

**PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS**

**Programa de Mestrado em Engenharia Mecânica**

**ESTUDO DA GEOMETRIA E MICRODUREZA DO CORDÃO DE  
SOLDA EM PROCESSO DE SOLDAGEM A PLASMA DO AÇO  
ABNT304 SEM E COM FLUXO ATIVO/CAMINHO PREPARADO**

**Frederico Henrique Santana**

**Belo Horizonte**

**2010**

**Frederico Henrique Santana**

**ESTUDO DA GEOMETRIA E MICRODUREZA DO CORDÃO DE  
SOLDA EM PROCESSO DE SOLDAGEM A PLASMA DO AÇO  
ABNT304 SEM E COM FLUXO ATIVO/CAMINHO PREPARADO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais como requisito parcial para a obtenção de título de Mestre em Engenharia Mecânica.

**Orientador:** Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro

**Belo Horizonte**

**2010**

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

S231e Santana, Frederico Henrique  
Estudo da geometria e microdureza do cordão de solda em processo de soldagem a plasma do aço ABNT 304 sem e com fluxo ativo/caminho preparado. / Frederico Henrique Santana. Belo Horizonte, 2010.

74. f.: il.

Orientador: José Rubens Gonçalves Carneiro  
Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais.  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

1. Soldagem elétrica. I. Carneiro, José Rubens Gonçalves. II. Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621.791.755

**Frederico Henrique Santana**

**ESTUDO DA GEOMETRIA E MICRODUREZA DO CORDÃO DE  
SOLDA EM PROCESSO DE SOLDAGEM A PLASMA DO AÇO  
ABNT304 SEM E COM FLUXO ATIVO/CAMINHO PREPARADO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais como requisito parcial para a obtenção de título de Mestre em Engenharia Mecânica.

---

Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro (Orientador) - PUC Minas

---

Dra. Maria Celeste Monteiro de Souza Costa (Examinador externo) – CEFET MG

---

Dr. Pedro Américo Almeida Magalhães Junior (Examinador interno) – PUC Minas

---

Dr. Pedro Paiva Brito (Examinador interno) – PUC Minas

Belo Horizonte, 22 de novembro de 2010.

*Á Deus e aos meus pais,*

*Pela bênção e orientação*

# **AGRADECIMENTOS**

Ao meu orientador, Professor Dr. José Rubens G. Carneiro, e demais professores que tornaram possível a realização deste trabalho.

Aos meus colegas de classe pela rica troca de experiência.

Aos meus colegas de trabalho, em especial Kleysson Lisboa Macedo, pelo incentivo a mim concedido.

A todos que, de alguma forma, contribuíram para esta construção.

“Que a palavra de Cristo, com toda a sua riqueza, habite em vós. Ensinai e admoestai-vos uns aos outros com toda a sabedoria. Do fundo dos vossos corações, louvai a Deus. Tudo que fizerdes, em palavra ou obras, seja feito em nome do senhor Jesus Cristo. Por meio dele, dai graças a Deus, o Pai.”

## RESUMO

O processo de soldagem a arco plasma (Plasma Arc Welding - PAW) é um processo que produz união por fusão das partes através de um arco elétrico. A soldagem PAW com aplicação de um fluxo ativo a base de óxidos e fluoretos tem sido proposta como uma alternativa para aumentar a produtividade do processo, designado por A-PAW ("Active Flux PAW"). Para minimizar o efeito da diluição do fluxo ativo na poça de fusão, foi desenvolvida uma metodologia de aplicação da camada de fluxo, denominada "Caminho Preparado de fluxo". Nesta técnica, o arco é forçado a passar por um caminho delimitado por um fluxo, reduzindo a diluição e, portanto, diminuindo a formação de escória e os efeitos na poça de fusão. Para verificar a potencialidade do processo de soldagem A-PAW em aço inoxidável ABNT 304, foi proposto neste trabalho o estudo da evolução da largura, penetração e área da seção transversal do cordão de solda, utilizando-se os processos sem fluxo e com fluxos ativos de  $TiO_2$ ,  $SiO_2$ , escória de processo de soldagem a arco submerso e mistura na proporção de 50% em peso de  $TiO_2$  e  $SiO_2$ . Avaliou-se, também, a diluição e a evolução da microdureza no cordão de solda. Ao realizar a medição da largura, penetração e área da seção transversal da zona fundida do cordão de solda, foi possível verificar que o comportamento da largura, penetração e área da seção transversal apresentaram alterações com a aplicação de fluxo ativo. Constatou-se realizando o ensaio de microdureza ao longo da seção transversal da solda, que não houve alteração desta propriedade mecânica. Desta forma o processo de soldagem a arco plasma com utilização de fluxo ativo a base de  $TiO_2$  e  $SiO_2$  mostrou-se vantajoso, pois observou-se alterações significativas com relação aos parâmetros geométricos e não apresentou alterações nos parâmetros de diluição química e de microdureza utilizando processo de soldagem a arco plasma em aço inoxidável ABNT304.

Palavras chave: Soldagem a plasma, fluxo ativo/caminho preparado.



## ABSTRACT

The PAW ("Plasm Arc Welding") process make union for fusion between the parts that will be unify for an electric arc. The PAW welding with active flux to base of oxides and fluorides was developed to improve the productivity of the conventional process and was designed as A-PAW ("Active Flux PAW"). To minimize the effect of dilution was developed a new flux application methodology which as called "prepared flux path". In this technique, the arc is forced to follow the path delimited by the flux layer, reducing the dilution and, consequently, reducing the slag and the effects on the weld metal. To verify the potentiality of using the active flux technique in the plasm arc welding process using stainless steel ABNT304, was proposed in this work a study of the wideness evolution, penetration evolution and area of the weld, used the plasm arc welding process without flux and with active flux of based  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{SiO}_2$ , slag of submerge arc welding process and mix in proportion of 50% by weight  $\text{TiO}_2$  and  $\text{SiO}_2$ . Appraised too the dilution and the microhardness in the weld. Was doing the measurement of wideness, penetration and area in the weld, was possible verify that behavior about wideness, penetration and area in the weld were changed with use active flux. Was doing the measurement of microhardness in the weld, was possible verify didn't have alteration in the behavior of microhardness. In this way, the plasm arc welding process with active flux and prepared flux path of based  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{SiO}_2$  show profitable, because show expressive alterations about the results of geometric parameter and didn't show change chemistry dilution and the microhardness in the plasm process using stainless steel ABNT304.

Keywords: Plasm welding, active flux/prepared flux path.

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA	1	Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70% escala superior % Cr e inferior % Ni .....	19
FIGURA	2	Diagrama de DeLong para aços inoxidáveis austeníticos .....	22
FIGURA	3	Diagrama WRC de previsão da microestrutura do metal de solda de aço inoxidável austenítico .....	22
FIGURA	4	Diagrama WRC com contornos de martensita para 1, 4 e 10% de Mn e o grau de incerteza em suas posições .....	25
FIGURA	5	Diagrama para os aços ABNT 410/420 .....	26
FIGURA	6	Processo de soldagem a plasma com o eletrodo, gases de proteção e de plasma e chapa metálica .....	30
FIGURA	7	Variação da soldagem a plasma: a) arco transferido e b) não transferido .....	30
FIGURA	8	Técnica de soldagem caminho preparado de fluxo .....	35
FIGURA	9	Arco produzido por um eletrodo de tungstênio com uma ponta aguda (a) Força de Lorentz e (b) fluxo do fluido .....	37
FIGURA	10	Direção das forças de convecção na poça de fusão, força de Lorentz .....	37
FIGURA	11	Direção das forças de convecção na poça de fusão, força de empuxo .....	38
FIGURA	12	Representação esquemática das forças de Marangoni atuantes em uma poça de fusão: (a) coeficiente de Marangoni negativo; (b) coeficiente de Marangoni positivo .....	39
FIGURA	13	Direção das forças de convecção na poça de fusão, força tensão de cisalhamento pelo gradiente de tensão superficial .....	40
FIGURA	14	Teor de oxigênio no metal soldado em função do oxigênio e dióxido de carbono no gás de produção .....	41
FIGURA	15	Relação entre a penetração e largura como função do teor em volume de O <sub>2</sub> e CO <sub>2</sub> no gás de cobertura .....	42

FIGURA 16	Relação entre teor de oxigênio na poça de fusão e razão entre penetração/largura (D/W) .....	42
FIGURA 17	Direção das forças de convecção na poça de fusão, força tensão de cisalhamento induzida pelo jato de plasma .....	44
FIGURA 18	Chapa de aço inoxidável austenítico ABNT 304 sem decapagem .....	46
FIGURA 19	Chapa de aço inoxidável austenítico ABNT 304 após decapagem ....	47
FIGURA 20	Corpo de prova preparado com fluxo ativo .....	48
FIGURA 21	Corpo de prova preparado com caminho preparado de fluxo ativo ....	49
FIGURA 22	Fonte de energia P.O Box 1079 Appleton, WI 54912 USA .....	50
FIGURA 23	Tocha de soldagem Thermal Arc PWM 300 – Plasma Welding .....	51
FIGURA 24	Carrinho acionado; Medium Duty V-Way Travel Carriages Model Nº SWC-6 Powered Carriages .....	51
FIGURA 25	Máquina de soldagem: Jetline Engineering S/A 85425 .....	52
FIGURA 26	Esquema para medição da largura (L) e penetração (P) do cordão de solda .....	53
FIGURA 27	Equipamento para ensaio de análise química P.M.I .....	54
FIGURA 28	Esquema para medição da análise química no cordão de solda .....	55
FIGURA 29	Esquema para medição das indicações de microdureza no cordão de solda .....	56
FIGURA 30	Imagens do arco elétrico durante o processo de soldagem .....	58
FIGURA 31	Imagens do aspecto superficial do cordão de solda .....	60
FIGURA 32	Gráfico representando a evolução média $\bar{X}$ dos parâmetros geométricos para os processos de soldagem sem fluxo, com fluxo ativo e caminho preparado de fluxo ativo .....	61
FIGURA 33	Gráfico representando a evolução dos parâmetros geométricos para os processos de fluxo ativo e caminho preparado de fluxo ativo em função do tipo de fluxo utilizado .....	64

FIGURA 34	Gráfico representando o comportamento da diluição química na zona fundida utilizando fluxo ativo a base de $\text{SiO}_2$ .....	65
FIGURA 35	Gráfico representando o comportamento da diluição química na zona fundida utilizando fluxo ativo a base de $\text{TiO}_2$ .....	66
FIGURA 36	Representando a evolução da microdureza para o metal de base na zona termicamente afetada e zona fundida .....	67
FIGURA 37	Microestrutura da ZTA e zona fundida evidenciando a presença de austenita (fase clara). (a) zona fundida aumento 50x. (b) zona fundida com ferrita delta e austenita aumento 100x .....	67

## LISTA DE TABELAS

TABELA	1	Composição química de alguns aços inoxidáveis austeníticos em porcentagem em peso .....	20
TABELA	2	Microestruturas resultantes do metal de solda de aço inoxidável austenítico à temperatura ambiente .....	23
TABELA	3	Processos de soldagem por fusão de acordo com a fonte de energia .	28
TABELA	4	Parâmetros do processo de soldagem utilizados nos experimentos ....	50
TABELA	5	Composição química do aço inoxidável em porcentagem em peso .....	57
TABELA	6	Composição química dos fluxos utilizados em porcentagem em peso	57
TABELA	7	Dados estatísticos dos parâmetros geométricos de largura e penetração .....	62
TABELA	8	Resultado do teste para comparação de duas médias para variância desconhecidas e diferentes .....	63

## LISTA DE SIGLAS

A	Austenita
ABNT	Associação brasileira de normas técnica
AF	Austenita / Ferrita
A-PAW	Active plasm arc welding
A-TIG	Active tungsten arc welding
AWS	America welding society
$\vec{B}$	Vetor fluxo magnético
BI	Índice de basicidade
CCC	Cubo de corpo centrado
CP	Caminho preparado de fluxo ativo
D	Diluição
D/W	Razão entre a penetração e a largura da poça de fusão da solda
F	Ferrita
$\vec{F}$	Força de Lorentz
FA	Fluxo ativo
FN	Número de ferrita
GTAW	Gas tungsten arc welding
HC	Hexagonal compacta
I	Corrente (A)
$\vec{j}$	Vetor de densidade
K'	Constante em função do fluxo

L	Comprimento característico do sistema (mm)
Ma	Efeito Morangoni
MAG	Metal active gás
M <sub>d</sub>	Término de transformação da martensita
MIG	Metal inert gás
M <sub>s</sub>	Início de transformação da martensita
n	Número de amostras
P	Penetração
PAW	Plasm arc welding
S	Velocidade (cm/hora)
s	Desvio padrão
Scp	Desvio padrão das amostras com caminho preparado de fluxo ativo
Sfa	Desvio padrão das amostras com fluxo ativo
Ssf	Desvio padrão das amostras sem fluxo ativo
SAW	Submerged arc welding
T	Temperatura (°C)
t	Teste padronizado
tc	Distribuição crítica
TIG	Tungsten inert gas
V	Tensão (v)
X	Coordenada no plano da superfície do líquido
x	Valor da medida da amostra
$\bar{X}$	Média aritmética das amostras
Xcp	Média das amostras com caminho preparado de fluxo ativo

Xfa Média das amostras com fluxo ativo

Xsf Média das amostras sem fluxo

ZTA Zona termicamente afetada

$\gamma$  Tensão superficial

$\mu$  Viscosidade dinâmica

$\alpha$  Difusividade térmica



# SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	16
1.1 Justificativa .....	18
1.2 Objetivos específicos .....	18
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	19
2.1 Aços Inoxidáveis austeníticos .....	19
2.2 Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos .....	21
2.2.1 <i>Metal de solda</i> .....	21
2.2.2 <i>Zona termicamente afetada</i> .....	26
2.3 Soldagem .....	27
2.3.1 <i>Processo de soldagem Plasma</i> .....	29
2.4 Fluxos .....	33
2.5 Processo de soldagem utilizando fluxo ativo / caminho preparado .....	34
2.6 Movimento do metal / fluxo no arco elétrico .....	36
<b>3 METODOLOGIA</b> .....	45
3.1 Materiais e métodos .....	45
<b>4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS</b> .....	56
4.1 Material base e fluxos .....	56
4.2 Aspectos do arco elétrico e formato do cordão .....	57
<b>5 CONCLUSÃO</b> .....	68
5.1 Sugestões para trabalhos futuros .....	68
<b>6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	69

## 1 INTRODUÇÃO

Aços inoxidáveis constituem um grupo de aço de alta liga baseado no sistema Fe-Cr, Fe-Ni-Cr e Fe-Cr-C, que contém percentual de cromo em peso superior a 10,5%. Os aços inoxidáveis apresentam boa resistência à corrosão e mecânica em temperaturas elevadas e em diferentes ambientes. São utilizados em uma variedade de aplicações na indústria química, indústria alimentícia, na fabricação de bens duráveis, indústria farmacêutica, automobilística e em muitas outras aplicações. Os aços inoxidáveis podem ser classificados em martensíticos, ferríticos, austeníticos, duplex e endurecíveis por precipitação (Fisher, 2005).

A soldagem é um dos mais importantes processos de união de metais utilizados em todos os setores da indústria, como a microeletrônica, de construção (estruturas simples e complexas), química, petrolífera e nuclear, etc. Surge, então, a necessidade do constante aperfeiçoamento deste processo buscando sempre ganho em qualidade/produtividade. Os aços inoxidáveis são soldáveis, mas a soldagem resulta em alterações da microestrutura do metal de solda e da zona termicamente afetada em relação ao metal base. Isso pode constituir uma mudança na fase desejada, formação de compostos intermetálicos, crescimento de grão, segregação de ligas, impurezas e outras reações. Dentre os aços inoxidáveis, têm-se os austeníticos que formam o grupo mais numeroso, de melhor soldabilidade e não endurecíveis por tratamento térmico (Lippold, 2005).

A soldagem a arco plasma - PAW é um processo que produz a união por fusão das partes através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio, não consumível, e a peça ou entre o eletrodo de tungstênio e o bocal constritor (Modenesi, 2003). O processo de soldagem PAW é usado em união de aços-carbono, aços inoxidáveis, liga de níquel, titânio, magnésio, alumínio e conjunto de aço inoxidável martensítico/austenítico, o seu custo elevado o que pode, às vezes, inviabilizar a sua utilização (Wang, 2002; Kurt, 2009). A soldagem a arco plasma pode ser realizada em qualquer posição, com velocidade elevada e, em geral, com menor energia de soldagem e maior razão penetração/largura do cordão. Esses fatos resultam em vantagens em aplicações onde se deseja produtividade, precisão dimensional da peça soldada como, por exemplo, na soldagem em passe único, sem metal de adição, até espessuras em torno de 12mm. Em soldagem de

materiais mais espessos, uma nova estratégia de pulso controlado com novos sensores e sistema de controle foi proposta (Zhang, 2009), visando aumentar a produtividade. O processo de soldagem a arco plasma pode ser usado como uma alternativa ao processo de soldagem TIG (Tungstênio inerte gás), (Modenesi, 2000). Outra aplicação do arco plasma é em corte de materiais metálicos e não metálicos, podendo apresentar variação na quantidade e distribuição de partícula como observado por Gullu, 2006 estudando corte a arco plasma em aço inoxidável ABNT304.

Os fluxos são compostos por uma mistura de óxidos que podem conter ferro-liga que estabilizam e protegem o arco e o metal aquecido da contaminação da atmosfera. Fornecem elementos de liga à poça de fusão, minimizam impurezas no metal de solda e influenciam o aspecto/formato do cordão. A aplicação de um fluxo ativo à base de óxidos e fluoretos é uma proposta alternativa para aumentar a penetração da solda e produtividade do processo de soldagem a arco plasma, designado por A-PAW. Essa aplicação de fluxo promove a constrição do arco, aumenta a densidade de corrente, a força do arco e também altera o fluxo do metal na poça (Li, 2007). Entre as desvantagens desse processo, há a formação de escória com a possibilidade da fragilização do metal de solda devido às interações entre o fluxo e a poça de fusão. Este problema foi minimizado com o desenvolvimento de uma nova metodologia de aplicação da camada de fluxo, denominada “caminho preparado de fluxo”. Nesta técnica, o arco é forçado a passar por um caminho delimitado pelo fluxo, reduzindo-se a diluição e, portanto, diminuindo-se a formação de escória e os efeitos no metal de solda. A utilização da técnica do “caminho preparado de fluxo” também parece viável como ferramenta para melhoria do processo. Richetti e Ferraresi, 2005 comprovaram a aplicação destes fluxos no processo de soldagem TIG que proporcionou um aumento da penetração na junta soldada. O processo de soldagem a arco plasma se desenvolveu a partir do processo de soldagem TIG, diferindo apenas por operar com um arco elétrico constringido por um orifício. O jato de plasma como fonte de calor é utilizado para fundir o metal a ser soldado na condição de corrente contínua ou pulsada (Correa et al., 2008).

As estruturas soldadas de aço inoxidável austenítico geralmente comportam-se diferentemente do metal base em termos de resistência à corrosão. Para o metal de solda, a resistência à corrosão depende do tipo de soldagem, metal de adição e

geometria do chanfro, e outras condições de soldagem. A resistência à corrosão da zona termicamente afetada depende principalmente do tipo de soldagem e parâmetros de soldagem.

Baseado nas informações anteriores, o objetivo deste trabalho é verificar a potencialidade da aplicação da técnica de soldagem com aplicação de fluxo ativo e caminho preparado de fluxo ativo na soldagem a arco plasma em aço inoxidável ABNT 304.

## **1.1 Justificativa**

Este trabalho apresenta como justificativa a oportunidade de estudar a técnica de soldagem a arco plasma utilizando fluxo ativo, visando um aumento da produtividade. Baseado em estudos anteriores realizados por RICHETTI, 2003, onde resultados positivos foram apresentados utilizando fluxo ativo no processo de soldagem TIG. Devido ao fato do processo de soldagem a arco plasma ser oriundo do processo de soldagem TIG, faz-se necessário a realização de testes de soldagem utilizando fluxo ativo para verificar a potencialidade dessa técnica no processo de soldagem a arco plasma.

## **1.2 Objetivos específicos**

- Avaliar a potencialidade da aplicação da técnica de soldagem a arco plasma PAW, utilizando-se fluxo ativo em aço inoxidável ABNT304;
- Comparar o comportamento dos parâmetros geométricos da seção transversal do cordão de solda, largura, penetração e área e propriedade mecânica de microdureza em soldas realizadas no processo de soldagem a arco plasma PAW, sem aplicação de fluxo ativo, com aplicação de fluxo ativo e caminho preparado de fluxo ativo;
- Avaliar alteração da composição química na poça de fusão em soldas utilizando fluxos de  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$ , escória formada pelo fluxo de solda a arco submerso e mistura em peso de 50%  $\text{SiO}_2$  +50%  $\text{TiO}_2$ .

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos representam cerca de 65% a 70% do total de aço inoxidável produzido mundialmente. Este aço apresenta boa resistência à corrosão em diversos ambientes, impacto e resistência mecânica, respectivamente, a baixa (criogênicos) e elevadas temperaturas, (Garcia, C et al., 2008). São mais caros que os aços martensíticos e ferríticos devido à maior utilização de elemento de liga, mas apresenta melhor soldabilidade e conformabilidade (Modenesi, 2001).

A microestrutura de um aço inoxidável depende basicamente do balanço de seus elementos promovedores da austenita e da ferrita à temperatura ambiente. Esses aços são projetados e processados de modo que a estrutura seja completamente austenítica, mas pode ocorrer, também, formação de ferrita delta. O níquel promove a formação de austenita e é adicionado a esses aços em quantidade superior a 8%. A adição de níquel às ligas Fe-Cr tende a ampliar a faixa sobre a qual a austenita é estável e aumenta a sua estabilidade em baixas temperaturas. Outros elementos que promovem a austenita são carbono, nitrogênio, manganês e cobre.

A transformação dos aços inoxidáveis austeníticos pode ser descrita pelo diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni em 70% de Fe em peso (Modenesi, 2001), onde L representa a fase líquida,  $\gamma$  representa a austenítica e  $\delta$  representa a ferrita delta conforme Figura 1 a seguir.

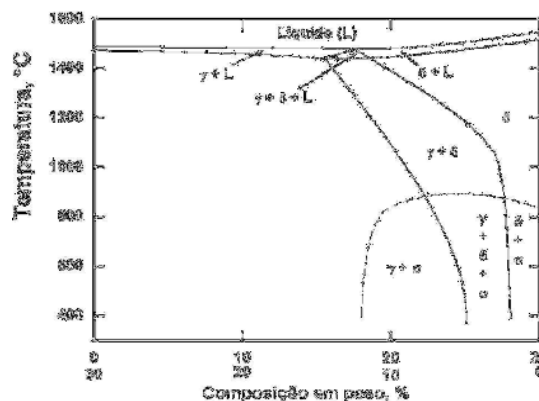


Figura 1: Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70%

Escala superior % Cr e inferior % Ni

Fonte: Modenesi, 2001

A Tabela 1 mostra as principais composições químicas dos aços inoxidáveis austeníticos (Totten, 2007).

**TABELA 1**  
Composição química de alguns aços inoxidáveis austeníticos  
em porcentagem em peso.

<b>ABNT</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>	<b>N</b>	<b>Outros</b>
201	≤0,15	5,5-7,5	≤1,0	16-18	3,5-5,5	-	0,25	-
202	≤0,15	7,5-10	≤1,0	17-19	4-6	-	0,25	-
301	≤0,15	≤2,0	≤1,0	16-18	6-8	-	-	-
302	≤0,15	≤2,0	≤1,0	17-19	8-10	-	-	-
304	≤0,08	≤2,0	≤1,0	18-20	8-10,5	-	-	-
304H	0,04-0,10	≤2,0	≤1,0	18-20	8-10,5	-	-	-
304L	≤0,03	≤2,0	≤1,0	18-20	8-12	-	-	-
304N	≤0,08	≤2,0	≤1,0	18-20	8-10,5	-	0,10-0,16	-
304LN	≤0,03	≤2,0	≤1,0	18-20	8-12	-	0,10-0,16	-
309	≤0,20	≤2,0	≤1,0	22-24	10-12	-	-	-
316H	≤0,08	≤2,0	≤1,0	16-18	10-14	2-3	-	-
316L	≤0,03	≤2,0	≤1,0	16-18	10-14	2-3	-	-
316LN	≤0,03	≤2,0	≤1,0	16-18	10-14	2-3	0,10-0,16	-
316N	≤0,08	≤2,0	≤1,0	16-18	10-14	2-3	0,10-0,16	-
317L	≤0,03	≤2,0	≤1,0	18-20	11-12	3-4	-	-
321	≤0,08	≤2,0	≤1,0	17-19	9-12	-	-	Ti ≥ 5x%C
321H	0,04-0,10	≤2,0	≤1,0	17-19	9-12	-	-	Ti ≥ 5x%C
347	≤0,08	≤2,0	≤1,0	17-19	9-13	-	-	Nb ≥ 10x%C

Fonte: Totten, G.E., 2007.

Esse balanço dos elementos promovedores de austenita e ferrita delta tem implicações importantes com respeito às propriedades mecânicas, resistência à corrosão e soldabilidade do aço inoxidável. Os aços inoxidáveis austeníticos têm boa ductilidade e tenacidade e exibem alongamento significativo no ensaio de tração.

Adição de nitrogênio, precipitação e encruamento constituem alternativas de aumentar a resistência mecânica dos aços inoxidáveis austeníticos. A formação de martensita induzida por deformação, eleva a taxa de encruamento, proporcionando ao aço ABNT304 tensão de escoamento superior a 1200MPa. Os aços inoxidáveis austeníticos têm baixa condutividade térmica (1/3 do valor do aço ABNT 1025) e elevado coeficiente de expansão térmica (50% superior ao aço ABNT 1025) o que favorece uma maior distorção na soldagem.

Os aços inoxidáveis austeníticos são usados em suporte estrutural, recipientes de transporte, equipamento médico em razão da sua conformabilidade e durabilidade, mas não devem ser utilizados em ambiente de água do mar, cloreto e soda cáustica.

## 2.2 Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos

### 2.2.1 Metal de base

A microestrutura da zona fundida à temperatura ambiente dos aços inoxidáveis austeníticos depende do comportamento da solidificação e da transformação no estado sólido. O diagrama de constituição para metal de solda apresentado por Schaeffler em 1947, (Kotecki et al., 2000), previa a microestrutura baseado na composição química. O diagrama continha nos eixos fórmulas com os percentuais de cromo e níquel equivalentes com faixas para fases microestruturais do metal de solda específica, conforme equações (1) e (2):

$$Ni_{eq} = Ni + 0,5 * Mn + 30 * C \quad (1)$$

$$Cr_{eq} = Cr + 2,5 * Si + 1,8 * Mo + 2 * Nb \quad (2)$$

A equação do cromo equivalente foi alterada por Schaeffler em 1948 para equação (3):

$$Cr_{eq} = Cr + 1,5 * Si + Mo + 0,5 * Nb \quad (3)$$

Em 1949 foi desenvolvida por Seferian uma fórmula para cálculo do percentual de ferrita  $\delta$  presente em metal de solda austenítico, conforme equação 4:

$$\%Ferrita_{\delta} = 3(Cr_{eq} - 0,93 * Ni_{eq} - 6,7) \quad (4)$$

Em 1956, DeLong introduziu a influência do nitrogênio, titânio e vanádio, a inclinação das linhas de isoferrita (Kotecki et al., 2000), o espaçamento entre as curvas constante, e adição de uma escala de número de ferrita, (Figura 2).

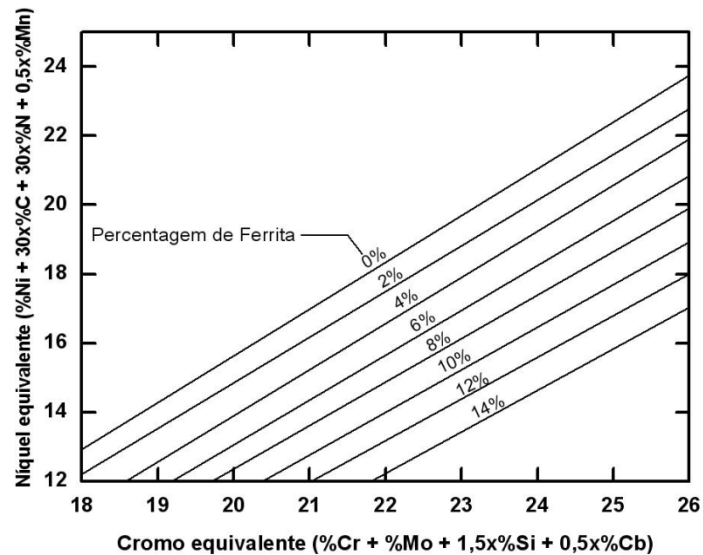


Figura 2: Diagrama de DeLong para aços inoxidáveis austeníticos.

Fonte: Kotecki et al., 2000

Atualmente, o diagrama WRC (Welding Research Council -1992), é o mais preciso para previsão do número de ferrita no metal de solda de aço inoxidável austenítico e duplex, (Figura 3).

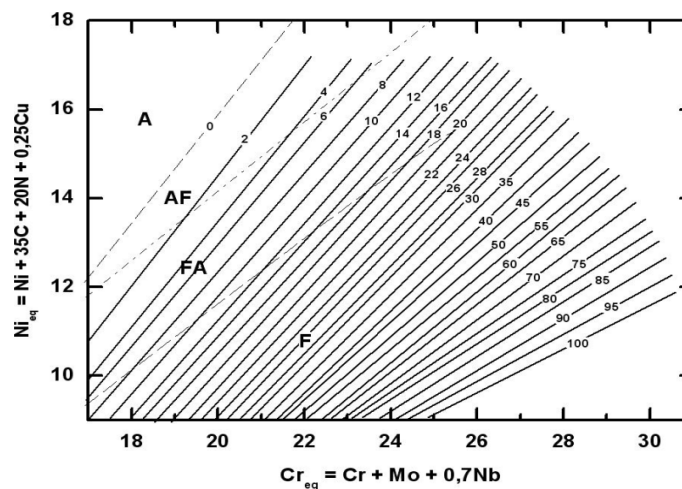


Figura 3: Diagrama WRC de previsão da microestrutura do metal de solda de aço inoxidável austenítico.

Fonte: Kotecki et al., 2000



Os aços inoxidáveis austeníticos solidificam como ferrita  $\delta$  e austenita como fases primárias. Alterações na composição da liga podem mudar a formação primária de ferrita para austenita. Posteriormente, no estado sólido, a ferrita primária pode vir a se transformar em austenita, (Dattoma et al., 2010). Há quatro possibilidades de transformação na solidificação e no estado sólido no metal de solda dos aços inoxidáveis austeníticos. (Tabela 2).

TABELA 2  
Microestruturas resultantes do metal de solda de aço inoxidável austenítico à temperatura ambiente.

Solidificação	Reação	Microestrutura
Austenita (A)	$L \rightarrow L+A \rightarrow A$	Estrutura bem definida, completamente austenítica.
Austenita/ferrita (A/F)	$L \rightarrow L + A \rightarrow L+A +(A+F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$	Ferrita nos contornos de dendrita e célula
Ferrita/austenita (F/A)	$L \rightarrow L+F \rightarrow L+F +( F+ A+)_{per+eut} \rightarrow F_{eut} + A$	Ferrita ripa e espinha resultante da transformação ferrita-austenita
Ferrita (F)	$L \rightarrow L+F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Ferrita acicular ou matriz ferrítica com austenita nos contornos de grão ou em placas de Widsmatten

Fonte: Kotecki et al., 2000.

Deve-se observar que os modos de solidificação A e AF se associam com solidificação de austenita primária, enquanto que o sistema FA e F têm a ferrita  $\delta$  como fase primária (Lippold, 2005). Se a microestrutura é completamente austenítica no final da solidificação, permanecerá completamente austenítica após resfriamento à temperatura ambiente (solidificação tipo A). Em aço ABNT304, há partição de Cr e Mo entre contornos de dendrita e célula. Se alguma ferrita se forma no final do processo de solidificação da austenita primária através de uma reação

eutética, a solidificação é denominada do tipo AF. A partição dos elementos formadores de ferrita para os subgrãos de solidificação promovem a formação de ferrita como produto final de transformação. Ocorre por uma reação eutética e representa-se por uma região triangular no diagrama de fases. A ferrita é relativamente estável e resiste à transformação para austenita durante o resfriamento da solda.

Quando a solidificação ocorre como ferrita primária, há duas possibilidades. Se a austenita se forma no final da solidificação através de uma reação eutética-peritética nos contornos e célula da ferrita, a microestrutura final será formada por dendritas de ferrita e austenita interdendrítica. Se a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  é elevada, a quantidade de austenita é decrescente até anular-se. Quando a taxa de resfriamento da solda é moderada/baixa, a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  na faixa FA, uma morfologia de ferrita vermicular pode resultar. Quando a taxa de resfriamento da solda e a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  são altas na faixa FA, resulta uma morfologia de ferrita tipo ripa.

Se a solidificação ocorre completamente como ferrita denomina-se F, e a microestrutura é ferrítica no final da solidificação. Quando o metal de solda resfria abaixo da ferrita “solvus”, austenita se forma no interior da microestrutura e nos contornos de grão. Se a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  é baixa com moderada ou baixa velocidade de resfriamento, a transformação inicia-se em temperatura alta e a ferrita pode ser consumida. A microestrutura que se forma como resultado do tipo F é função da velocidade de resfriamento e da relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . A quantidade final desta fase dependerá da composição química (particularmente da relação Cr/Ni) e das condições de soldagem que controlam a velocidade de resfriamento. Quanto maior esta velocidade, menor será a extensão da transformação e maior a quantidade de ferrita (Modenesi, 2001).

A microestrutura de metais de solda com teor de cromo inferior a 18% contém frações de austenita e martensita. A austenita nos aços da série 300, não é uma fase estável. Na condição de recozido, a temperatura  $M_s$  (temperatura abaixo da qual se inicia a formação de martensita), é normalmente abaixo da temperatura ambiente, enquanto a temperatura  $M_d$  (temperatura abaixo da qual a martensita formará abaixo de deformação) é acima da temperatura ambiente. Duas espécies de

martensita ( $\alpha'$ : CCC e magnética) com expansão de volume de 2,57% e ( $\epsilon$ : HC e não magnética) com contração de 0,81% podem se formar a partir da austenita.

As temperaturas  $M_s$  e  $M_d$  ( $^{\circ}\text{C}$ ) podem ser calculadas a partir das equações (5) e (6):

$$M_s = 1302 - 42(\%Cr) - 61(\%Ni) - 33(\%Mn) - 28(\%Si) - 1667(\%[C + N]) \quad (5)$$

$$M_d(30/50) = 413 - 13,7(\%Cr) - 9,5(\%Ni) - 8,1(\%Mn) - 18,5(\%Mo) - 9,2(\%Si) - 462(\%[C + N]) \quad (6)$$

Onde as composições estão em peso e  $M_d(30/50)$  é a temperatura em que 50% do volume de  $\alpha'$  é formado após deformação verdadeira de 30% em tração. A precipitação de carbonetos nos contornos de grão reduz a resistência à corrosão.

As linhas de contorno austenita-martensita, em um dado teor de manganês, composições à direita e acima são livres de martensita, conforme apresentado na Figura 4.

Kotecki, 2000 examinaram a formação de martensita em composições no diagrama WRC-1992.

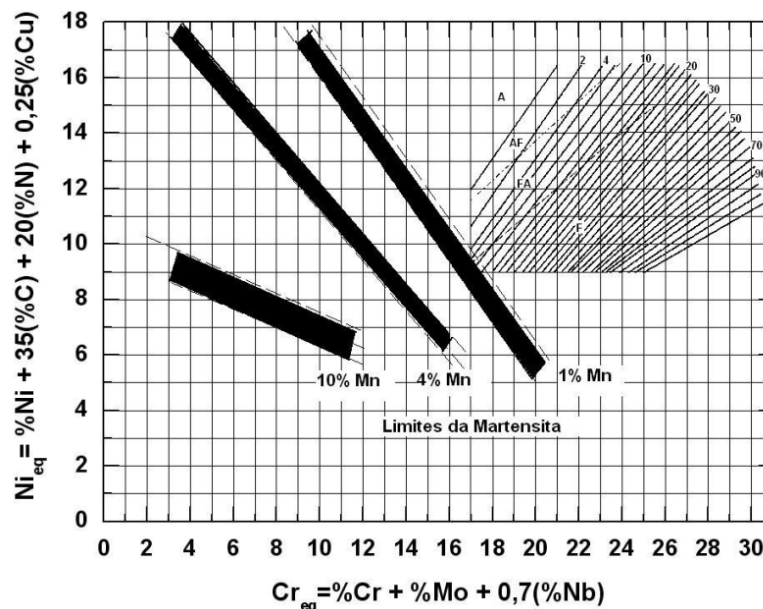


Figura 4: Diagram WRC com contornos de martensita para 1, 4 e 10% de Mn e o grau de incerteza em suas posições.

Fonte: Kotecki et al., 2000.

Balmforth, 2000, apresentou um novo diagrama constitucional para aço inoxidável ferrítico-martensítico, evidenciando as regiões de martensita, ferrita e mistura de fases, Figura 5.

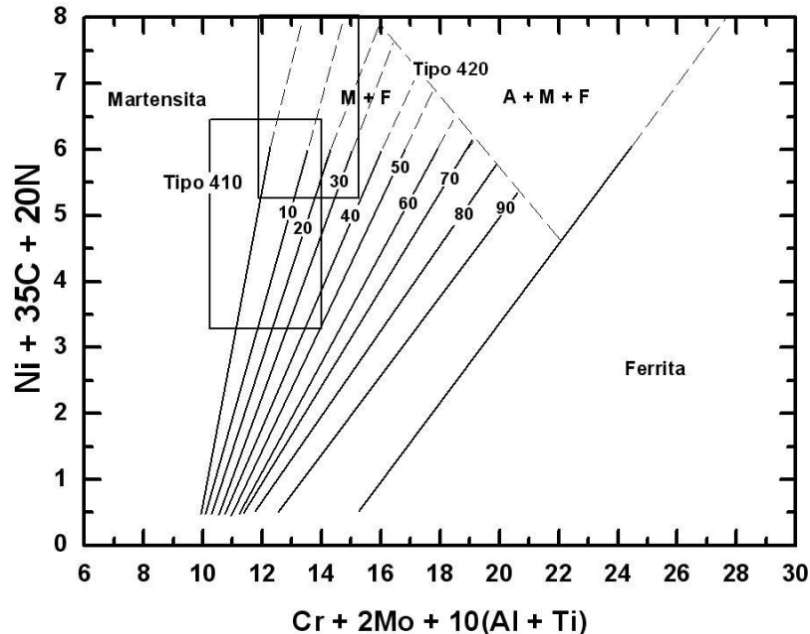


Figura 5- Diagrama para os aços ABNT 410/420.

Fonte: Kotecki et al., 2000

### 2.2.2 Zona termicamente afetada (ZTA)

A zona termicamente afetada (ZTA) representa a região próxima da região de contorno do cordão de solda, que não sofreu fusão, mas que teve sua estrutura cristalina alterada devido ao grande aporte térmico aplicado nesta região. A natureza da zona termicamente afetada depende da composição e microestrutura do metal base. O Crescimento de grão é usualmente restrito, se a energia de soldagem não é extremamente elevada. Em metal base deformado a frio, a recristalização e o crescimento de grão resultam em amaciamento da ZTA. A formação de ferrita nos contornos de grão da austenita restringe o crescimento de grãos e de trincas na ZTA. Precipitados existentes no metal base podem se dissolver, e, posteriormente, precipitam durante e após o resfriamento com distribuição, tamanho e morfologia dependentes do ciclo térmico na ZTA e composição química do metal base.

O controle de temperatura entre passes e pré-aquecimento não é necessário em soldagem dos aços inoxidáveis, uma vez que têm pouco efeito na transformação ferrita-austenita. O tratamento térmico de pós-aquecimento é, algumas vezes, necessário para juntas espessas em temperaturas na faixa de 550-650°C (abaixo do nariz da curva de precipitação) o que promove alívio de tensão. Aquecimento acima de 950°C com resfriamento rápido podem dissolver ferrita e carbonetos dependendo do tempo, composição da solda e teor de ferrita. Os aços inoxidáveis são susceptíveis à fragilização pela formação da fase sigma. A ausência de transformação martensítica durante a soldagem e sua boa tenacidade implica em insensibilidade à fissuração pelo hidrogênio. A sensibilidade a formação de porosidade também é baixa e a zona fundida tem propriedades que se assemelham às do metal de base. Assim, pode-se obter soldas adequadas sem pré-aquecimento e utilizadas em serviço sem tratamentos térmicos pós-soldagem.

Os aços inoxidáveis austeníticos são geralmente usados após um tratamento térmico de estabilização, isto é, são aquecidos a temperaturas entre 1000°C e 1100°C e resfriados rapidamente ao ar ou a água. Este tratamento tem como objetivo permitir a recristalização da microestrutura encruada, manter em solução sólida o carbono, e com isso dar ao material uma estrutura essencialmente austenítica com uma menor quantidade possível de outros constituintes, em particular carbonetos. Esta estrutura representa uma condição otimizada em termos de utilidade e resistência à corrosão.

### **2.3 Soldagem**

A soldagem é um processo de união de materiais usado para obter coalescência (união) localizada de metais e não metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição, (AWS, 1991). A soldagem é amplamente empregada na união de componentes de estruturas metálicas e de equipamentos para finalidades diversas. As vantagens da soldagem sobre os demais processos de união consistem em simplicidade e economia. Os processos de soldagem encontram aplicação na construção naval, estruturas civis, ferroviárias e nucleares, equipamentos diversos, usina hidroelétrica

e serviços de reparo/manutenção com o revestimento de alta dureza em peças. A classificação e o estudo dos processos de soldagem serão brevemente apresentados neste trabalho.

## Processos de soldagem

Os processos de soldagem se classificam por pressão/deformação (forjamento, ultra-som, fricção, difusão, explosão), e por fusão. Os processos por fusão podem ser classificados de acordo com o tipo de fonte de energia usada para fundir as peças. Os processos de soldagem a arco (fonte de energia: arco elétrico) são os de maior importância industrial. A Tabela 3 mostra os diferentes processos de soldagem por fusão (Marques et al., 2005).

TABELA 3

Processos de soldagem por fusão de acordo com a fonte de energia:

Processo	Fonte de Calor	Tipo de corrente e polaridade	Agente protetor ou de corte	Outras características	Aplicações
Soldagem por eletro-escória	Aquecimento por resistência da escória líquida	Contínua ou alternada	Escória	Automática/ Mecanizada. Junta na vertical. Arame alimentado mecanicamente na poça de fusão. Não existe arco elétrico.	Soldagem de aços carbono, baixa e alta liga, espessura $\geq 50$ mm. Soldagem de peças de grande espessura, eixos etc.
Soldagem a arco submerso	Arco elétrico	Contínua ou alternada. Eletrodo +	Escória	Automática / mecanizada. Ou semi-automática. O arco arde sob uma camada de fluxo granular.	Soldagem de aços carbono, baixa e alta liga. Espessura $\geq 10$ mm. Posição plana ou horizontal de peças estruturais, tanques, vasos de pressão etc.
Soldagem com eletrodo revestido	Arco elétrico	Contínua ou alternada. Eletrodo + ou -	Escória e gases gerados	Manual. Vareta metálica recoberta por camada de fluxo.	Soldagem de quase todos os metais, exceto cobre puro, metais preciosos, reativos e de baixo ponto de fusão. Usado na soldagem em geral.
Soldagem com arame tubular	Arco elétrico	Contínua. Eletrodo +	Escória e gases gerados ou fornecidos por fonte externa. Em geral o CO <sub>2</sub>	Automático ou semi-automático. O fluxo está contido dentro de um arame tubular de pequeno diâmetro.	Soldagem de aços carbono, baixa e alta liga com espessura $\geq 1$ mm. Soldagem de chapas, tubos e etc.
Soldagem MIG/MAG	Arco elétrico	Contínua. Eletrodo +	Argônio ou Hélio, Argônio + O <sub>2</sub> , Argônio + CO <sub>2</sub> , CO <sub>2</sub>	Automática/ mecanizada. Ou Semi-automática. O arame é sólido.	Soldagem de aços carbono, baixa e alta liga, não ferrosos, com espessura $\geq 1$ mm. Soldagem de tubos, chapas etc. Qualquer posição.

Soldagem a arco plasma	Arco elétrico	Contínua. Eletrodo -	Argônio, Hélio ou Argônio + Hidrogênio.	Manual ou automática. O arame é adicionado separadamente. Eletrodo não consumível de tungstênio. O arco é constrito por um bocal.	Todos os metais importantes em engenharia, exceto Zn, Be e suas ligas, com espessura de até 1,5 mm. Passes de raiz.
Soldagem TIG	Arco elétrico	Contínua ou alternada. Eletrodo -	Argônio, Hélio ou mistura destes.	Manual ou automática. Eletrodo não consumível de tungstênio. O arame é adicionado separadamente.	Soldagem de todos os metais, exceto Zn, Be e suas ligas, espessura entre 1 e 6 mm. Soldagem de não ferrosos e aços inox. Passe de raiz de solda em tubulações.
Soldagem por feixe de elétrons	Feixe de elétrons	Contínua. Alta pressão Peça +	Vácuo ( $\gg 10^{-4}$ Hg)	Soldagem automática. Não usa, em geral, metal de adição. Feixe de elétrons permite uma elevada concentração de energia	Soldagem de todos os metais, exceto nos casos de evolução de gases ou vaporização excessiva, em geral, a partir 25mm de espessura. Indústria nuclear e aeroespacial.
Soldagem a laser	Feixe de luz		Argônio ou Hélio	Soldagem automática. Não usa, em geral, metal de adição. Laser permite uma elevada concentração de energia.	Soldagem de todos os metais, exceto nos casos de evolução de gases ou vaporização excessiva. Indústria automobilística, nuclear e aeroespacial.
Soldagem a gás	Chama oxiacetilênica		Gás (CO, H <sub>2</sub> , CO <sub>2</sub> , H <sub>2</sub> O)	Manual. Arame adicionado separadamente.	Soldagem manual de aço carbono, Cu, Al, Zn, Pb e bronze. Soldagem de chapas finas e tubos de pequeno diâmetro.

Fonte: Modenesi 2004

Os processos de soldagem são baseados na aplicação de energia térmica e mecânica na junta, o que pode causar uma série de descontinuidades internas e externas (cavidade alongada, falta de fusão, porosidade, distorções, tensões residuais, falta de penetração, trincas, mudança de microestrutura, inclusões, etc.). Os processos de soldagem por fusão utilizam algum meio de proteção para minimizar as reações entre o material fundido e os gases da atmosfera.

### 2.3.1 Processo de soldagem a arco plasma

A soldagem a arco plasma é um processo que produz união por fusão através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio, não consumível, e a peça ou um bocal constritor. O processo de soldagem arco plasma difere do processo TIG pelo fato do arco estar restringido por um bocal que limita o diâmetro do arco e aumenta a intensidade da fonte de calor. Utilizam-se dois fluxos de gases.

O primeiro é de gás inerte que circunda o eletrodo, e deixa-o por um orifício no bocal constritor, na forma de um jato de gás aquecido, chamado gás de plasma. O segundo fluxo serve para a proteção e passa por um bocal externo, concêntrico ao bocal constritor. Este gás pode ser inerte ou uma mistura de gases. O plasma é formado através da ionização dos gases. A Figura 6 ilustra o processo de soldagem a plasma, evidenciando o eletrodo e os gases de proteção e de plasma.

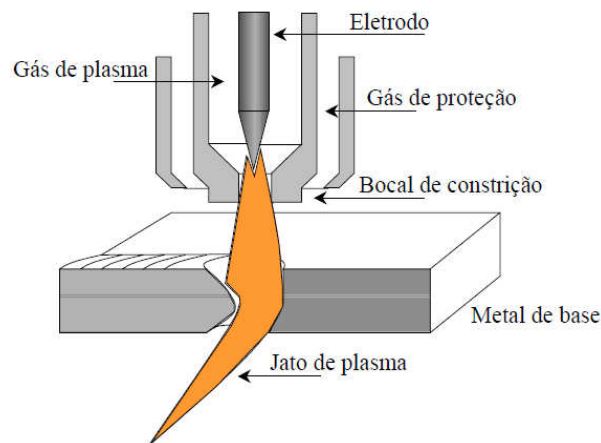


Figura 6: Processo de soldagem a arco plasma com o eletrodo, gases de proteção e de plasma e chapa metálica.

Fonte: Richetti et al., 2003

Há os processos de arco transferido (aberto entre o eletrodo de tungstênio e a peça) e não transferido (estabelecido entre o eletrodo de tungstênio e o bocal constritor) em que o calor necessário para a fusão é transmitido às peças somente pelo gás de plasma. Em soldagem de peças condutoras, utiliza-se o arco transferido pela sua melhor eficiência. A Figura 7 mostra as duas variações.

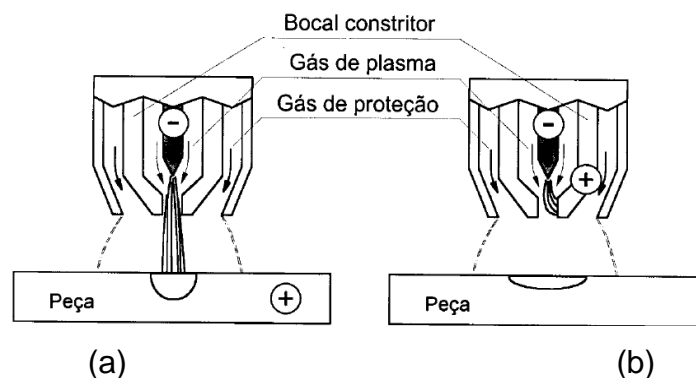


Figura 7: Variação da soldagem a plasma: a) arco transferido e b) não transferido.

Fonte: Marques et al., 2005.



A soldagem a arco plasma pode ser feita por fusão e “keyhole” ou furo (soldagem mecanizada). No modo de processamento de “keyhole” ou furo, a potência do arco é maior que no processo TIG, MIG/MAG e plasma por fusão, e a qualidade da solda depende da estabilidade do furo que deve ser mantido juntamente com a fusão do metal (Martikainen,1995). O arco na soldagem a arco plasma é estável, de alta intensidade, e o cordão de solda é pouco afetado pela distância da tocha de soldagem à peça. O equipamento de soldagem a arco plasma exige cuidados especiais, com manutenção difícil, custo elevado o que pode, às vezes, inviabilizar o uso do processo em algumas aplicações.

O equipamento básico consiste de uma fonte de energia, sistema para abertura do arco, uma tocha de soldagem plasma, fonte de gases e sistema de controle. A fonte de energia é corrente constante, contínua ou pulsada, com capacidade entre 100A e 500A. A abertura do arco pode ser feita por um ignitor de alta frequência ou através de um arco-piloto. O arco de alta frequência é formado entre o anodo e catodo e transferido ao metal base. O arco de plasma, contudo, oferece maior densidade de energia em razão da colimação e da estabilidade direcional do feixe. Conseqüentemente, elevadas densidades de corrente e maior concentração de energia produzem maiores temperaturas do arco, maior velocidade de soldagem e a energia fornecida por comprimento é menor no processo PAW do que no processo TIG (Lakshminarayanan et al., 2009).

O processo PAW com energia de potência superior a  $10^9$  W/m<sup>2</sup> eleva a temperatura do material acima da fusão ou vaporização. Uma vez que o vapor é formado, expande, libera da superfície e produz uma força que pressiona o líquido para baixo e para a lateral. O resultado é um achatamento que possibilita aos elétrons ou íons do plasma se chocarem com o material da peça que é aquecida novamente. O achatamento torna-se maior e se transforma em furo o qual penetrará através da peça inteira (Wu et al., 2009).

As tochas de soldagem a arco plasma servem para suportar o eletrodo de tungstênio, fornecer de forma adequada o gás de plasma e o gás de proteção e fazer a constrição do arco através do bocal. As tochas para soldagem a arco plasma são geralmente refrigeradas a água. As fontes de gases devem incluir cilindros do gás de plasma e do gás de proteção, reguladores de pressão e de vazão (precisão elevada) e mangueiras. O sistema de controle permite o ajuste das diversas variáveis operacionais e o acionamento dos equipamentos e dispositivos auxiliares

em soldagem mecanizada. Este pode estar numa unidade de controle único ou disperso nos vários equipamentos que compõem uma estação de soldagem a plasma.

Os dispositivos auxiliares usados na soldagem mecanizada são similares aos usados na soldagem TIG, isto é, alimentadores de arame, sistema de movimento, sistemas de oscilação do arco, etc. Os consumíveis usados na soldagem a arco plasma são os gases de plasma e de proteção e os metais de adição. Os eletrodos de tungstênio, apesar de ditos não consumíveis, se desgastam durante o processo. O gás de plasma (Ar, He, N<sub>2</sub> ou mistura) deve ser inerte em relação ao eletrodo de tungstênio e às partes da tocha de soldagem para evitar sua contaminação e deterioração. O argônio é o mais usado como gás de plasma, devido ao seu baixo potencial de ionização, que facilita a abertura do arco, particularmente, em equipamentos que utilizam o arco-piloto. Os metais de adição usados na soldagem a arco plasma são os mesmos utilizados na soldagem TIG e MIG/MAG, podendo ser fornecidos em bobinas para a soldagem mecanizada.

As principais variáveis da soldagem a arco plasma são a corrente, o diâmetro do orifício do bocal constritor, a vazão de gás de plasma e a velocidade de soldagem. O diâmetro do orifício do bocal constritor influi diretamente na concentração e intensidade do arco, e aumenta com a espessura das peças. A penetração do cordão de solda aumenta diretamente com a vazão de gás de plasma ou do orifício.

A seqüência de operação de soldagem a arco plasma é semelhante ao processo de soldagem TIG e pode sofrer ligeiras modificações, dependendo do tipo de equipamento usado, particularmente do tipo de ignição do arco. A soldagem a plasma pode ser feita em qualquer posição, com velocidade elevada e, em geral, com menor energia de soldagem e maior razão penetração/largura do cordão. Isso pode resultar em vantagens significativas na soldagem de materiais de difícil soldabilidade ou em aplicações em que se deseja produtividade ou maior precisão dimensional da peça soldada, como, por exemplo, na fabricação de tubos com costura de parede fina de alumínio, titâneo ou aço inoxidável até espessuras de 12mm em passe único.

## 2.4 Fluxos

Os fluxos de soldagem são classificados em haletos ( $\text{CaF}_2\text{-NaF}$ ,  $\text{CaF}_2\text{-BaCl}_2\text{-NaF}$ ,  $\text{KCl-NaCl-Na}_3\text{AlF}_6$  e  $\text{BaF}_2\text{-MgF}_2\text{-LiF}$ ), haleto-óxido ( $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{CaF}_2\text{-CaO-SiO}_2$ ,  $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  e  $\text{CaF}_2\text{-CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3$ ) e óxidos ( $\text{MnO-SiO}_2$ ,  $\text{FeO-MnO-SiO}_2$ ,  $\text{CaO-TiO}_2\text{-SiO}_2$ ). Os fluxos tipo haleto-óxido são utilizados na soldagem de aços inoxidáveis. Os óxidos que são doadores de  $\text{O}^{2-}$  são básicos (exemplo,  $\text{CaO}$ ,  $\text{MnO}$ ,  $\text{FeO}$ ), enquanto que os receptores são ácidos (exemplo,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{P}_2\text{O}_5$ ,  $\text{V}_2\text{O}_5$ ). O índice de basicidade de um fluxo pode ser definido pela relação (Equação 7):

$$BI = \left( \frac{\text{CaF}_2 + \text{CaO} + \text{MgO} + \text{BaO} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O} + 0,5 * (\text{MnO} + \text{FeO})}{\text{SiO}_2 + 0,5 * (\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2)} \right) \quad (7)$$

Se  $BI \leq 1$ , o fluxo é ácido, enquanto que  $BI \geq 1,2$  básico e entre estes valores o fluxo é considerado neutro.

Revestimentos à base de óxido de ferro, cromo, silício, titânio, manganês, níquel, cobalto, molibdênio e cálcio, misturados ou não, vêm sendo utilizados para melhorar a soldabilidade e aumentar a velocidade de soldagem em aços inoxidáveis (Perry et al., 1998).

O fluxo deve manter o arco, proteger o depósito da atmosfera e limitar respingos. A viscosidade do fluxo controla a extensão de alteração da composição da poça, afeta a porosidade e a morfologia do cordão. O fluxo deve conter adições químicas específicas que influenciam a composição química do metal de solda, microestrutura, propriedades e a escória resultante deve se destacar do metal da poça (Olson, 1986). Um fluxo deve ter uma faixa de temperatura de fusão tal que o metal de solda se solidifique antes da escória, e a escória resultante tenha densidade tal que flutue no topo da poça. As faixas específicas de fusão e densidade variam com a liga soldada.

O controle da diluição da poça é importante em algumas aplicações, onde baixa diluição é desejável. Quando a diluição é baixa, a composição do depósito final é mais próxima do metal de adição, e a resistência à corrosão se preserva. Kannan, 2006 calculam a percentagem de diluição através da expressão abaixo,

onde B é a fração volumétrica do metal de base e A é a fração volumétrica do metal de adição presente na zona fundida, (Equação 8):

$$\% \text{Diluição}(D) = \left( \frac{B}{A+B} \right) \cdot 100\% \quad (8)$$

Um fluxo pode interagir com a camada de óxido e de outras contaminações na superfície de uma peça metálica, durante a operação de soldagem, de três maneiras: (i) por reação química, formando uma escória de baixo ponto de fusão, (ii) pela redução do óxido e (iii) pela dissolução do óxido ou contaminação no fluxo, o qual não teria os seus pontos de fusão e viscosidade significativamente alterados (Oliveira, 2007). O comportamento do fluxo de soldagem é influenciado pela corrente, polaridade, tensão e velocidade de soldagem. O consumo de fluxo cresce com a corrente contínua/alternada, polaridade direta e reversa e é função da composição e natureza do fluxo. O fluxo auxilia na estabilidade do arco de soldagem por fornecer elementos ionizados à atmosfera do arco. Uma expressão empírica foi proposta para a penetração, P, como função da corrente ( $I$ ), tensão ( $V$ ) e velocidade de soldagem ( $S$ ) (Equação 9);

$$P = K' * \left( \frac{I^4}{SV^2} \right)^{\frac{3}{2}} \quad (9)$$

onde a constante  $K'$  é função da composição do fluxo. A penetração da solda se relacionou às características físicas do fluxo de soldagem tais como viscosidade, tensão superficial e instabilidade do arco (Olson, 1986)

## **2.5 Processo de soldagem utilizando fluxo ativo / caminho preparado de fluxo ativo**

A técnica A-TIG (soldagem TIG com fluxo ativo) consiste em depositar uma fina camada de fluxo com solvente (acetona ou álcool) sobre a superfície da peça antes da soldagem. Durante a soldagem, o calor do arco funde e vaporiza a camada de fluxo o que altera a poça de fusão e o arco elétrico, produzindo-se um aumento na penetração (Perry et al., 1998; Middel, 1998).

Fan et al., (2001) estudaram o efeito do uso de fluxos de óxidos de silício, titânio, cálcio, magnésio, cromo e de sais halogênicos na soldagem de chapas de aço

médio carbono. Os autores observaram um aumento na penetração duas vezes maior em relação ao processo TIG convencional.

Modenesi et al., (2000) observaram aumento na penetração do cordão de solda de até 300% na soldagem ATIG de aços inoxidáveis, usando-se a sílica como único componente de fluxo. Marya, (2002) demonstrou que a produtividade do processo A-TIG pode ser três vezes superior ao processo TIG convencional. Liu et al., (2007) concluíram que a soldagem de liga de magnésio AZ31B utilizando-se processo A-TIG apresentou relação penetração/largura do cordão maior, quando o fluxo revestiu o arame e não a chapa. Uma mistura de 40%  $MnCl_2$  +60%  $ZnO$  como fluxo revestindo o arame produziu um cordão profundo e uma aparência externa satisfatória da junta.

As principais desvantagens da técnica A-TIG residem na formação de escória sobre a superfície da solda, o que deteriora o acabamento superficial e contamina ou fragiliza o metal de solda (Paskell et al., 1997). A técnica “caminho preparado de fluxo” foi proposta objetivando-se evitar os efeitos negativos da presença do fluxo na geração de escória/propriedades mecânicas da solda. Essa técnica consiste em utilizar o fluxo como uma camada que isole elétrica e termicamente certas regiões da peça de tal forma a direcionar a área de incidência do arco (Richetti e Ferraresy, 2005). A Figura 8 ilustra essa técnica, onde nota-se o arco direcionado à região estreita da peça através de um parâmetro de abertura “a”.

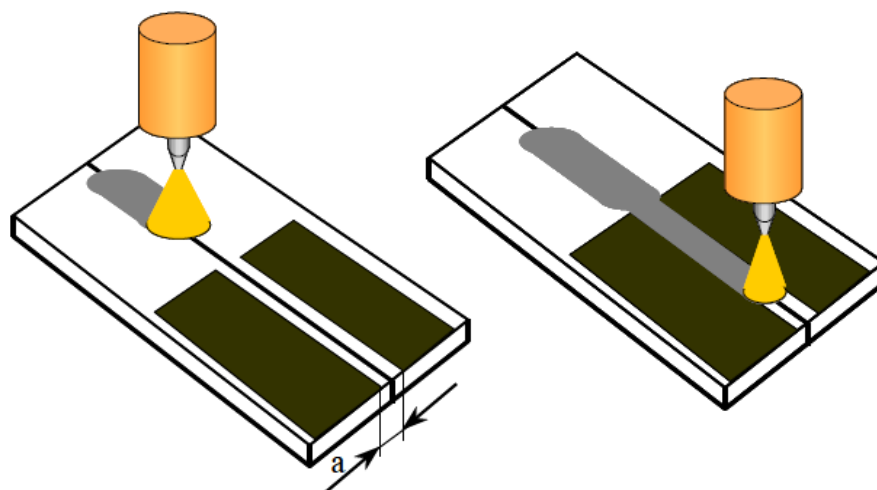


Figura 8: Técnica de soldagem caminho preparado de fluxo.

Fonte: Richetti et al., 2003

Adicionalmente, há redução da diluição do fluxo na poça de fusão, o que ocasiona melhor acabamento superficial/propriedades mecânicas do cordão.

## 2.6 Movimento do metal / fluxo no arco elétrico

A geometria do cordão de solda pode ser influenciada pela atração do arco elétrico por regiões de escória líquida e partículas sólidas flutuando sobre a poça de fusão e por variações no fluxo de metal líquido na poça de fusão. Os fatores principais considerados como controladores deste fluxo foram as forças eletromagnéticas (forças de Lorentz) resultantes da passagem de corrente elétrica para a poça de fusão, a força de empuxo devido a densidade do metal líquido diminuir com o aumento da temperatura, as forças resultantes da variação na tensão superficial ao longo da superfície da poça de fusão (efeito Marangoni), e a força de arrasto causada pela passagem do gás de proteção sobre a poça de fusão.

**Força de Lorentz:** O arco elétrico é um gás iônico (plasma) com circulação de corrente elétrica. A força impulsora para o fluxo do fluido no arco é a força eletromagnética ou de Lorentz. Matematicamente, a força de Lorentz é o produto do vetor densidade de corrente pelo vetor fluxo magnético (Equação 10).

$$\vec{F} = \vec{J} \wedge \vec{B} \quad (10)$$

A corrente elétrica converge da ponta do eletrodo para a peça. Ela tende a ser perpendicular à ponta do eletrodo e à superfície da peça. A corrente elétrica induz um campo elétrico, e sua direção está para fora do plano à esquerda e para dentro do papel à direita. O campo magnético e a corrente elétrica produzem uma força  $\vec{F}$  que puxa o gás iônico através da superfície da ponta do eletrodo. O momento é forte suficiente para causar alta temperatura e do gás iônico tocar na superfície da peça, produzindo, assim, um arco com formato de sino (Figura 9).

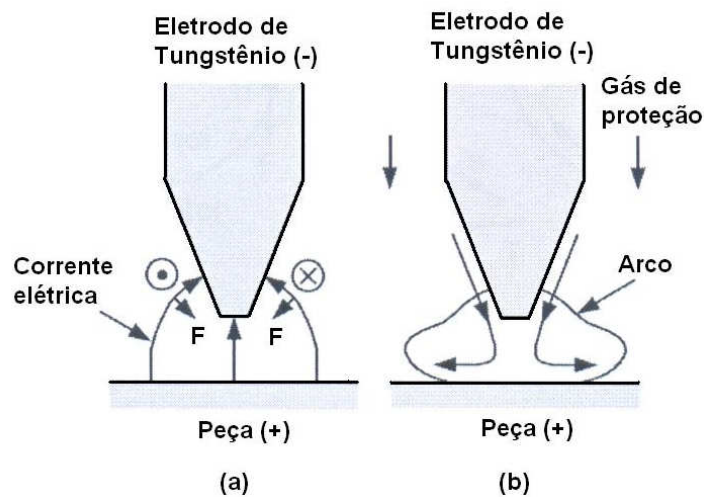


Figura 9: Arco produzido por um eletrodo de tungstênio com uma ponta aguda  
 (a) força de Lorentz e (b) fluxo do fluido.

Fonte: Kou S., 2003.

O campo, devido à corrente junto com o campo magnético induzido, causa uma força de Lorentz para baixo e para dentro. O metal líquido é puxado para baixo através do eixo da poça e eleva-se através da borda da poça.

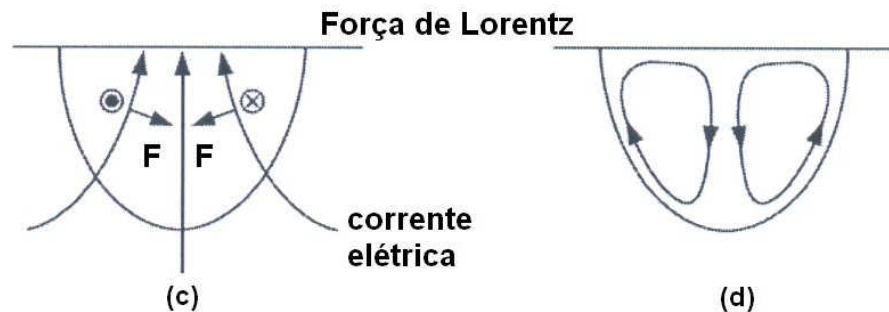


Figura 10: Direção das forças de convecção na poça de fusão, força de Lorentz.

Fonte: Kou S., 2003.

**Força de Empuxo:** A densidade do metal líquido  $\rho$  decresce com o aumento da temperatura  $T$ . Devido a localização da fonte de calor acima do centro da superfície da poça, o metal líquido é mais aquecido no ponto  $a$  e mais frio no ponto  $b$ . O ponto  $b$  é mais próximo do contorno da poça, onde a temperatura é mais baixa no ponto de fusão. A gravidade causa o líquido mais pesado no ponto  $b$  contrair, e,

conseqüentemente, o metal líquido desce ao longo do contorno da poça e eleva-se ao longo do eixo da poça, Figura 11.

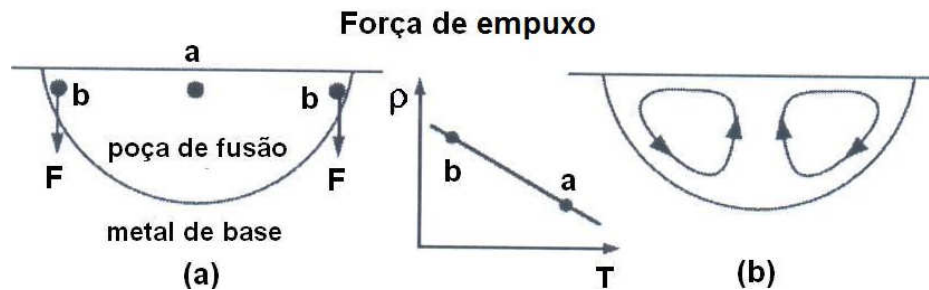


Figura 11: Direção das forças de convecção na poça de fusão, força de empuxo.

Fonte: Kou S., 2003.

**Tensão de cisalhamento pelo gradiente de tensão superficial:** Também conhecida como efeito Marangoni, que pode ser expresso pelo número adimensional  $M_a$ :

$$M_a = \frac{d\gamma}{dT} \frac{dT}{dx} \frac{L^2}{\mu\alpha} \quad (11)$$

Onde  $x$  [m] é uma coordenada no plano da superfície do líquido,  $\gamma$  [N/m] a tensão superficial,  $T$  [°C] a temperatura,  $L$  [m] um comprimento característico do sistema,  $\mu$  [N.s/m<sup>2</sup>] a viscosidade dinâmica e  $\alpha$  [m<sup>2</sup>/s] a difusividade térmica (Mills K.C et al., 1998).

Para gradiente térmico  $\frac{dT}{dx}$  positivo  $M_a$  será negativo quando a tensão superficial diminuir com a temperatura, como é observado, por exemplo, nos metais líquidos puros. Por outro lado, a presença de elementos tensoativos em solução no líquido tende a reduzir a tensão superficial no líquido e inverter a sua variação com a temperatura, tornando assim,  $M_a$  maior que zero (Mills & Keene, 1990). O sinal de  $M_a$  determina o sentido dos fluxos de metal líquido devido ao efeito Marangoni. Assim, se  $M_a$  for negativo, Figura 12(a), o fluxo ocorrerá das regiões do centro para as regiões da borda da poça de fusão. Por outro lado, se  $M_a$  for positivo, Figura



12(b), o fluxo ocorrerá das regiões das bordas para as regiões do centro da poça de fusão (Heiple & Roper, 1990).

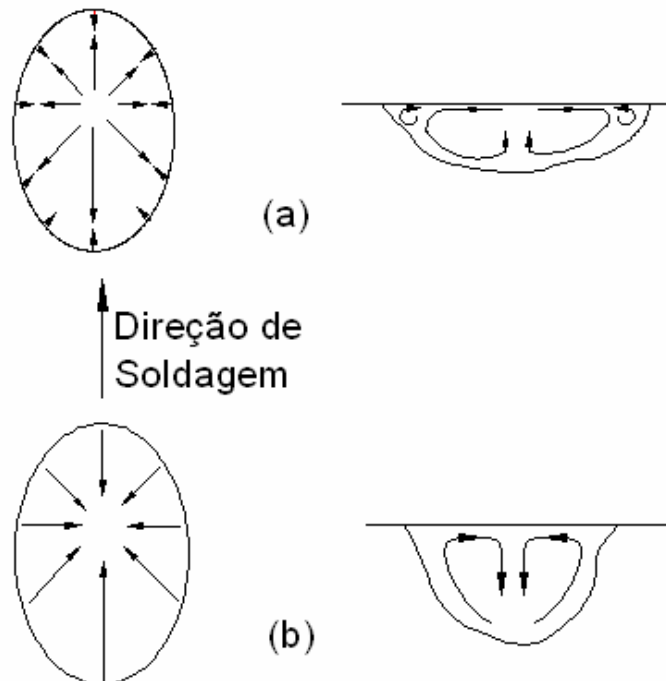


Figura 12: Representação esquemática das forças de Marangoni atuantes em uma poça de fusão:  
(a) coeficiente de Marangoni negativo; (b) coeficiente de Marangoni positivo.

Fonte: Heiple & Roper, 1990.

Na ausência de um agente superficial ativo, a tensão superficial  $\gamma$  do metal líquido decresce com o aumento da temperatura  $T$ , a saber,  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} \leq 0$ . Como mostrado na Figura 13, o líquido mais aquecido com menor tensão superficial no ponto  $a$  é puxado para fora pelo metal líquido de menor temperatura e maior tensão superficial no ponto  $b$ . Uma tensão de cisalhamento externa é induzida na superfície da poça pelo gradiente de tensão ao longo da superfície da poça. Isto provoca um fluxo de metal líquido do centro para a superfície da poça para a borda e retorno abaixo da superfície da poça de fusão. Convecção dirigida pela tensão superficial é, também, chamada termocapilaridade ou convecção Marangoni. Devido a forma gaussiana de distribuição de energia no arco, esta diferença na tensão superficial gera um fluxo de convecção no mesmo sentido, do centro para as extremidades, o qual fornece substancial transporte de calor para as extremidades laterais da poça de fusão, tornando-a mais larga e rasa (Perry et al., 1998).

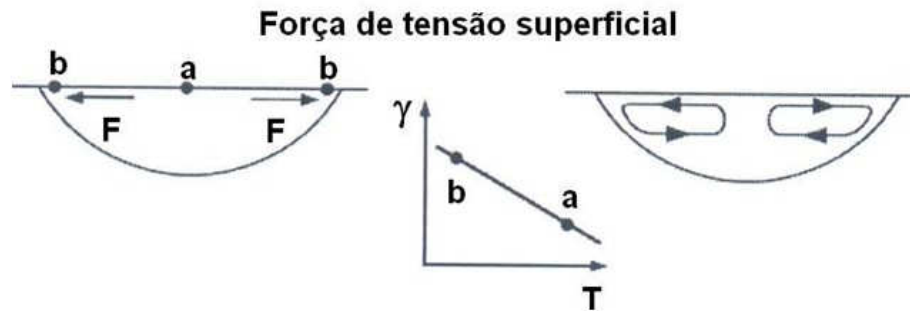


Figura 13: Direção das forças de convecção na poça de fusão, força tensão de cisalhamento pelo gradiente de tensão superficial.

Fonte: Kou, S. 2003

Modificações na composição química da poça de fusão pela adição de elementos do fluxo podem causar uma inversão no gradiente de tensão superficial em função da temperatura. O coeficiente do gradiente de tensão superficial com a presença do fluxo torna-se positivo  $\frac{\partial\gamma}{\partial T} \geq 0$ , ou seja, a tensão superficial do metal líquido cresce com o aumento da temperatura. O fluxo de convecção gerado agora flui da extremidade para o centro da poça, causando uma redução na largura e um aumento na penetração da solda. Quando os elementos ativos tais como oxigênio e enxofre excedem certo valor no aço inoxidável, o coeficiente de temperatura da tensão superficial  $\frac{\partial\gamma}{\partial T}$  muda de um valor negativo para positivo e a direção da convecção de Marangoni na poça de solda se altera, e o fluxo de calor se transfere do centro ao fundo, produzindo uma solda profunda e estreita.

Elementos ativos podem mudar o coeficiente de tensão superficial da poça e alterar a penetração, quando o seu teor está acima de um valor crítico. Há diversas maneiras disponíveis de adicionar os elementos ativos à poça, tais como ajustando a composição da matéria-prima, molhando a superfície do substrato com fluxo ativo e ajustando a concentração de gás de cobertura (Lu, 2003). O teor de oxigênio do metal de solda aumenta com as concentrações de  $O_2$  e  $CO_2$  no argônio, quando a adição de  $O_2$  e  $CO_2$  é menor que 0,6% em volume. Contudo, quando a adição de  $O_2$  e  $CO_2$  no argônio é superior a 0,6% em volume, o teor de  $O_2$  se mantém por volta de 200ppm (Figura 14).

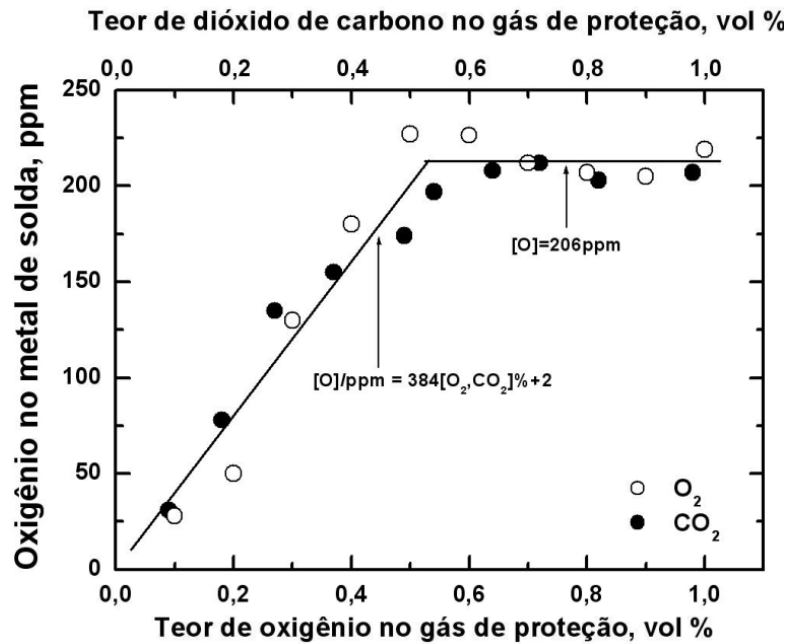
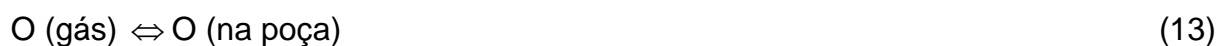


Figura 14: Teor de oxigênio no metal soldado em função do oxigênio e dióxido de carbono no gás de produção.

Fonte: Lu et al., 2004

As seguintes reações de absorção de oxigênio na poça são sugeridas:



Para  $CO_2$  no gás de cobertura,



A Absorção do oxigênio na poça não depende somente na pressão parcial do  $O_2$  e  $CO_2$ , mas, também, da pressão parcial do gás monoatômico. A relação entre a penetração/largura da solda em função da concentração do gás de cobertura é mostrado na Figura 15.

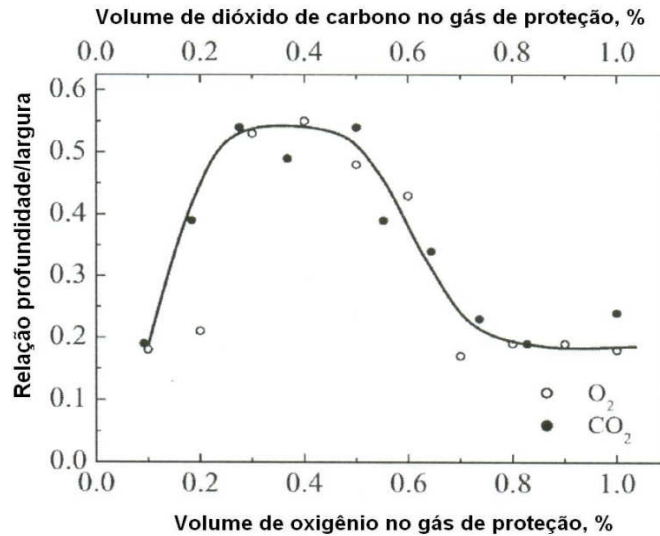


Figura 15: Relação entre a penetração e largura como função do teor em volume de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> no gás de cobertura.

Fonte: Lu et al., 2004

Quando o teor de adição de O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub> é abaixo de 0,2% em volume, a poça é larga e pouco profunda, enquanto que para teores entre 0,2% e 0,6% em volume é profunda e estreita (Figura 15). Quando o teor de oxigênio na poça é superior ao valor crítico de 100ppm, o fluxo da convecção de Marangoni apresenta-se no sentido de fora para dentro na poça de fusão, e, principalmente, o perfil da solda apresenta-se de forma raso para profundo e estreito. O oxigênio foi utilizado como gás ativo na soldagem do aço inoxidável ABNT304 e o coeficiente da tensão de superfície tornou-se positivo, quando o teor de oxigênio foi de 70-300ppm (Figura 16).

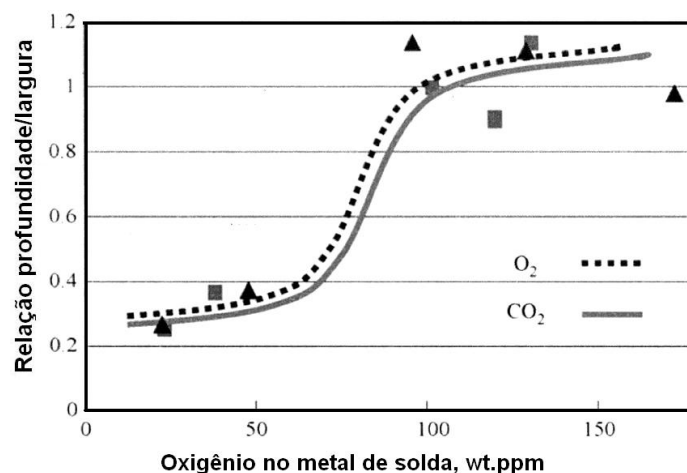


Figura 16: Relação entre teor de oxigênio na poça de fusão e razão entre penetração/largura (D/W).

Fonte: Lu et al., 2004

Alguns elementos tais como Al, Si, Mn, Ti, Ca, Ce, La, C e Cr, que não são tensoativos, podem, também, provocar mudanças na geometria da poça de fusão e, conseqüentemente, do cordão de solda. Estes elementos podem reagir com os elementos tensoativos existentes e formar compostos, os quais não são ativadores de superfície, retirando desta forma, os elementos tensoativos da solução. Com isto, o efeito destes elementos tensoativos no metal líquido pode ser até mesmo eliminado. Lambert, (1989) sugeriu que filmes de óxidos (escórias) formados na superfície da poça de fusão podem, também, exercer algum efeito na penetração do cordão de solda. Estes podem se formar de inclusões flutuando na superfície ou, até mesmo, pela oxidação da poça de fusão. Alguns dos compostos formados apresentam elevado ponto de fusão, por exemplo, CaO (2600°C), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (2050°C), Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (2300°C), CeS (2100°C) e o (CeO<sub>2</sub>)S (1950°C), e podem estar na forma sólida ou pastosa. Estes filmes de escórias formados na superfície da poça de fusão podem ser classificados em escórias do tipo A e escórias do tipo B. O primeiro tipo corresponderia a um filme de óxidos que protege toda a superfície da poça de fusão, exceto a região diretamente abaixo do arco. O segundo tipo de escória, B, corresponderia a um filme denso (pastoso ou sólido) de óxidos localizados na região da borda da poça de fusão. A penetração de penetração para escórias do tipo B tende a ser muito baixa, devido a maior possibilidade de se obter anodos pontuais, evidenciando que escórias mais densas ou parcialmente sólidas apresentam um efeito negativo na penetração do cordão de solda. Além disso, o arco elétrico é forçado a uma operação de soldagem com maior instabilidade. Por outro lado, para escórias do tipo A, a penetração tende a ser maior e o arco elétrico apresenta uma maior estabilidade.

**Tensão de cisalhamento induzida pelo jato de plasma:** O plasma movimentando-se de fora em elevadas velocidades através da poça pode exercer uma tensão de cisalhamento externa na superfície da poça Figura 17 (a). Essa tensão causa o metal líquido fluir do centro da superfície da poça para a extremidade e retornar para baixo na poça, conforma mostrado na Figura 17 (b).



Figura 17: Direção das forças de convecção na poça de fusão, força tensão de cisalhamento induzida pelo jato de plasma.

Fonte: Kou, S. 2003.

A corrente de soldagem altera diretamente a energia e a área de soldagem. A distribuição de calor do arco na poça é o principal fator que altera a forma da poça e a relação entre a penetração e a largura da poça ( $P/L$ ).

Não há ainda acordo no entendimento dos mecanismos do processo A-TIG, dos quais há 4 proposições (Fujii et al., 2008):

- a) Diminuição da tensão superficial da poça pelo fluxo

Alguns autores associaram variações na penetração do cordão de solda obtido com o processo de soldagem TIG convencional com efeitos na poça de fusão e, principalmente, com mudanças no fluxo de metal líquido. Segundo estes autores, que teriam se baseado no efeito Marangoni, gradientes de tensão superficial devido a gradientes térmicos poderiam afetar de forma significativa o movimento de líquido na poça de fusão. Gradiente de tensão superficial em um líquido tenderá a movê-lo da região de menor para a de maior tensão superficial. As variações na penetração de penetração do cordão de solda em aços seriam resultantes da convecção de metal líquido na poça de fusão, influenciada pela composição química da mesma, particularmente, pelo teor de enxofre dissolvido.

- b) Constrição do arco produzido pela fusão e vaporização das moléculas de fluxo cujo modelo alternativo deve ser buscado para explicar o efeito do fluxo (Modenesi et al., 2000)
- c) Reversão da convecção de Marangoni
- d) Modo de isolamento

Perry et al., 1998; Middel et al., 1998 e Fan et al., 2001 acreditam que as moléculas do fluxo dissociadas pelo intenso calor gerado são capazes de capturar

elétrons na região periférica do arco (região mais fria), formando íons negativos. A captura destes elétrons por parte destes elementos reduz a densidade periférica de elétrons livres no arco e, desta forma, o principal canal condutor de eletricidade é reduzido, resultando em um efeito de constrição (redução do diâmetro da coluna do arco). Ao mesmo tempo, este efeito de constrição induz um aumento na temperatura e na pressão do arco, permitindo aumentar a penetração de penetração da solda. Elementos mais eletronegativos, como o flúor, cloro, e oxigênio, tendem a capturar os elétrons livres, reduzindo, desta forma, a mobilidade dos transportadores de corrente elétrica e, portanto, a condutividade elétrica desta região do arco. Como resultado deste efeito, o arco tende à constrição, aumentando a densidade de corrente em sua região central. Ocorre, então, uma redução no diâmetro da coluna de plasma e, portanto, da área de contato do arco com a superfície do metal base e, desta forma, a densidade de energia transferida para o metal base é aumentada. Como o grau de constrição do arco é determinado pela capacidade dos elementos do fluxo, que foram vaporizados no arco, de combinarem com os elétrons (Oliveira, 2007), elementos de maior eletronegatividade seriam mais eficazes para causar a constrição do arco. Por exemplo, quando um sal de flúor é dissociado, este elemento apresenta uma grande afinidade por elétrons causando uma forte constrição do arco.

Perry, et al., 1998, analisaram imagens do arco durante o processo de soldagem e não foi possível a comprovação da existência deste fenômeno. A alteração no formato do arco elétrico pode estar relacionada ao aumento do brilho (intensidade) do arco.

### **3 METODOLOGIA**

#### **3.1 Materiais e métodos**

Para a realização dos testes foi utilizado uma chapa de aço inoxidável austenítico ABNT304, com dimensões de 12,7x1300x6096mm laminada a quente fornecida pela ACESITA S.A. ASSOCIADA À ARCELOR, com certificado de

composição química e rastreabilidade do processo de fabricação. Os corpos-de-prova foram obtidos nas dimensões de 12,7x200x300mm, através do corte a plasma no sentido de laminação da chapa. Esses corpos-de-prova foram submetidos ao processo de decapagem, com o objetivo de ficarem isentos de impurezas e óxidos que pudessem prejudicar nos resultados dos testes.

Para a realização do processo de decapagem nos corpos de prova foi adotado o seguinte procedimento: Limpeza manual utilizando solvente, (acetona), e pano (trapo) limpo para remover tintas e marcações; lavagem com sabão neutro utilizando uma escova com fibras de plástico; aplicação do spray decapante a base de ácido nítrico na concentração de 38% em volume; tempo de permanência de trinta minutos dos corpos de prova sob ação do ácido decapante; enxague dos corpos de prova utilizando água corrente até remover o ácido decapante; secagem dos corpos de prova ao ar livre a temperatura ambiente. A Figura 18 mostra a chapa de aço inoxidável ABNT304 sem decapagem, sobre a bancada logo após a execução do corte a plasma.

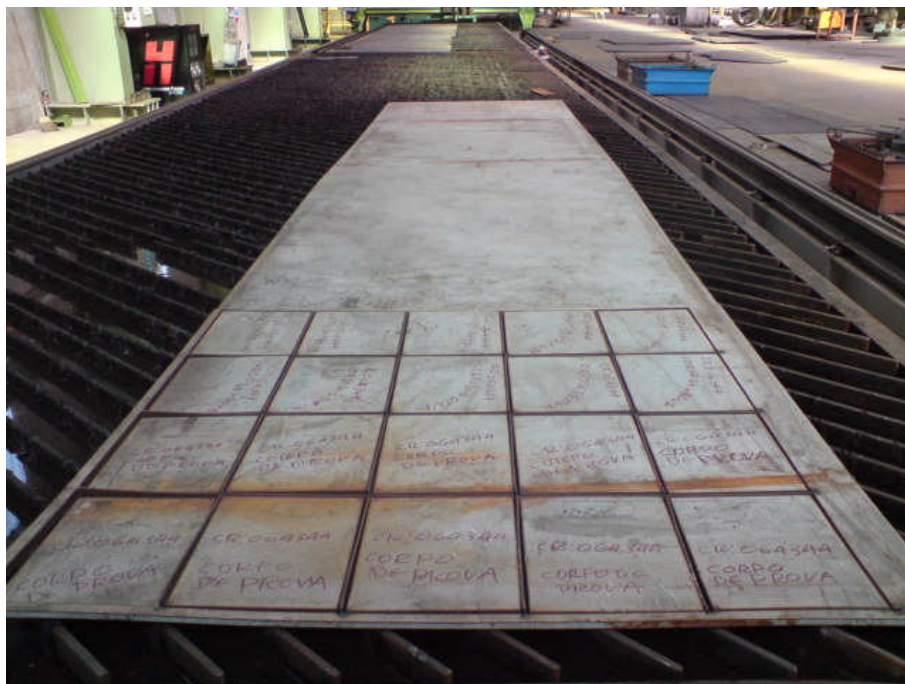


Figura 18: Chapa de aço inoxidável austenítico ABNT 304 sem decapagem.

A Figura 19 mostra os corpos de prova após decapagem e preparados para realização da soldagem.



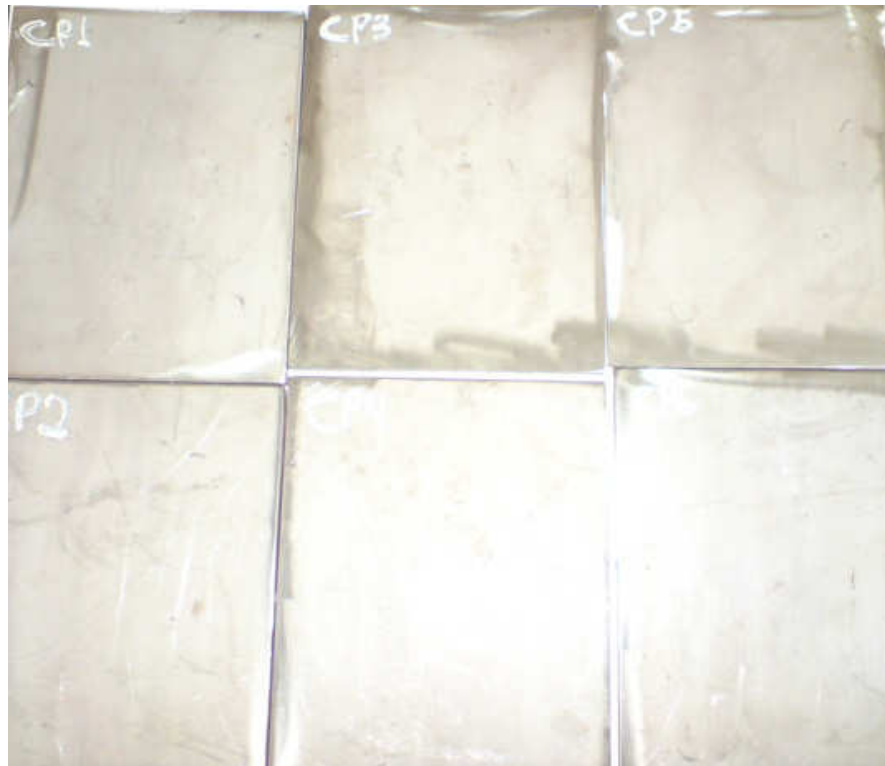


Figura 19: Chapa de aço inoxidável austenítico ABNT 304 após decapagem.

Para realização dos testes de soldagem foram utilizados os fluxos de  $TiO_2$ ,  $SiO_2$ , escória de processo de soldagem a arco submerso (SAW) e mistura na proporção de 50% em peso de  $TiO_2$  e  $SiO_2$ . Os fluxos foram preparados em laboratório especializado na fabricação de fluxos de soldagem, laboratório da empresa ESAB - MG, com a granulometria abaixo de 325mesh, separado pelo processo de peneiramento, onde as composições químicas dos fluxos estão apresentadas na Tabela 6. Para aplicação sobre as chapas dos corpos de prova, os fluxos foram misturados em acetona, por ser um líquido volátil e desta forma após a aplicação do fluxo a acetona evapora permanecendo na superfície do corpo de prova somente o fluxo na condição sólida.

A aplicação dos fluxos sobre a superfície dos corpos de prova se fez de forma manual, utilizando pincéis individuais para cada tipo de fluxo aplicado. A aplicação foi realizada apenas na metade da superfície do corpo de prova, deixando a outra metade do corpo-de-prova na condição inicial, sem aplicação do fluxo ativo, e a outra metade revestida, com aplicação do fluxo ativo. A região de transição na superfície da chapa onde ocorre a passagem da região sem fluxo para a região com

fluxo foi protegida por uma fita adesiva no momento da aplicação que foi removida após secagem do fluxo em temperatura ambiente e antes do início da soldagem.

Os corpos de prova preparados para a aplicação do fluxo ativo, utilizando o método caminho preparado de fluxo ativo, foram protegidos com fita adesiva na largura de 5mm na região superficial do corpo de prova que será percorrida pelo arco elétrico com aplicação do fluxo ativo na laterais. A fita adesiva foi removida após a aplicação e secagem do fluxo em temperatura ambiente e antes do início da soldagem, deixando a superfície do corpo-de-prova percorrida pelo arco elétrico exposta na largura de 5mm.

Para a aplicação do fluxo não foi considerado a variável da espessura da camada aplicada, por se entender que o fluxo, ou parte deste, será volatilizado no arco elétrico durante a soldagem. A fração do fluxo não volatilizado durante a soldagem pode vir a influenciar na composição química da poça de fusão ou eliminada na forma de escória. Ensaios de análise química, utilizando o processo P.M.I (Indicação positiva de materiais), foram realizados no material dos corpos de prova, na região da zona fundida para detectar a existência de diluição. A metodologia do ensaio de análise química e os resultados obtidos serão apresentados posteriormente neste trabalho.

A Figura 20 mostra o corpo de prova preparado com fluxo ativo e a Figura 21 mostra o corpo de prova preparado na condição caminho preparado de fluxo ativo.



Figura 20: Corpo de prova preparado com fluxo ativo.

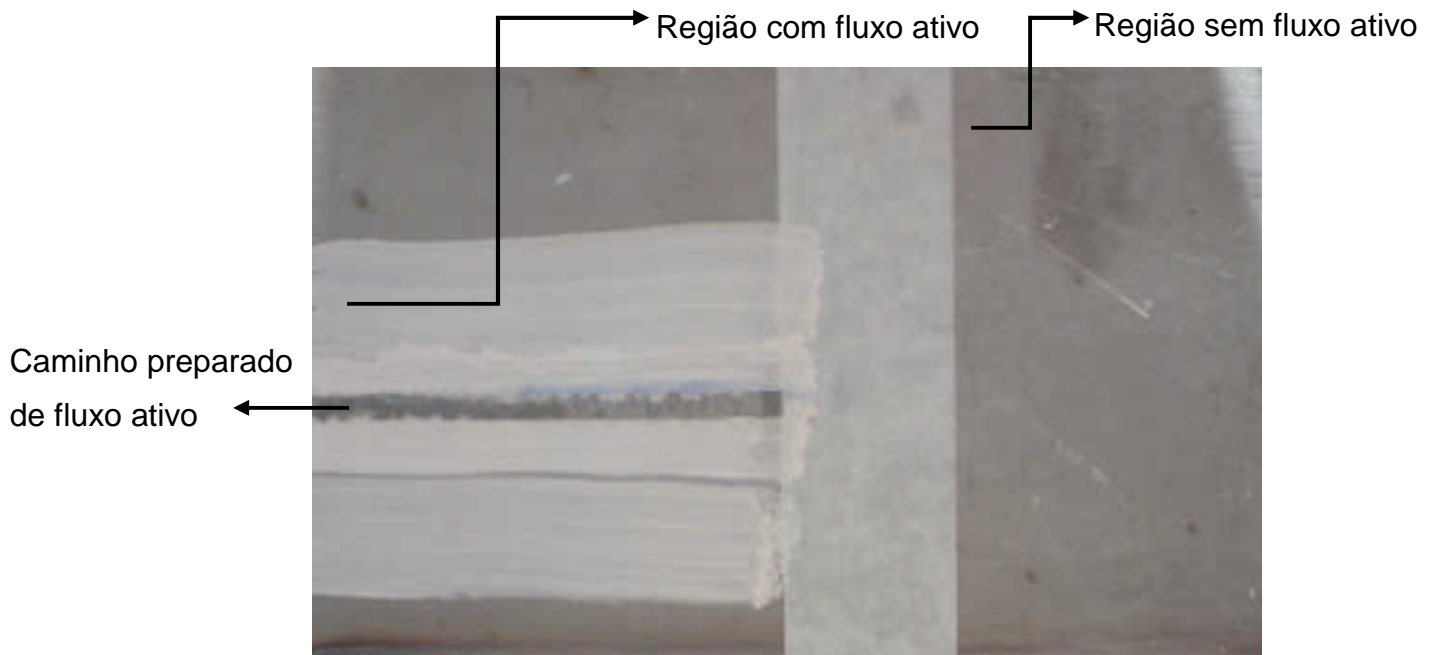


Figura 21: Corpo de prova preparado com caminho preparado de fluxo ativo.

Após a preparação dos corpos de prova, com a aplicação do fluxo ativo, foram realizados os testes de soldagem utilizando o processo de soldagem a arco plasma na condição autógeno, ou seja, sem metal de adição. Foram realizadas trinta e duas soldas, onde os cordões de solda foram separados em duas seqüências de testes, sendo dezesseis cordões de solda no primeiro teste denominado TESTE 1 e dezesseis cordões de solda no segundo teste denominado TESTE 2. Para cada seqüência de teste, oito cordões de solda representam soldas isentas de fluxo, quatro cordões de solda representam soldas com fluxo ativo e quatro cordões de soldada representam soldas com caminho preparado de fluxo ativo. O sentido de avanço da tocha durante a soldagem se deu no sentido da região sem aplicação de fluxo ativo para a região com aplicação de fluxo ativo. Os parâmetros de soldagem foram definidos junto ao operador da máquina depois de realizar testes na condição normal de soldagem em aço ABNT 304 obtendo uma solda isenta de discontinuidades. Ao definir os parâmetros de soldagem, estes foram fixados e aplicados para todos os testes na mesma condição. A Tabela 4 apresenta os parâmetros de soldagem utilizados nos experimentos.

TABELA 4

Parâmetros do processo de soldagem utilizados nos experimentos.

Parâmetros de Soldagem	Valores
Corrente (A) CC <sup>-</sup>	185
Tensão média (V)	27,8
Vazão do gás do plasma (l/min)	1,6
Vazão de gás de proteção (l/min)	8,0
Velocidade de soldagem (cm/min)	16,0
Diâmetro do bocal de constrição (mm)	3,5
Recuo do eletrodo (mm)	2,2
Gás de plasma	95% de Ar + 5% de H <sub>2</sub>
Gás de proteção	100%Ar
Gás de purga	100%Ar
Capacidade de corrente da tocha (A)	300
Movimento da tocha	Automático

Foi utilizada uma fonte de soldagem eletrônica multiprocesso, marca Miller OM-221Y, número de fabricação KB055116, que fornece uma corrente nominal de até 450A, em corrente constante e eletrodo negativo (Figura 22).



Figura 22: Fonte de energia P.O Box 1079 Appleton, WI 54912 USA.

A Figura 23 mostra a tocha, marca Thermal Arc PWM 300 – Plasma Welding.

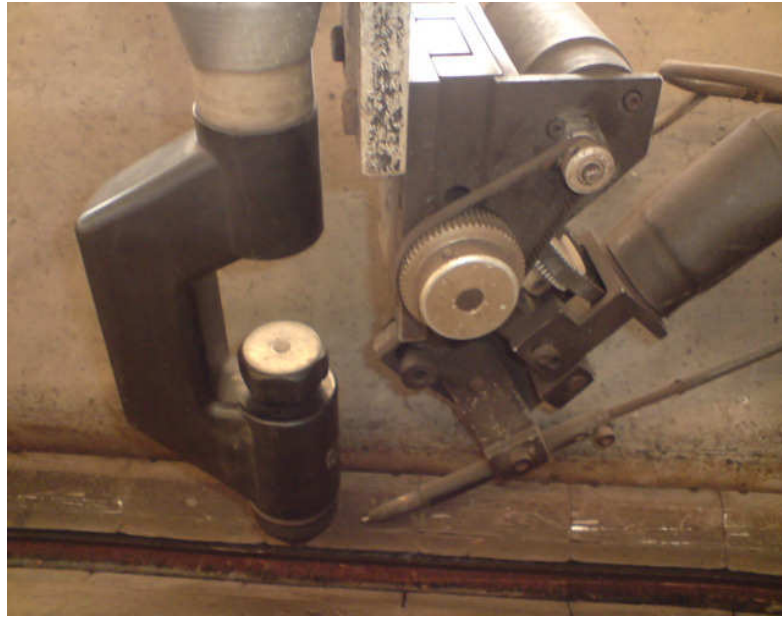


Figura 23: Tocha de soldagem Thermal Arc PWM 300 – Plasma Welding.

Foi utilizado o eletrodo EWTh-2 com 3,2mm de diâmetro. A ponta do eletrodo foi cônica, com ângulo de ponta de 30°. Para realização das soldas de forma automatizada, utilizou-se uma mesa de coordenadas computadorizada responsável pelo movimento de avanço da tocha durante a soldagem (Figura 24).



Figura 24: Carrinho acionado; Medium Duty V-Way Travel Carriages Model N° SWC-6 Powered Carriages.

Durante a soldagem, os sinais elétricos da corrente, tensão e as imagens dos cordões de solda e arco elétrico foram, respectivamente, visualizados diretamente na central eletrônica de controle de soldagem a arco plasma, marca Jetline Engineering S/A 85425, conforme Figura 25.

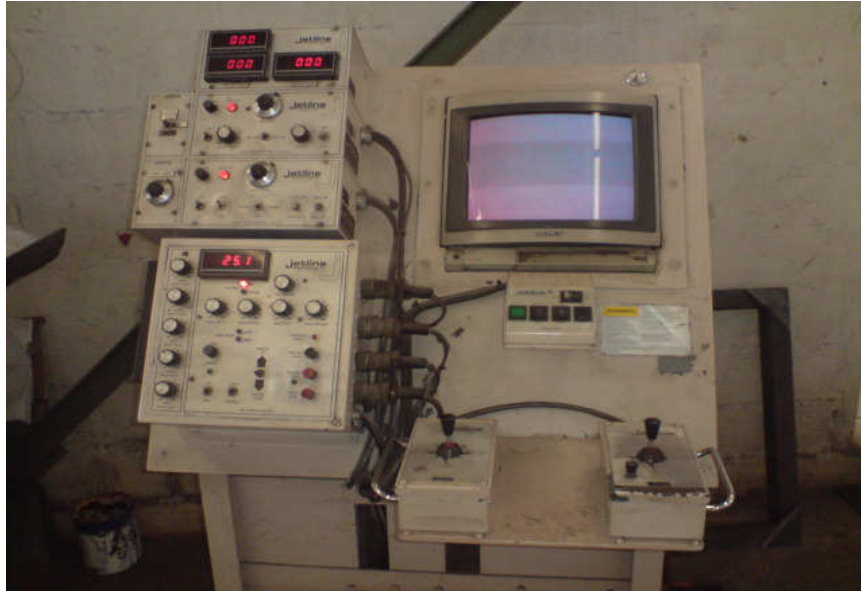


Figura 25: Máquina de soldagem: Jetline Engineering S/A 85425.

Após a realização das soldas, todos os corpos de prova tiveram seu cordão de solda cortados em sua seção transversal para realização dos ensaios de macrografia, composição química e microdureza. Foram desconsiderados um comprimento de 10mm após o início da soldagem e 10mm antes do término da soldagem de forma que estas regiões não influenciassem negativamente nos resultados dos testes. As amostras foram obtidas com auxílio de máquina de corte, marca Discotom, dotada de disco abrasivo, diâmetro 2" de carbeto de tungstênio, marca Struerers, e refrigerado com solução de água e óleo, na espessura variando de 5 a 8mm. Foram obtidas amostras sem descontinuidades para medição dos parâmetros geométricos de largura, penetração e área da seção transversal do cordão de solda. Posteriormente estas amostras foram preparadas em lixa de carbeto silício, granulometria 180, 240, 320 e 400 mesh, e embutidas em resina acrílica a frio, marca Striers. Após limpeza com álcool as amostras foram secadas e atacadas eletroliticamente com reativo de ácido oxálico 50% e de 50% destilada. O equipamento utilizado é da marca Minipa MPL-1303, e a tensão e corrente utilizadas

foram, respectivamente, de 3,0V e 0,5A. O tempo foi obtido experimentalmente para estas condições e foi adotado seis minutos.

O ensaio de macrografia foi realizado para permitir a análise da geometria do cordão de solda e medição da largura, penetração e área da seção transversal da zona fundida. Para a realização das medidas da largura e penetração foram consideradas apenas amostras isentas de discontinuidades, em quantidade de três amostras por processo aplicado. As medidas de largura e penetração foram realizadas com o auxílio de paquímetro, marca Mauser, faixa de indicação 0 – 200mm e valor de uma divisão 0,05 mm. A Figura 26 mostra a técnica de medição adotada para obter as dimensões da largura, representada pela reta (L), e da penetração, representada pela reta (P). Para as medidas das áreas das seções transversais da zona fundida dos corpos de prova, foram realizadas com o auxílio do programa Imagetool, onde a imagem da zona fundida da seção transversal do corpo de prova foi coletada através de escaner e transmitida ao programa Imagetool permitindo a medição da área em escala real.

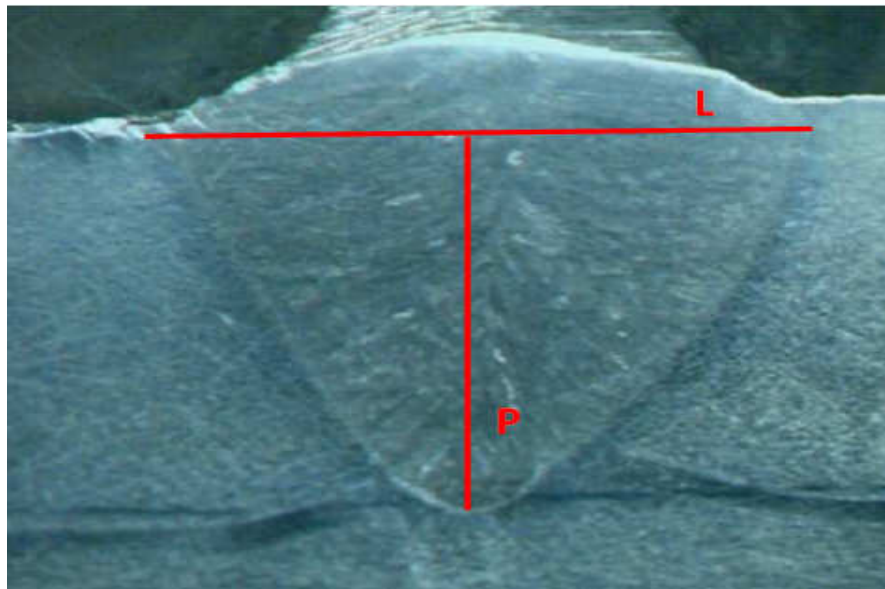


Figura 26: Esquema para medição da largura (L) e penetração (P) do cordão de solda.

Para o ensaio de análise química das amostras, foi adotado o processo P.M.I (Identificação positiva de materiais), que consiste no ensaio por espectrometria ótica em materiais metálicos ferrosos e não ferrosos. O ensaio de P.M.I consiste na

queima superficial provocada por uma descarga elétrica que funde e vaporiza a superfície de uma parte da amostra. Devido à alta energia na ignição, o plasma é gerado, e este emite luz. A contagem da luz é analisada por uma grade ótica e, em seguida medida pela “Charge Coupled Devices” (CCD’s), fotossensível IC’s. Um computador externo calcula e analisa os dados com a luz coletada a partir dos canais de CCD’s. Durante a realização da análise de um material, o instrumento identifica de forma automática a concentração em porcentagem de massa dos elementos. A Figura 27 mostra o equipamento utilizado para realização do ensaio de análise química.



Figura 27: Equipamento para ensaio de análise química P.M.I  
FABRICANTE OXFORD PMI – MASTER PRO

Para o ensaio de análise química foram consideradas apenas amostras isentas de descontinuidades e foi adotado o seguinte procedimento:

Preparação e aferição do analisador de ligas consistem em comparar um instrumento analítico e uma amostra (Padrão com Certificado Internacional) de referencia, com o intuito de certificar a confiabilidade do instrumento. Preparação da superfície a ser analisada foi realizada com limpeza da superfície do material



exposto, isentando as amostras de graxas, tintas/verniz e outros resíduos. A superfície foi preparada com o auxílio de uma lixadeira rotativa de disco tipo flap. A identificação das amostras conforme numeração dos corpos de prova para garantir a rastreabilidade. Os ensaios foram realizados na presença dos responsáveis pelos testes mantendo a identificação inicial das amostras. Cada amostra foi analisada três vezes, para uma maior confiabilidade dos resultados. Emissão de relatório foi realizada logo após a conclusão das análises, gerado pelo próprio software. Para a realização das medidas da composição química em quantidade de três amostras por processo aplicado. A Figura 28 mostra a região de medição da composição química na seção transversal das amostras dos cordões de solda.



Figura 28: Esquema para medição da análise química no cordão de solda.

O ensaio de microdureza foi realizado na seção transversal do cordão de solda das amostras na região da zona fundida. O método utilizado para a medição da microdureza foi Vickers. Utilizou-se o equipamento de microdureza, marca Reichert Brivisor, com carga de aplicação de 300gf.

As medidas de microdureza foram realizadas na seção transversal do cordão de solda, tomadas 5mm abaixo da linha superficial do corpo de prova, alinhadas no sentido horizontal, espaçadas entre si por 1mm e compreendidas entre o metal base, zona afetada termicamente e zona fundida. A Figura 29 mostra

esquemáticamente a região de medição da microdureza na seção transversal das amostras dos cordões de solda.

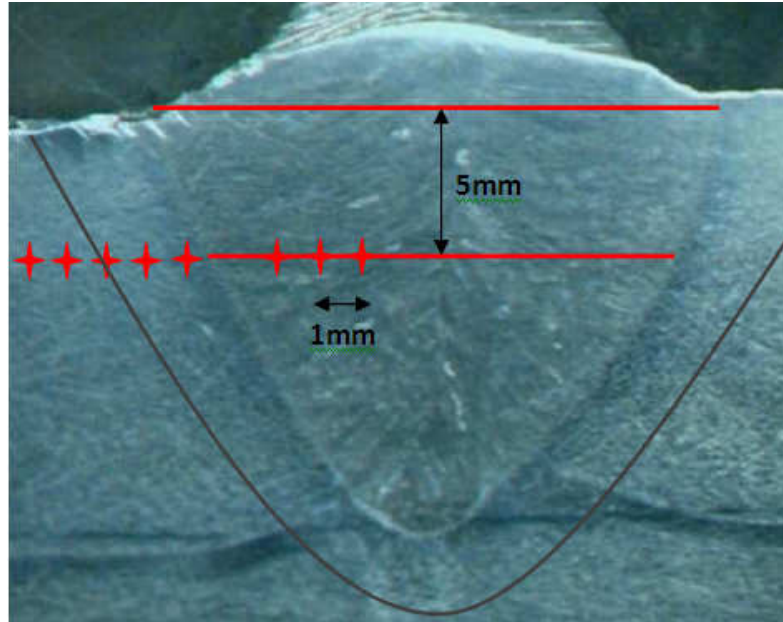


Figura 29: Esquema para medição das indicações de microdureza no cordão de solda.

Para a realização das medidas de microdureza foram consideradas apenas amostras isentas de descontinuidades, em quantidade de três amostras por processo aplicado.

## 4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

### 4.1 Material base e fluxos

A chapa utilizada nos experimentos foi aço inoxidável austenítico ABNT304 cuja composição química é apresentada na Tabela 5.

TABELA 5

Composição química do aço inoxidável em porcentagem em peso.

%C	%Mn	%Si	%Nb	%Al	%Cr	%Ni	%Mo	%Cu	%Fe	%Ti
0,034	1,120	0,418	0,003	0,002	18,300	8,250	0,011	0,018	71,600	0,002

Para realização dos testes de soldagem foram utilizados os fluxos de  $TiO_2$ ,  $SiO_2$ , escória de processo de soldagem a arco submerso (SAW) e mistura na proporção de 50% em peso de  $TiO_2+SiO_2$ . A Tabela 6 mostra as composições químicas dos fluxos utilizados nos experimentos.

TABELA 6

Composição química dos fluxos utilizados em porcentagem em peso.

Tipo de Fluxo	$TiO_2$	$SiO_2$	$Al_2O_3$	CaO	$Fe_2O_3$	$ZrO_2$	P	C	S
$TiO_2$	96,7	1,7	0,09	0,09	0,57	0,8	0,008	0,019	0,019
$SiO_2$	----	99,5	----	----	-----	-----	0,003	0,023	0,011
SAW	0,255	20,20	13,68	14,01	1,24	0,074	-----	0,052	0,019
	F	MgO	$K_2O$	$V_2O_5$	$Cr_2O_3$	$Na_2O$	MnO	$Nb_2O_5$	$Rb_2O$
	7,92	29,85	0,486	0,056	0,875	3,26	1,825	0,111	0,004

#### 4.2 Aspectos do arco elétrico e formato do cordão

A Figura 30 mostra o aspecto do arco elétrico após fotografia sem e com a utilização de fluxo ativo e caminho preparado.

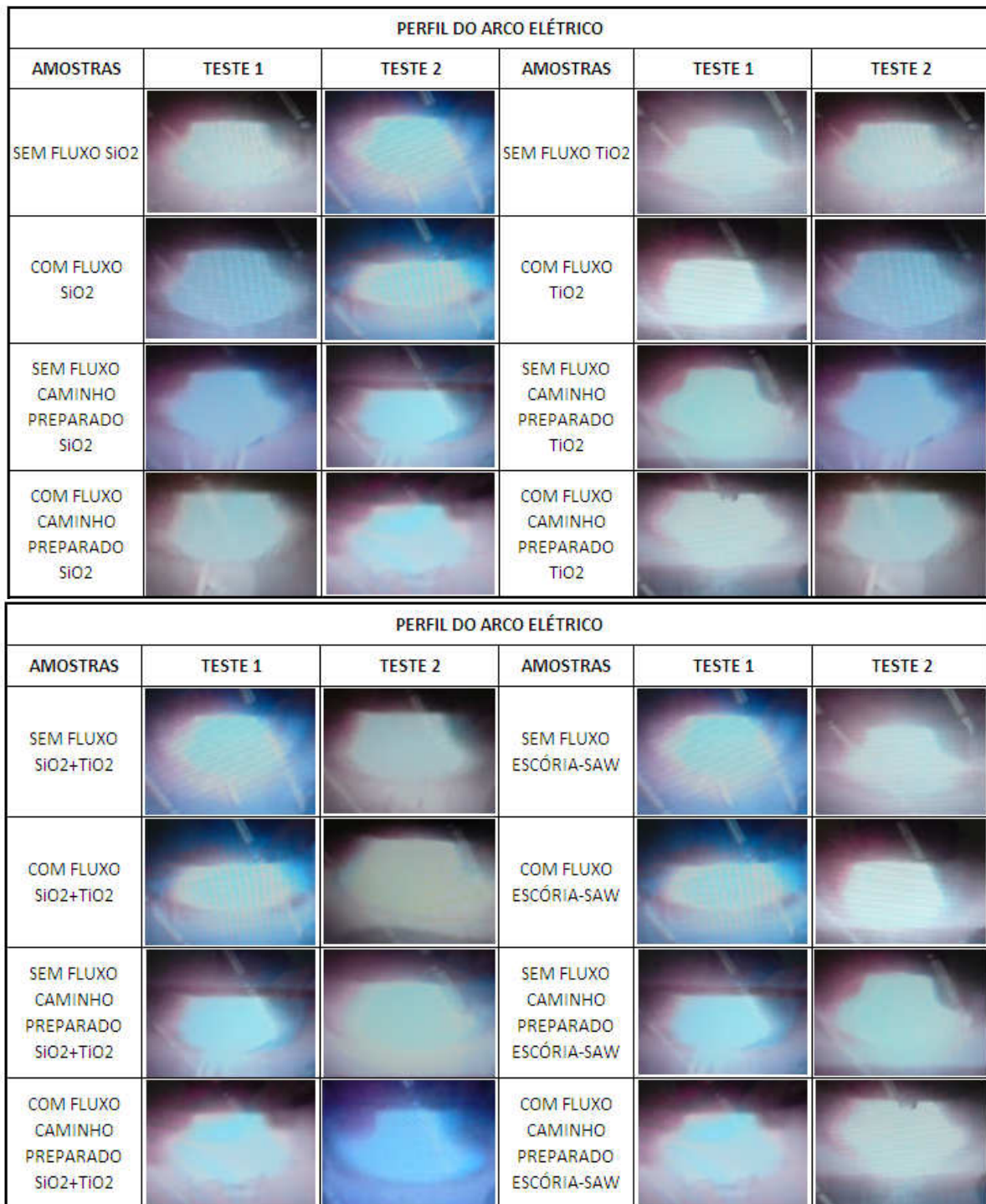




Figura 30: Imagens do arco elétrico durante o processo de soldagem a arco plasma.

Não se observou configuração e dimensões do arco definidas para os diferentes fluxos, isto é, o arco oscilou nas diferentes direções estando concentrado e constricto em alguma situação e disperso em outras. Esta instabilidade do arco contrariou a teoria de constrição de Middel et al., (1998), e esses resultados parecem estar de

acordo com Perry et al., (1998). Li, 2001 observou que o fluxo de  $\text{SiO}_2$  promove a deflexão do arco para trás principalmente para intensidade de corrente menor que 80A e reduz a tensão do arco, enquanto que o  $\text{TiO}_2$  não alterou a posição do arco e elevou levemente a tensão do arco. Foram observadas variações na intensidade da luminosidade do arco elétrico como resultado da dissociação do fluxo e ionização do arco elétrico. Correa, et al. 2008 mencionam o desalinhamento da tocha e operação do arco desbalanceado gerado por coluna de plasma excessivo como as possíveis causas de formação dessa descontinuidade em soldagem a plasma por furo. Não foi possível relacionar o tipo de fluxo com o comportamento e geometria do arco.

A Figura 31 mostra o aspecto superficial do cordão de solda, para cada situação evidenciando a presença de porosidade superficial, mordeduras, respingos e não uniformidade no formato do cordão de solda.

ACABAMENTO SUPERFICIAL DO CORDÃO DE SOLDA					
AMOSTRAS	TESTE 1	TESTE 2	AMOSTRAS	TESTE 1	TESTE 2
SEM FLUXO $\text{SiO}_2$			SEM FLUXO $\text{TiO}_2$		
COM FLUXO $\text{SiO}_2$			COM FLUXO $\text{TiO}_2$		
SEM FLUXO CAMINHO PREPARADO $\text{SiO}_2$			SEM FLUXO CAMINHO PREPARADO $\text{TiO}_2$		
COM FLUXO CAMINHO PREPARADO $\text{SiO}_2$			COM FLUXO CAMINHO PREPARADO $\text{TiO}_2$		

ACABAMENTO SUPERFICIAL DO CORDÃO DE SOLDA					
AMOSTRAS	TESTE 1	TESTE 2	AMOSTRAS	TESTE 1	TESTE 2
SEM FLUXO SiO <sub>2</sub> +TiO <sub>2</sub>			SEM FLUXO ESCÓRIA-SAW		
COM FLUXO SiO <sub>2</sub> +TiO <sub>2</sub>			COM FLUXO ESCÓRIA-SAW		
SEM FLUXO CAMINHO PREPARADO SiO <sub>2</sub> +TiO <sub>2</sub>			SEM FLUXO CAMINHO PREPARADO ESCÓRIA-SAW		
COM FLUXO CAMINHO PREPARADO SiO <sub>2</sub> +TiO <sub>2</sub>			COM FLUXO CAMINHO PREPARADO ESCÓRIA-SAW		

Figura 31: Imagens do aspecto superficial do cordão de solda.

Os cordões de solda realizados com a técnica de caminho preparado apresentaram um acabamento superficial com menos discontinuidades se comparadas com as soldas realizadas com fluxo ativo. Richetti et al., (2003) sugerem que o acabamento superficial obtido nas soldas dentro da região com fluxo foi semelhante ao obtido na região sem a presença de fluxo, justificado pela redução da diluição entre os componentes do fluxo na poça de fusão, utilizando-se a técnica caminho preparada de fluxo.

A Figura 32 mostra a influência nos parâmetros geométricos largura, penetração e área da seção transversal do cordão da solda, comparando os processos de soldagem sem fluxo, com fluxo ativo e caminho preparado de fluxo ativo considerando a média das medidas de todas as amostras por processo e de todos os fluxos aplicados.

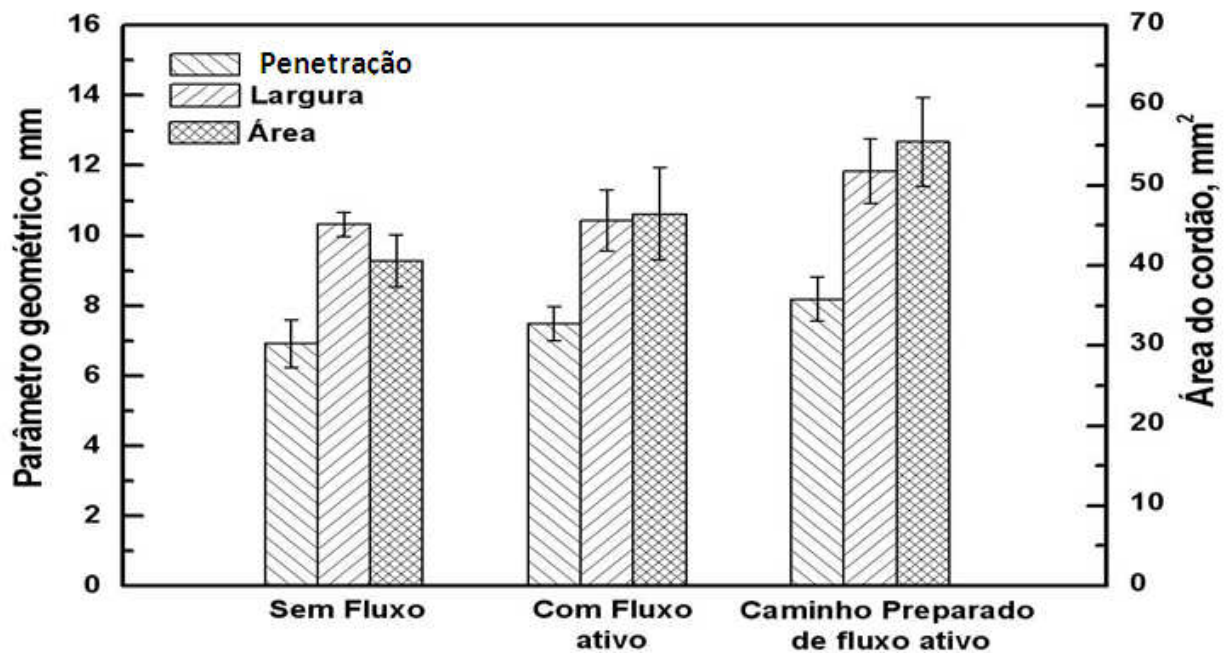


Figura 32: Gráfico representando a evolução média  $\bar{X}$  dos parâmetros geométricos para os processos de soldagem sem fluxo, com fluxo ativo e caminho preparado de fluxo ativo.

O gráfico acima representa a evolução dos parâmetros geométricos indicados pelos valores das médias das amostras analisadas  $\bar{X} = \frac{\sum x}{n}$  e o desvio padrão

$$s = \sqrt{\frac{\sum (x - \bar{x})^2}{n-1}}, \text{ onde } \bar{X} \text{ representa a média aritmética dos parâmetros geométricos, } x$$

representa o valor da amostra,  $n$  representa o número de amostras e  $s$  representa o desvio padrão.

Utilizando a técnica de estatística, teste para comparação de duas médias para variâncias desconhecidas e diferentes, para verificar a diferença entre as médias das amostras para cada processo de soldagem. Foi analisado o comportamento de doze amostras com caminho preparado de fluxo ativo, doze amostras com fluxo ativo e doze amostras sem fluxo, a um nível de confiabilidade de 95%, grau de liberdade igual a 22 e a distribuição crítica  $t_c$  igual a 2,074 utilizando os dados conforme Tabela 7. Onde  $X_{cp}$ ,  $X_{fa}$  e  $X_{sf}$  representam respectivamente o valor da média das amostras preparadas com caminho preparado de fluxo ativo, com fluxo ativo e sem fluxo ativo; e  $S_{cp}$ ,  $S_{fa}$  e  $S_{sf}$  representam respectivamente o desvio padrão das amostras preparadas com caminho preparado de fluxo ativo, com fluxo ativo e sem aplicando.

TABELA 7

Dados estatísticos dos parâmetros geométricos de largura e penetração.

LARGURA				LARGURA				LARGURA			
CP		FA		CP		SF		FA		SF	
Xcp	11,904	Xfa	10,439	Xcp	11,904	Xsf	10,323	Xfa	10,439	Xsf	10,323
Scp	0,92	Sfa	0,903	Scp	0,92	Ssf	0,351	Sfa	0,903	Ssf	0,351
n	12	n	12	n	12	n	12	n	12	n	12
PENETRAÇÃO				PENETRAÇÃO				PENETRAÇÃO			
CP		FA		CP		SF		FA		SF	
Xcp	8,163	Xfa	7,547	Xcp	8,163	Xsf	6,918	Xfa	7,547	Xsf	6,918
Scp	0,616	Sfa	0,587	Scp	0,616	Ssf	0,675	Sfa	0,587	Ssf	0,675
n	12	n	12	n	12	n	12	n	12	n	12

Para análise utilizando o método de estatística, teste para comparação de duas médias para variâncias desconhecidas e diferentes, utilizou se a seguinte equação aplicando os dados conforme Tabela 7:

$$t = \frac{(X_a - X_b)}{\sqrt{\frac{S_a}{n_a} + \frac{S_b}{n_b}}} \quad (16)$$

Onde  $n$  representa o número de amostras para cada processo,  $x_a$  e  $x_b$  representam as médias das amostras para os processos a serem comprados;  $s_a$  e  $s_b$  representam o desvio padrão das médias para os processos a serem comprados e  $t$  representa o teste padronizado, (Larson, 2004). Aplicando as fórmulas citadas acima para comparar o comportamento dos parâmetros geométricos da largura e penetração entre os processos de soldagem aplicados, obteve se os resultados conforme Tabela 8.



**TABELA 8**  
**Resultado do teste para comparação de duas médias para variâncias desconhecidas e diferentes.**

LARGURA				PENETRAÇÃO			
TESTE	t	tc	VALIDAÇÃO	TESTE	t	tc	VALIDAÇÃO
Xcp=Xfa	3,938	2,074	Xcp≠Xfa	Xcp=Xfa	2,504	2,074	Xcp≠Xfa
Xcp=Xsf	5,567	2,074	Xcp≠Xsf	Xcp=Xsf	4,716	2,074	Xcp≠Xsf
Xfa=Xsf	0,414	2,074	Xfa=Xsf	Xfa=Xsf	2,438	2,074	Xfa≠Xsf

Com estes resultados torna-se possível verificar a alegação de que os valores obtidos aplicando os processos de soldagem caminho preparado de fluxo ativo e com fluxo ativo apresentam diferença entre eles, com relação ao comportamento dos parâmetros geométricos de largura e penetração.

Comparando os resultados entre o processo de caminho preparado de fluxo ativo com o resultado das amostras sem fluxo, observou-se um aumento nos parâmetros geométricos de largura, penetração e área da seção transversal da solda. O mesmo não ocorreu comparando os resultados das amostras com fluxo ativo e sem fluxo, onde observou-se um aumento na penetração e área da seção transversal da solda das amostras preparadas com fluxo ativo, mas não observou variação do parâmetro geométrico da largura.

A alteração mais significativa dos parâmetros geométricos de largura, penetração e área da seção transversal da solda foi observada aplicando o processo caminho preparado de fluxo ativo. Richetti et al., (2003), após realizarem testes de soldagem A-PAW caminho preparado variando o parâmetro "a", mostrado na Figura 8, que indica a largura da região protegida (sem fluxo ativo), observaram que uma redução na abertura do caminho preparado de fluxo de a=8mm para a=5mm causou um aumento no efeito de constrição da solda. O mesmo efeito não foi observado ao se reduzir a abertura entre as camadas de fluxo para a=3mm, onde a largura da solda permaneceu praticamente inalterada quando comparada com a solda usando a=5mm. Isto demonstra que a constrição direcionada da solda promovida pelo caminho preparado de fluxo tem um limite físico, o que nos sugere uma pouca influência no processo de soldagem a plasma, uma vez que o arco elétrico já é constringido pelo bocal constritor.

A Figura 33 mostra a influência nos parâmetros geométricos de largura, penetração e área da seção transversal do cordão de solda utilizando fluxos ativos a base de  $\text{SiO}_2$  e  $\text{TiO}_2$  para os processos de soldagem caminho preparado de fluxo ativo e com fluxo ativo.

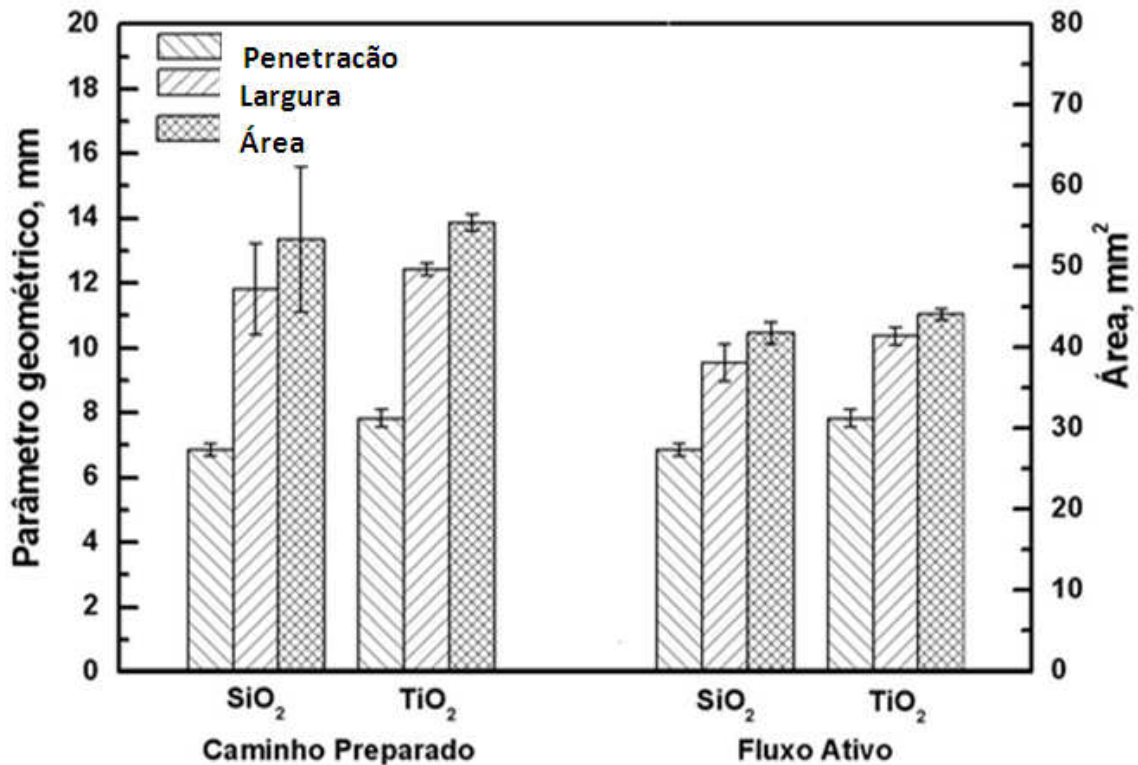


Figura 33: Gráfico representando a evolução dos parâmetros geométricos para os processos de fluxo ativo e caminho preparado de fluxo ativo em função do tipo de fluxo utilizado.

Aplicando o mesmo conceito estatístico, teste de hipóteses para média, para comparar as variações dos parâmetros geométricos aplicando fluxo ativo a base de  $\text{SiO}_2$  e  $\text{TiO}_2$  para os processos de soldagem caminho preparado de fluxo ativo e com fluxo ativo, observou-se que não ocorreu alteração dos resultados dos parâmetros geométricos de largura, penetração e área da seção transversal. Da mesma forma, observou-se alterações dos parâmetros geométricos entre os processos de soldagem com caminho preparado de fluxo ativo e com fluxo ativo, onde o processo de soldagem caminho preparado de fluxo ativo apresentou maiores valores para os parâmetros geométricos de largura, penetração e área da seção transversal. Richetti et al., (2003), após realizarem testes de soldagem A-PAW caminho preparado

observaram um efeito de constrição na solda, a partir do qual se pode inferir que há um ganho na penetração devido ao aumento da concentração de energia imposta pelo fluxo e que a utilização de caminho preparado de fluxo é suficiente para gerar um efeito de constrição e aumento de penetração da solda. Porém este fenômeno de aumento na penetração da solda não pôde ser confirmado pois o processo de soldagem utilizado por Richetti et al., (2003), processo de soldagem a plasma Keyhole, que consiste em promover a solda por meio de corte do metal de base, impediu a medida da penetração devido o metal líquido transpassar a peça.

As Figuras 34 e 35 mostram o comportamento da diluição químicos na poça de fusão nas condições de teste utilizando fluxo ativo a base de  $\text{SiO}_2$  e  $\text{TiO}_2$ .

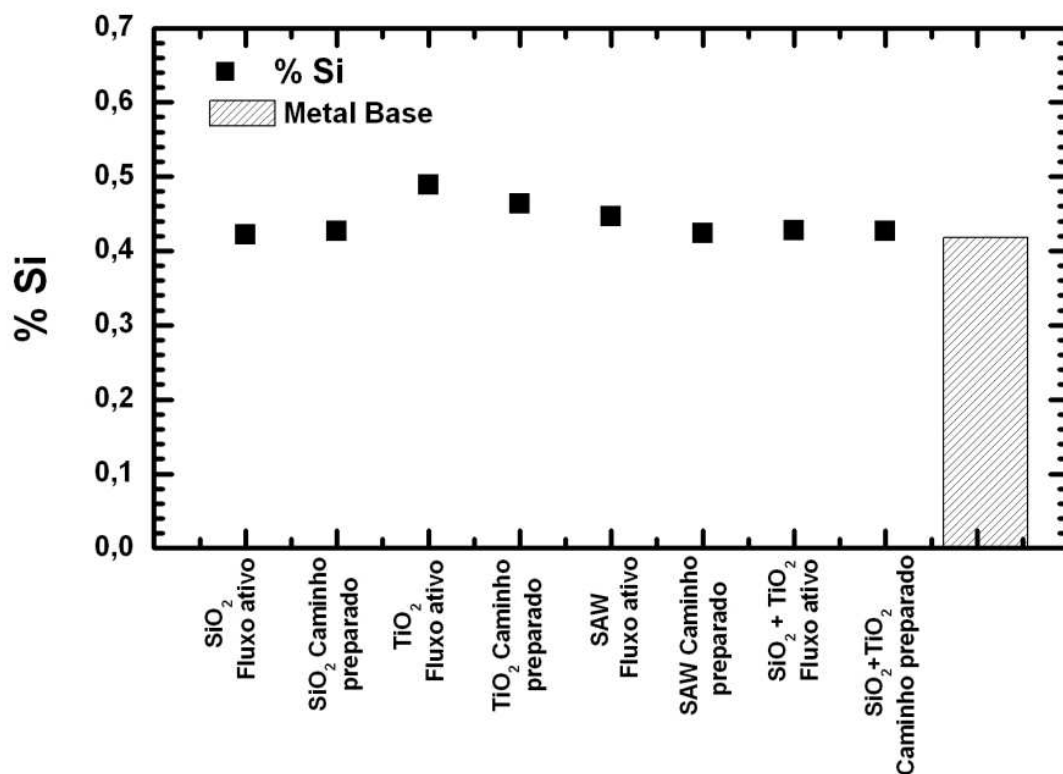


Figura 34: Gráfico representando o comportamento da diluição química na zona fundida utilizando fluxo ativo a base de  $\text{SiO}_2$ .

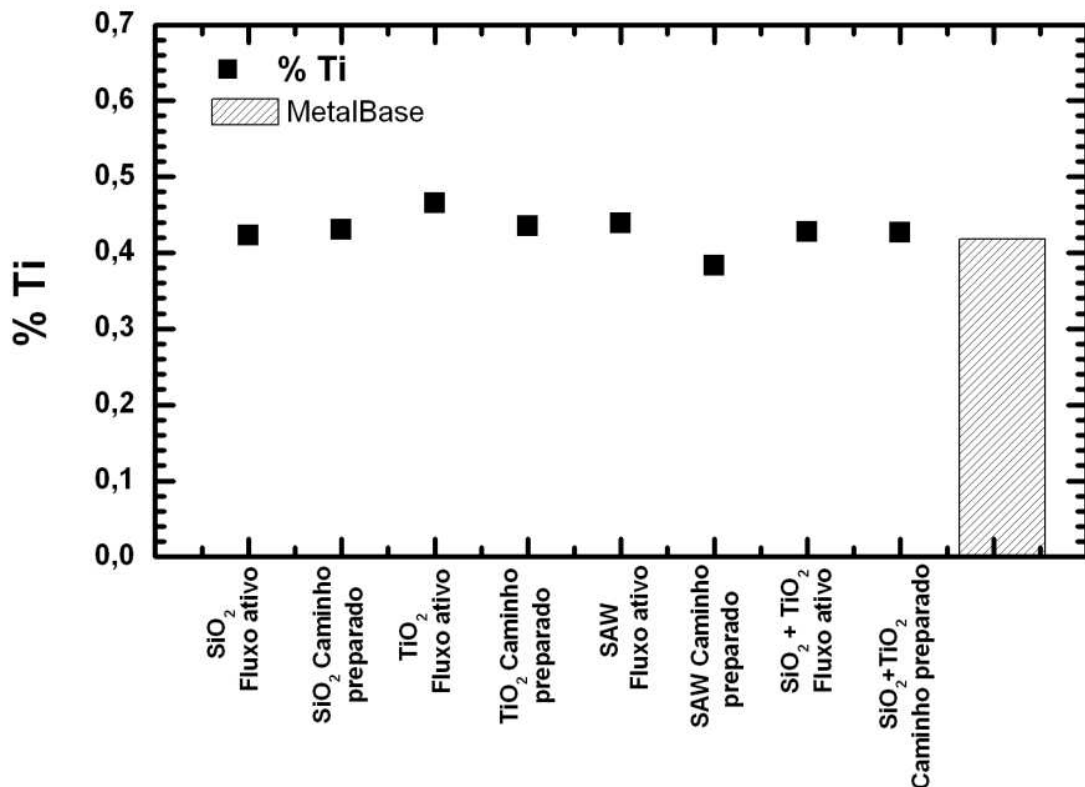


Figura 35: Gráfico representando o comportamento da diluição química na zona fundida utilizando fluxo ativo a base de TiO<sub>2</sub>.

Observa-se que a aplicação de fluxo ativo a base de SiO<sub>2</sub> e TiO<sub>2</sub> não apresentou alteração na composição química no metal fundido. Tal fato pode ser interpretado como grande parte do fluxo ativo aplicado, ou a sua totalidade na região de incidência do arco elétrico, foi volatilizada participando da ionização do arco elétrico não interferindo na composição química do metal fundido.

A Figura 36 mostra a evolução da microdureza em função da distância em três regiões correspondentes ao metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida.

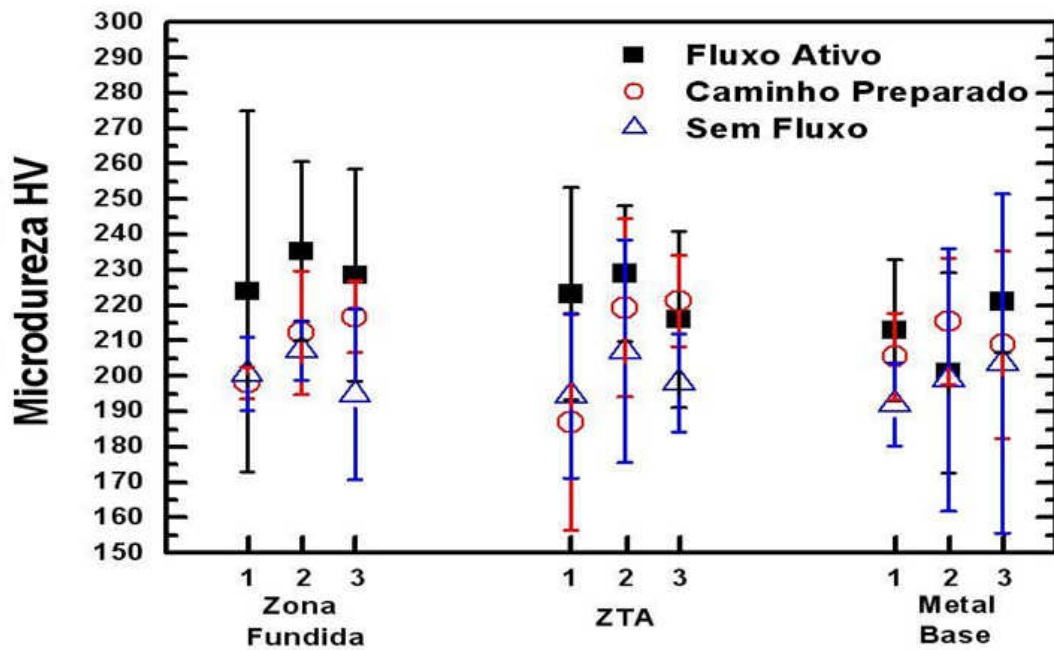
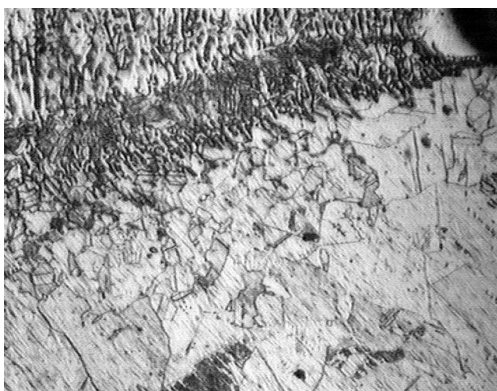


Figura 36: Gráfico representando a evolução da microdureza para o metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida.

Observa-se que não houve variação da microdureza para as diferentes regiões o que mostra que a fração de ferrita delta na zona fundida e crescimento de grão da austenita na ZTA não alteraram os valores de microdureza para um nível de confiança de 95%. A Figura 37 mostra a imagem da ZTA e da zona fundida de um corpo de prova soldado com o processo caminho preparado de fluxo ativo, utilizando o fluxo com mistura na proporção de 50% em peso de  $TiO_2+SiO_2$ .



(a)



(b)

Figura 37: Microestrutura da ZTA e Zona Fundida evidenciando a presença de austenita (fase clara).  
(a) Zona Fundida aumento 50x. (b) Zona fundida com ferrita delta e austenita aumento 100x.

## 5 CONCLUSÃO

- A aplicação de fluxo ativo a base de  $\text{TiO}_2$  e  $\text{SiO}_2$  no processo de soldagem a arco plasma, utilizando os métodos de soldagem fluxo ativo e caminho preparado de fluxo ativo em aço inoxidável ABNT304, apresenta alterações nos parâmetros geométricos da largura e penetração na seção transversal da zona fundida da solda.
- O processo caminho preparado de fluxo ativo foi o que apresentou maiores alterações com relação aos parâmetros geométricos da largura, penetração e área da seção transversal da solda. Sendo o processo indicado para aumento da produtividade em soldagem a plasma em aço inoxidável ABNT304.
- O comportamento da microdureza não foi afetado com a aplicação de fluxo ativo a base de  $\text{TiO}_2$  e  $\text{SiO}_2$  no processo de soldagem a arco plasma.
- A composição química do metal fundido não foi afetada com a diluição dos elementos presentes nos fluxos ativos aplicados.

### 5.1 Sugestões para trabalhos futuros

- Influência dos parâmetros de soldagem com relação a qualidade da solda.
- Estudar possíveis alterações no formato do arco elétrico através de filmagem do mesmo durante a soldagem A-PAW com o fluxo ativo.
- Estudar o comportamento da resistência a corrosão em ambiente com  $\text{H}_2\text{S}$  da solda realizada pelo método A-PAW.

## REFERÊNCIAS

AWS American Welding Society **Gas Tungsten Arc Welding**, In: **Welding Handbook: welding processes**, 8th ed., v. 2, p.73 -107,1991.

BALMFORTH, M. C.; LIPPOLD, J. C. **A new ferritic-martensitic stainless steel constitution diagram** Welding Journal 79(12), p. 339-345, 2000.

CORREA, E.O.; COSTA, S.C.; SANTOS, J.N. **Weldability of iron-based powder metal materials using pulsed plasma arc welding process** Journals of Materials Processing Technology v.198, p.323-329, 2008.

DATTOMA, V.; PALANO, F.; PANELLA, F. W. **Mechanical and technological analysis of AISI 304 butt joints welded with capacitor discharge process** Dipartimento di Ingegneria dell'Innovazione, Università del Salento, Via per Arnesano, 73100 Lecce, Italy, 2010.

FAN, D.; ZHANG, R.; GU Y.; USHIO M. **Effect of flux on ATIG welding of mild steels**. Transactions Journal Research Inspection v. 30, p. 35-40, 2001.

FERRARESI, V.A.; FARIAS, J. P.; ROCHA, D.S.; AZEVEDO, A.G. L. **Soldagem TIG com fluxo ativo nos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos** Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica 2005.

FERRARESI, V. A.; FARIAS, J. P.; ROCHA, D.S.; AZEVEDO, A.G. L. **Aplicação de vários tipos de fluxo ativo (processo A-TIG) na soldagem de um aço inoxidável austenítico**. Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. 2005.

FISHER, L.W.; **Selection of Engineering Materials and Adhesives** - ISBN 0824740475- CRC Press- 2005.

FUJII, H.; SATO, T.; LU, S.; NOGI, K. **Development of an advanced A-TIG (AA-TIG) welding method by control of Marangoni convection** Materials Science and Engineering A v. 495, p. 296-303, 2008.

GROETELAARS, P. J.; RICHETTI, A.; SILVA, H.R.; OLIVEIRA, O.M. **Soldagem A-TIG: Efeito da composição do fluxo e desenvolvimento de uma nova metodologia para a aplicação da camada de fluxo ativo** Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica 2003.

GARCIA, C.; MARTIN, F.; TIEDRA, P.; BLANCO, Y.; LOPEZ, M. **Pitting corrosion of welded joints of austenitic stainless steels studied by using an electrochemical minicell** Ingeniería de Materiales, ETSII, Universidad de Valladolid, Paseo del Cauce s/n, 47011 Valladolid, Spain, 2008.

GULLU, A.; ATICI, U. **Investigation of the effect of plasma arc parameters on the structure variation of AISI 304 and St 52 steels** Materials and Design v.27, p.1157-1162, 2006.

HEIPLE, C. R.; ROPER J. R. **Mechanism of minor element effect on GTA fusion zone geometry** Welding Journal v. 61, p. 97-102,1982.

HEIPLE, C. R., ROPER J. R. **The geometry of gas tungsten arc, gas metal arc, and submerged arc weld beads, welding: theory and practice** Materials Processing v. 8, p.1-34,1990.

KANNAN, T.; MURUGAN, N. **Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality** Journals of Materials Processing Technology v.176, p.230-239, 2006.

KONARSKI, P.; IWANEJKO, I.; CWIL, M. **Core-shell morphology of welding fume micro and nanoparticles.** Industrial Institute of Electronics, Vacuum Technology Department, p.385-389, 2003.

KOTECKI, D. J., Cheever, D. L., & Howden, D. G. **Mechanism of ripple formation during weld solidification.** Welding Journal, 51(8), 386s–391s. 2000.

KOU, S. **Welding Metallurgy** Second Edition John Wisley & Sons, Inc., New Jersey, ISBN 0-471 – 43491-4, 2003.

KRAUSS, G. **Heat Treatment and Processing Principles.** In: STEELS. 4 ed. EUA: ASM International, p.179-201, 1995.



KURT, B.; ORHAN, N.; SOMUNKIRAN, I.; KAYA, M. **The effect of austenitic interface layer on microstructure of AISI 420 martensitic stainless joined by keyhole PTA welding process** Materials and Design v.30, p.661-664, 2009.

LAKSMINARAYANAN, A.K.; SHANMUGAM, K.; BALASUBRAMANIAN, V. **Effect of autogenous arc welding processes on tensile and impact properties of ferritic stainless steel joints** Journal of Iron and Steel Research International v.16,p. 62-68, 2009.

LAMBERT, J. I., KARJALAINEN. L.P. **Unexpected weld pool profiles in GTA welding with oxidizing shielding gas.** Finland: ASM, 1989. P.387-390.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding** Boundary Row/London: Chapman & Hall, p. 259-298, 1993.

LARSON, R.; FARBER, B. **Estatística aplicada**, 2<sup>o</sup>ed. São Paulo/SP: Prentice Hall, 2004.

LI, Q.; XIN-HONG, W.; ZENG-DA, Z.; JU, W. **Effect of activation flux on arc shape and arc voltage in tungsten inert gas welding** Transactions of Nonferrous Metals Society of China v.17, p.486-490, 2007.

LIPPOLD, C.; KOTECKI, D.J. **Welding Metallurgy and weldability of stainless steel** ISBN 0471473790, 2005.

LIU, L.M; CAI, D.H.; ZHANG, Z.D. **Gas tungsten arc welding of magnesium alloy using activated flux-coated wire** Scripta Materialia v.57, p. 695-698, 2007.

LU, S.; FUJII, H.; NOGI, K. **Marangoni convection and welded shape variations in Ar-O<sub>2</sub> and Ar-CO<sub>2</sub> shielded GTA welding** Materials Science and Engineering A v. 380, p. 290-297, 2004.

LUO, W. **The corrosion resistance of 0Cr19Ni9 stainless steel arc welding joints with and without arc surface melting** Materials Science and Engineering A v. 345, p. 1-7, 2003.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. **Introdução à Física do Arco Elétrico e suas Aplicações na Soldagem dos Metais.** Belo Horizonte/MG: UFMG, 2007.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; SANTOS, D. B. **Introdução a Metalurgia da Soldagem**. Belo Horizonte/MG: UFMG, 2006.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.;BRACARENSE, A.Q. **Fundamentos e Tecnologia**. In: **SOLDAGEM**. 1 ed. Belo Horizonte/MG: UFMG. p.17-27. 2005.

MARTIKAINEN, J. **Condition for achieving high-quality welds in the plasma-arc keyhole welding of structural steels** Journals of Materials Processing Technology v.52, p.68-75, 1995.

MARYA, S. **Theoretical and experimental assessment of chloride effects in the ATIG welding of magnesium** International Institute of Welding Document, Copenhagen, Denmark, 2002.

MIDDEL, W.; DEN OUDEN, G. **The Effect of Additives on Arc Characteristics in GTA Welding**. In: **Trends in Welding Research**, Proceedings of the 5th International Conference Pine Mountain, Georgia, USA, p.394-399, 1998.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**. Belo Horizonte/MG: UFMG, 2004.

MODENESI, P. J. In: **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis** 1 ed. Osasco/SP: SENAI, 2001.

MODENESI, P. J.; APOLINÁRIO, E.R; PEREIRA, I.M. **TIG welding with single-component fluxes**. Journal of Materials Processing Technology v.99, p. 260-265, 2000.

OLIVEIRA, W.C. **Estudo do efeito de fluxos na soldagem ATIG de alumínio** Tese de doutorado no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas na Universidade Federal de Minas Gerais 2007.

OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C. In: **Engenharia de Soldagem e Aplicações** Livros Técnicos Científicos Rio de Janeiro, 1982.

OLSON, D.L.; NATALIE, C.A. **Physical and chemical behavior of welding fluxes** Annual Reviews Materials Science , v.16, p. 389-413, 1986

PASKELL, T.; LUNDIN, C.; CASTNER, H. **GTAW flux increases weld joint penetration** Welding Journal. v.76, p. 57-62, 1997

PERRY, N.; MARYA, S; SOUTIF, E. **Study and development of flux enhanced GTA penetrations in a commercial grade titanium** In: Trends in Welding Research Proceedings of the 5th International Conference Pine Mountain, Georgia, USA, p.520-525, 1998.

RICHETTI, A.; SILVA, H. R.; OLIVEIRA, O.M; GROETELAARS, P. J. **Soldagem A-TIG: Efeito da composição do fluxo e desenvolvimento de uma nova metodologia para a aplicação da camada de fluxo ativo.** Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica 2003a.

RICHETTI, A.; SILVA, H. R.; OLIVEIRA, O.M. **Aplicação do “Caminho Preparado de Fluxo” na Soldagem a Plasma com Keyhole** Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica 2003b.

RICHETTI, A., FERRARESI, V. A. **Aplicação de fluxo ativo na soldagem TIG e Plasma** In.: III COBEF Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Joinville, SC, Anais do II COBEF, 2005.

TOTTEN, G.E. **Steel Heat Treatment Metallurgy and Technologies** CRC Taylor & Francis Group Portland USA, 2007

TOTTEN, G.E. **Metallurgy and Technologies.** In: **STEEL HEAT TREATMENT.** 2 ed. Broken Sound Parkway/NW: Taylor & Francis Group, 2006.

WANG, Y.; CHEN, Q. **On-line quality monitoring in plasma-arc welding** Journals of Materials Processing Technology v.120, p.270-274, 2002.

WU, C.S.; HU, Q.X.; GAO, J.Q. **An adaptive heat source model for finite-element analysis of keyhole plasma arc welding** Computacional Materials Science v.46, p.167-172, 2009.

ZHANG , Y.; WU, C.; JIA, C. **Sensing controlled pulse key-holing condition in plasma arc welding** Transactions of Nonferrous Metals Society of China v.19, p.341-346, 2009.