reestabelecendo assim o arco elétrico, o qual possui alta tensão e baixa corrente para o processo por curto-circuito. O arame continua seu avanço, o qual é regulado na máquina de solda, e conforme ilustrado nos tempos F, G, H e I, este avanço ocorre até que se tenha um novo curto circuito, reiniciando o processo a partir do tempo A.

A transferência globular ocorre quando a tensão for mais alta, porém a densidade de corrente for relativamente baixa, de acordo com o tipo de gás de proteção que está sendo utilizado. Entretanto, quando são utilizados como gás de proteção o dióxido de carbono (CO_2) ou o Hélio (He), no estado puro, esse tipo de transferência ocorre para qualquer corrente de soldagem. A transferência globular é caracterizada pela formação de uma gota na ponta do eletrodo com diâmetro maior do que o diâmetro do eletrodo. O tamanho da gota sofre grande influência da gravidade, o que impossibilita a soldagem em outras posições que não a plana (1G) (28-34).

A transferência por spray pode ser produzida a altas tensões quando é utilizado gás de proteção rico em Argônio (Ar). Para que este tipo de transferência ocorra, a intensidade de corrente deve se encontrar acima da chamada "corrente de transição", sendo esta dependente do diâmetro do eletrodo utilizado e da sua temperatura de fusão. A movimentação de elétrons, mais intensa neste tipo de arco elétrico, gera forças eletromagnéticas denominadas "forças de Lorentz". Estas forças são responsáveis por conduzir as "gotas" do metal para a poça de fusão, sendo capaz de vencer inclusive a força da gravidade, permitindo assim a execução de soldas na posição sobre cabeça (4G)(28-34).

Além desses três tipos de transferência, existe um quarto tipo denominado arco pulsante, o qual é uma variação da transferência por spray, onde se tem inicialmente uma baixa corrente, sendo que esta aumenta de forma brusca gerando o desprendimento de "gotas" do metal de adição, os quais são conduzidos pelas "forças de Lorentz" até a poça de fusão.

As fontes de arco pulsado produzem dois níveis de corrente: uma constante (corrente de fundo), que sustenta o arco sem prover energia suficiente

para formar gota na ponta do arame; e outra corrente, correspondente a um pico de corrente com amplitude maior que a corrente de transição necessária para a transferência em spray. Na FIG. 10 é ilustrada essa característica do arco pulsado. Essas fontes permitem aplicação de arco spray em espessuras mais baixas, devido à menor energia de soldagem imposta na junta, além de permitir soldagem em todas as posições ⁽²⁸⁻³⁴⁾.

Na FIG. 10 observa-se que para o arco pulsado existem 5 fases distintas. Na fase 1 tem-se somente a atuação da corrente de fundo, a qual é suficiente para fundir a ponta do eletrodo, mas não é capaz de conduzir a “gota” até o metal de base. Na fase 2 o aumento da corrente faz com que o diâmetro fundido da gota aumente. Na fase 3 as “Forças de Lorenz”, geradas pela corrente de pico, se tornam suficientes para conduzir a gota do arame até o metal de base. As fases 4 e 5 marcam o retorno a condição inicial, de corrente de fundo somente ⁽²⁸⁻³⁴⁾.

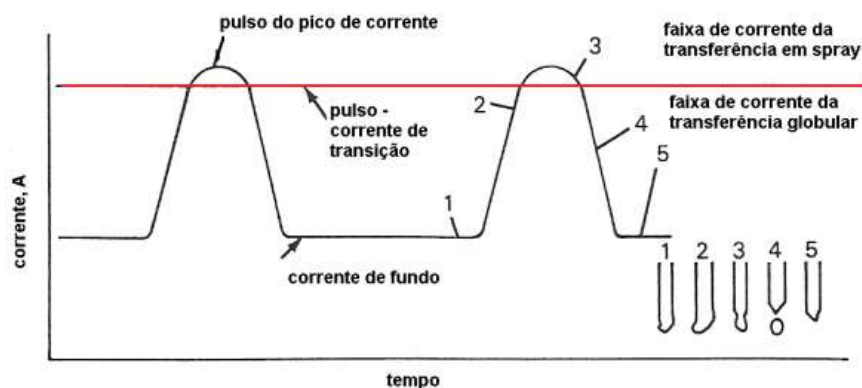


Figura 10 - Característica da corrente de soldagem do arco spray pulsado⁽²⁸⁾.

O processo de soldagem MIG/MAG utiliza normalmente corrente contínua e polaridade inversa (eletrodo positivo), que é o tipo de corrente que apresenta melhor penetração e estabilidade de arco. Polaridade direta pode eventualmente ser utilizada, quando não for necessária grande penetração (revestimentos), porém causa grande instabilidade de arco. A corrente alternada não é normalmente utilizada em MIG/MAG. As variáveis de soldagem mais importantes, que afetam a penetração e a geometria do cordão estão mencionados na sequência ⁽²⁸⁻³⁴⁾.

- **Corrente de soldagem:** Se forem mantidas constantes todas as demais variáveis de soldagem, um aumento na corrente de soldagem, causa

aumento na profundidade e largura de penetração, aumento na taxa de deposição e aumento do reforço.

- **Tensão de soldagem:** Nas mesmas condições citadas acima, um aumento na tensão proporciona alargamento e achatamento do cordão de solda, aumento da largura de fusão e aumento do aporte térmico que resulta em um aumento do tamanho da zona termicamente afetada e da penetração. Uma tensão de soldagem muito alta pode causar porosidades, respingos e mordeduras. Já uma tensão muito baixa tende a estreitar o cordão e aumentar a altura do reforço do cordão.

- **Velocidade de soldagem:** A velocidade de soldagem é a relação entre o caminho percorrido pelo arco elétrico e o tempo gasto para percorrê-lo. Este parâmetro exerce influência na taxa de deposição, bem como na geometria do cordão de solda. A influência deste parâmetro é direta na produtividade. Em resumo, o aumento deste parâmetro, mantendo todos outros constantes, gera as seguintes consequências: diminuição das dimensões gerais do cordão; ZTA mais estreita; maior refino de grão do metal de solda e a penetração decresce.

- **Energia de Soldagem:** A energia de soldagem é a energia imposta ao processo por unidade de comprimento que o arco percorre. Sua unidade pode ser expressa em Joules por milímetro, sendo uma resultante da tensão e da corrente, conforme descrito na equação 2. O aumento deste parâmetro resulta em maior diluição do metal de base, bem como aumento na penetração da solda. Além disso, impacta em modificações microestruturais, sendo a extensão da ZTA uma função deste parâmetro.

- **Extensão livre do eletrodo:** Define-se como extensão livre do eletrodo ou *stickout* a distância entre o último ponto de contato elétrico do arame (normalmente o tubo de contato) e a ponta do eletrodo ainda não fundida. Quando esta distância aumenta, aumenta também a resistência elétrica do eletrodo, que tem assim mais tempo para aquecer-se por efeito Joule. As extensões normalmente utilizadas situam-se na faixa entre 6 e 13 mm para a transferência por curto-circuito e entre 13 e 35 para os demais modos de transferência.

- **Inclinação da pistola de soldagem (Ângulo de soldagem):** A inclinação da pistola de soldagem durante a execução dos cordões tem um efeito mais marcante do que algumas variações em parâmetros, como velocidade e

tensão de soldagem, tanto na forma quanto na penetração do cordão de solda. Na FIG.11 são ilustradas as 3 possíveis inclinações aplicadas.

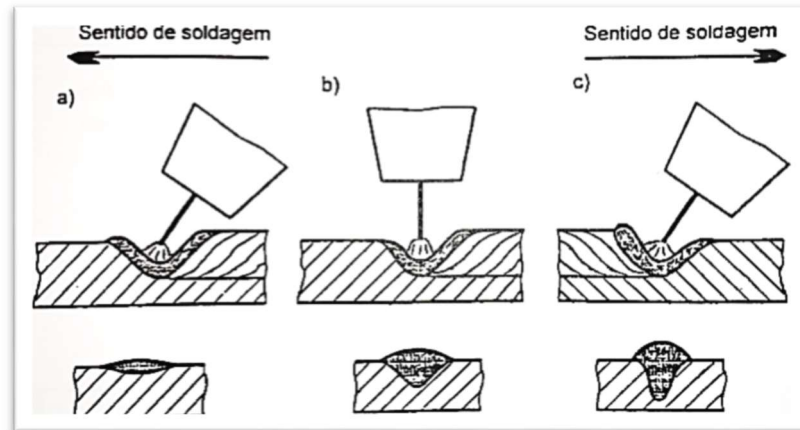


Figura 11 - Inclinações aplicadas à soldagem MIG/MAG⁽²⁸⁾.

a) Sentido Negativo: A configuração do cordão de solda nesse sentido o cordão é de baixa penetração e largo.

b) Sentido Neutro: A configuração do cordão de solda nesse sentido é de média penetração como também a largura do mesmo.

c) Sentido Positivo: Nesse sentido de soldagem ocasiona uma penetração profunda e cordão estreito.

- **Diâmetro do eletrodo:** Cada eletrodo de uma dada concepção e natureza tem uma faixa de corrente. Esta faixa é naturalmente delineada por efeitos indesejáveis, tais como ausência de molhabilidade em valores muito baixos de correntes, no caso de valores muito elevados salpicos e porosidades. Tanto a taxa de fusão de um eletrodo, como sua penetração, dependem da densidade de corrente. Assim, em igualdade de corrente, um eletrodo mais fino penetra mais e deposita mais rapidamente do que um eletrodo de maior diâmetro. Deve-se lembrar porém, que esta aparente vantagem no processo produtivo, em igualdade de peso tem maior custo em relação aos eletrodos de maior diâmetro.

3.3.1 Descontinuidades geradas durante o processo MIG/MAG

Durante a soldagem MIG/MAG, podem ocorrer algumas descontinuidades que estão ilustradas na sequência⁽²⁸⁻³⁴⁾.

- **Desalinhamento:** junta soldada de topo, cujas superfícies das peças, embora paralelas, apresentam-se desalinhadas, excedendo à configuração de projeto. Ocorre durante a montagem da junta a ser soldada, onde as duas faces a serem soldadas são posicionados de forma inadequada. Esta descontinuidade também pode ser decorrente de um ponteamto mal executado, ou de uma soldagem anterior com deformação do material, gerando desalinhamento nesta região específica. A descontinuidade está ilustrada na FIG. 12.

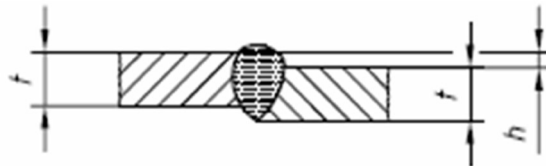


Figura 12 – Desalinhamento, onde t é a espessura da chapa e h é a dimensão da descontinuidade (Extraído: ISO 5817:2007).

- **Falta de Fusão:** fusão incompleta entre a zona fundida e o metal de base, ou entre passes da zona fundida. A falta de fusão pode acontecer na soldagem MIG/MAG com transferência por curto-circuito e transferência globular. A principal causa desta descontinuidade é a limpeza incorreta da superfície do MB antes da soldagem. As formas mais comuns desse tipo de descontinuidade estão ilustradas na FIG. 13.

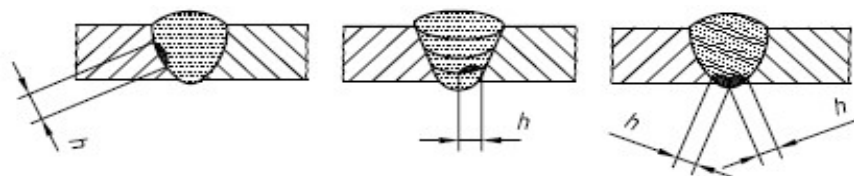


Figura 13 - Falta de Fusão h é a dimensão da descontinuidade (Extraído: ISO 5817:2007).

- **Falta de Penetração:** insuficiência de metal na raiz da solda. A ocorrência da falta de penetração é mais provável com a transferência por curto-circuito. As formas

mais comuns desse tipo de descontinuidade estão ilustradas na FIG. 14. As principais causas são: o emprego de corrente de soldagem abaixo da recomendada, o comprimento do arco muito longo ou o uso de velocidade de soldagem excessiva.

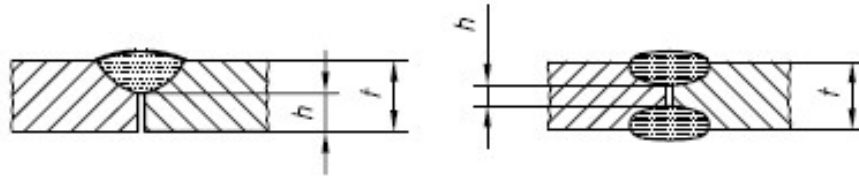


Figura 14 - Falta de Penetração, onde t é a espessura da chapa e h é a dimensão da descontinuidade (Extraído: ISO 5817:2007).

- **Mordedura:** depressão sob a forma de entalhe, no metal de base acompanhando a margem da solda. As mordeduras, quando acontecem, são ocasionadas pela baixa velocidade de soldagem e ao emprego de corrente de soldagem excessiva. Esta descontinuidade pode ocorrer tanto na face da solda, quanto na raiz, conforme ilustrado na FIG. 15.

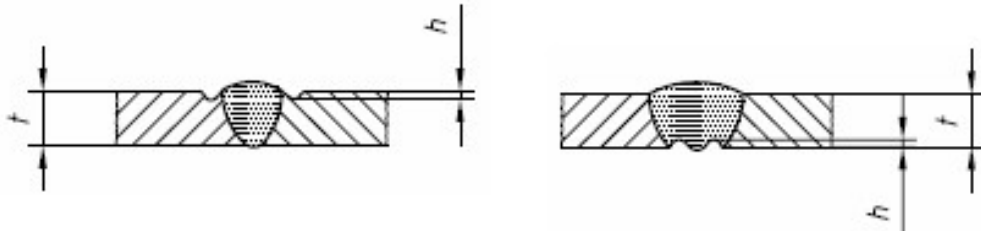


Figura 15 - Mordedura, onde t é a espessura da chapa e h é a dimensão da descontinuidade (Extraído: ISO 5817:2007).

- **Penetração excessiva:** metal da zona fundida em excesso na raiz da solda. Ocorre pela aplicação de altas correntes, baixa velocidade de soldagem ou excesso de abertura de raiz. Esta descontinuidade está ilustrada na FIG. 16.

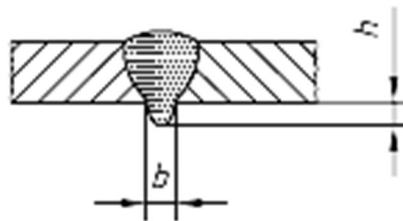


Figura 16 - Penetração excessiva, onde b e h são respectivamente, largura e profundidade da descontinuidade. (Extraído: ISO 5817:2007).

- **Perfuração:** furo na solda ou penetração excessiva localizada resultante da perfuração do banho de fusão durante a soldagem. Ocorre em altas energias de soldagem, gerando fusão excessiva do material de base, ou do cordão executado no passe anterior.

- **Porosidade:** conjunto de vazios arredondados distribuídos de maneira uniforme ao longo do cordão de solda. Com emprego de atmosfera ativa (CO_2), a medida que a velocidade de solidificação aumenta, o que resulta no uso de maiores velocidades de soldagem, torna-se maior a probabilidade da ocorrência de porosidades. O próprio gás de proteção pode causar porosidade, caso esteja contaminado ou caso venha a ser utilizado com vazão indevida (baixa ou alta demais). Nesse último caso, o gás pode não deslocar adequadamente a atmosfera que o envolve (ar atmosférico), a qual contém oxigênio e nitrogênio. O oxigênio e o nitrogênio do ar ao dissolverem-se na poça de fusão originam poros e porosidade no metal de solda. A limpeza inadequada da junta de solda também pode causar porosidade na solda.

- **Reforço excessivo:** excesso de metal da zona fundida, localizado na face de solda. Ocorre com baixa velocidade de soldagem aliada a uma alta velocidade de arame ou baixo comprimento de arco, está ilustrado na FIG. 17.

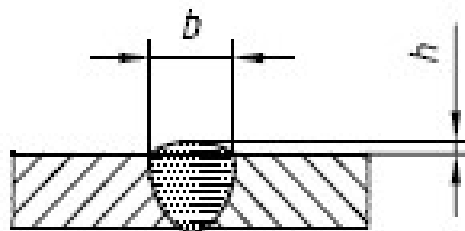


Figura 17 - Reforço excessivo, onde b é a largura e h é a altura da descontinuidade (Extraído: ISO 5817:2007).

3.3.2 Equipamento de soldagem MIG/MAG.

O equipamento de soldagem MIG/MAG consiste de: pistola/tocha de soldagem; cabeçote de alimentação do arame; painel de controle; fonte de energia; fonte de gás de proteção com vazão controlada; bobina de arame (MA); cabos e

mangueiras; sistema de refrigeração (para tochas refrigeradas à água). Na FIG. 18 é mostrada esquematicamente a soldagem MIG/MAG.

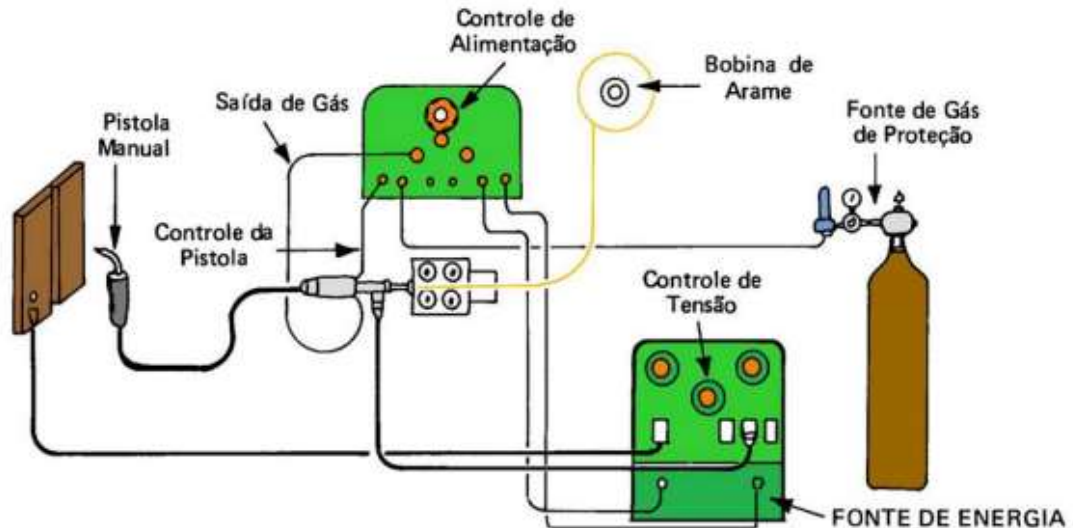


Figura 18 - Esquema de montagem para soldagem MIG/MAG⁽³¹⁾.

A pistola contém um tubo de contato para transmitir a corrente de soldagem para o eletrodo e um bocal de gás para direcionar o gás de proteção às redondezas do arco e da poça de fusão, a ilustração da tocha pode ser vista na FIG. 19. O alimentador de arame é composto de um motor pequeno de corrente contínua e de uma roda motriz, o qual se encontra ilustrado na FIG. 20.

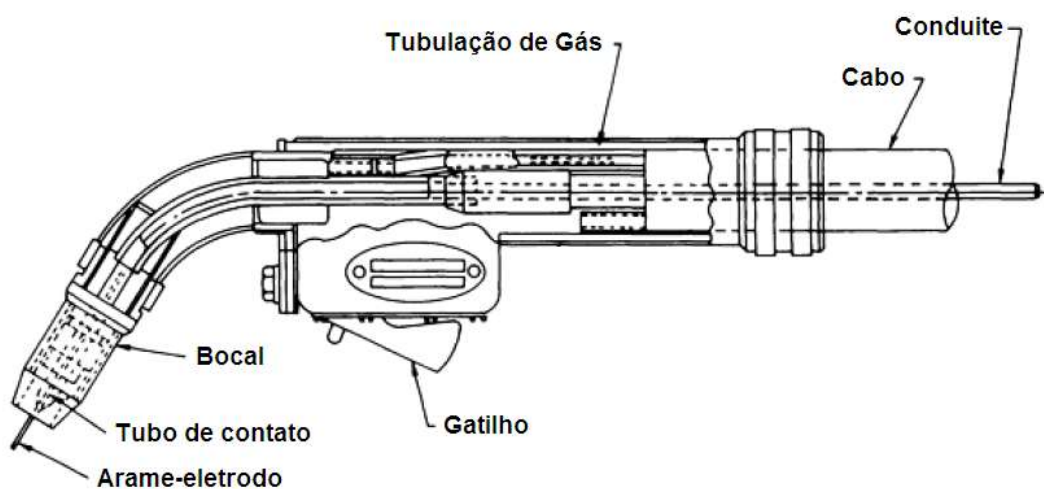


Figura 19 - Tocha/pistola de soldagem utilizada para o processo MIG/MAG⁽³¹⁾.



Figura 20 - Carretel com motor de corrente contínua, presente no alimentador de arame.

O carretel presente no alimentador tem por função alimentar o arame de forma contínua e com uma velocidade pré-determinada⁽²⁸⁻³⁵⁾. Essa velocidade é ajustada pelo operador diretamente no equipamento de soldagem, assim como a tensão a ser empregada na soldagem. A corrente é uma função da velocidade de arame aplicada.

O escoamento do gás de proteção é regulado pelo fluxômetro e pelo regulador de pressão. Estes possibilitam fornecimento constante de gás para o bico da pistola a uma vazão pré-ajustada. A operação de soldagem se inicia quando a ponta do arame mantém contato com a peça e é acionado o gatilho de ignição da pistola. Nesse instante, três eventos ocorrem: (a) o arame é energizado; (b) o arame avança; (c) o gás flui pela abertura da válvula solenoide do equipamento. Pode-se, então, iniciar o deslocamento da pistola para a soldagem⁽²⁸⁻³⁵⁾.

Fontes de corrente contínua e de tensão constante são empregadas na maioria dos casos de soldagem MIG/MAG. Uma fonte MIG/MAG proporciona uma tensão do arco relativamente constante durante a soldagem. Essa tensão é determinada pelo comprimento do arco. Quando ocorre uma variação brusca da velocidade de alimentação do arame, ou uma mudança momentânea da tensão do arco, a fonte aumenta ou diminui abruptamente a corrente (e, portanto, a taxa de fusão do arame) dependendo da mudança no comprimento do arco. A taxa de fusão do arame muda automaticamente para restaurar o comprimento original do arco. Como resultado, alterações permanentes no comprimento do arco são efetuadas

ajustando-se a tensão de saída da fonte. A velocidade de alimentação do arame que o operador seleciona antes da soldagem determina a corrente de soldagem. Esse parâmetro pode ser alterado numa faixa considerável antes que o comprimento do arco mude o suficiente para fazer o arame tocar na peça ou queimar o bico de contato⁽²⁸⁻³⁵⁾.

A característica de autocorreção do comprimento do arco do sistema de soldagem por tensão constante é muito importante na produção de condições estáveis de soldagem. Características elétricas específicas como a tensão do arco, a inclinação da curva tensão-corrente da fonte e a indutância, são necessárias para controlar o calor do arco e os respingos.

Outra característica importante das fontes de solda MIG/MAG vem do fato de a resposta às mudanças de carga não serem instantâneas, ou seja, a corrente leva um dado tempo para atingir um novo valor, sendo a indutância a responsável por este atraso. A indutância controla a taxa de aumento da corrente de curto-circuito. A taxa pode ser reduzida de maneira que o curto possa ser interrompido com um mínimo de respingos.

3.4 O Processo CMT *Cold Metal Transfer*[®]

O desenvolvimento do processo por curto-circuito com controle CMT[®] ocorreu para tornar possível a soldagem de materiais com espessuras maiores ou iguais a 0,3 mm.

Grzybicki⁽³⁶⁾ executou experimento com chapas em aço baixo carbono SAE 1010 com espessura de 0,8 mm, tendo obtido resultados compatíveis com processos utilizados pelo setor automotivo.

Talalaev⁽³⁷⁾ realizou experimentos em chapas de aço inoxidável do tipo X2CrNiMo 17-12-2 em espessuras de 1,5 mm a 4,0 mm, tendo observado que os cordões de solda obtidos utilizando o processo CMT[®] resultaram em acabamento superficial comparável ao obtido com solda TIG.

O processo CMT[®] foi desenvolvido não somente com o intuito de soldar chapas finas, mas também de permitir a soldagem em chapas de aço carbono galvanizadas, garantindo um cordão com alta qualidade superficial, conforme foi constatado por Magda⁽³⁸⁾ em seu estudo.

Direne⁽³⁹⁾ comparou o processo CMT[®] com outros processos de curto-circuito controlado e com o processo GMAW convencional, tendo reportado que o cordão produzido pelo processo CMT[®] apresentou uma melhor geometria, além de ter constatado por meio de estudos utilizando termografia que o processo CMT[®] resultou em menor aquecimento da junta soldada.

Além da possibilidade de soldar materiais com baixas espessuras, Keane⁽⁴⁰⁾ avaliou a emissão de fumos pelos processos de soldagem, tendo sido constatado que o CMT[®], juntamente com outros processos de curto circuito controlado, possui emissões mais baixas do que o processo MIG/MAG convencional.

Em estudo realizado por Timothy⁽⁴¹⁾, o CMT[®] foi capaz de superar o processo de soldagem TIG, utilizando adição de material, na soldagem da liga de Inconel 718. Esta liga possui baixa soldabilidade, em consequência da ocorrência do endurecimento por precipitação. O autor atribuiu a maior eficiência do processo CMT[®], ao baixo aporte térmico deste processo, motivo pelo qual este processo é denominado por *cold* (frio), sendo esta uma expressão relativa, uma vez que se trata de um processo de soldagem a arco elétrico, que envolvem altas temperaturas.

O baixo aporte térmico mencionado por Timothy provém do fato do CMT[®] permitir o destacamento da ponta do eletrodo sem a utilização de um pulso elétrico, mas sim pelo recuo do arame de solda, associado a modificação do formato de onda da corrente de soldagem, ajustada a partir do controle eletrônico da fonte⁽⁴¹⁾. Após avaliar o rendimento térmico (η) do processo de soldagem CMT[®], Hernández⁽⁴²⁾ concluiu que este se encontra em torno de 75%. O processo é ilustrado na FIG. 21.

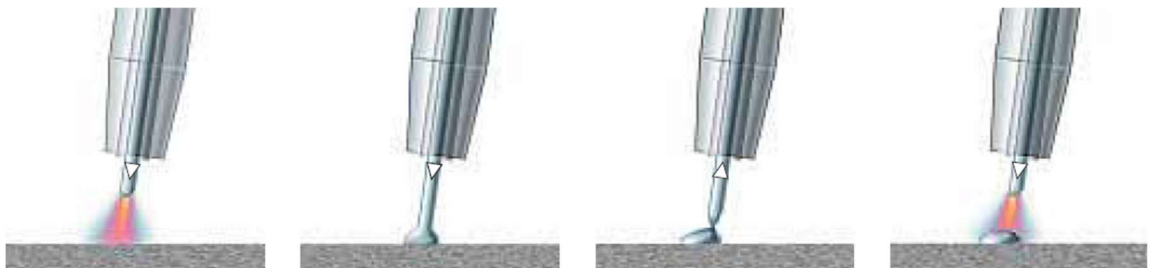


Figura 21 - Sequência conforme ocorre a transferência metálica no processo de soldagem GMAW com controle CMT[®] (Extraído de Fronius CMT: *Cold Metal Transfer*).

Na sequência apresentada na FIG. 21 pode-se distinguir 4 fases distintas:

- Arco voltaico pleno, onde o material de adição é transferido para a poça de fusão;
- Imersão do material de adição na poça de fusão apagando momentaneamente o arco e reduzindo a corrente de soldagem;
- Retrocesso do arame ajudando a desprender a gota do arame, mantendo a corrente reduzida;
- Ao atingir o comprimento de arco máximo, o movimento do arame é invertido pelas roldanas presentes na tocha, dando início a um novo ciclo.

Para tornar essa movimentação do arame possível, a empresa detentora da patente do processo CMT® realizou modificações em todo o sistema de alimentação do arame, onde se pode destacar a utilização de dois tracionadores de arame. O primeiro tracionador se encontra no alimentador de arame, conforme é observado nos equipamentos convencionais. A diferença está no segundo tracionador, que se encontra dentro da tocha, sendo este responsável pelo movimento para frente e para trás do arame, por meio de um servo motor de corrente alternada. Este movimento de oscilação pode ser realizado até 90 vezes por segundo. Além disso, o processo conta com um buffer entre os dois tracionadores, que fica alocado no cabo da tocha, este funciona como uma espécie de compensador de arame, absorvendo a movimentação para trás e evitando tensões durante este movimento. A tocha modificada e o buffer podem ser observados na FIG. 22.



Figura 22 - Tocha modificada para o processo CMT® e buffer incluído no cabo da tocha (Modificado de Fronius CMT: *Cold Metal Transfer*).

O processo de soldagem MIG/MAG com controle CMT® usa os mesmos parâmetros similares aos utilizados pelo processo de solda convencional, porém com algumas diferenças.

Para cada tipo de material a ser soldado, a empresa fabricante traça uma curva específica de tensão e corrente, tendo por base o comprimento de arco de 2mm. As regulagens que podem ser executadas neste sistema são: velocidade do arame de solda (VA), comprimento de arco (CA) e indutância (DIN).

O ajuste de todos os parâmetros é executado por meio de um mostrador digital. O VA varia de 0 cm/minuto até 1300 cm/minuto, sendo este o ajuste da velocidade de alimentação do arame de solda, resultado em um aumento ou em uma redução do trabalho executado pelos tracionadores do equipamento. Quanto maior o VA, maior é o trabalho executado pelos tracionadores.

Para uma dada curva traçada, a regulagem da tensão e da corrente é realizada com base na velocidade do arame de solda. A regulagem do comprimento de arco (CA) varia de -30% a +30%, sendo que esse é controlado com base na tensão, onde inicialmente tem-se CA= 0% que seria o valor de tensão exato da curva traçada para um dado VA. A modificação do CA para um valor +10% provoca um aumento de 10% na tensão de soldagem pré-estabelecida pela curva. Supondo que para um dado VA a tensão da curva traçada seja de 12V, quando aplicado um CA= +10, faz-se um aumento de aproximadamente 10% dessa tensão, resultado em 13,2V, o que resulta em um aumento do comprimento de arco⁽⁴³⁾.

A indutância pode ser regulada de 0% a 100%, sendo 0% a indutância mínima, onde o cordão de solda fica mais alto e ocorre maior quantidade de respingos. Quando este parâmetro é ajustado para 100% a indutância máxima, portanto o ponto onde o cordão de solda se torna o mais baixo possível e a quantidade de respingos gerados é mínima ⁽⁴³⁾.

Existe uma variação do processo de soldagem MIG/MAG com controle CMT® que usa o processo de arco pulsado alternado com curto-circuito. Neste processo após o arame de solda encostar-se à peça e gerar o curto-circuito, o tracionador presente na tocha executa o retorno do arame e quando atinge a posição máxima do comprimento de arco, o equipamento aumenta bruscamente a corrente, gerando um pulso de magnitude suficiente para desprender gotas por processo spray, conforme ilustrado na FIG. 23. Nota-se que ocorre o curto circuito

com a gota a encostando na superfície do MB, após o curto circuito ocorre à retração do arame, sendo que quando o arco se encontra no seu maior comprimento, ocorre um pico de corrente com o desprendimento da “gota”, a qual é transferida para o metal de base por spray⁽⁴³⁾.

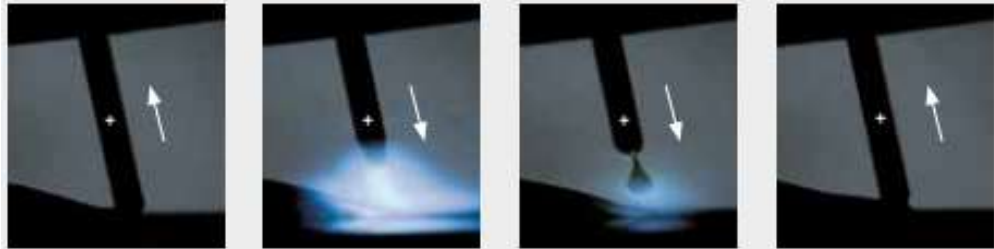


Figura 23 - Sequência conforme a qual ocorre a transferência metálica no processo de soldagem GMAW com controle CMT[®] alternado com arco pulsado (Extraído de Fronius CMT: *Cold Metal Transfer*).

Este processo confere maiores energias de soldagem em relação ao processo CMT[®] puro, resultando em maiores penetrações, possibilitando soldar peças com maiores espessuras. O processo CMT[®] é aplicado para espessuras de até 2,0 mm, sendo indicado o processo CMT[®] com arco pulsado para espessuras de 2,0 a 5,0 mm⁽⁴³⁾.

3.5 Gases de Proteção

Os gases de proteção desempenham importantes funções durante a soldagem, onde se destaca a proteção da poça de fusão da interação com o ar atmosférico, a estabilização do arco elétrico e a possível adição de alguns elementos de liga no metal de solda. O oxigênio em excesso no aço combina-se com o carbono e forma o monóxido de carbono (CO), que pode ser aprisionado no metal, causando porosidade. Além disso, o oxigênio em excesso pode se combinar com elementos do aço, como o Manganês e o Silício, e formar compostos que produzem inclusões no metal de solda (MS).

Este processo pode utilizar gás inerte (MIG) ou ativo (MAG). Os gases inertes mais utilizados podem ser Argônio (Ar) puro, ou ainda misturas de Argônio (Ar) com Hélio (He) e pequenas adições de Oxigênio (O₂) ou de dióxido de carbono (CO₂). Os gases ativos mais utilizados podem ser dióxido de carbono (CO₂) puro,

ou misturas contendo Argônio (Ar) e/ou Hélio (He). Gases contendo dióxido de carbono (CO₂) em até 15% em peso são considerados Inertes ⁽²⁸⁻³⁴⁾.

Os gases inertes são estáveis e não reagem com a poça de fusão. Os gases ativos são assim chamados pelo fato de reagirem com a poça de fusão, podendo gerar alterações químicas em sua composição⁽²⁸⁻³⁴⁾.

Adicionalmente, a proteção que o gás oferece contra a contaminação, também tem efeito pronunciado nos seguintes fatores: características do arco; tipo de transferência metálica; penetração e formato do cordão; velocidade de soldagem; na tendência ao aparecimento de mordeduras; ação de limpeza; propriedades mecânicas do metal de solda⁽²⁸⁻³⁴⁾.

A condutividade térmica do gás à temperatura do arco influencia a tensão do arco bem como a energia térmica transferida à solda. Quando a condutividade térmica aumenta, maior tensão de soldagem é necessária para sustentar o arco elétrico ⁽²⁸⁻³⁴⁾.

O argônio é um gás inerte que é usado tanto puro quanto em combinações com outros gases para alcançar as características de arco desejadas na soldagem de metais ferrosos e não ferrosos. O argônio proporciona excelente estabilidade ao arco no modo de transferência por aerossol, boa penetração e ótimo perfil do cordão na soldagem desses metais. Algumas soldas em curto-circuito de materiais de pequena espessura são também viáveis. Quando usado na soldagem de metais ferrosos, o argônio é normalmente misturado com outros gases como o oxigênio, hélio, hidrogênio, dióxido de carbono e/ou nitrogênio⁽²⁸⁻³⁴⁾.

O baixo potencial de ionização do argônio cria uma excelente condução da corrente e uma estabilidade de arco superior. O argônio produz uma coluna de arco restrita a uma alta densidade de corrente que faz com que a energia do arco fique concentrada em uma pequena área⁽²⁸⁻³⁴⁾.

Pequenas quantidades de nitrogênio, na faixa de 1,5% a 3%, têm sido adicionadas a misturas Ar / 1% O₂ para se obter uma microestrutura completamente austenítica em soldas feitas com metais de adição inoxidáveis. Quantidades acima de 10% produziam muitos fumos, mas soldas íntegras. Adições maiores que 2% N₂ produziam porosidade em soldas MIG de passe único realizadas em aço carbono; por outro lado, adições menores que 0,5% de nitrogênio causavam porosidade em soldas multipasses nestes aços⁽²⁸⁻³⁴⁾.

Em estudo empregando solda TIG com Ar puro em comparação com uma mistura de Ar+5%N₂, Jang⁽⁴⁴⁾ observou que o emprego de uma atmosfera contendo N₂ resultou em maiores valores de austenita, porém a utilização desta mistura resultou na formação de Cr₂N, reduzindo a porcentagem de cromo na ferrita e favorecendo a corrosão por *pitting* no entorno dos precipitados. Dessa forma, segundo Jang⁽⁴⁴⁾ a utilização de Ar puro evita a formação de precipitados de Cr₂N. Brandi⁽⁴⁵⁾ também realizou estudos com Ar puro, não tendo encontrado precipitados de Cr₂N em sua análise, porém, assim como Vargas⁽⁴⁶⁾ que utilizou solda TIG com arco pulsado, constatou altas frações de ferrita e baixas frações de austenita, devido ao fato de o gás de proteção não possuir N₂ em sua composição.

Alves⁽⁴⁷⁾ também avaliou a influência do nitrogênio no gás de proteção em processo de soldagem TIG, tendo constatado um aumento mais expressivo de austenita do que o observado por Jang⁽⁴⁴⁾, chegando a dobrar a sua quantidade nas amostras que foram soldadas com a mistura Ar+2,5%N₂ em relação às amostras soldadas com Ar puro. Não foi foco do estudo de Alves⁽⁴⁷⁾ a análise de precipitados como o Cr₂N. Paiva⁽⁴⁸⁾ reportou que variando a energia de soldagem em solda multipasses o teor de nitrogênio presente na raiz da solda também variava de acordo com a utilização do gás de purga durante a soldagem, sendo que mesmo para baixos aportes térmicos, quando o gás de purga com nitrogênio puro era utilizado, obteve-se melhores resultados, com maiores concentrações de nitrogênio nesta região.

3.6 Aplicação de processos de soldagem aos aços inoxidáveis.

Em artigo realizado por Tedeschi⁽⁴⁹⁾, o aço inoxidável UNS S32750 foi soldado pelo processo TIG com energia de soldagem variando entre 260 J/mm e 700 J/mm, tendo sido utilizado como gás de proteção uma mistura de Argônio com 2% de Nitrogênio com vazão de 15 litros por minuto. Para energias de 260 J/mm a 540 J/mm, foi realizada solda autógena e para energia de 700 J/mm, foi realizada solda com metal de base tubular com diâmetro de 19,05 mm e espessura de 1,65 mm. O material de adição utilizado foi a vareta de solda 25.10.4.L da Sandvik. Após a execução da soldagem foram executados ensaios de tração, microdureza

Vickers, análise microestrutural e de corrosão conforme prática A da norma ASTM G48.

Neste artigo foi reportado que todas as soldas executadas apresentaram bom aspecto superficial, sem presença de descontinuidades tais como, porosidade, mordeduras e trincas. Para todas as soldas a zona fundida apresentou morfologia dendrítica, independente da aplicação de metal de adição ou solda autógena, onde se notou a presença de Austenita alongada em meio a uma matriz ferrítica, além do fato de a raiz apresentar uma estrutura mais refinada devido à velocidade de rápida nesta região. O perfil de microdureza se mostrou uniforme entre o metal de base, a ZTA e a zona fundida. Os ensaios de tração realizados mostraram um limite de resistência dentro do especificado para todos os casos, porém em nenhuma das soldas realizadas o limite de escoamento atingiu ao mínimo especificado em norma. Por fim, o ensaio de corrosão aplicado conforme a prática A presente na norma ASTM G48, apresentou perdas abaixo de 100 mg após 72 horas na temperatura de 50°C.

Lacerda⁽⁵⁰⁾, também executou soldagem utilizando adição de nitrogênio ao gás de proteção, porém no seu trabalho o processo executado foi o GMAW. Neste trabalho o autor comparou soldas executadas pelo processo MAG utilizando dois diferentes tipos de gás de proteção, sendo que para ambos utilizou-se um gás binário tendo argônio como base e variando o segundo elemento em 2% de oxigênio O₂ e 10% de nitrogênio N₂. O metal de base utilizado foi o aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 409 fornecido como chapa laminada, com dimensões de 800 x 100 x 6,3 mm, tendo sido utilizado o como metal de adição o arame sólido de aço inoxidável austenítico do tipo AISI 309LSi, com diâmetro de 1,00 mm.

Após a execução da soldagem, as amostras foram analisadas, sendo constatado que a adição de N₂ ao gás de proteção resultou em uma zona fundida mais tenaz, onde os resultados de impacto apresentaram valores duas vezes maiores do que os resultados obtidos para adição de O₂. Além disso, os resultados de impacto obtidos para a ZTA demonstraram uma transição dúctil frágil em temperaturas inferiores ao obtido para o metal de base. Apesar dos bons resultados obtidos para a tenacidade, o autor reportou a presença de nitreto de titânio tanto na ZTA quanto na ZF.

Ramos⁽⁵¹⁾ também executou soldagens pelo processo GMAW, porém utilizando curto circuito controlado na raiz e arco pulsado para preenchimento e acabamento. O metal de base utilizado neste experimento foi o UNS S32760 tubular, com diâmetro externo de 7" e espessura de 18mm. O metal de adição utilizado foi o arame sólido 25.10.4.L da Sandvik com diâmetro de 1,2mm. Para a soldagem da raiz foi utilizado como gás de proteção o ternário 90%He + 7,5%Ar + 2,5%CO₂, enquanto para o preenchimento e acabamento foram utilizados 3 gases diferentes: 100%Ar, 81%Ar + 18%He + 1%CO₂ e 95%Ar + 2%N₂ + 3%CO₂.

Após a execução dos ensaios, concluiu-se que a mistura contendo N₂ apresentou maiores porcentagens de austenita tanto na ZTA quanto na ZF. Os resultados de impacto apresentaram melhores resultados para as soldas com aplicação de argônio puro, o que foi atribuído à presença do CO₂ na composição das misturas. Para o ensaio de corrosão em FeCl₃, obteve-se melhores resultados para as amostras soldadas com N₂, tendo sido o resultado atribuído à maior porcentagem de austenita.

Pardal⁽⁵²⁾ executou soldas com o aço inoxidável duplex utilizando o processo TIG para a raiz e SAW para preenchimento e acabamento do cordão de soldagem. O metal de base utilizado foi um tubo com costura tendo diâmetro de 18" e espessura de 35 mm, em aço inoxidável duplex do tipo UNS S31803. Como metal de adição, foi utilizado o BTS THERMANIT 25/09 CuT da Bohler, sendo este com diâmetro de 3,2 mm para o processo TIG e 2,4 mm para o processo SAW. Para a soldagem da raiz, utilizou-se o gás de proteção binário contendo 97,5% Ar + 2,5%N₂, já para o preenchimento e acabamento, foi utilizado fluxo MARATHON 431 da Bohler.

Após a execução dos ensaios mecânicos, o autor reportou que os resultados obtidos para o ensaio de impacto atenderam aos requisitos expressos na norma Norsok M601⁽⁵³⁾, sendo os resultados superiores a 60 Joules. Referente à presença de fases deletérias, notou-se a precipitação de nitreto de cromo e fase sigma, porém estas se encontravam com valores abaixo de 0,5% estando dentro dos limites estabelecidos pela norma Norsok M601. Para os ensaios executados conforme norma ASTM G48, na temperatura de 22 ± 2°C, foram obtidas perdas de massa inferior a 800 mg/m² sem a presença de pites de corrosão, tendo sido considerado aprovado pela norma Norsok M601. No ensaio de microdureza Vickers

os resultados foram resultados em torno de 300HV, sendo este superior aos valores obtidos para o metal de base, em torno de 270HV, o que foi atribuído ao fato de o metal de adição possuir maiores porcentagens de Cr, Mo e N do que o metal de base.

Em estudo com liga fundida de aço inoxidável super duplex ASTM A890 Grau 6, Martins⁽⁵⁴⁾ notou que em temperaturas entre 720°C e 1060°C ocorreu a precipitação de fase sigma para o material estudado, sendo que em temperaturas acima de 1060°C esta foi solubilizada novamente, tendo seus constituintes sendo redistribuídos entre as fases austenita e ferrita presentes no material. Na FIG. 24 é mostrada a micrografia obtida para a temperatura de 820°C, onde é observada a presença das fases austenita (γ), ferrita (δ) e *sigma* (σ). Na FIG. 25 observa-se uma micrografia obtida para a temperatura de 1060°C, onde é observada a presença das fases austenita (γ) e ferrita (δ) somente.

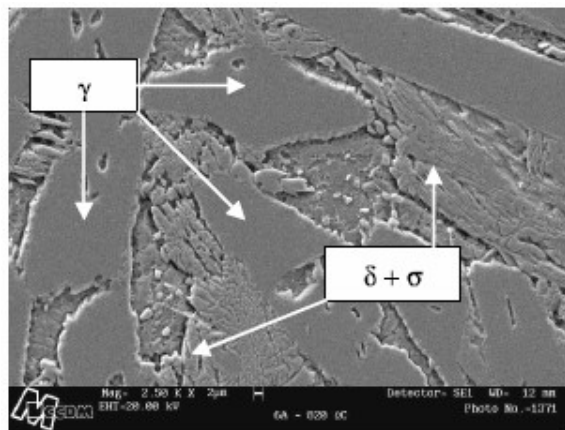


Figura 24 – Amostra após tratamento térmico na temperatura de 820°C (Extraído de Martins⁽⁵⁴⁾).

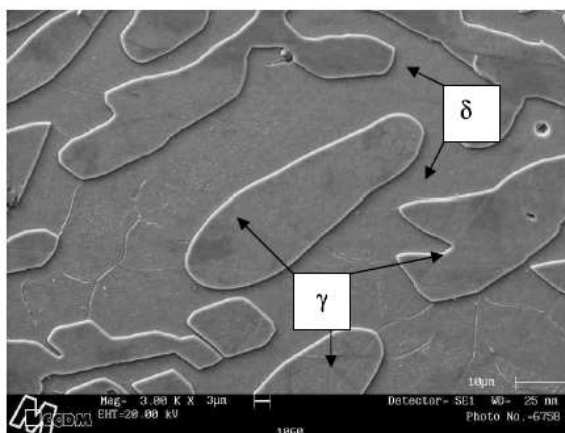


Figura 25 – Amostra após tratamento térmico na temperatura de 1060°C (Extraído de Martins⁽⁵⁴⁾).

Um trabalho similar, porém utilizando o aço inoxidável super duplex UNS S32750 foi realizado por Romana⁽⁵⁵⁾, sendo o material tratado entre as temperaturas de 700°C e 900°C. Neste estudo concluiu-se que a fração de fase *sigma* afeta a dureza, de modo que quanto maior a fração desta fase maior a dureza média do material. Além disso, verificou-se que para a temperatura de 700°C, foi necessário um período de 48 horas para consumo total da ferrita, resultando em fase sigma. Para temperaturas mais altas foi necessário um período de 12 horas para obtenção do mesmo resultado. Trapani⁽⁵⁶⁾ reportou que a fase sigma (σ) ocorre pelo processo de difusão controlada sendo esta de morfologia lamelar quando formada entre 600°C e 700°C.

Pardal⁽⁵⁷⁾ realizou estudo em temperaturas entre 800°C e 950°C, porém o foco do seu estudo foi a formação das fases *sigma* (σ), *chi* (χ) e austenita secundária (γ_2). Foi constatado que a austenita secundária (γ_2) pode ocorrer de três formas diferentes: através da decomposição da ferrita (δ) em austenita secundária (γ_2) e fase *sigma* (σ); através da nucleação e crescimento da austenita secundária (γ_2); através do crescimento de uma ilha de austenita secundária (γ_2) pré-existente. A fase (χ) é rica em Mo e se precipita nos contornos de grão γ/δ e δ/δ nos primeiros minutos do envelhecimento à 850°C, sendo que com o aumento do tempo, esta é substituída pela fase *sigma* (σ).

Souza⁽⁵⁸⁾ realizou testes de solda TIG com aço inoxidável super duplex UNS S32750. Para execução das amostras, foi utilizado metal de adição E22.9.3 e Ar puro. Após análise Souza⁽⁵⁸⁾ reportou a presença das fases deletérias *sigma* (σ), *chi* (χ), nitretos e carbonetos mesmo quando a solda foi executada com baixo aporte térmico, sendo que com o aumento do aporte térmico notou-se o aumento de fases deletérias.

Paulraj⁽⁵⁹⁾ menciona que além das fases *sigma* (σ), *chi* (χ), austenita secundária (γ_2), nitretos e carbonetos, o aço inoxidável super duplex UNS S32750 quando exposto no intervalo de temperatura de 500°C e 1000°C pode formar a fase R que é uma fase rica em Mo originada após longos tempos de exposição a altas temperaturas se transforma na fase *sigma* (σ). Outra fase que pode ser formada neste aço é a fase α' (alfa linha) que é uma fase similar a α (ferrita), porém o teor de cromo é mais alto do que o teor de ferro, sendo esta fase mais frágil. Lopes⁽⁶⁰⁾

observou o aparecimento da fase α' (*alfa* linha) para este aço na temperatura de 450°C, sendo que esta aumenta com o aumento do tempo de envelhecimento, resultando em limites de resistência e escoamento mais altos, sendo este acompanhado de uma redução na ductilidade do material. Chan⁽⁶¹⁾ reportou que para faixa de 350°C a 550°C tem-se a formação da fase α' (*alfa* linha).

Ramirez⁽⁶²⁾ realizou simulação para avaliar a precipitação de nitretos em dois aços diferentes, o aço inoxidável duplex UNS S31803 e o aço inoxidável super duplex UNS S32550, tendo notado que a precipitação de nitretos ocorreu somente para o aço inoxidável super duplex por este possuir altos teores de nitrogênio na sua composição química.

Ao executar solda GMAW em aço inoxidável duplex UNS S31803, Borba⁽⁶³⁾ observou que, embora o aporte térmico apresentasse grande influência sobre as frações de austenita e ferrita, a variação deste não resultava em grandes diferenças no limite de resistência à tração no metal de solda em relação ao metal de base. Os principais efeitos observados por Borba⁽⁶³⁾ foram: a variação da fração das fases presentes e o crescimento de grão ferrítico na ZTA. Por fim, todos os corpos de prova ensaiados, tanto para altos quanto para baixos aportes térmicos resultaram em ruptura na região da ZTA.

Garzón⁽⁶⁴⁾ realizou estudos com aço inoxidável duplex UNS S32304, com o intuito de avaliar a formação de austenita secundária (γ_2) em diferentes temperaturas, tendo constatado que acima de aproximadamente 1000°C esta se forma com diferença na composição química com regiões externas mais ricas em cromo e nitrogênio, enquanto o seu núcleo é pobre nesses elementos. Em temperaturas abaixo de aproximadamente 1000°C, não se observa diferenças de composição química entre o núcleo da fase e a sua superfície. Enquanto Londoño⁽⁶⁵⁾ reportou que a austenita secundária (γ_2) obtida na temperatura de 1000°C tem maior resistência a corrosão por pite, sendo que quando o aço inoxidável super duplex UNS S32750 foi tratado em temperaturas entre 1000°C e 1200°C ele apresenta a resistência a corrosão por *pitting* similar a deste mesmo material solubilizado.

4 Materiais e Métodos

4.1 Materiais

4.1.1 Matéria-prima e insumos de soldagem

Este estudo foi realizado com tubos de material UNS S32750. Foram utilizados tubos de duas geometrias diferentes, sendo um tubo com diâmetro externo de 19,05 mm e espessura de 1,65 mm, e outro tubo com diâmetro externo de 48,20 mm e espessura de 3,68 mm. Tendo sido fornecidos pela Sandvik *Materials Technology* do Brasil S.A. A denominação comercial deste produto da Sandvik é SAF 2507. A composição química nominal está mostrada na TAB. 2.

O gás utilizado para a soldagem foi a mistura de Argônio contendo 2,5% de Nitrogênio da Lindegás. O arame sólido utilizado para a execução da soldagem, foi o AWS A5.9 de classificação ER2594, foi fornecido pela Voestalpine Bohler Welding Soldas do Brasil Ltda, com a marca comercial Thermanit 25/09 CuT, de fabricação da Bohler. A composição química nominal do arame está mostrada na TAB. 2. Os consumíveis podem ser vistos nas FIG. 26 e 27.

Tabela 2 - Composição química em massa nominal do aço super duplex UNS S32750⁽²¹⁾ e do arame sólido AWS A5.9 classificação ER2594⁽⁶⁶⁾.

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
UNS S32750	≤0,03	≤0,80	≤1,20	≤0,025	≤0,015	25,00	7,0	4,0	0,3
ER2594*	0,02	0,30	0,80			25,30	9,5	3,7	0,2

*0,6%Cu – 0,6%W



Figura 26 - Arame de solda Thermanit 25/09 CuT®.

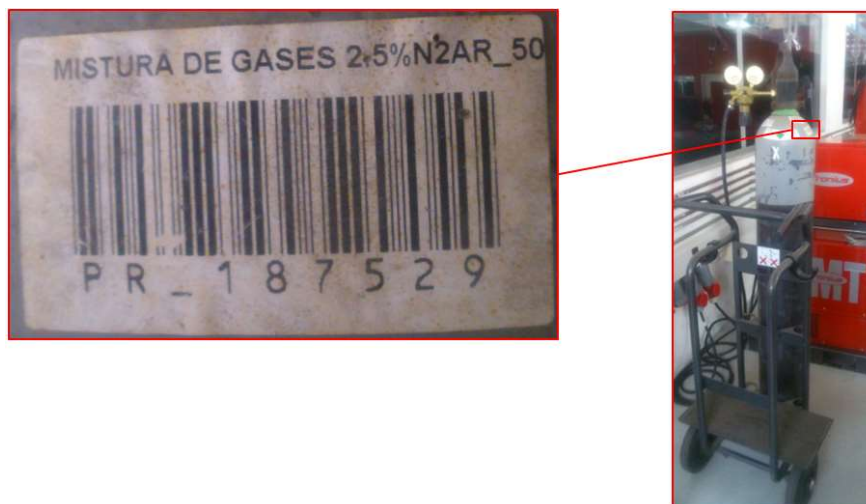


Figura 27 - Mistura de gás Argônio contendo 2,5% de Nitrogênio.

4.1.2 Equipamento de soldagem

A soldagem MIG com controlador CMT® foi realizada nas dependências da empresa Fronius, tendo sido utilizado o equipamento mostrado na FIG. 28, que dispõe de um robô Motoman de 6 eixos com controlador DX100, e uma fonte Fronius com capacidade de corrente de 360A a 100% da potência elétrica.



(a)



(b)

Figura 28 – Equipamento de soldagem utilizado: (a) Vista do dispositivo de soldagem MIG com controle CMT®, acoplado a um robô Motoman, e (b) mesa giratória.

4.1.3 Equipamentos utilizados para análise laboratorial

Para realizar a preparação dos corpos de prova, para análise metalográfica, o corte das amostras foi utilizado o equipamento “*cut-off*” modelo Arocor 60 da marca Arotec, com resfriamento a água, para evitar o aquecimento da amostra. O embutimento foi executado em baquelite preto da marca Arotec, com auxílio de uma embutidora automática modelo PRE-40MI da marca Arotec, sendo o diâmetro do baquelite após embutimento de 40 mm. O lixamento e o polimento das amostras, de forma a garantir uma superfície para análise pelo menos, entre 400X e 500X de aumento, conforme solicitado pela norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾, foram realizados com as lixas de grana 220, 320, 400, 600 e 1200 e com pano para polimento TWI 1 μ m da Arotec e suspensão de água com alumina de 1 μ m da Arotec. Para execução do lixamento e do polimento foi utilizado um equipamento modelo Ploze da marca Teclago.

Para execução do ataque conforme a norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾, foi utilizado uma fonte de corrente direta modelo ITFA 5020 da marca Instrutemp. As análises metalográficas, bem como as análises conforme a norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾, foram realizadas nas instalações da Falcão Bauer, tendo sido utilizado para essas análises o microscópio óptico modelo DX 51, da marca Olympus, com câmera digital modelo C100 da marca Olympus acoplado e um computador do tipo PC da marca DELL. As análises foram realizadas com o auxílio do *software* Analysis da

Olympus. O ensaio de microdureza Vickers foi executado com o equipamento modelo 70 da marca Duravision.

Os ensaios de tração foram realizados conforme as normas ASTM A370⁽⁷⁰⁾ e ASME IX⁽¹²⁾, em máquina universal de ensaios no modelo K30000 da marca Kratos, equipada com célula de carga para até 30 toneladas, extensômetro digital de 25 mm e precisão de 0,01 mm no modelo E-10 da mesma marca do equipamento.

4.2 Métodos

4.2.1 Preparação dos tubos para soldagem

O tubo com diâmetro de 19,05 mm foi segmentado em 15 tubos, com comprimento de 70 mm, em torno mecânico, para maior precisão e melhor acabamento do corte. Depois foram executados 4 cortes longitudinais defasados de 90° com aproximadamente 35 mm, sendo 2 em cada ponta do tubo, em serra rotativa com disco de 1 mm de espessura. Este detalhamento pode ser observado na FIG. 29. Os tubos prontos com seus respectivos detalhamentos podem ser visualizados na FIG. 30.

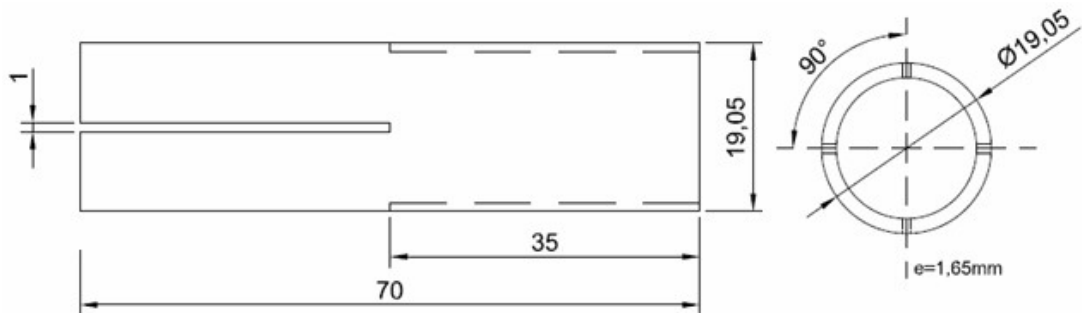


Figura 29 - Projeto utilizado para a execução dos tubos.

Após o corte os tubos foram limpos utilizando lixa d'água, para remoção de rebarbas, seguido de lavagem com detergente nas partes externas e internas, para remoção de óleo e outras impurezas superficiais. Para finalizar a limpeza, foi utilizado equipamento de ultrassom com álcool, em frequência de 80Hz e temperatura de 35°C, por um período de 10 minutos. Os tubos foram então embalados individualmente. A sequência de limpeza pode ser vista na FIG. 31.

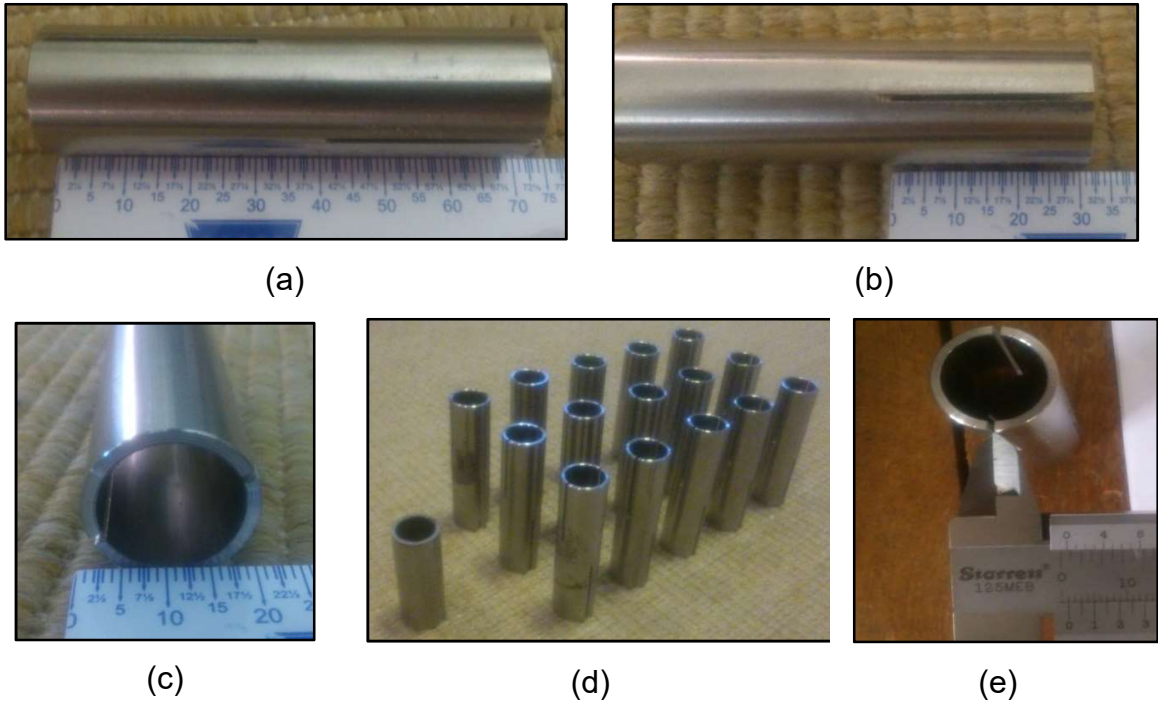


Figura 30 - Tubos preparados para execução dos testes iniciais. (a) comprimento dos tubos; (b) comprimento do corte longitudinal; (c) diâmetro externo do tubo; (d) tubos enfileirados; (e) largura do corte longitudinal.

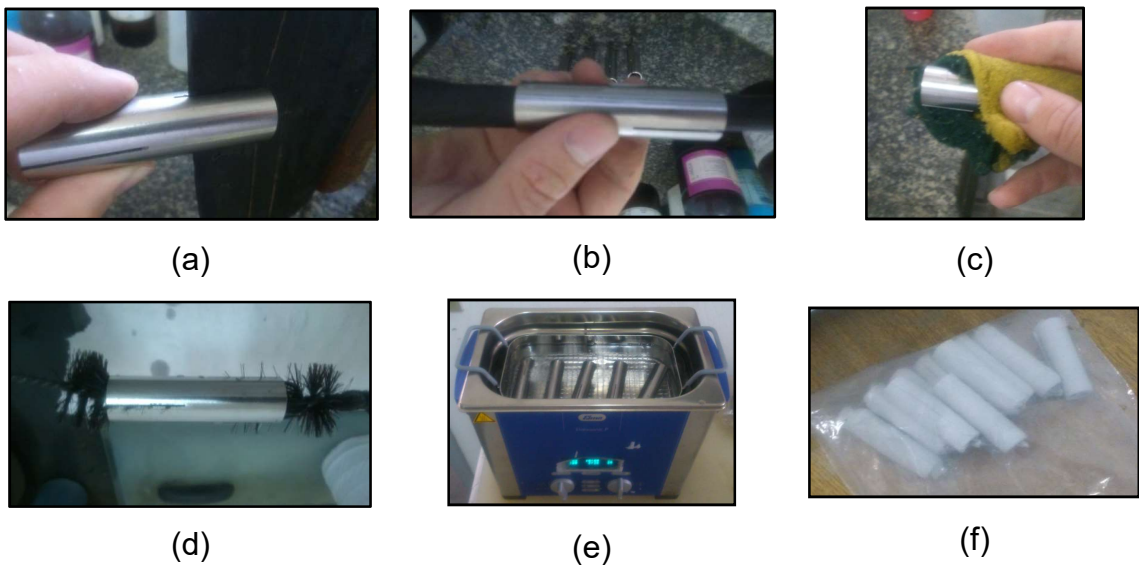


Figura 31 - Limpeza e embalagem dos tubos. (a) lixamento da região de corte; (b) lixamento da região interna; (c) limpeza externa com esponja; (d) limpeza interna com escova; (e) limpeza em ultrassom; (f) embalagem para transporte.

O tubo com diâmetro de 48,20 mm foi segmentado em tubos com comprimentos de 30 mm e de 75 mm, sendo o primeiro utilizado para testes preliminares e o segundo para confecção das amostras para ensaio de tração,

análise metalográfica e ensaio de corrosão. O corte foi realizado em torno mecânico, para maior precisão e melhor acabamento do corte, posteriormente foi executado um chanfro com bisel de 25°, conforme ilustrado na FIG. 32.

Após o corte, os tubos foram limpos de forma similar à utilizada para os tubos de 19,05mm de diâmetro externo.

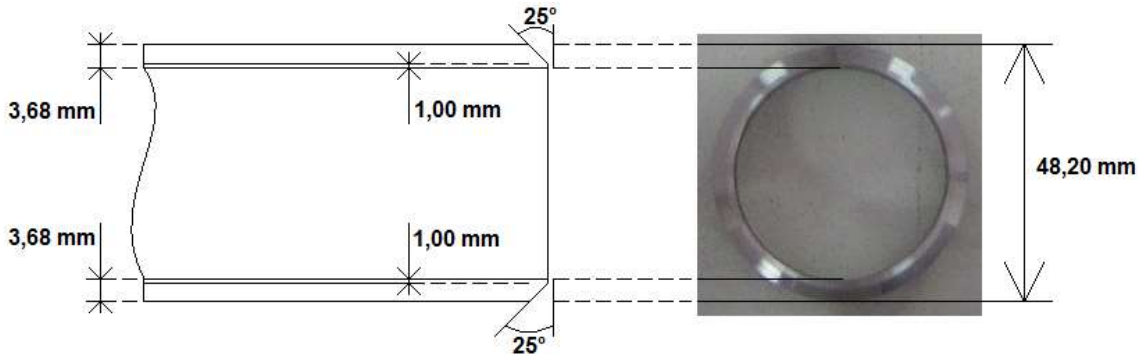


Figura 32 - Detalhamento do chanfro utilizado na preparação para soldagem.

4.2.2 Execução da soldagem dos tubos

Após a limpeza, os tubos foram levados para a soldagem na empresa Fronius do Brasil, onde foi executada a soldagem MIG com controlador CMT®, a qual foi realizada em aparato mostrado na FIG. 28.

Os tubos com diâmetro de 19,05 mm foram numerados e ponteados, de forma a manter a abertura de 1 mm, para evitar variações durante a execução da soldagem, conforme pode ser visto na FIG. 33.



Figura 33 - Tubos numerados e ponteados. (a) tubos numerados; (b) medição do chanfro após ponteamto.

Os tubos com diâmetro de 19,05 mm foram soldados com o auxílio de um elemento de fixação e colocados na posição de soldagem, a fim de garantir a

posição dos chanfros na sua geratriz superior. Os ângulos de deslocamento da tocha e de trabalho da tocha foram mantidos em 90° , sendo esses parâmetros pré-fixados para todas as soldas executadas. As etapas são visualizadas na FIG. 34. Após a execução da soldagem, cada tubo teve a sua numeração reforçada para evitar trocas de amostras.

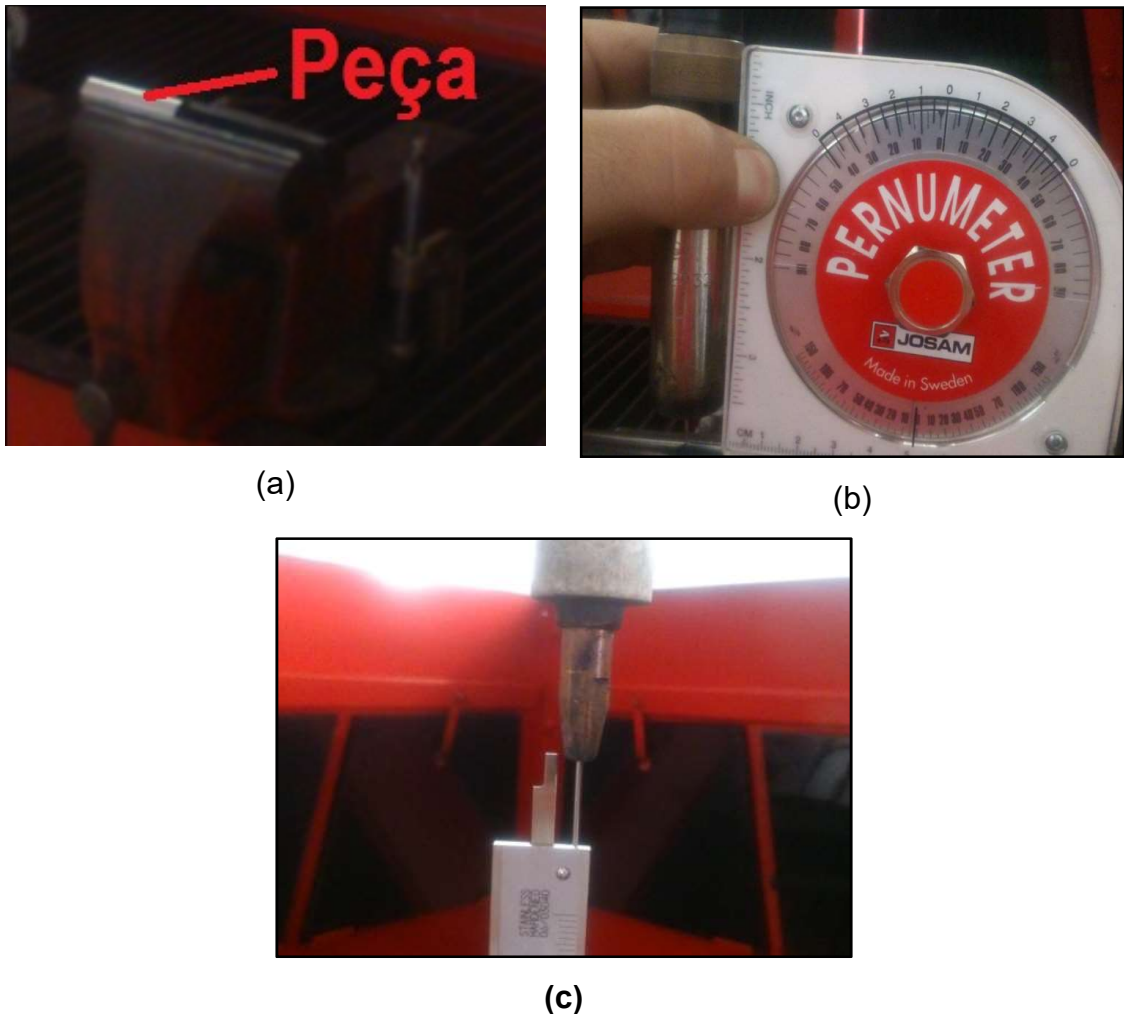


Figura 34 - Verificação do posicionamento da tocha e do tubo, bem como o *stickout*.
(a) peça presa ao elemento de fixação; (b) verificação do ângulo de trabalho e do ângulo de deslocamento da tocha; (c) verificação do *stickout* utilizado durante o processo de soldagem.

Para a realização da soldagem, os tubos com diâmetro de 48,20 mm foram ponteados com auxílio de um gabarito e com a utilização de um dispositivo interno, para segurar o chanfro na posição de solda, o gabarito é ilustrado na FIG.35.



Figura 35 - Dispositivo utilizado para ponteamento.

Para execução da purga interna, foi utilizado o dispositivo mostrado na FIG. 36, de forma a garantir um confinamento suficiente do gás durante a soldagem. O gás utilizado para a purga foi o nitrogênio puro, com vazão de 12 litros/minuto. Após a execução da soldagem, cada tubo teve a sua numeração reforçada.



Figura 36 - Dispositivo utilizado para garantir a purga interna do tubo.

Para os dois modelos de tubo, com diâmetro de 19,05 mm e diâmetro de 48,20 mm, o equipamento foi ajustado para a curva de soldagem pré-programada. Além dos parâmetros mencionados acima, também foram pré-fixados os parâmetros mostrados na TAB. 3.

Tabela 3 - Parâmetros de soldagem pré-fixados para os tubos com diâmetros de 19,05 mm e 48,20 mm.

Diâmetro do tubo	Vazão de gás (Ar+2,5%N ₂)	Abertura de raiz	Velocidade de soldagem	Correção DIN
19,05 mm	12 l/minuto	1,0 mm	10,00 mm/s	0%
48,20 mm	12 l/minuto	1,5 mm	8,75 mm/s	0%

Os parâmetros aplicados na execução da soldagem dos tubos com diâmetros de 19,05 mm e 48,20 mm são apresentados nas TAB. 4, 5 e 6.

A TAB. 4 foi montada com base em resultados obtidos por ensaios aleatórios, com base em testes preliminares, onde foi constatado que utilizando velocidade de alimentação do arame inferior a 300 cm/min não é possível estabelecer o arco elétrico. Foi montada uma matriz de delineamento de experimentos variando a velocidade de alimentação do arame (VA) entre 300 cm/min. e 400 cm/min. No processo GMAW com controle CMT a velocidade de alimentação do arame influi diretamente na tensão de soldagem, parâmetro este essencial à abertura e manutenção do arco elétrico.

Tabela 4 - Parâmetros de soldagem utilizados para as condições de 1 a 4 com diâmetro de 19,05 mm.

Condição	Solda	CA (%)	VA (cm/min)	Condição	Solda	CA (%)	VA (cm/min)
1	A	0	300	3	A	+10	300
	B	0	340		B	+10	340
	C	0	380		C	+10	380
	D	0	400		D	+10	400
2	A	-10	300	4	A	+20	300
	B	-10	340		B	+20	340
	C	-10	380		C	+20	380
	D	-10	400		D	+20	400

Com base nos resultados obtidos para o tubo com diâmetro de 19,05 mm, foram realizadas soldagens com o tubo de 48,20 mm, aumentando o VA gradativamente visando à obtenção de penetração total. Em razão da espessura do tubo de 48,20 mm ser superior a espessura do tubo de 19,05 mm, os testes foram realizados utilizando VA de 400 cm/min, como ponto de partida, variando de 100 cm/min até 800 cm/min, com o intuito de obter penetração total. Os parâmetros utilizados são apresentados na TAB. 5

Tabela 5 - Parâmetros de soldagem utilizados para as condições de 5 a 9 com diâmetro de 48,2 mm.

Condição	Processo	CA (%)	VA (cm/min)
5	CMT	0	400
6	CMT	0	500
7	CMT	0	600
8	CMT	0	700
9	CMT	0	800

Iniciou-se uma nova sequência de testes utilizando o GMAW com controle CMT, usando arco pulsado intermitente com o curto-circuito, sendo que nessas condições, este processo permite uma maior energia de soldagem, proporcionando assim uma maior penetração de solda na junta.

O ponto de partida estabelecido para os testes com esta variação do processo foi o VA de 600 cm/min, sendo este variado em 50 cm/min até se obter penetração total. Na escolha da velocidade de alimentação de 60 cm/min, se constatou que para o processo CMT aplicado à espessura do tubo, que valores abaixo deste VA o arco elétrico não é estável.

Tabela 6 - Parâmetros de soldagem utilizados para as condições de 10 a 14 com diâmetro de 48,2 mm.

Condição	Processo ¹	CA (%)	VA (cm/min)
10	CP	-5	600
11	CP	-5	650
12	CP	-5	700
13	CP	0	700
14	CP	+5	700

(1) CP = CMT + Pulsado

Na execução dos ensaios, o CA foi fixado em -5%, sendo que após a obtenção da penetração total, que ocorreu para o VA de 700 cm/min, o CA foi

aumentado para 0% e +5%. Os parâmetros utilizados para execução da soldagem são mostrados na TAB. 6.

4.2.3 Execução da análise visual e dimensional dos cordões de solda

Inicialmente foi realizada a caracterização para as juntas do tubo com diâmetro de 19,05 mm. Para caracterização das juntas soldadas foi realizado o ensaio visual conforme norma ASME IX⁽¹²⁾, onde foram descartadas todas as juntas soldadas que não apresentaram penetração total na raiz. As amostras foram então cortadas e embutidas tendo sido realizada análise dimensional, conforme as normas ISO 5817⁽⁶⁷⁾ nível B e ASME BPE⁽⁶⁸⁾.

Os tubos com diâmetro de 48,20 mm também foram inicialmente caracterizadas por inspeção visual, conforme norma ASME IX⁽¹²⁾. Foram reprovadas as condições de soldagem que não obtiveram penetração total, ou que apresentaram outras descontinuidades visuais, tais como: perfuração e falta de fusão.

4.2.4 Execução dos ensaios mecânicos

As condições de soldagem 12, 13 e 14 foram utilizadas para ensaios de microdureza, conforme a norma ASTM E384⁽⁷¹⁾. O perfil de microdureza utilizado para este foi executado com distância entre as marcações de 0,5 mm a partir do centro da ZF, tendo as marcações sido realizadas na seção transversal da solda ao centro da espessura, conforme croqui ilustrado na FIG. 37.

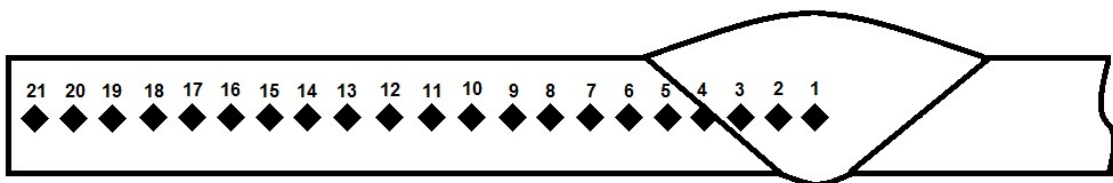


Figura 37 – Croqui representativo para a execução do ensaio de microdureza Vickers.

Os corpos-de-prova para ensaio de tração foram preparados com base na norma ASME IX⁽¹²⁾, a qual permite 2 tipos diferentes de corpo-de-prova para

ensaio de tração em tubos com espessura inferior a 25,4 mm (1 polegada) e diâmetro externo inferior a 76,2 mm (3 polegadas). Para este caso, é possível optar pela execução de teste com corpo-de-prova *full size*, o que é recomendável, porém em razão da capacidade de carga necessária para romper o corpo-de-prova com esta área das ser superior a 30 Toneladas, os corpos-de-prova de tração foram usinados com seção reduzida. O corpo-de-prova com seção reduzida é a segunda opção presente na norma ASME IX⁽¹²⁾, sendo que este deve ser usinado conforme ilustrado a FIG. 38.

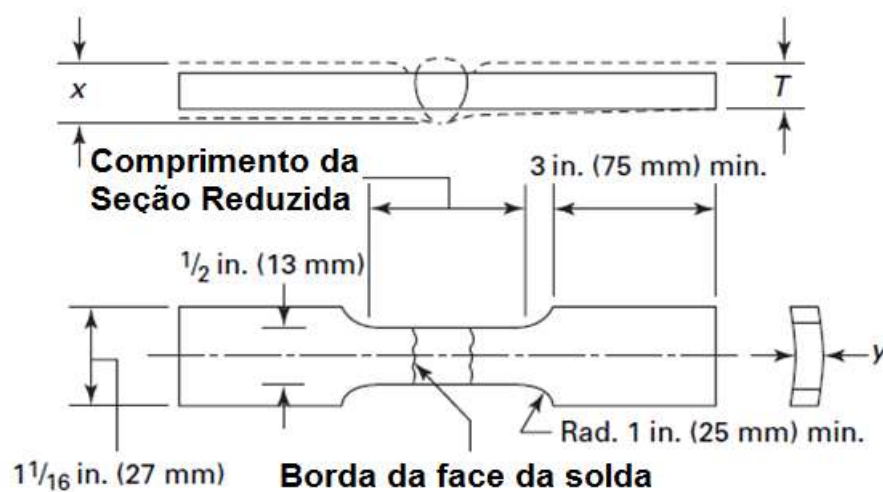


Figura 38 - Modelo de corpo-de-prova reduzido, para ensaio de tração ⁽¹²⁾.

Conforme descrito na norma ASME IX⁽¹²⁾, os reforços de solda tanto da face quanto da raiz devem ser removidos, de modo que essas regiões fiquem na mesma altura do metal de base, de modo que os esforços na amostra sejam distribuídos de forma igual, tanto na solda quanto no metal de base. Caso os reforços não fossem usinados seria possível que, a ruptura ocorresse no metal de base mesmo para casos onde a solda apresente uma resistência menor, pelo fato de os reforços aumentarem a área da seção transversal da solda. Além disso, a região descrita na FIG. 38 como “Comprimento da Seção Reduzida” não pode ser inferior a 3 vezes a largura da solda, devendo a solda ser centralizada nesta área.

O modelo de corpo-de-prova reduzido foi também escolhido pelo fato de facilitar o emprego do extensômetro, para determinação do limite de escoamento do material, além de facilitar a medição do alongamento. Embora a norma não solicite a realização das medições dessas propriedades e não traga um critério de aceitação para tal, neste estudo essas propriedades foram mensuradas, tendo sido

usado como critério às propriedades mecânicas de tração presentes nas normas ASTM A789⁽²⁴⁾ e ASTM A790⁽²⁵⁾. Como a norma ASME IX⁽¹²⁾ não especifica a metodologia para determinação do alongamento e do limite de escoamento, a determinação dessas propriedades foi realizada conforme a norma ASTM A370⁽⁷⁰⁾.

Com base na descrição acima e na norma ASME IX⁽¹²⁾, os critérios de aceitação para este ensaio estão descritos na sequência.

O limite de resistência do metal de solda deve ser superior ao mínimo especificado em norma, para o metal de base utilizado. Neste caso conforme as normas ASTM A789⁽²⁴⁾ e ASTM A790⁽²⁵⁾, o UNS S32750 apresenta limite de resistência a tração mínimo de 800 MPa;

Caso a ruptura ocorra fora da solda ou da sua interface, portanto no metal de base, o resultado obtido para o limite de resistência não pode ser inferior a 95% do limite de resistência especificado em norma, levando em consideração a norma aplicada ao metal de base correspondente. Sendo assim, o valor mínimo aceitável para ruptura da junta soldada no metal de base é de 760 MPa;

O limite de escoamento, independentemente se a ruptura ocorreu no metal de base ou no metal de solda, deve ser superior ao mínimo especificado na norma aplicável. Neste caso conforme as normas ASTM A789⁽²⁴⁾ e ASTM A790⁽²⁵⁾, o UNS S32750 apresenta limite de escoamento mínimo de 550 MPa;

A porcentagem de alongamento, independentemente se a ruptura ocorreu no metal de base ou no metal de solda deve ser superior ao mínimo especificado na norma aplicável. Neste caso conforme as normas ASTM A789⁽²⁴⁾ e ASTM A790⁽²⁵⁾, o UNS S32750 apresenta uma porcentagem de alongamento mínimo de 15%.

Para execução do ensaio de tração, cada corpo de prova foi usinado em fresadora mecânica, conforme perfil indicado na FIG. 38. Esta etapa foi realizada nas instalações da empresa Metalbrax Indústria Metalúrgica Ltda. Na FIG. 39 são mostrados os corpos de prova após a usinagem.



Figura 39 - Corpos de prova aplicados para a condição 12 usinados conforme norma ASME IX⁽¹²⁾.

Após a usinagem, os materiais foram levados a Falcão Bauer para execução dos ensaios de tração. Cada corpo-de-prova teve os reforços tanto da face quanto da raiz removidos por lixamento, conforme FIG. 40 e 41, tendo sido pintados com tinta azul, com auxílio de um pincel. Após a pintura, foi realizada a marcação do comprimento inicial, utilizando como base 40 mm, garantindo que a solda ficasse localizada ao centro da amostra, conforme mostra a FIG. 42.



Figura 40 - Corpo de prova com o reforço da face removido por lixamento.



Figura 41 - Corpo de prova com o reforço da raiz removido por lixamento.



Figura 42 - Marcação do comprimento inicial, para medição do alongamento.

Para realização do ensaio de tração, o corpo de prova marcado tem suas dimensões iniciais de largura e espessura medidas, para que esses dados sejam lançados no *software*. A célula de carga do equipamento de tração realiza a medição de força em kgf, sendo que para se obter os limites de resistência e escoamento, o *software* calcula a área, com base nos dados de entrada mencionados e utiliza como divisor da força encontrada pela célula de carga. O comprimento inicial da região marcada é confirmado com paquímetro.

A amostra é então colocada nas garras do equipamento, de modo que a solda fique localizada ao centro. Nesta etapa também é colocado o extensômetro, o qual também deve garantir que a solda se encontra ao centro. A FIG. 43 ilustra este momento, antes do início do ensaio de tração. O ensaio é iniciado e corre em velocidade constante de 5 mm/minuto até que o extensômetro indique uma deformação de 1%. Neste momento o ensaio é interrompido para remoção do extensômetro. Após a remoção do extensômetro, o ensaio é reiniciado até que ocorra a ruptura do corpo de prova, sendo que a velocidade desta etapa é mantida constante em 50 mm/minuto.

Após o término do ensaio de tração de cada corpo-de-prova, o *software* do equipamento calculou os limites de resistência e escoamento, e o corpo-de-prova é montado novamente de forma que foi possível executar a medição do comprimento final da região marcada, conforme ilustrado na FIG. 44, sendo assim, o alongamento após ruptura do material foi calculado pela equação 3.

$$\%Al = \frac{L_f - L_0}{L_0} \quad (3)$$

onde %Al é a porcentagem de alongamento, o L_f é o alongamento final, medido após o ensaio conforme ilustrado na FIG. 44, e o L_0 é o alongamento inicial, medido antes do ensaio, utilizando as mesmas marcações ilustradas na FIG. 44.

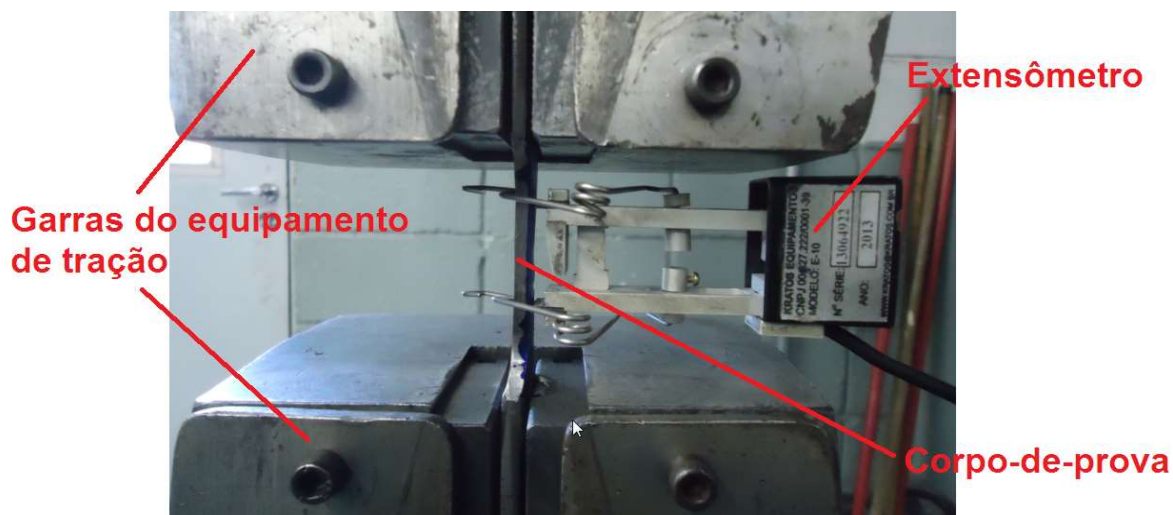


Figura 43 – Fase inicial do ensaio de tração.



Figura 44 - Medida do comprimento final do corpo-de-prova.

As amostras de tração foram levadas ao microscópio eletrônico de varredura (MEV), para uma análise mais detalhada da fratura sofrida pelos corpos de prova de tração. O equipamento utilizado para a análise foi o MEV do tipo Tabletop modelo TM3000 da marca HITACHI alocado nos centros CCTM e no CLA (Centro de Laser de Aplicações) do IPEN.

Para executar a análise com auxílio do MEV, foram selecionadas 3 amostras. A primeira amostra representa o resultado obtido para a amostra que obteve o valor mais alto para o resultado de alongamento, sendo as outras 2 amostras as que obtiveram os resultados mais baixos.

4.2.5 Execução do ensaio de corrosão

As condições de soldagem 12, 13 e 14 foram submetidas a ensaio de corrosão, tendo sido utilizado o método “A” descrito na norma ASTM G48⁽⁷²⁾. As amostras foram cortadas com 15 mm de largura e comprimento de aproximadamente 1/2 do diâmetro do tubo. Os reforços da face quanto da raiz foram removidos, sendo que as amostras podem ser vistas na FIG. 45.



Figura 45 – Amostras utilizadas para ensaio de corrosão.

Para execução do ensaio de corrosão foi preparada uma solução ácida contendo aproximadamente 6%FeCl₃ em massa. A preparação da solução foi realizada, conforme descrito na norma, onde 100g de FeCl₃.6H₂O foram dissolvidos em 900 ml de reagente.

O ensaio foi realizado na temperatura de 40°C ± 2°C, a qual foi mantida por meio de uma chapa aquecedora modelo AGI.114.1001 da marca Ethik Technology, por um período de 96 horas. A execução do ensaio para as 4 amostras pode ser vista na FIG. 46. Para medição da temperatura foi utilizado um termômetro de vidro Incoterm.

Antes e após a execução do ensaio de corrosão, as amostras foram pesadas utilizando uma balança analítica modelo AUY220 da marca Shimadzu com precisão de 0,1 mg. Essa análise é realizada com o intuito de avaliar se a perda de massa.

Após a execução dos ensaios de corrosão para cada amostra, essas tiveram as suas superfícies analisadas com o auxílio de um estereoscópio modelo SZ61 da marca Olympus, tendo sido aplicado aumento de 20X.

Também foi realizada uma análise utilizando a temperatura de $90^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$, por ser a temperatura crítica para formação de *pitting* (CPT) no aço UNS S32750⁽²⁰⁾. Para análise foi empregada metodologia similar a aplicada na temperatura de 40°C . O tempo de permanência na temperatura de 90°C foi de 24 horas.

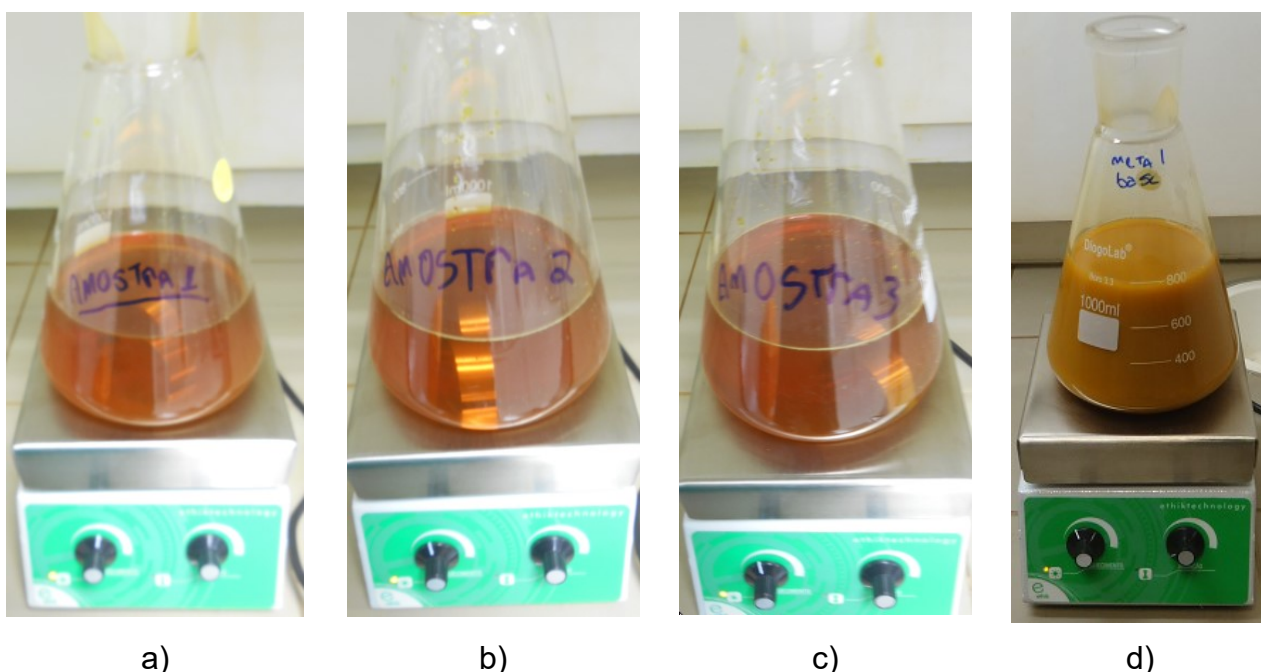


Figura 46 – Amostras sendo ensaiadas. a) Condição 12; b) Condição 13; c) Condição 14; d) Metal de base

Antes de cada pesagem as amostras foram devidamente lavadas, utilizando água corrente e álcool para eliminação de resíduos provenientes da solução ácida, evitando dessa forma uma imprecisão na leitura.

Os resultados obtidos nos testes de corrosão foram utilizados para cálculo da taxa de corrosão, conforme descrito pela prática “C” presente na norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾, a qual descreve que os ensaios para o material UNS S32750 devem ser executados na temperatura de 40°C , onde a perda de massa é menor ou igual a 10 mdd ($\text{mg}/[\text{dm}^2 \times \text{dias}]$). O cálculo deve ser executado conforme a equação 4.

$$\text{Taxa de corrosão (mdd)} = \frac{\text{perda de massa (mg)}}{\text{área superficial (dm}^2) \times \text{tempo (dias)}} \quad (4)$$

4.2.6 Execução da análise microestrutural

As condições de soldagem 12, 13 e 14 foram submetidas à análise microestrutural, com quantificação de ferrita e austenita utilizando-se um microscópio Olympus BX-43 com câmera acoplada e software Zeiss. No ataque metalográfico utilizou-se o reagente Behara, contendo 50ml de HCl, 50ml de água.

Para a execução da preparação metalográfica, foi utilizada a técnica de lixamento manual, que consiste em se lixar a amostra sucessivamente com lixas de granulometria cada vez menor, mudando-se de direção (90°) em cada lixa subsequente até desaparecerem os traços da lixa anterior, tal técnica é ilustrada pela FIG. 47.

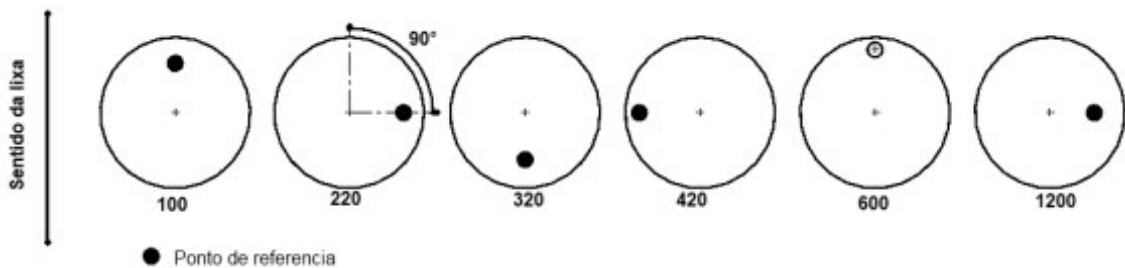


Figura 47 - Metodologia aplicada ao polimento das amostras.

Para o polimento a técnica aplicada foi a de executar a translação desta ao redor do eixo central de rotação do pano para polimento, porém em sentido oposto ao da rotação do pano, conforme ilustrado na FIG. 48. Para o lixamento foi utilizado a velocidade 1 do equipamento, já para o polimento foi utilizado a velocidade 2 do equipamento.



Figura 48 - Metodologia aplicada ao polimento das amostras.

Além disso, foram preparadas amostras para análise metalográfica, tendo sido utilizada a mesma metodologia de preparação, porém essas foram atacadas conforme a prática A presente na norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾, utilizando hidróxido de sódio (NaOH), para avaliação da presença de precipitados de fases

intermetálicas, que são deletérias as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos aços super duplex. Nesta metodologia existem três possibilidades, onde a microestrutura pode ser identificada como não afetada, possivelmente afetada ou afetada.

Diz-se que uma microestrutura é não afetada quando não se identifica um ataque mais acentuado na região de contorno das fases. As estruturas possivelmente afetadas possuem alguns pontos isolados de ataque mais acentuado. Já para as estruturas afetadas, é possível notar largas regiões onde ocorreu um ataque mais acentuado, sendo essas localizadas entre as fases ferrita e austenita. Essas regiões formam pontos extremamente escuros⁽⁶⁹⁾. Os três diferentes casos mencionados estão ilustrados na FIG. 49.

Para as amostras ilustradas como tendo sido trabalhadas mecanicamente, todas as microestruturas ilustram o corte no sentido longitudinal das fibras.

Para execução deste ensaio, as amostras foram preparadas de modo que fosse possível avaliar toda a espessura do metal de base e da zona fundida (metal de solda – MS), desde a extremidade da face até a extremidade da raiz, tendo sido avaliada todas as regiões desde o metal de base, passando pela ZTA e pelo MS por completo até chegar ao metal de base na outra extremidade da amostra, conforme solicitado pela norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾.

O critério de aceitação para este ensaio, conforme a norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾, é dado pelo tipo de estrutura, o material somente pode ser aprovado caso a estrutura obtida seja a não afetada. Caso contrário, o material não pode ser ainda rejeitado, devendo ser aplicado o método B ou C, indicados na mesma norma.

Portanto, o método A é utilizado somente para uma aprovação rápida, não podendo ser utilizados para reprovação. O método B prevê a avaliação por meio da execução de ensaio de impacto, não sendo aplicável pela reduzida espessura das amostras não permitir a confecção dos corpos-de-prova para esta prática. O método C prevê a taxa de corrosão do material, conforme explicado no item 4.2.5.

Para execução do ataque, o material a ser estudado foi utilizado como anodo e uma barra de aço inox foi utilizada como catodo, tendo sido aplicado uma tensão de 3,0 volts por um período de aproximadamente 60 segundos.

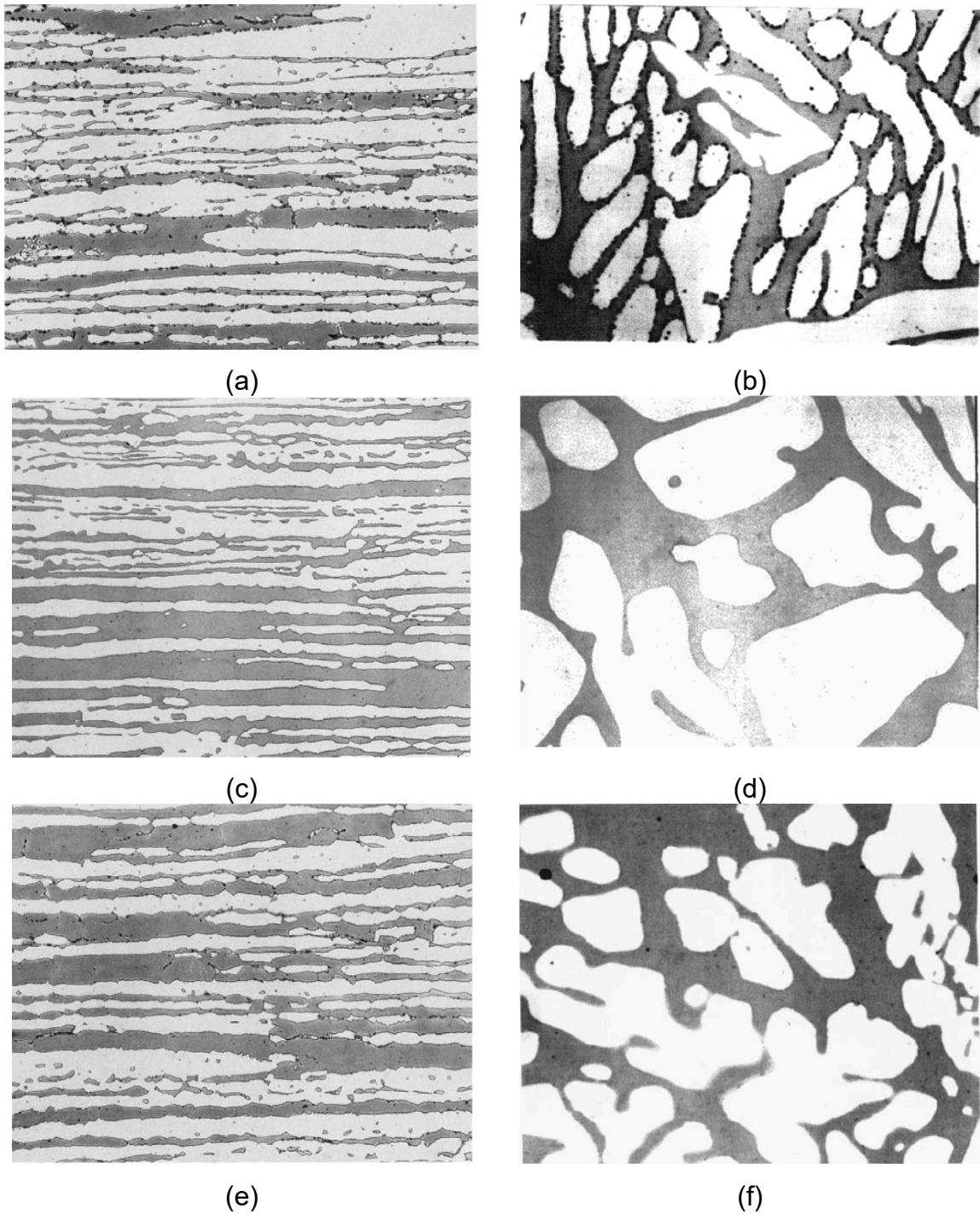


Figura 49 – Classificação utilizada para identificação de fases deletérias: (a) Região afetada em aços trabalhados mecanicamente; (b) Região afetada em aços fundidos; (c) Região não afetada em aços trabalhados mecanicamente; (d) Região não afetada em aços fundidos; (e) Região possivelmente afetada em aços trabalhados mecanicamente; (f) Região possivelmente afetada em aços fundidos⁽⁶⁹⁾.

A solução aplicada para este ataque foi a mesma descrita na norma, utilizando 40g de hidróxido de sódio (NaOH) diluído em 100 ml de água. Após a realização do ataque pelo tempo descrito acima, a amostra foi lavada com água corrente, para interromper o ataque, e imediatamente lavada com álcool para facilitar a secagem, tendo sido esta realizada com auxílio de um secador.

A solução aplicada para este ataque foi a mesma descrita na norma, utilizando 40g de hidróxido de sódio (NaOH) diluído em 100 ml de água. Após a realização do ataque pelo tempo descrito acima, a amostra foi lavada com água corrente, para cessar o ataque, e imediatamente lavada com álcool para facilitar a secagem, tendo sido esta realizada com auxílio de um secador.

Para análise metalográfica das amostras utilizando o MEV foi adotado o mesmo procedimento que foi realizado para as amostras obtidas do ensaio de tração. Essas amostras foram levadas ao MEV para avaliação microestrutural com auxílio de EDS, para identificação das fases presentes. O reagente utilizado para ataque das amostras na realização da análise com MEV foi a mesma solução aplicada para análise conforme a norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾, utilizando 40g de hidróxido de sódio (NaOH) diluído em 100 ml de água

5 Resultados e Discussão

5.1 Parâmetros de soldagem X Aporte de Calor

As soldagens para os tubos com diâmetro de 19,05 mm foram realizadas utilizando os parâmetros mostrados na TAB. 4. Na TAB. 7 são apresentados os resultados obtidos para os seguintes parâmetros de soldagem: tensão, corrente e aporte de calor.

As soldagens para os tubos com diâmetro de 48,20 mm foram realizadas utilizando os parâmetros mostrados nas TAB. 5 e 6. Na TAB. 10 e 11 são apresentados os resultados dos seguintes parâmetros de soldagem: tensão, corrente e aporte de calor.

O valores do aporte de calor mostrados nas TAB. 7, 10 e 11 foram calculados com base na equação 2, porém desconsiderando o rendimento do processo, devido à falta de dados para inclusão deste item na equação.

Os resultados obtidos na TAB. 7 variaram entre 87 J/mm e 158 J/mm, estando esses muito abaixo da faixa recomendada para a soldagem, entre 500 J/mm e 2000 J/mm, conforme Tavares⁽¹⁵⁾, em consequência da utilização de VA superior a 400 cm/min ter-se excessos de deposição tanto na raiz quanto na face da solda, resultando em dimensões acima do especificado. Já o valor mínimo foi pré-fixado em 300 cm/min, devido ao fato de abaixo deste valor o arco de solda ser instável, gerando diversos pontos de deposição insuficiente.

Com base nos resultados obtidos na TAB. 7, foram montadas as TAB. 8 e 9. Na TAB. 8 está apresentada a média dos resultados obtidos para o comprimento de arco (CA), considerando a velocidade de alimentação do arame (VA) constante. A TAB. 9 apresenta a média dos resultados obtidos para a velocidade de alimentação do arame (VA), considerando o comprimento de arco (CA) constante.

Tabela 7 - Parâmetros de soldagem utilizados para diâmetro de 19,05 mm, onde CA é o comprimento de arco e o VA é a velocidade de alimentação.

Condição	Solda	CA (%)	VA (cm/min.)	Corrente (A)	Tensão (V)	Aporte de Calor ^{1,2} (J/ mm)
1	A	0	300	87	11,1	97
	B	0	340	97	12,0	116
	C	0	380	114	11,8	135
	D	0	400	119	12,1	144
2	A	-10	300	86	10,1	87
	B	-10	340	101	10,6	107
	C	-10	380	106	11,4	121
	D	-10	400	121	11,4	138
3	A	+10	300	90	11,1	100
	B	+10	340	102	12,1	123
	C	+10	380	114	12,2	139
	D	+10	400	123	12,8	157
4	A	+20	300	89	11,9	106
	B	+20	340	101	12,3	124
	C	+20	380	113	12,2	138
	D	+20	400	120	13,2	158

(1) Aporte de calor calculado desprezando o rendimento térmico do processo GMAW aplicado.

(2) Velocidade de soldagem constante de 10 mm/s

Na TAB. 8 é mostrado que o parâmetro CA (comprimento de arco) possui maior influência sobre a tensão, em relação à corrente a variação foi menor sendo muito baixa (1,76%), podendo ser atribuída a incerteza de medição do próprio equipamento.

Na TAB. 9 são observados que o parâmetro VA (velocidade de alimentação do arame) possui maior influência sobre a corrente, porém a influência sobre a tensão também ocorreu, sendo inferior a 5% (4,66%)

Tabela 8 - Resultados obtidos para soldagem utilizando o processo CMT, considerando a velocidade de alimentação do arame (VA) constante.

CA (%)	Corrente (A)	Tensão (V)	Aporte de Calor (J/mm)
-10	104	10,8	113
0*	104	11,7	123
10	107	12	130
20	103	12,4	132
Desvio Padrão	1,76%	5,54%	6,65%

*Para CA=0% o comprimento de arco real é de 2mm.

Tabela 9 - Resultados obtidos para soldagem utilizando o processo CMT, considerando o comprimento de arco (CA) constante.

VA (cm/min)	Corrente (A)	Tensão (V)	Aporte de Calor (J/mm)
300	88	11	98
340	100	11,7	118
380	109	11,9	133
400	121	12,3	149
Desvio Padrão	13,26%	4,66%	17,78%

Com relação ao aporte de calor, nota-se que a variação do VA apresenta maior influência do que a variação do CA, sendo esta quase 3 vezes superior.

Os resultado obtido nas TAB. 10 e 11 variam entre 156 J/mm e 442 J/mm sendo estes valores inferiores ao mínimo de 500 J/mm recomendado por Tavares⁽¹⁶⁾.

Dentro das condições aplicadas ao tubo com diâmetro de 48,20 mm, o arco elétrico não foi estável para VA de 400 cm/min e 500 cm/min, chegando a extinguir em alguns instantes, resultando em uma solda descontínua com falta de deposição em diversos pontos ao longo desta. O arco elétrico somente se torna estável para VA de 600 cm/min, sendo que não foi possível obter penetração para nenhum dos casos avaliados com VA de até 800 cm/min, sendo que para o VA de 800 cm/min obtém-se um reforço de face com altura excessiva.

Tabela 10 - Resultados obtidos para soldagem utilizando o processo CMT.

Condição	Processo	CA (%)	VA (cm/min)	Corrente (A)	Tensão (V)	Aporte de Calor ^{1, 2} (J/ mm)
5	CMT	0	400	126	12,4	156
6	CMT	0	500	143	12,8	183
7	CMT	0	600	171	13,3	227
8	CMT	0	700	188	14,1	265
9	CMT	0	800	212	14,6	310

(1) Aporte de calor calculado desprezando o rendimento térmico do processo GMAW aplicado.

(2) Velocidade de soldagem constante de 8,75 mm/s

Tabela 11 - Resultados obtidos para soldagem utilizando o processo CMT com arco pulsado.

Condição	Processo ¹	CA (%)	VA (cm/min)	Corrente (A)	Tensão (V)	Aporte de Calor ^{2, 3} (J/ mm)
10	CP	-5	600	134	19,2	294
11	CP	-5	650	148	20,3	343
12	CP	-5	700	160	21,5	394
13	CP	0	700	164	22,3	418
14	CP	+5	700	163	23,7	442

(1) CP = CMT + Pulsado

(2) Aporte de calor calculado desprezando o rendimento térmico do processo GMAW aplicado.

(3) Velocidade de soldagem constante de 8,75 mm/s

Para a realização da soldagem CMT aplicada aos tubos com diâmetro de 48,20 mm, o valor mínimo para o VA (velocidade de alimentação do arame) foi pré-fixado em 400 cm/min, levando-se em consideração os resultados obtidos para o tubo com diâmetro de 19,05 mm, os quais foram apresentados na TAB. 7. Como o tubo com diâmetro de 48,20 mm possui uma espessura aproximadamente duas vezes superior a espessura do tubo com diâmetro de 19,05 mm, utilizou-se como ponto de partida o VA para o qual se obteve penetração total para o tubo de diâmetro menor. Já o valor máximo foi estabelecido em 800 cm/min para o processo

CMT puro, conforme apresentado na tabela 10, em razão da análise visual durante a soldagem ter apresentado um reforço de solda com altura excessiva, mesmo não tendo sido observada penetração total. Para o processo CMT com arco pulsado o valor máximo do VA foi estabelecido em 700 cm/min, pois com este parâmetro obteve-se penetração que pode ser observada com análise visual, sem presença de descontinuidades superficiais tanto na face quanto na raiz da solda.

Os resultados obtidos para a energia de soldagem se encontram abaixo do especificado por Tavares⁽¹⁶⁾, pois o processo CMT utiliza aporte de calor mais baixo do que o processo GMAW convencional, além disso os valores mencionados por Tavares⁽¹⁶⁾ levam em conta a obtenção de uma microestrutura com o correto balanço de Austenita e Ferrita, e a formação de fases deletérias, porém não é levada em consideração a adição de Nitrogênio, que modifica o balanço de fases e a possibilidade de precipitação de fases deletérias.

5.2 Parâmetros de soldagem X Geometria do cordão

Para as amostras soldadas utilizando os tubos com 19,05 mm de diâmetro, os cordões de soldagem não apresentaram descontinuidades na superfície. As amostras soldadas para os tubos com diâmetro de 19,05 mm são mostradas na FIG. 50.



Figura 50 - Amostras soldadas e numeradas, conforme condições indicadas na TAB. 7.

Para a avaliação da geometria do cordão de solda, foram desconsideradas as condições que apresentaram falta de penetração, tendo sido avaliadas somente as condições que apresentaram penetração total.

As condições de soldagem reprovadas foram: 1A, 1B, 2A, 2B, 2C, 3A, 3B, 4A e 4B. A falta de penetração obtida para essas condições de soldagem foram atribuídas ao baixo aporte de calor. Conforme mostrado na TAB. 7, o aporte de calor aplicado as condições de soldagem que apresentaram falta de penetração variou entre 87 J/mm e 124 J/mm, enquanto que para as condições de soldagem que apresentaram penetração total o aporte de calor variou entre 135 J/mm e 158 J/mm. Os resultados obtidos para a medição do cordão de solda são mostrados na TAB. 12.

Tabela 12 - Resultados obtidos na avaliação geométrica do cordão de solda.

Condição	Solda	Reforço (mm)	Largura (mm)	Penetração (mm)
1	C	1,50	4,92	2,35
	D	1,81	4,53	2,06
2	D	2,07	4,62	2,09
3	C	1,57	4,54	2,09
	D	1,40	5,70	2,67
4	C	1,36	5,48	2,76
	D	1,90	4,40	1,80

Comparando a TAB. 12 com a tabela 6, nota-se que mesmo para energias de soldagem inferiores a 500 J/mm foi possível obter penetração total para o tubo com diâmetro de 19,05 mm, sendo a energia mínima aplicada para tal de 135 J/mm.

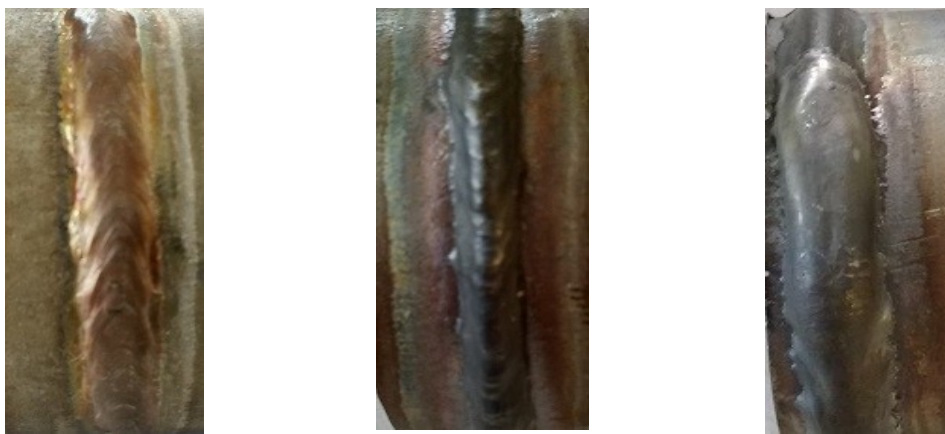
Conforme a norma ISO 5817 nível B, a altura do reforço de solda deve ser inferior a 1,50 mm, enquanto a penetração máxima permissível para a espessura de 1,65 mm é de 2,65 mm.

Aplicando o critério da altura do reforço, conforme mencionado, somente as condições 3D e 4C são aprovadas, porém ambas possuem penetração superior a 2,65 mm, portanto todas as condições de soldagem aplicadas ao tubo com diâmetro de 19,05 mm se encontram reprovadas.

As amostras soldadas para os tubos com diâmetro de 48,20 mm pelo processo CMT e CMT com arco pulsado são mostradas nas FIG. de 51 a 54.

Na FIG. 51 é observado que o aumento na velocidade de alimentação do arame resultou em aumento na altura do cordão de solda. Na FIG. 52 são apresentados os resultados obtidos para soldagem com CMT em conjunto com o arco pulsado, sendo esses apresentaram altura do reforço da face mais baixa e largura do cordão maior do que os resultados mostrados na FIG. 51.

Os resultados obtidos no dimensionamento dos cordões apresentados podem ser vistos na TAB. 13, bem como os resultados obtidos para o dimensionamento dos cordões de solda executados utilizando o processo de soldagem com CMT puro e CMT em conjunto arco pulsado.



(a) Condição 7 (b) Condição 8 (c) Condição 9

Figura 51 - Aspecto da superfície dos cordões de solda executados com base nos parâmetros da TAB. 8.

Conforme mostrado pelas setas vermelhas na FIG. 52a, o cordão de solda realizado na condição de soldagem 10 apresentou diversos pontos com mordedura na face do cordão de solda. Alguns desses pontos apresentam profundidade próxima de 0,5 mm. Conforme as normas ASME IX⁽¹²⁾, ISO 5817⁽⁶⁷⁾ e ASME BPE⁽⁶⁸⁾, para as regiões que apresentam mordedura, admite-se

profundidades de até 0,5 mm, portanto a amostra não pode ser reprovada por este requisito, porém nenhuma das normas admite deposição insuficiente.

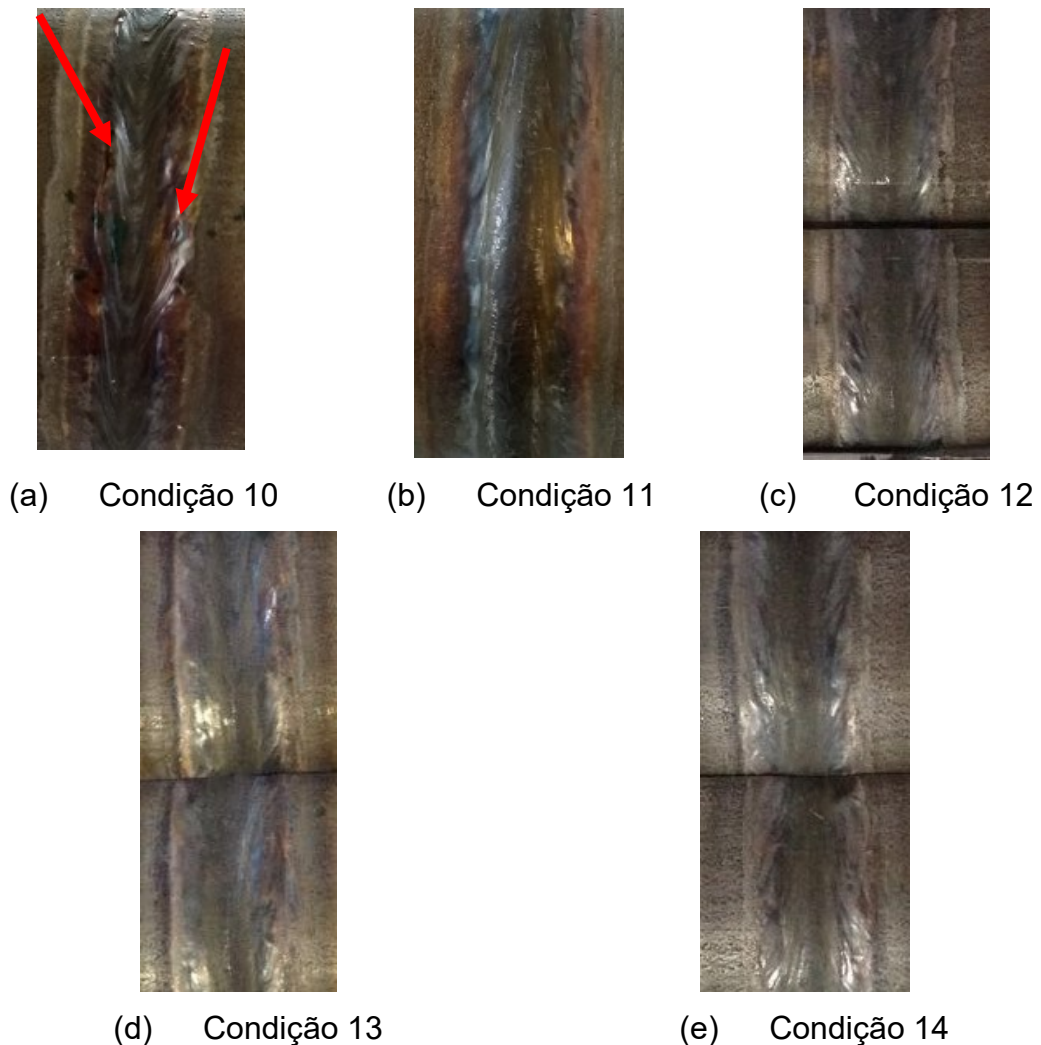


Figura 52 - Aspecto da superfície dos cordões de solda executados com base nos parâmetros da TAB. 9. As setas vermelhas indicam as regiões da condição 10 que apresentaram mordedura

Pela TAB. 13, nota-se que os resultados obtidos para as condições de soldagem de 10 a 14 resultaram em uma solda aparentemente com menor reforço (menor altura do cordão) e mais larga, sendo essas mais condizentes com as especificações normativas, já que as normas ASME IX⁽¹²⁾, ISO 5817⁽⁶⁷⁾ e ASME BPE⁽⁶⁸⁾ condenam uma transição acentuada entre o metal de base e o metal de solda, devendo à altura do reforço ser inferior a 1 mm somado a 10% da largura, conforme descrito na norma ISO 5817⁽⁶⁷⁾. Dessa forma, se considerarmos a largura

do cordão como sendo de 7,00 mm, a altura máxima do cordão de solda deveria ser de 1,70 mm, reprovando as condições de soldagem 8 e 9.

Na FIG. 53, é observado que o aumento na velocidade de alimentação do arame resultou em uma maior penetração, sendo que somente para a condição de soldagem 9 é possível notar a presença de solda na raiz do chanfro, ainda que não tenha alcançado penetração total. O aporte de calor não foi suficiente para gerar penetração total em nenhum dos casos, mesmo quando aplicado o VA de 800 cm/min.

O mesmo fenômeno é observado na FIG. 54, onde nota-se que o aumento do aporte de calor resulta em maiores penetrações, tendo a penetração total sido obtida para as condições de soldagem 12, 13 e 14, realizadas com VA de 700 cm/min.

Na TAB. 13 também são mostrados que os resultados obtidos para penetração foram atendidos somente para as condições de soldagem de 11 a 14, que foram soldadas pelo processo CMT em conjunto com arco pulsado, comprovando que as energias de soldagem mais altas obtidas por este processo são capazes de gerar penetração total, mesmo quando utilizado uma velocidade de alimentação do arame inferior.

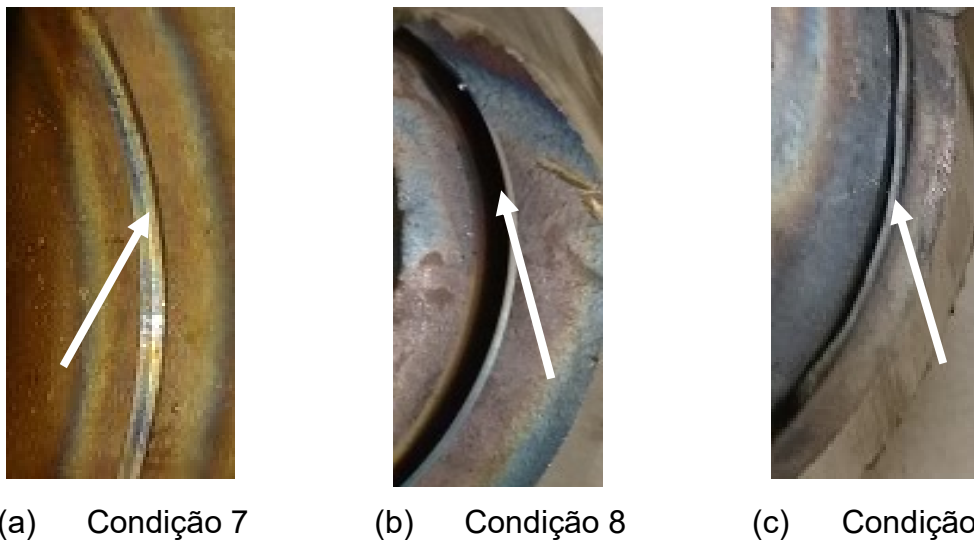


Figura 53 - Aspecto da raiz dos cordões de solda executados com base nos parâmetros da TAB. 8. As setas brancas indicam os pontos de falta de penetração, para a condição 9 nota-se a presença de solda, ainda que a falta de penetração persista.



(f) Condição 10



(g) Condição 11



(h) Condição 12



(i) Condição 13



(j) Condição 14

Figura 54 - Aspecto da raiz dos cordões de solda executados com base nos parâmetros da TAB. 8. As setas brancas indicam os pontos de falta de penetração, para as condições 10 e 11. As setas pretas indicam a raiz da solda com penetração total, para as condições 12, 13 e 14.

Além disso, nota-se que o cordão de solda para amostras soldadas por este processo é mais largo, isso ocorre em consequência da tensão ser mais alta, resultando em um arco elétrico mais largo e capaz de fundir uma área maior da superfície do metal de base. Dessa forma é obtido um cordão de solda mais largo e em uma transição entre o metal de base e o metal de solda mais suave. Além disso, devido à maior penetração de solda obtida tem-se um cordão de solda com altura de reforço mais baixa. Se compararmos a condição de soldagem 7 com a condição de soldagem 10, ambas foram soldadas com a mesma velocidade de alimentação do arame, tendo sido depositado o mesmo volume de solda em ambos

os casos, mas o cordão de solda da condição de soldagem 10 apresentou uma altura de reforço de solda mais baixa, em razão da penetração ter sido superior.

Tabela 13 - Resultados obtidos na medição das condições de soldagem aplicadas ao tubo com diâmetro de 48,20 mm.

Condição	Processo de soldagem ⁽¹⁾	Reforço (mm)	Largura (mm)	Penetração (mm)
7	CMTC	0,91	6,23	2,48
8	CMTC	1,84	6,56	2,91
9	CMTC	3,12	6,97	3,19
10	CMTP	0,22	9,29	3,41
11	CMTP	0,73	10,16	3,76
12	CMTP	0,12	10,98	4,53
13	CMTP	0,09	11,54	4,81
14	CMTP	0,06	12,07	5,19

(1) CMTC = CMT convencional (Puro); CMTP = CMT com arco pulsado

Embora os resultados obtidos para a condição de soldagem 11 estejam dentro do especificado, a penetração de soldagem encontra-se muito próximo da espessura do material, sendo que em alguns pontos da amostra é possível notar a presença de falta de penetração, principalmente em regiões próximas ao final do cordão de solda, onde a estabilidade do arco elétrico é menor de forma similar a região do início do cordão de soldagem.

Em decorrência da impossibilidade de estabelecer um arco elétrico estável, as condições de soldagem 5 e 6 resultaram em cordões de solda não uniformes, as amostras foram descartadas para efeito das análises subsequentes realizadas.

Na FIG. 55 são mostradas diferentes discontinuidades que ocorreram durante a soldagem aplicada as condições 12 e 14. A condição de soldagem 12 apresentou falta de fusão em uma das bordas da raiz, a qual foi decorrente de um

desalinhamento durante a soldagem, tendo sido este defeito caracterizado como sendo pontual, não podendo ser atribuído ao parâmetro de soldagem ou ao aporte de calor imposta na amostra.

A condição de soldagem 14 apresentou pontos de perfuração de solda, o qual foi atribuído ao alto aporte de calor imposto na junta soldada, tendo em vista o fato de a abertura de raiz ser constante. Em casos onde a abertura de raiz apresenta variações dimensionais ao longo da junta, pode-se observar perfurações de solda em regiões onde a abertura for maior, provocando dessa forma metal escorrido na região solda. Como o chanfro foi usinado em torno mecânico, evitando assim regiões descontínuas, e a abertura de raiz foi controlada em 4 pontos diferentes distando em 90° tendo sido considerado aprovado com variação máxima de 0,1 mm, dessa forma se atribui a presença da descontinuidade ao aporte de calor excessivo. Notou-se também a falta de fusão entre as perfurações, decorrente de instabilidade no arco elétrico ocasionado pelas perfurações. As descontinuidades mostrados na FIG. 55 são reprovados pelas normas ASME IX⁽¹²⁾, ISO 5817⁽⁶⁷⁾ e ASME BPE⁽⁶⁸⁾.

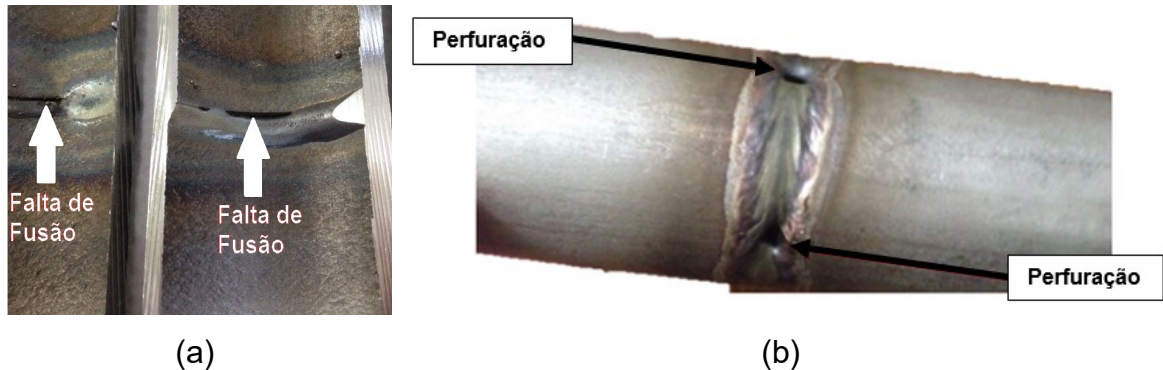


Figura 55 – Descontinuidades observadas: (a) Falta de fusão ocorrida para a condição 12, indicadas pelas setas em cor branca; (b) Perfurações ocorridas para a condição 14, indicadas pelas setas em cor preta.

5.3 Caracterização Mecânica

Para execução dos ensaios mecânicos, as amostras que apresentaram falta de penetração foram desconsideradas, portanto foram realizados somente para as condições 12, 13 e 14

As condições de soldagem 12, 13 e 14 foram submetidas aos ensaios mecânicos de dureza Vickers e de tração, sendo os resultados, respectivamente, apresentados na FIG. 56 e nas TAB. 14 e 15.

Na FIG. 56 é apresentado o perfil de microdureza Vickers, enquanto na TAB. 14 são apresentados os valores médios e o desvio padrão para os ensaios de dureza Vickers executados para as condições de soldagem 12, 13 e 14, bem como para o metal de base.

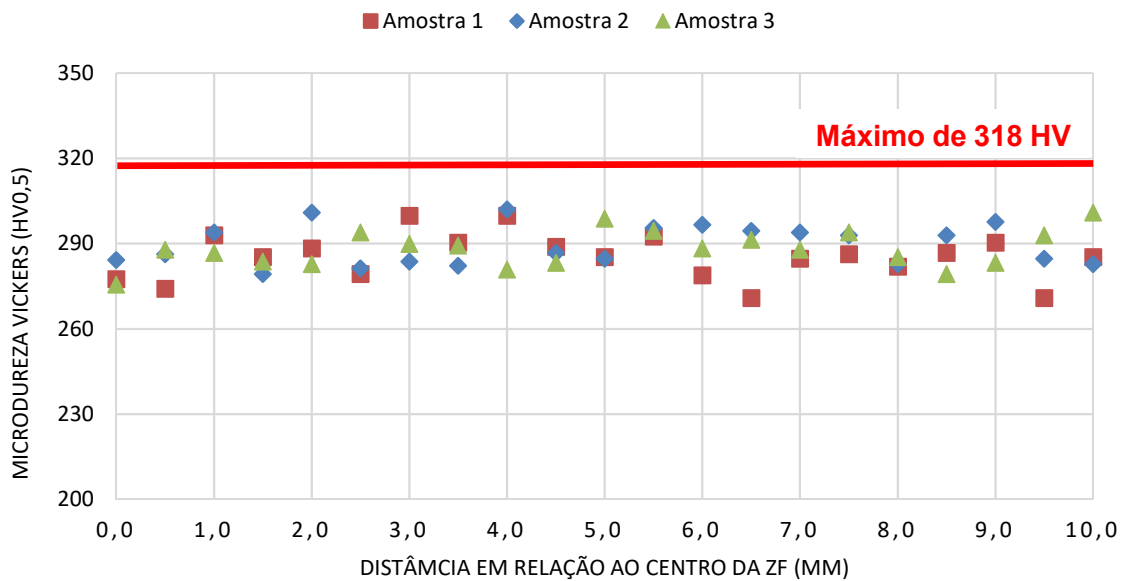


Figura 56 – Perfil de microdureza Vickers obtido para as condições 12,13 e 14. O valor da distância 0 coincide com a região central do metal de solda.

Tabela 14 - Resultados obtidos para média e desvio padrão dos ensaios de microdureza Vickers.

Condição	Média (HV0,5)	Desvio Padrão (HV0,5)
12 ¹	285	± 7,87
13 ¹	290	± 6,96
14 ¹	288	± 6,40
Metal de Base ²	292	± 4,89

(1) Resultado obtido com base em 21 identificações.

(2) Resultado obtido com base em 10 identificações.

Com base na FIG. 56 nota-se grande concentração de pontos com valores de microdureza entre 280 HV0,5 e 300HV0,5, não sendo possível distinguir o início e o final da ZF, bem como o início e o final da ZTA. Todos os resultados obtidos encontram-se dentro das normas ASTM A789⁽²⁴⁾ e ASTM A790⁽²⁵⁾, não

sendo estabelecido um valor mínimo, tendo o valor de 318 HV como máximo admissível, contudo todas as amostras encontram-se aprovadas.

Os valores obtidos para todas as condições de soldagem possuem baixo desvio padrão, conforme constatado na TAB. 14. A média e o desvio padrão estão muito próximos dos resultados obtidos para o metal de base, o que dificulta a avaliação do comprimento exato da ZTA pela utilização desta metodologia, além de indicar a menor possibilidade de precipitação de fases deletérias, uma vez que tais fases resultam em mudanças na microdureza localizada, resultando em maior dispersão de valores.

Os resultados do ensaio mecânico de tração apresentados na TAB. 15, indicam a mesma homogeneidade de resultados para todas as 3 condições. Durante a execução dos ensaios foram descartados 2 corpos-de-prova sendo um para a condição de soldagem 12 e outro para a condição de soldagem 14, dessa forma, para as condições 12 e 14 foram executados 4 corpos de prova, enquanto que para a condição 13 foram executados 5 corpos de prova.

Os corpos de prova foram descartados devido ao fato de ambos terem apresentado falta de fusão, a qual foi atribuída ao desalinhamento entre os tubos durante a execução da soldagem. A falta de fusão identificada é mostrada na FIG. 57.

Um corpos de prova na condição de soldagem 14 apresentou limite de escoamento inferior a 550 MPa. A norma ASME IX cita que quando a ruptura ocorre no metal de base, deve-se considerar o material aprovado desde que o resultado seja superior a 95% do valor especificado. Caso o valor obtido for inferior, este deve ser descartado, porém a norma ASME IX não leva em consideração o limite de escoamento, sendo assim, quando o limite de resistência encontra-se dentro do especificado o corpo de prova encontra-se aprovado, sendo o limite de escoamento somente informativo.

A ruptura dos corpos de prova ocorreu tanto no metal de base quanto na margem da solda, sendo todos os resultados aprovados conforme a norma ASME IX.

Tabela 15 - Resultados obtidos para as propriedades mecânicas do ensaio de tração para as condições de soldagem aplicadas.

Condição	Larg. ¹ mm	Esp. ¹ mm	Área mm ²	LE ¹ MPa	LR ¹ MPa	Along. ¹ %	Local de Ruptura
Especificado	-----	-----	-----	≥ 550	≥ 800 ²	≥ 15	-----
12	12,87	4,00	51,48	609	854	19,4	MS ³
	13,89	3,77	52,37	637	870	22,0	MB ³
	13,12	3,82	50,12	598	862	19,8	MB ³
	12,97	3,71	48,12	621	875	20,6	MB ³
	Média			615	866	20,2	---
	Desvio Padrão			±16,7	±9,2	±1,15	---
13	12,24	3,62	44,31	662	849	17,2	MB ³
	12,21	3,80	46,40	603	886	19,5	MB ³
	13,29	3,72	49,44	586	885	15,3	MB ³
	12,53	3,68	46,11	634	861	16,7	MB ³
	13,08	3,74	48,92	612	858	18,4	MB ³
	Média			619	868	17,4	---
Desvio Padrão			±29,4	±16,8	±1,61	---	
14	13,27	3,75	49,76	590	831	16,1	MS ³
	13,19	3,70	48,80	509	882	18,3	MB ³
	13,31	3,78	50,31	581	874	17,2	MS ³
	12,95	3,65	47,28	559	851	19,1	MS ³
	Média			570	863	17,8	---
	Desvio Padrão			±36,3	±23,1	±1,31	---

(1) Larg. = Largura; Esp. = Espessura; LE = Limite de escoamento; LR = Limite de resistência;

(2) Se a ruptura ocorrer no metal de base, deve ser considerado ≥ 760 MPa

(3) Local de Ruptura – S = Solda; MS = Margem da solda; MB = Metal de base

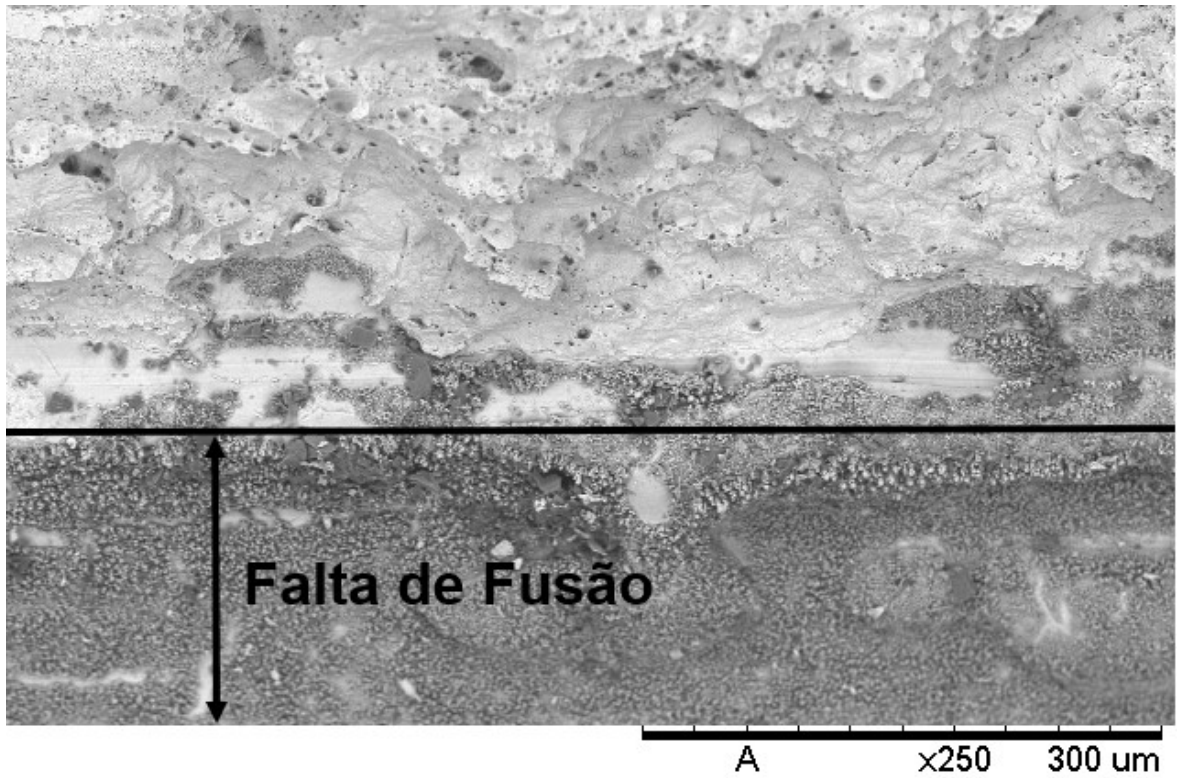


Figura 57 – Análise da região de fratura evidenciando a presença de falta de fusão, utilizando MEV.

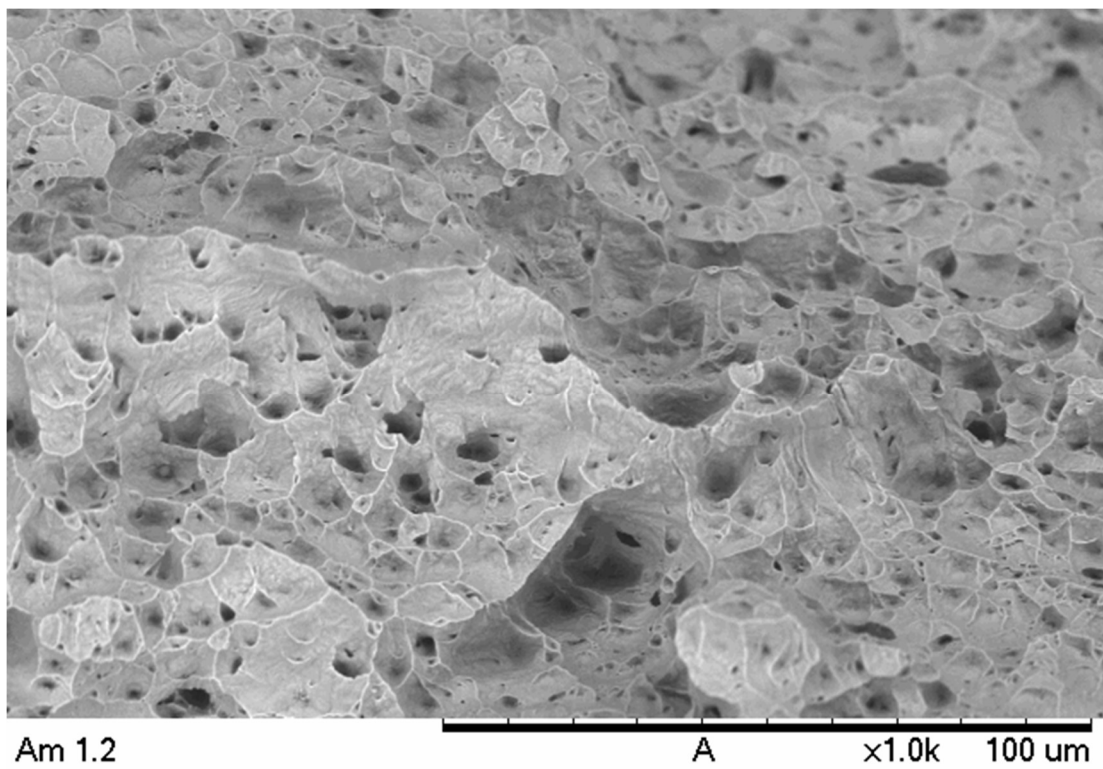


Figura 58 – Análise da região de fratura evidenciando a presença de *dimples*, utilizando MEV.

O fato de os resultados obtidos nos ensaios mecânicos, tanto de microdureza Vickers quanto de tração, não terem apresentado diferenças entre a ZF, a ZTA e o metal de base, está em acordo com as observações realizadas por Borba⁽⁶³⁾, onde foi constatado que embora a variação do aporte de calor tenha grande influência na formação da austenita e de fases deletérias, assim a variação do aporte de calor não ocasionou variações mecânicas entre a ZF e a ZTA em relação ao metal de base, nos ensaios de tração e de dureza.

Na FIG. 58 é mostrada a presença de *dimples* na região de fratura do corpo-de-prova, o que comprova a ocorrência de fratura dúctil.

5.4 Caracterização microestrutural e descontinuidades

As condições de soldagem executadas conforme os parâmetros apresentados nas TAB. 4 e 7 foram analisadas por microscopia óptica, para verificação das fases presentes. Os resultados são apresentados na FIG. 59.

Na FIG. 59a é mostrada uma descontinuidade típica de falta de fusão na raiz da solda, que neste caso foi gerado por um erro de alinhamento do equipamento durante a soldagem. Na FIG. 59 nota-se a presença de uma linha de fusão, presente entre o MB e o MA bem abaixo da face da solda, para todas as amostras. Esta linha de fusão é decorrente de um escorrimento do metal de adição sobre o metal de base, o que contribui para o aumento da largura do cordão de solda.

O metal escorrido foi menor nas FIG. 59b e 59c, que correspondem justamente às condições de soldagem 1D e 2D, que apresentaram os cordões de menor largura. Nas FIG. 59e e 59f, nota-se uma linha de fusão mais comprida, o que sugere uma maior quantidade de metal escorrido na superfície do metal de base para esses casos, sendo que essas representam as condições de soldagem 3D e 4C, que apresentaram os cordões mais largos.

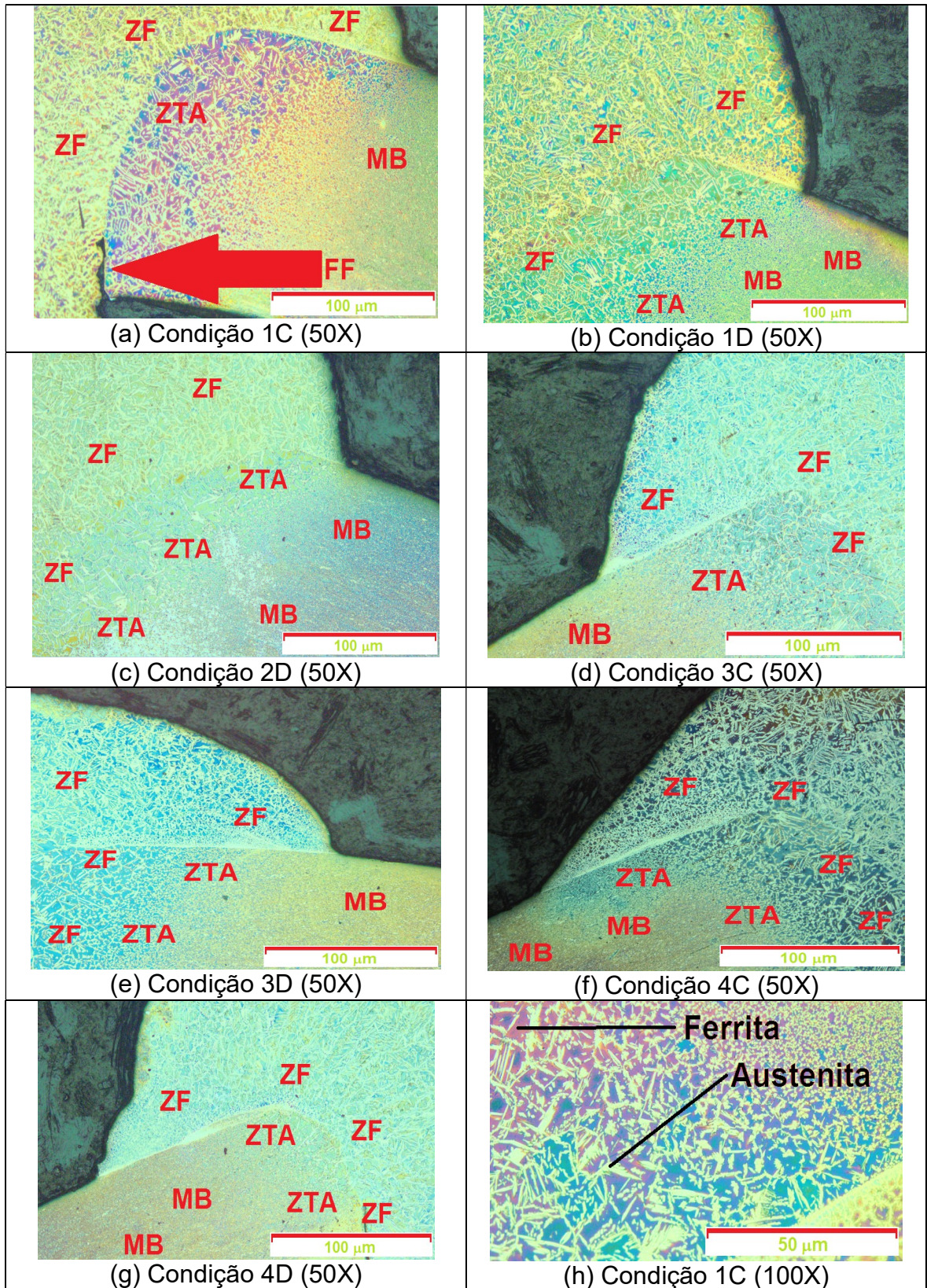


Figura 59 - Micrografias com as respectivas zonas (ZF, MB e ZTA) e representação da descontinuidade encontrada, sendo ZF a zona de fusão, MB o metal de base, ZTA a zona termicamente afetada e FF falta de fusão na raiz.

Na FIG. 59h é observada a presença de duas fases diferentes. Uma fase clara e outra escura, sendo que o mesmo é observado para todas as amostras. A fase escura é a ferrita a fase clara se trata da austenita⁽²⁹⁾.

As imagens usadas na análise metalográfica para avaliação e quantificação das fases, bem como a avaliação da presença de fases intermetálicas, conforme descrito na norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾ estão mostradas nas FIG. de 60 à 61. A FIG. 60 é representativa das condições de soldagem 12 e 13.

Na FIG. 60 é mostrada a região de interface entre o metal de base e a zona fundida, sendo visível uma terceira região entre as duas primeiras, a qual assim como a ZF apresenta uma microestrutura constituída de uma matriz escura com formação dendrítica mais clara, sendo a fase dendrítica predominantemente presente na região da ZF. Essa região transição entre a ZF e o MB é denominada de ZTA, sendo as 3 regiões ilustradas na FIG. 61.

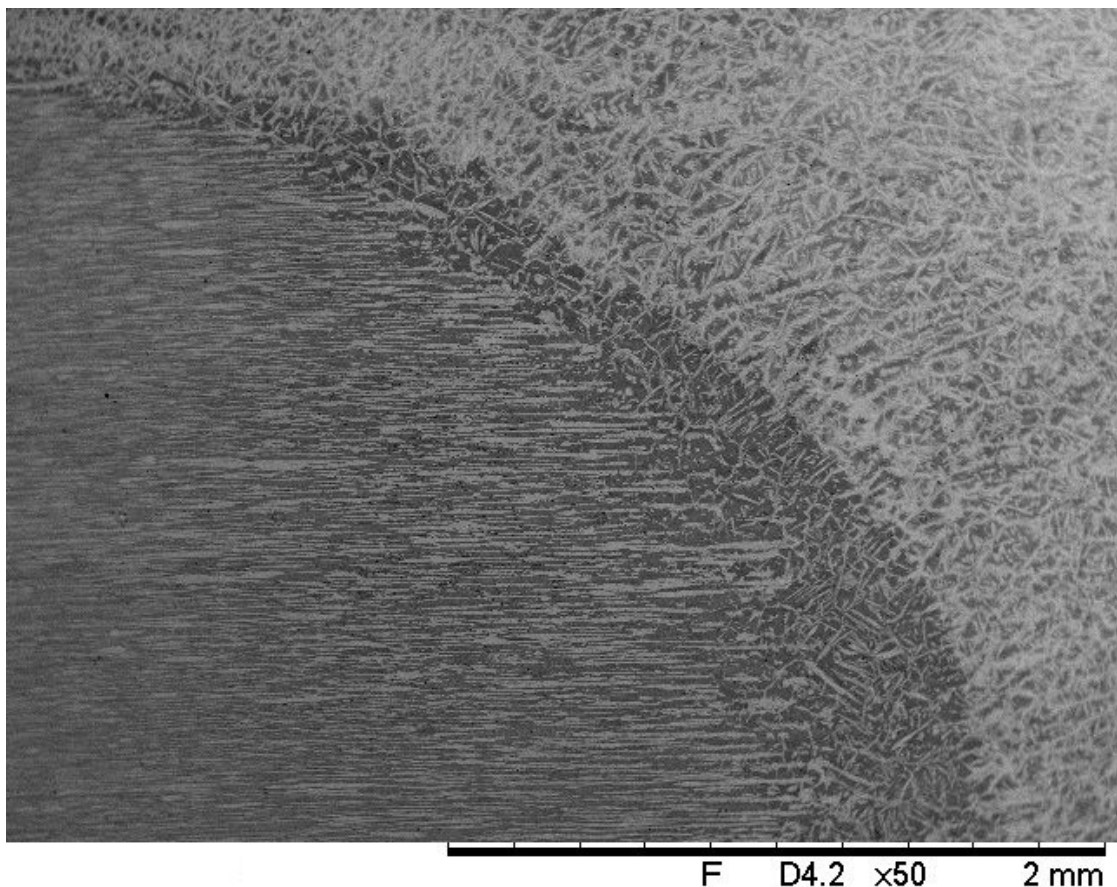


Figura 60 – Interface da ZF com o metal de base obtido para a condição de soldagem 13.

Para auxiliar a identificação das fases presentes na microestrutura do material, executou-se análise química por intermédio do analisador de energia dispersiva de raios X (EDS) acoplado ao MEV. O espectro obtido dos elementos presentes é mostrado na FIG. 62.

Foram selecionados 10 pontos para cada fase em cada região, de modo a possibilitar uma análise com média e desvio padrão, visando uma redução das incertezas de medição, tendo em vista que esta análise é semi quantitativa. Os resultados obtidos são mostrados na TAB. 16.

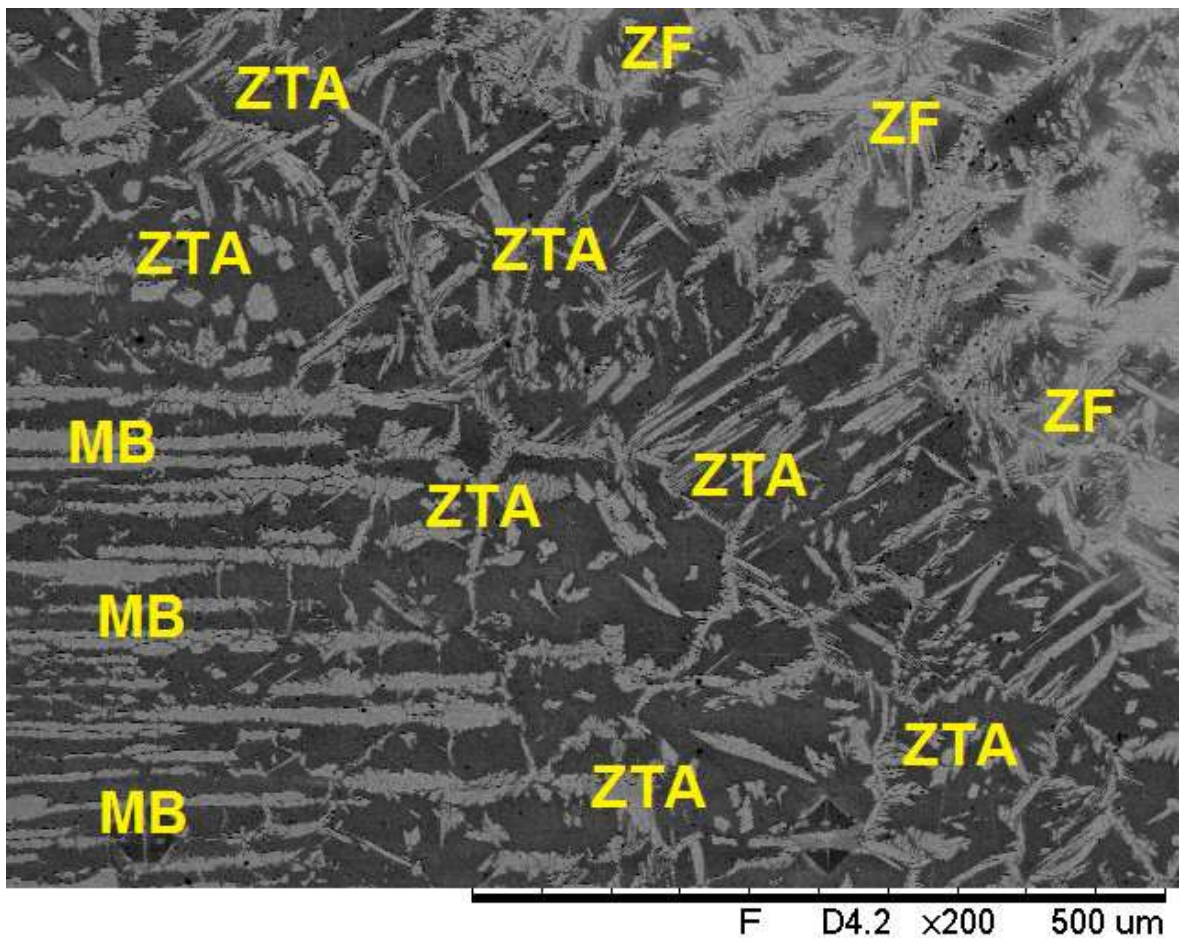


Figura 61 – Interface ilustrando as 3 regiões MB, ZTA e ZF para a condição de soldagem 13.

A partir dos resultados mostrados na TAB. 16, de modo geral a fase clara é mais rica em níquel, como o níquel um elemento austenitizante que está associado a fase austenítica, enquanto a fase escura possui maior teor de molibdênio e cromo, sendo estes elementos são ferritizantes e estão associados a

fase ferrítica. Estes resultados são compatíveis com o observado por Martins⁽⁵⁴⁾, que observou que a fase contínua (matriz) é de ferrita.

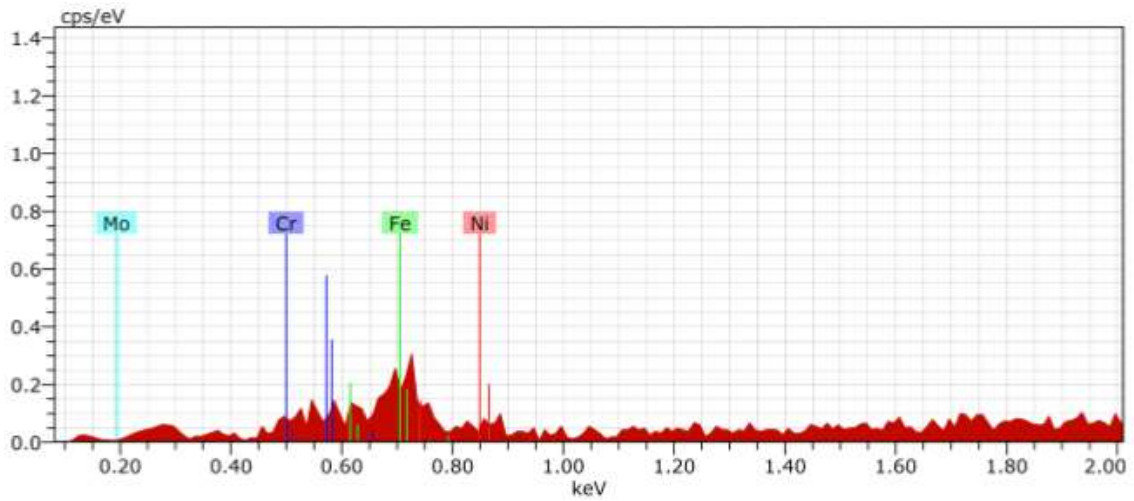


Figura 62 – Espectro dos elementos Cr, Ni, Mo e Fe.

Tabela 16 – Resultados obtidos para análise química via EDS.

Região	Local	%Cr	%Ni	%Mo	%Fe
MB	Fase clara	24,58 ± 0,73	7,39 ± 0,32	3,95 ± 0,35	64,08 ± 0,86
	Fase escura	25,64 ± 1,10	4,92 ± 0,26	9,28 ± 0,61	60,17 ± 0,90
ZTA	Fase clara	24,62 ± 0,33	7,13 ± 0,84	3,90 ± 0,58	64,34 ± 1,01
	Fase escura	24,34 ± 0,54	7,20 ± 0,66	8,30 ± 0,19	60,17 ± 0,37
ZF	Fase clara	24,41 ± 0,72	7,35 ± 0,46	3,78 ± 0,25	64,12 ± 0,98
	Fase escura	25,59 ± 0,63	4,59 ± 0,51	9,47 ± 0,52	60,36 ± 0,24

Na análise da ZTA, conforme mostrado na FIG. 63, onde se observou uma dificuldade de distinguir os elementos Ni e Cr, pois esses apresentaram valores similares, porém o Mo apresentou grande diferença, sendo similar ao ocorrido na TAB. 16.

Com base na TAB. 16, nota-se que a ZTA possui ferrita formada com teor de molibdênio inferior as outras regiões, sendo esta região mais rica em níquel.

Após a identificação das fases foi realizada a quantificação de austenita em cada região MB, ZTA e ZF para as condições de soldagem de 8 a 14. Os resultados obtidos por essas análises são apresentados na TAB. 17.

Conforme descrito pela norma NORSOK M-601⁽⁵³⁾ a porcentagem de austenita deve estar compreendida entre 30% e 70%. Os resultados obtidos para a zona fundida das condições de soldagem de 11 a 14 são superiores inclusive ao

resultado obtido para o metal de base. As zonas fundidas obtidas das condições de soldagem de 8 a 10 apresentaram resultado dentro do mínimo aceitável, porém com porcentagem de austenita inferior ao obtido para o metal de base.

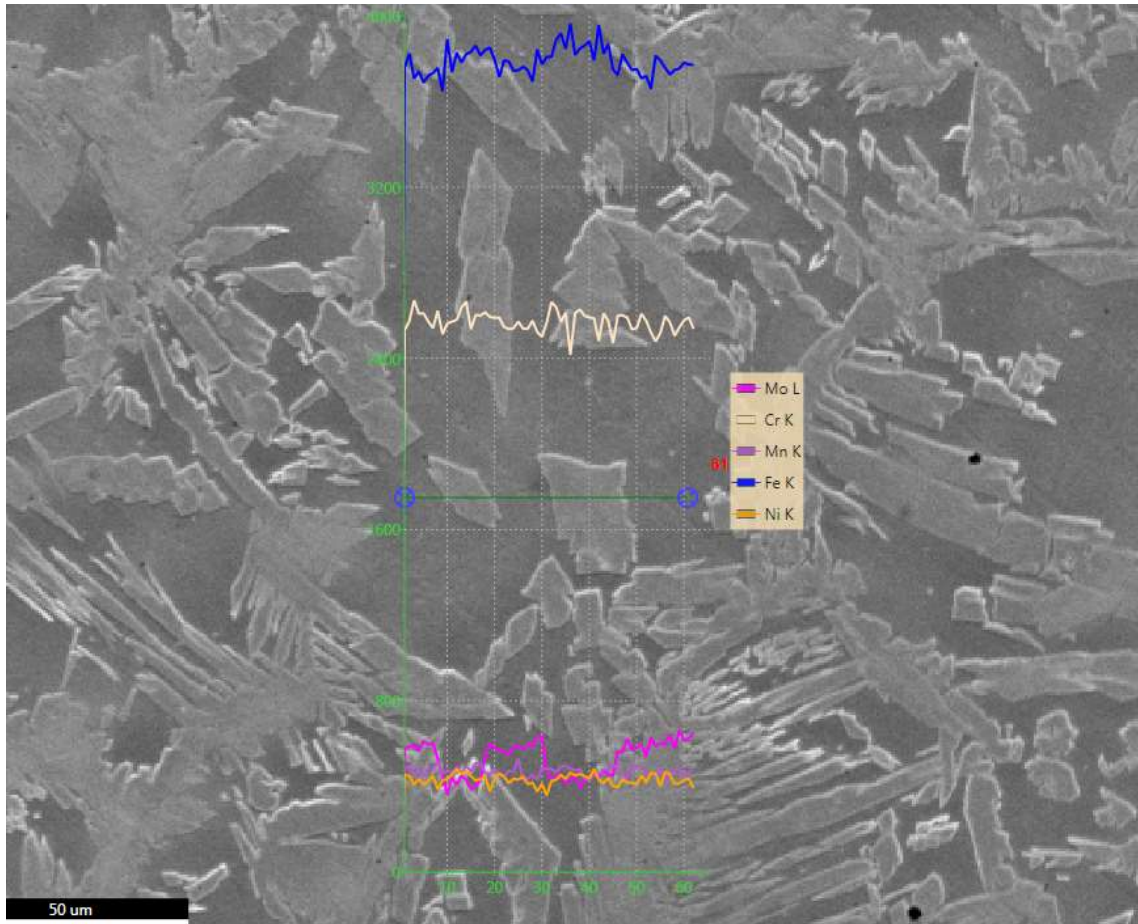


Figura 63 – EDS em linha aplicado à ZTA.

Para a região da zona termicamente afetada, todas as condições de soldagem apresentam porcentagem de austenita inferior ao encontrado para o metal de base, porém somente a condição de soldagem 8 apresenta resultado abaixo do exigido pela norma.

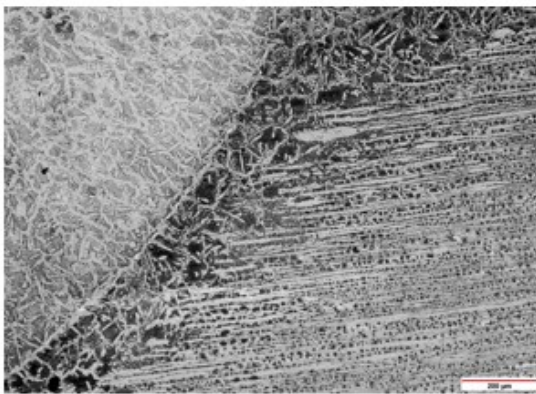
As três regiões MB, ZTA e ZF para uma mesma amostra podem ser comparadas visualmente com base na FIG. 64, a qual mostra a região de interface com as 3 regiões lado a lado.

Na FIG. 64 nota-se a diferença entre o MB a ZTA e a ZF, onde é possível notar que a ZF possui aparentemente uma fração de austenita superior a ZTA, principalmente pelo fato das duas regiões possuírem a mesma formação dendrítica.

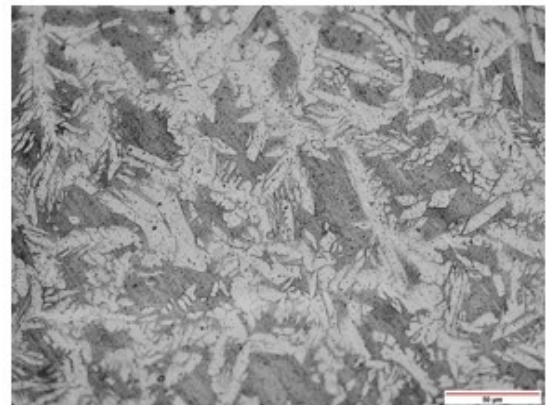
Tabela 17 - Porcentagem de austenita encontrada no metal de base e na zona fundida para cada condição de soldagem aplicada.

Condição	Metal de Base	ZTA	Zona Fundida
8	43,63% ± 2,78%	29,15% ± 3,25%	38,77% ± 5,17%
9	43,63% ± 2,78%	31,24% ± 2,97%	42,54% ± 2,08%
10	43,63% ± 2,78%	32,78% ± 4,09%	41,76% ± 6,23%
11	43,63% ± 2,78%	31,46% ± 3,98%	48,27% ± 4,56%
12	43,63% ± 2,78%	34,27% ± 3,17%	54,66% ± 3,15%
13	43,63% ± 2,78%	36,33% ± 2,52%	55,41% ± 4,39%
14	43,63% ± 2,78%	39,53% ± 4,12%	56,65% ± 2,91%

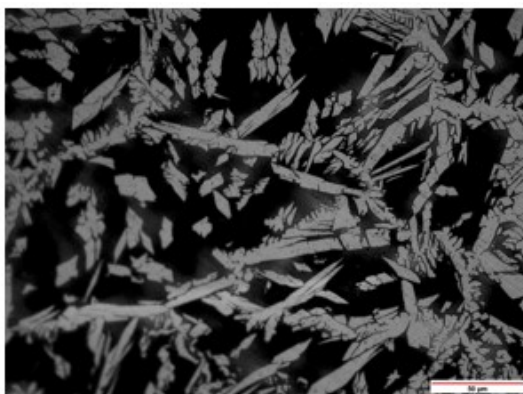
(1) MB = metal de base



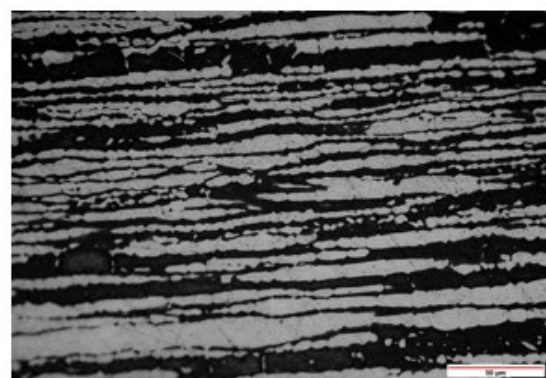
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 64 – Regiões do cordão de solda: (a) Interface MB, ZTA e ZF; (b) ZF; (c) ZTA; (d) MB

A comparação com o metal de base é mais complexa pelo fato de este possuir uma austenita alongada, em razão do trabalho mecânico pelo qual o material foi submetido durante a sua produção. Dessa forma a comparação com a região dendrítica, que é uma estrutura proveniente da fusão e resfriamento sem trabalho mecânico posterior, deve ser realizada somente por intermédio de um software adequado.

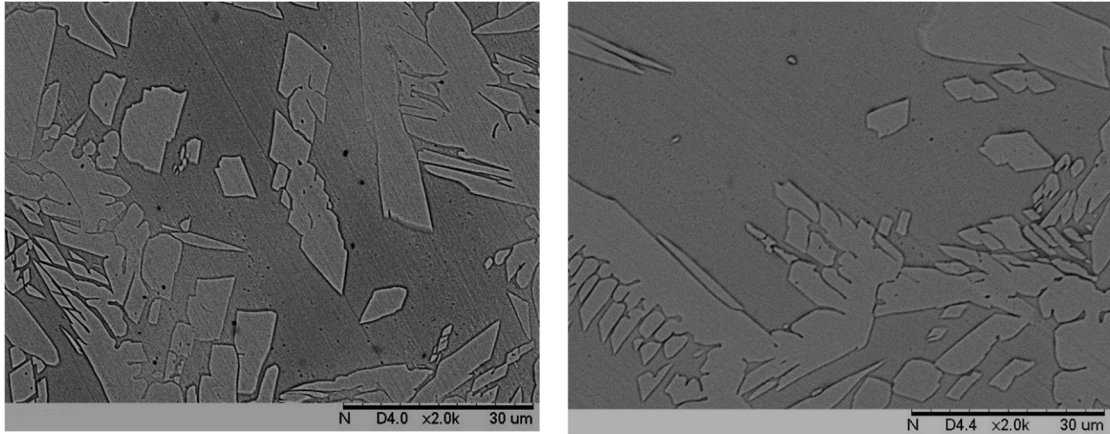
Além da quantificação de fases, as amostras também foram analisadas quanto a presença de fases deletérias como nitretos, carbonetos e fases ricas em cromo e molibdênio, não tendo sido encontrado nenhum indício dessas fases pelo menos no aumento usado.

Na FIG. 65 é mostrada a microestrutura observada em MEV com aumento de 2000X, o qual foi utilizado para auxiliar a busca por fases deletérias. Essa figura mostra a presença de duas fases somente, a matriz ferrita envolvendo a fase austenita.

A fase austenita sendo envolvida pela matriz ferrítica também pode ser observada na FIG. 66, a qual mostra este efeito para o metal de base.

As análises realizadas conforme a norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾ também não evidenciaram a presença de fases deletérias, para o aumento utilizado. Os resultados obtidos são mostrados nas figuras 67.

Nas imagens obtidas, observa-se a presença das fases ferrita e austenita somente. A coloração e o contraste obtidos, em razão do ataque empregado não são o foco do ensaio descrito na norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾. O ataque realizado conforme a norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾ não evidenciou a presença de fases intermetálicas deletérias, para o aumento utilizado.



(a)

(b)

Figura 65 – Regiões do cordão de solda: (a) ZF condição 13; (b) ZTA condição 13.

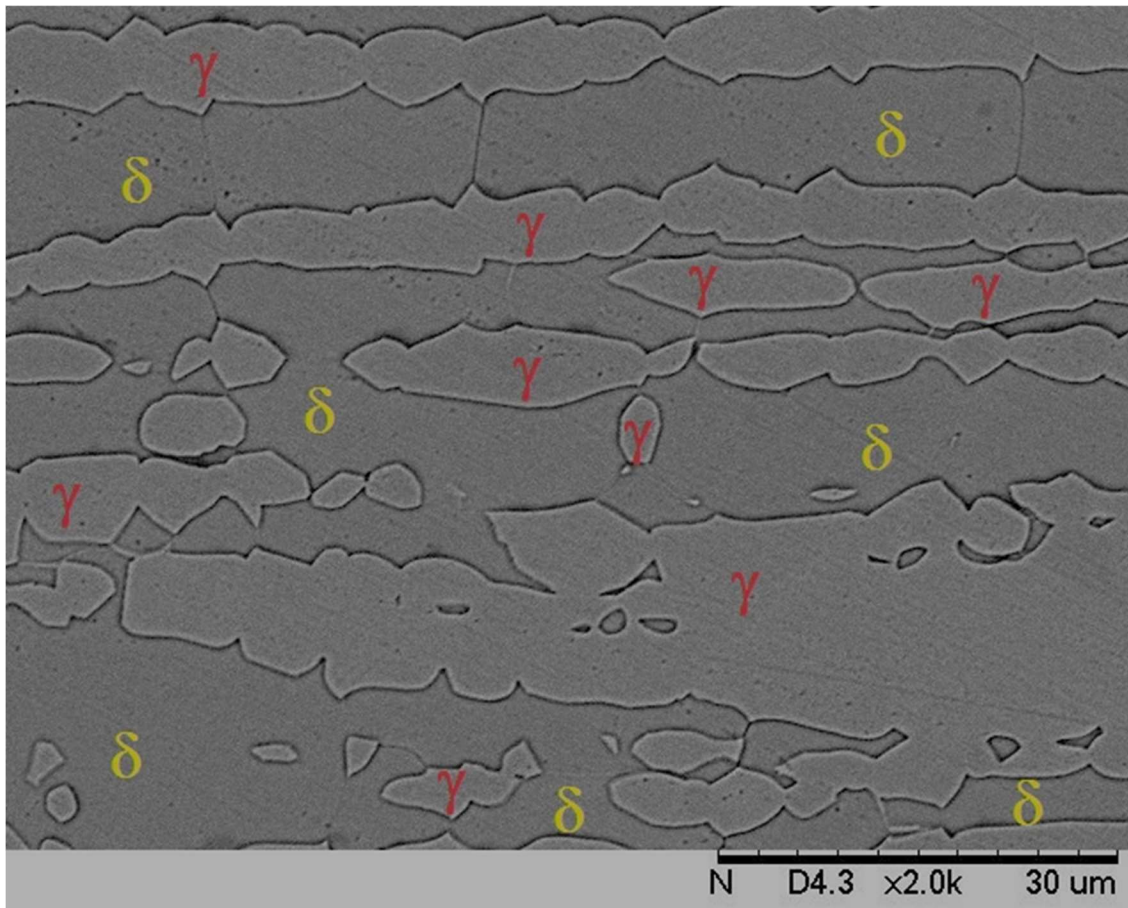


Figura 66 – Presença das fases austenita e ferrita para o metal de base.

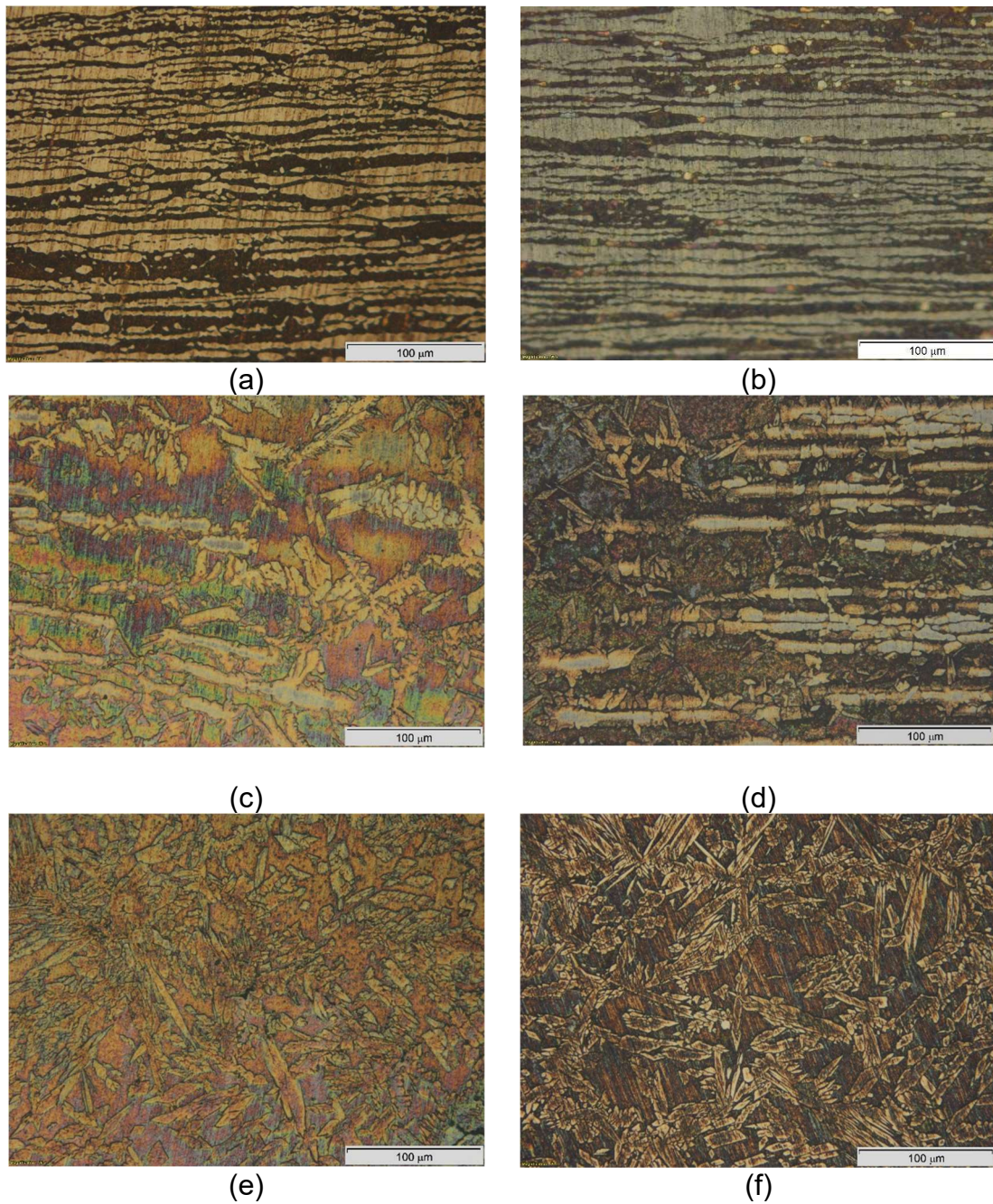


Figura 67 – Resultados obtidos para avaliação de fases deletérias: (a) MB condição 12; (b) MB condição 13; (c) ZTA condição 12; (d) ZTA condição 13; (e) ZF condição 12; (f) ZF condição 13.

5.5 Resultados obtidos para os ensaios de corrosão

Os resultados obtidos para os ensaios de corrosão conforme a norma ASTM G48⁽⁷²⁾ nas temperaturas de 40°C e 90°C podem ser vistos nas TAB. 18 e 19, as quais trazem o critério de aceitação utilizado pela norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾.

Tabela 18 - Resultados obtidos para o ensaio de corrosão utilizando temperatura de 40°C

Condição	massa perdida(mg)	área (dm ²)	tempo (dias)	taxa de corrosão (mdd) ¹	Critério de Aceitação
12	1,8 ± 0,89	0,3828	4	1,17	< 2 mdd
13	1,5 ± 0,70	0,3845	4	0,95	< 1 mdd
14	1,3 ± 0,31	0,3851	4	0,85	< 1 mdd
MB	2,6 ± 1,39	0,3846	4	1,70	< 2 mdd

(1) mdd = mg / (dm² x dias)

Tabela 19 - Resultados obtidos para o ensaio de corrosão utilizando temperatura de 90°C

Condição	massa perdida(mg)	área (dm ²)	tempo (dias)	taxa de corrosão (mdd) ¹	Critério de Aceitação
12	2,7 ± 1,10	0,3828	1	7,03	< 8 mdd
13	2,4 ± 0,74	0,3845	1	6,37	< 7 mdd
14	2,3 ± 0,95	0,3851	1	5,93	< 6 mdd
MB	3,8 ± 1,31	0,3846	1	9,76	< 10 mdd

(1) mdd = mg / (dm² x dias)

Nota-se que para ambas temperaturas, as condições de soldagem 12, 13 e 14 bem como o metal de base apresentaram perdas de massa abaixo do limite máximo especificado, contudo todos os resultados se encontram aprovados.

Os resultados mostrados nas TAB. 18 e 19 estão representados no gráfico da FIG. 68, onde notam-se que os resultados obtidos para os ensaios realizados na temperatura de 90°C são superiores aos resultados obtidos para os ensaios realizados na temperatura de 40°C. Esta também mostra que com a redução da porcentagem de austenita tem-se uma tendência de aumento da taxa de corrosão em ambas temperaturas, sendo que para a temperatura de 90°C essa tendência é ressaltada.

Segundo diversos autores ^(22;44;51;52), a austenita possui maior resistência à corrosão por *pitting* quando comparada a ferrita. JANG [44] atribuiu essa maior resistência, principalmente pela austenita possuir maior solubilidade para o elemento Nitrogênio (N) em relação à ferrita. Enquanto a solubilidade do N na austenita está em torno de 0,5% a 0,6%, na ferrita este não passa de 0,05%. Além disso, para a austenita presente nos aços super duplex, o cálculo do PREN é realizado com uma modificação, onde o valor do N possui um fator multiplicador de

30 e não de 16 conforme mostrado na equação 1, o que resulta em um PREN para austenita em torno de 4% acima do encontrado para a ferrita. Por fim, devido à baixa solubilidade do N na fase ferrita, quando se tem baixa formação de austenita no material existe uma maior probabilidade de formação de nitretos na ferrita, pois o N que se encontra diluído nesta fase encontra 3 maneiras diferentes de ser reduzido na ferrita: perdas para a atmosfera, passagem do N presente na ferrita para a austenita e formação de nitretos.

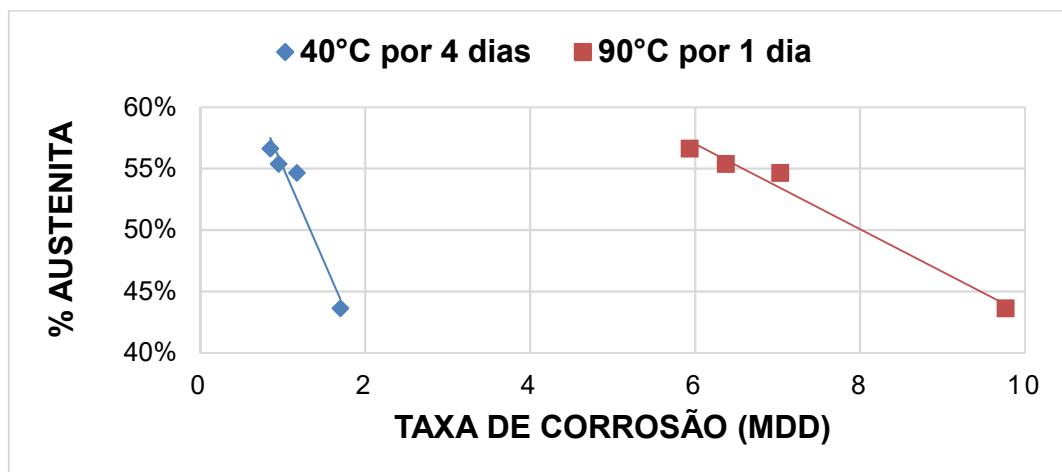


Figura 68 – Resultados obtidos para o ensaio de corrosão executado nas temperaturas de 40°C e 90°C.

Os nitretos formados elevam a dureza da ferrita resultando em redução nas propriedades mecânicas de impacto. Os nitretos também são deletérios à corrosão, sendo o principal ponto para o início da corrosão por *pitting*. Neste estudo as análises microscópicas que visam a determinação de fases deletérias seguiram a norma ASTM A923⁽⁶⁹⁾, porém esta solicita que a análise seja realizada com aumentos de 400x ou 500x, não tendo sido identificada a presença de tais fases, porém os nitretos são precipitados muito finos e somente podem ser observados com aumentos superiores a 2000x. Dessa maneira, embora este estudo não tenha encontrado a presença de fases deletérias, a formação de nitretos na fase ferrita pode ter ocorrido.

Contudo, os melhores resultados obtidos neste ensaio para a condição de soldagem 14 foram atribuídos à maior fração de austenita. Em razão das condições de soldagem 12, 13 e 14 apresentarem maiores frações de austenita em relação ao MB (metal de base), todas as amostras apresentaram resultados superiores ao MB.

6. Conclusões

- Nas condições testadas, as juntas das tubulações com diâmetro de 19,05 mm não foram aprovadas, em razão de não atender as dimensões especificadas para o cordão de soldagem.
- A soldagem para o tubo com diâmetro de 48,20 mm demandou aproximadamente 2,5 vezes o aporte de calor utilizado para soldagem do tubo com diâmetro de 19,05 mm, considerando somente as juntas que apresentaram penetração total.
- A soldagem utilizando processo CMT® combinado com arco pulsado apresentou propriedades mecânicas e dimensionais aprovadas para o tubo com diâmetro 48,20 mm.
- A soldagem utilizando gás de proteção com adição de nitrogênio resultou em soldas com alto teor de austenita, próximo de 60%, mesmo com aporte de calor abaixo do recomendado pela literatura.
- O aporte de calor embora tenha grande influência na formação de fases não possui grande influência nas propriedades mecânicas do material testado nas condições de soldagem utilizadas.
- Os resultados das propriedades mecânicas de tração e microdureza Vickers obtidos estão dentro do especificado e apresentaram baixa dispersão.
- A porcentagem de austenita na zona fundida ficou próximo a 60% estando de acordo com especificações técnicas. As juntas soldadas apresentaram microestrutura bifásica (austenita e ferrita) e não foram encontradas fases deletérias nas amostras analisadas.
- Os resultados obtidos para o ensaio de corrosão executados com base nas normas ASTM G48⁽⁷²⁾ e ASTM A923⁽⁶⁹⁾ encontram-se dentro de especificações das normas.
- A porcentagem de austenita é diretamente proporcional a resistência à corrosão.

Referências Bibliográficas

- 1 . http://www.acesita.com.br/port/produtos_servicos/inox_industria.asp; acesso em 20/08/2013
- 2 . <http://www.nucleoinox.org.br/upfiles/arquivos/biblioteca/INOX30.pdf>; acesso em 20/08/2013
- 3 . http://www.mgrepresentacoes.com.br/inoxtubos_mercados.asp; acesso em 13/01/2017
- 4 . <http://www.villaresmetals.com.br/villares/pt/Produtos/Acos-Inoxidaveis/Duplex-e-Super-Duplex>; acesso em 13/01/2017
- 5 . <http://www.brownmac.com/pt/produtos/aco-inoxidavel-super-duplex/uns-s32750-1-4410>; acesso em 13/01/2017
- 6 . ASTM A249:2008 - Heat Exchanger and Condenser Tubes - American Society for Testing and Materials
- 7 . ASTM A269:2008 – Stainless Steel Mechanical Tubes Welded Stainless Steel Boiler Superheater - American Society for Testing and Materials
- 8 . ASTM A270:2003a sanitary stainless steel pipe - American Society for Testing and Materials
- 9 . ASTM A312:2008a - Standard Specification for Seamless, Welded, and Heavily Cold Worked Austenitic Stainless Steel Pipes.- American Society for Testing and Materials
- 10 . ASTM A213:2008 - Standard Specification for Seamless Ferritic and Austenitic Alloy-Steel Boiler, Superheater, and Heat-Exchanger Tubes
- 11 . ASME Secção BPE:2009 – Bioprocessing Equipment
- 12 . ASME Secção IX:2007 – ASME Boiler & Pressure Vessel Code
- 13 . ASME B31.3:2012 – Process Piping Guide
- 14 . ASM Handbook Vol. 9 – Metallography and Microstructures – Ed. 1998.
- 15 . CASTELETTI, L.C.; FERNANDES, F. A. P.; LOMBARDI NETO, A.; PICON, C.A.; TREMILIOSI- FILHO, G.; Avaliação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis com Nb endurecíveis por precipitação; Revista Escola de Minas, v.63, n.1, p.91-95, 2010
- 16 . SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E.; Estudo comparativo entre os

aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304 L/316L Rem: Rev. Esc. Minas vol.60 no.1 Ouro Preto Jan./Mar. 2007

- 17 . TAVARES, S. S. M.; PARDAL, J. M.; LIMA, L.D.; BASTOS, I. N.; NASCIMENTO, A. M.; DE SOUZA, J. A.; Characterization of microstructure, chemical composition, corrosion resistance and toughness of a multipass weld joint of superduplex stainless steel UNS S32750 – Materials Characterization 58, 2007, p.610-616.
- 18 . ANGELINI E.; DE BENEDETTI B.; ROSALBINO; F.; Microstructural evolution and localized corrosion resistance of an aged superduplex stainless steel, Corrosion Science; vol. 46 – Junho/2004 – pág. 1351-1367.
- 19 . TAN, H.; JIANG, Y.; DENG, B.; SUN, T.; XU, J.; and LI, J.; Effect of annealing temperatura on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750, Materials Characterization, 2009, p.1049-1054.
- 20 . BASTOS, I. N.; TAVARES, S. S. M.; DALARD, F.; NOGUEIRA, R. P.; Effect of microstructure on corrosion behavior of superduplex stainless steel at critical environment conditions, Scripta Materialia, 57, 2007, p. 913-916.
- 21 . Sandvik Seamless heat exchanger tubing – S-154-ENG. 03.2008; disponível em [http://www.smt.sandvik.com/Global/Downloads/Products_downloads/tubular-products/sandvik-seamless-heat-exchanger-tubing;\(S-154-ENG.03.2008\).pdf](http://www.smt.sandvik.com/Global/Downloads/Products_downloads/tubular-products/sandvik-seamless-heat-exchanger-tubing;(S-154-ENG.03.2008).pdf); acesso em em 25/08/2013
- 22 . PEDRO IVO GUIMARÃES DE VASCONCELLOS; RUBEN ROSENTHAL; RONALDO PINHEIRO DA ROCHA PARANHOS, Estudo da Soldagem de Tubos de Aço Inoxidável Duplex e Superduplex na Posição 5G; Revista Soldagem e Inspeção, Vol. 15, No. 3, p. 191-199, Jul/Set 2010
- 23 . HOLMQUIST, M.; P. STENVALL, New Hyper Duplex Stainless Steel Welding Material For Improved Weld Performance; AB Sandvik Materials - 15, 2007, pág. 482-494.Technology; Sandvik Materials Technology, CORROSION 2007, March 11
- 24 . ASTM A789:2008a – Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Tubing for General Service
- 25 . ASTM A790:2008 – Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe

- 26** . DENG, BO; JIANG, Y.; GONG, JIA; ZHONG, C.; GAO, J.; LI, JIN; Critical pitting and repassivation temperatures for duplex stainless steel in chloride solutions; Elsevier, Electrochimica Acta 53 (2008), p. 5220-5225.
- 27** . LAGE, M. A.; MAZZEI, L. S.; ASSIS, K. S.; MATTOS, O. R.; CHEHUAN, T.; Estudo da soldabilidade de um aço inoxidável superduplex (UNS S32750) utilizando diferentes técnicas (RMD e CMT) com processo GMAW; Painel PEMM 2012 – 24 a 26 de outubro de 2012; PEMM/ COPPE/UFRJ Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- 28** . Apostila FBTS: “Departamento de Cursos de Inspetor de Soldagem – CIS –Nível 1” – Volume 1, 16 Edição – 2009.
- 29** . ASM International - ASM Handbook: “Welding, Brazing and Soldering” – Volume 6 – 1993
- 30** . SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho. São Paulo, SP.: Artliber Editora Ltda, 2008.
- 31** . APOSTILA DE SOLDAGEM MIG/MAG 25 de Janeiro de 2005. Produzido por ESAB. Disponível em: http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev0_apostilasoldagemmigmag_low.pdf. Acesso em 13/01/2017
- 32** . NILO JR., L. P.; Otimização de um processo de solda MIG/MAG para aplicação na indústria Automobilística através da utilização da técnica do Projeto e Análise de Experimentos. 2003. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Itajubá.
- 33** . DO PRADO, E. M.; Influência das variáveis do processo MIG/MAG convencional e pulsado nas propriedades mecânicas de juntas soldadas com arame ER410NiMo 2004. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Paraná.
- 34** . PETER JAN GROETELAARS; Influência da variação de parâmetros de soldagem sobre a transferência metálica e perfil do cordão no processo MIG/MAG duplo-arame. 2005. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Uberlândia.
- 35** . TIMOTHY PATRICK HASSELBERG; A feasibility study of "cold metal transfer" - gas metal arc Welding (CMT-GMAW) nickel base superalloy inconel 718TM; Abril, 2009

- 36** . GRZYBICKI, M.; JAKUBOWSKI, J.; Comparative tests of steel car body sheet welds made using CMT and MIG/MAG methods; *Welding International*, 2013, Vol. 27, No. 8, p. 610-615
- 37** . TALALAEV, R.; VEINTHAL, R.; LAANSOO, A.; SARKANS, M.; Cold metal transfer (CMT) welding of thin sheet metal products; *Estonian Journal of Engineering*, 2012, Vol. 18, No.3, p. 243 – 250.
- 38** . MAGDA, A.; POPESCU, M.; CODREAN, C.; MOCUTA, E.G.; Possibilities of joining galvanized sheet steel using the CMT method (Cold Metal Transfer); *Welding International*, 2013, Vol. 27, N0. 9, p. 665-667.
- 39** . DIRENE FILHO, H.; GONÇALVES e SILVA, R. H.; DUTRA, J. C.; Estudo dos Processos de Soldagem MIG/MAG com Transferência por Curto-Circuito com Controle de Corrente Utilizando a Termografia. 2013. XXXIX CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, Curitiba, PR, Brasil.
- 40** . KEANE, M. J.; SIERT, A.; CHEN, B. T.; STONE, S. G.; Profiling Mild Steel Welding Processes to Reduce Fume Emissions and Costs in the Workplace; *Ann. Occup. Hyg.*, Vol. 58, No 4, p. 403-412, 2014
- 41** . THONSON FERREIRA COSTA; Aplicação de processos MAG curto-circuito convencional e controlado na soldagem de dutos de aço carbono; *Revista Soldagem & Inspeção*, Vol. 17, No. 4, São Paulo, SP, Brasil.
- 42** . HERNANDEZ AREVALO, H. D. H.; VILARINHO, L. O.; Desenvolvimento de calorímetro por nitrogênio líquido e fluxo contínuo para medição de aporte térmico; *Soldagem e inspeção*, Vol. 17, No. 3, Julho/Setembro 2012, São Paulo.
- 43** . http://www.fronius.com/cps/rde/xbcr/SID-BBF1EF32-82E0BBF5/fronius_uk/CMTRobotics_pres_openhouse__538967_snapshot.pdf; acesso em 26/08/2016
- 44** . JANG, S.H.; KIM, S.t.; LEE, I.S.; PARK, Y.S.; Effect of Shielding Gas Composition on Phase Transformation and Mechanism of Pitting Corrosion of Hyper Duplex Stainless Steel Welds; *Materials Transactions*, Vol. 52, No. 6 p. 1228 to 1236, 2011.
- 45** . BRANDI; S.D.; SILVEIRA, L. M.Y.; VASCONCELLOS, D.L.B.; Aplicação da norma ASTM A923-Prática A para identificação de fases intermetálicas em junta soldada de aço inoxidável superduplex UNS 32750; *Revista Escola de Minas*, Vol.63, No.1, p. 153-158, 2010

- 46** . ERICK RENATO VARGAS GARCIA; Efeito da corrente de soldagem do processo TIG pulsado autógeno na microestrutura da zona fundida dos aços inoxidáveis dúplex UNS S32304 e UNS32101. 2011. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (USP).
- 47** . SAMUEL AMORA ALVES NETO; Caracterização de juntas de aço inoxidável super duplex soldadas por processo TIG autógeno. 2011. Dissertação (Mestrado) – Universidade do Estado do Rio de Janeiro (UERJ).
- 48** . PAIVA, T. C. C.; MARTINS, T. R. B.; SOUZA, G. C.; PARDAL, J. M.; TAVARES, S. M.; FONSECA, M. C.; CARDOTE FILHO, I.; Análise da Influência do Gás de Purga na Raiz de Juntas Soldadas Pelo Processo GTAW em Aços Inoxidáveis Superduplex UNS S32750. 2013. 7º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Penedo, Itatiaia, RJ, Brasil.
- 49** . TEDESCHI, P. A. L.; SIGNORELLI, R.; NEVES, M. D. M.; Comparação da junta soldada pelo processo GTAW dos aços inoxidáveis AISI 316L e Super-Duplex UNS S32750 para trocadores de Calor Usados em Refinarias de Petróleo. 2010. XXXVI CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, Recife, PE, Brasil.
- 50** . JOSÉ CARLOS DE LACERDA; Efeito do aporte térmico e adição de nitrogênio no gás de proteção na transição dúctil-frágil de um aço inoxidável AISI 409 soldado pelo processo GMAW. 2007. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Ouro Preto (REDEMAT).
- 51** . CRISTHIAN RAMOS WILL; Comportamento à corrosão de juntas de superduplex UNS S32760 soldadas por GMAW pulsado com diferentes misturas gasosas. 2009. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.
- 52** . PARDAL, J. M.; SOUZA, G. C.; TAVARES, S. S. M.; FONSECA, M. P. C.; FERREIRA, M. L. R.; MARTINS, L. M.; SAMRA FILHO, O.; Caracterização e Avaliação da Resistência à Corrosão na Soldagem de Tubulação de Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 pelo Processo a Arco Submerso; Revista Soldagem e Inspeção, São Paulo, Vol. 16, No. 4, p. 310-321, Out/Dez 2011.
- 53** . NORSOK M-601:2016 – Welding and Inspection of Piping
- 54** . MARTINS, M.; CASTELETTI, L.C.; caracterização microestrutural do aço inoxidável super duplex ASTM A890 Grau 6A; 12º CONAF – Congresso de fundição, de 27 a 30 de Setembro de 2005, São Paulo – SP.

- 55** . RAQUEL ROMANA; Cinética de formação de fase Sigma entre 700°C e 900°C no aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF 2507). 2009. Dissertação (Mestrado) – Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo.
- 56** . TRAPANI, C. R. D.; MARQUES, F. T.; PESSANHA, J. F.; KOHLER, H. M.; DINIZ, M. G.; Parâmetros da Cinética de Precipitação de Fase Intermetálica em um Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750. 2014. 21°C BECIMAT – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Cuiabá, MT, Brasil.
- 57** . PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S. M.; FONSECA, M. P. C.; SOUZA, J. A.; VIEIRA, L. M.; ABREU, H. F. G.; Deleterious phases precipitation on superduplex stainless steel UNS S32750: characterization by light optical and scanning; electron microscopy Mat. Res., Vol. 13, No. 3, São Carlos Julho/Setembro 2010.
- 58** . PATRÍCIA APICELO de SOUZA PEREIRA; Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço inoxidável duplex e super duplex. 2009. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro (UENF), Campos dos Goytacazes/RJ.
- 59** . PAULRAJ, P.; GARG, R.; Effect of intermetallic phases on corrosion behavior and mechanical properties of duplex stainless steel and super duplex stainless steel; Research Journal, Vol. 9, No. 27, p. 87-105, Setembro 2015.
- 60** . BRUNO LOPES VALENTIM; Estudo da influência do tempo de tratamento térmico a 475°C nas propriedades mecânicas do aço inoxidável superduplex UNS S32750. 2013. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Espírito Santo.
- 61** . CHAN, K. W.; TIONG, S. C.; Effect of secondary phase precipitation on the corrosion behavior of duplex stainless steel; Revista Materials, Vol. 7, p. 5268-5304, 2014
- 62** . ANTONIO JOSÉ RAMÍREZ LONDOÑO; 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. 1997. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (USP).
- 63** . ANTONIO MARCOS BORBA ROLDÃO; Estudo do efeito do aporte térmico nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço inoxidável duplex UNS

S31803 em chapa grossa, soldada pelo processo GMAW. 2010.
Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG),
Belo Horizonte.

- 64** . GARZÓN, C. M.; RAMIREZ, A. J.; Growth kinetics of secondary austenite in the welding microstructure of a UNS S32304 duplex stainless Steel; Elsevier, Acta Materialia 54, p. 3321-3331, 2006.
- 65** . ANTONIO JOSÉ RAMIREZ LONDOÑO; Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. 2001. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (USP).
- 66** . AWS A5.9/A5.9M:2012 – Specification For Bare Stainless Steel Welding Electrodes And Rods
- 67** . ISO 5817:2007 – Welding – Fusion-welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys (beam welding excluded) – Quality levels for Imperfections
- 68** . ASME BPE 2014 – Bioprocessing Equipment
- 69** . ASTM A923:2008 – Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels
- 70** . ASTM A370:2010 – Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.
- 71** . ASTM E384:2016 – Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials
- 72** . ASTM G48:2009 – Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution