

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

“Soldagem A-TIG em Aços Inoxidáveis Ferríticos UNS S41003”

Autor: Frank de Mello Liberato  
Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Abril/2013

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Frank de Mello Liberato

SOLDAGEM A-TIG EM AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS UNS S41003

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de Concentração: Metalurgia de Transformação  
Orientador: Prof. PhD Paulo José Modenesi

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2013

Agradeço a Deus por todos os dias, por não permitir que fraquejasse e ter me dado saúde para enfrentar as dificuldades. Dedico este trabalho aos meus pais Israel Pedro Liberato e Maria das Graças Mello Liberato, pela constante motivação, incentivo e apoio.

## AGRADECIMENTOS

Ao professor Paulo José Modenesi, pela oportunidade confiada, por todo conhecimento que foi passado a mim, à visão prática do conhecimento científico e extremamente simples frente aos obstáculos deste trabalho e por fim à referência em dividir o conhecimento.

Ao técnico laboratorista Eustáquio Roberto Apolinário pelos conhecimentos transmitidos durante a execução dos testes de soldagem ao aluno voluntário Alécio, do curso de Engenharia Metalúrgica e Materiais da UFMG, pelo auxílio durante a realização dos testes de soldagem.

Aos colegas e amigos do Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação pela solicitude, paciência com as brincadeiras, pelas risadas e bons momentos ao longo deste período; Cláudio Turanni, Ariel Rodrigues (Cubano), Sandro Aloísio, Newton Sérgio, Professor Bracarense.

Em especial a minha amiga Renata Gama que durante a realização deste trabalho contribuiu de uma forma ou outra para o sucesso dessa dissertação.

Aos meus tios Maria Felicidade e Ely Torres, pela hospitalidade e acolhimento em sua casa durante a realização desse trabalho.

A Aperan pelo fornecimento das chapas de aço utilizadas neste trabalho.

Ao CNPq pelo suporte financeiro essencial para a realização deste trabalho.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS</b> .....	vii
<b>LISTA DE TABELAS</b> .....	ix
<b>LISTA DE NOTAÇÕES</b> .....	xi
<b>RESUMO</b> .....	xii
<b>ABSTRACT</b> .....	xiii
<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	14
<b>2 OBJETIVOS</b> .....	16
2.1 Objetivo Geral .....	16
2.2 Objetivos Específicos .....	16
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	17
3.1 Aços Inoxidáveis Ferríticos .....	17
3.1.1 Propriedades Físicas .....	19
3.1.2 Propriedades Mecânicas .....	20
3.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos UNS S41003.....	22
3.3 Processo de Soldagem TIG.....	28
3.4 Processo de Soldagem A-TIG .....	30
3.4.1 Mecanismo para explicar o aumento da penetração.....	32
3.4.1.1 Efeito da Tensão Superficial da Poça de Fusão.....	33
3.4.1.2 Constrição do arco elétrico pela captura de elétrons livres .....	36
3.4.2 Perfil do Cordão de Solda. ....	39
<b>4 METODOLOGIA</b> .....	41
4.1 Aspectos Gerais .....	41
4.2 Equipamentos e Materiais .....	41
4.2.1 Equipamentos .....	41
4.2.2 Materiais.....	46
4.3 Procedimento Experimental .....	46
4.3.1 Caracterização do Metal Base .....	46
4.3.2 Testes Iniciais de Soldagem .....	47
4.3.3 Teste de Soldagem TIG e A-TIG .....	48
4.3.3.1 Preparação dos corpos de prova .....	48

4.3.3.2	Preparação e Colocação do Fluxo .....	50
4.3.3.3	Procedimento de Soldagem .....	52
4.3.3.4	Testes de Soldagem .....	53
4.3.4	Caracterização das Sondas TIG e A-TIG .....	55
4.3.4.1	Processamento da tensão e corrente de soldagem .....	55
4.3.4.2	Análise Macrográfica .....	55
4.3.4.3	Análise Microestrutural .....	56
4.3.4.4	Ensaio de Dureza Vickers.....	57
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>58</b>
5.1	Caracterização do Metal Base .....	58
5.1.1	Composição Química .....	58
5.1.2	Microestrutura .....	60
5.1.3	Difração de raio-X.....	62
5.1.4	Dureza .....	64
5.2	Testes Iniciais de Soldagem .....	64
5.3	Testes de Soldagem .....	66
5.3.1	Efeito do Fluxo no Processo de Soldagem.....	66
5.3.2	Efeito da Soldagem A-TIG na Aparência da Superfície .....	70
5.3.3	Efeito da Densidade de Fluxo na Morfologia do Cordão.....	72
5.4	Microestrutura da Zona Fundida .....	82
5.5	Dureza da Zona Fundida.....	84
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>86</b>
<b>7</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>87</b>
<b>8</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>88</b>
	<b>ANEXOS I.....</b>	<b>94</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1: Diagrama de equilíbrio Fe-Cr <sup>[2]</sup> .....	18
Figura 3.2 – Um aporte térmico alto na soldagem pode causar um excessivo crescimento de grão no aço inoxidável ferrítico pela faltada transformação de fase para a austenita no aquecimento. Isto também significa que os grãos não podem ser refinados por um tratamento térmico pós-soldados <sup>[12]</sup> .....	26
Figura 3.3 – Diagrama de equilíbrio para o sistema Fe-Cr-C, de aços não transformáveis contendo 0,01% de carbono <sup>[13]</sup> .....	27
Figura 3.4 – Microestrutura típica de uma zona termicamente afetada do aço inoxidável ferrítico UNS S41003 <sup>[11]</sup> .....	28
Figura 3.5 – Representação esquemática do processo de soldagem TIG <sup>[17]</sup> .....	29
Figura 3.6 – Penetração total em um aço inoxidável austenítico de 5 mm de espessura. ....	32
Figura 3.7– Perfil da distribuição de temperatura na poça de fusão <sup>[27,33]</sup> .....	34
Figura 3.8 – Movimento do líquido metálico da poça de fusão: (a) Efeito Marangoni <sup>[23]</sup> .....	35
Figura 3.9 – Representação esquemática do mecanismo proposto para constrição do arco <sup>[17]</sup> . .....	39
Figura 3.10 – Perfil dos cordões de solda do processo TIG com e sem fluxo <sup>[24]</sup> .....	40
Figura 4.1 – Representação esquemática da metodologia.....	42
Figura 4-2 – Fonte de energia INVERSAL 300.....	43
Figura 4.3 – Representação esquemática da montagem do sistema para testes de soldagem..	44
Figura 4-4 – Balança Bioprecisa FA2104N .....	45
Figura 4-5 – Materiais para aplicação do fluxo no corpo de prova.....	45
Figura 4.6 – Corpo de prova (dimensões em mm) .....	49
Figura 4-7 – Placa de Cobre.....	50
Figura 4.8 – Aplicação da máscara juntamente com o fluxo .....	51
Figura 4.9 – Representação esquemática do corpo de prova com o fluxo. ....	52
Figura 4-10 – Variação de tensão na passagem entre soldagens TIG e A-TIG. ....	55
Figura 4-11 – Representação esquemática dos cortes das seções TIG e A-TIG.....	56
Figura 5.1 – Expansão do campo austenítico devido a presença de carbono e nitrogênio <sup>[2,43]</sup>	58
Figura 5-2 – Posição do aço S41003 no diagrama constitucional de Balmforth .....	60

Figura 5.3 – Microestrutura do aço estudado, seção transversal à direção de laminação. Ampliação original: (a) 200x (b) 1000x.....	61
Figura 5.4 – Difratoograma do metal base na direção transversal à direção de laminação .....	63
Figura 5.5 – Difratoograma do metal base na direção de laminação .....	63
Figura 5.6–Exemplos de cordão de solda obtidos para a determinação dos parâmetros de soldagem.....	65
Figura 5.7 – Oscilograma da tensão e corrente para o fluxo $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . .....	69
Figura 5.8 – Oscilograma da tensão e corrente para o fluxo $\text{SiO}_2$ .....	70
Figura 5.9 – Oscilograma da tensão e corrente para o fluxo $\text{TiO}_2$ .....	70
Figura 5.10 - Aspecto dos cordões de solda usando uma corrente (a) 150A com diferente densidade superficial de fluxo e (b) 200A com diferente densidade superficial de fluxo. ....	72
Figura 5.11 – Macrografias dos cordões utilizando uma corrente de 150A e $15 \text{ g/m}^2$ .....	74
Figura 5.12 – Macrografias dos cordões utilizando uma corrente de 150A e $60 \text{ g/m}^2$ .....	75
Figura 5.13 – Macrografias dos cordões utilizando uma corrente de 200A e $15 \text{ g/m}^2$ .....	76
Figura 5.14 – Macrografias dos cordões utilizando uma corrente de 200A e $60 \text{ g/m}^2$ .....	77
Figura 5.15 – Microestrutura da zona fundida do aço inoxidável ferrítico UNS S41003 obtida com $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . Ampliação de 200X. ....	82
Figura 5.16 – Microestrutura da zona fundida do aço inoxidável ferrítico UNS S41003 obtida com $\text{SiO}_2$ . Ampliação de 200X. ....	83
Figura 5.17 – Microestrutura da zona fundida do aço inoxidável ferrítico UNS S41003 obtida com $\text{TiO}_2$ . Ampliação de 200X. ....	83
Figura 5.18 – Valores médios e os desvios padrões da dureza na zona fundida.....	85

## LISTA DE TABELAS

Tabela III. 1: Propriedades Físicas dos aços inoxidáveis ferríticos comparadas com as de um aço inoxidável austenítico e de um aço carbono <sup>[1,3]</sup> .....	20
Tabela III. 2: Propriedades Mecânicas Requeridas para o Aço Inoxidável Ferrítico Forjado <sup>[2]</sup> .....	21
Tabela III. 3: Comparação da Especificação das Classes do Aço Inoxidável Ferrítico 3Cr12 <sup>[5,6,7,8,9,10]</sup> .....	22
Tabela III. 4: Comparação das Composições Químicas dos Aços Inoxidáveis Ferríticos UNS S41003 e EM 1.4003 <sup>[4] [9] [11]</sup> .....	23
Tabela III.5: Propriedades Físicas do Aço Inoxidável Ferrítico UNS S41003 na Condição Recozido <sup>[4]</sup> .....	24
Tabela III.6: Propriedades Mecânicas do Aço Inoxidável Ferrítico UNS S41003 Recozido. .	25
Tabela IV. 1 – Valores de corrente e velocidade de soldagem para determinação dos parâmetros de soldagem .....	48
Tabela IV. 2 – Parâmetros de Soldagem. ....	52
Tabela IV. 3 – Condições experimentais dos testes de soldagem. ....	54
Tabela V. 1 – Composição química do aço inoxidável ferrítico UNS S41003.....	58
Tabela V. 2 – Valores de cromo e níquel equivalente e previsão de quantidade de ferrita segundo relações de Balmforth .....	59
Tabela V. 3 – Valores de tensão e corrente medidos para cálculo de $\Delta U$ .....	67
Tabela V. 4 - Efeito dos fluxos e das variáveis estudadas em $\Delta U$ .....	68
Tabela V. 5 – Corpos de prova selecionados para estudo .....	71
Tabela V. 6 – Valores médios encontrados para largura, penetração e área para soldagem TIG variando a corrente. ....	77
Tabela V. 7 – Valores médios encontrados para largura, penetração e área para soldagem A-TIG variando a corrente. ....	78
Tabela V. 8 – Variação percentual dos parâmetros geométricos obtidos na soldagem TIG e A-TIG o $SiO_2$ .....	80
Tabela V. 9 - Variação percentual dos parâmetros geométricos obtidos na soldagem TIG e A-TIG o $Cr_2O_3$ .....	80
Tabela V. 10 - Variação percentual dos parâmetros geométricos obtidos na soldagem TIG e A-TIG o $TiO_2$ . ....	81

Tabela V. 11 – Resultado da Dureza Vickers do cordão de solda da região TIG e A-TIG .....	84
Tabela A. 1 – Parâmetros geométricos dos cordões de solda para o fluxo $\text{Cr}_2\text{O}_3$ para as correntes de 150 A e 200 A.....	94
Tabela A. 2 – Parâmetros geométricos dos cordões de solda para o fluxo $\text{TiO}_2$ para as correntes de 150 A e 200 A.....	94
Tabela A. 3 – Parâmetros geométricos dos cordões de solda para o fluxo $\text{SiO}_2$ para as correntes de 150 A e 200 A.....	95

**LISTA DE NOTAÇÕES**

A	Amperes
$a_l$	Difusividade Térmica do Metal Líquido
ASTM	American Standard Test Methods
A-TIG	Active Flux TIG Welding
CC	Corrente Contínua
CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
$Cr_{eq}$	Cromo Equivalente
DP	Desvio Padrão
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
HV	Hardness Vickers
KFF	Kaltenhauser Ferrite Factor
l	Dimensões Característica da Poça de Fusão
LabSEND	Laboratório de Soldagem e Ensaios Não Destrutivos
LRSS	Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação
$M_s$	Temperatura de início de formação da Martensita
$Ni_{eq}$	Níquel Equivalente
P.A	Pró - Análise
PSD	Pooled Standard Deviation
TIG	Tungsten Inert Gas
$TiO_2$	Óxido de Titânio
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada
$\alpha$	Ferrita Alfa
$\gamma$	Austenita
$\delta$	Ferrita Delta
$\Delta T$	Variação de Temperatura
$\Delta U$	Variação de tensão de soldagem
$\mu$	Viscosidade do Metal Líquido

## RESUMO

A soldagem A-TIG é uma variante simples do processo TIG convencional que permite aumentar a penetração da solda e, por exemplo, possibilitar a soldagem em um único passe, com penetração total e sem a preparação de chanfro para juntas com espessuras de até 10 mm. Diferentes mecanismos foram propostos para explicar os fenômenos que promovem aumento de penetração, entre eles estão constrição do arco elétrico pela presença de íons negativos e o da alteração no movimento de metal líquido na poça de fusão associada à variação da tensão superficial com a temperatura. O presente trabalho teve o objetivo de caracterizar o efeito da soldagem A-TIG em um aço inoxidável ferrítico UNS S41003 com a variação dos parâmetros de soldagem e do tipo e quantidades de fluxos utilizados. Os materiais usados como fluxos foram óxidos de cromo, óxido de silício e óxido de titânio. Para caracterizar a soldagem A-TIG foi realizado a deposição de cordões sobre chapa do aço inoxidável ferrítico com 6 mm de espessura. Para todos os testes foram medidos os sinais elétricos (corrente e tensão) durante a soldagem e, em seções transversais dos cordões, a largura, a penetração e a área do cordão. Os resultados indicam uma pequena variação na tensão de soldagem (aumento menor ou igual a 1,0 V) na passagem da soldagem TIG para a A-TIG. Como esperado, a variação dos parâmetros de soldagem e as quantidades de fluxos afetou a penetração da solda, sendo que nenhuma alcançou penetração total, mesmo para os maiores valores de corrente usados. Esta situação sugere um menor ganho de penetração na soldagem A-TIG quando comparada com resultados encontrados na literatura para aços inoxidáveis austeníticos. Os resultados obtidos são discutidos considerando os mecanismos propostos para o efeito A-TIG.

## ABSTRACT

The A-TIG welding is a simple variant of the conventional TIG process which allows increased weld penetration that makes it possible the full penetration welding of 10 mm thick joints with no preparation. Different mechanisms have been proposed to explain the penetration enhancement which include constriction of the electric arc by negative ions formation and changes in liquid metal flow direction in the weld pool driven by surface tension gradient inversion. This study aimed to characterize the effect of TIG welding in an UNS S41003 ferritic stainless steel with different welding parameters and flux types and quantities. Chromium, silicon and titanium oxides were used as fluxes. Mechanized bead-on-plate welding trials were performed on 6 mm thick ferritic stainless steel plates. Welding current and voltage were measured during all trials and stored in computer. Cross sections of both TIG and A-TIG welds were prepared for macrograph examination and weld bead geometry was characterized. The results indicate a small increment in welding voltage (less than 1.0 V) during the passage from TIG to A-TIG welding. Variations of flux type and density and, as expected, of the welding parameters affected the weld bead geometry. No full penetration was achieved in any weld. Comparing these results with those from literature for austenitic stainless steel suggests a lower effect of the flux in A-TIG welding of ferritic stainless steel. The results are discussed considering the proposed mechanisms for the effect of A-TIG.

## 1 INTRODUÇÃO

O processo de soldagem a arco com eletrodo de tungstênio, conhecido também como GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) – ou simplesmente TIG (Tungsten Inert Gas) – é um processo no qual a união é obtida pelo aquecimento dos materiais metálicos por um arco estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e o metal de base. Pode ser utilizado com ou sem metal de adição. A proteção da região do arco e do metal líquido é feita por um gás inerte ou mistura de gases inertes. É um processo utilizado frequentemente em juntas cuja qualidade e estética do cordão são necessárias. Devido ao alto grau de proteção da poça de fusão por gás de proteção utilizado neste processo; os aços inoxidáveis são amplamente soldados pelo processo TIG.

O processo é considerado indispensável em situações que exigem alta qualidade na solda produzida com equipamento de custo relativamente baixo; porém tem como desvantagem a capacidade de penetração relativamente baixa principalmente em operações de soldagem em um único passe. A espessura mais comum da junta a ser soldada em um único passe encontrados em trabalhos com aços inoxidáveis para este processo variaria entre 0,2 e 3,0 mm.

O processo A-TIG (Active Flux TIG Welding) é uma variante do processo convencional TIG. Foi desenvolvido no *Paton Institute of Electric Welding* no início da década de 1960 para soldagem de ligas de titânio. O equipamento utilizado é o mesmo do processo TIG convencional sem a necessidade de nenhum tipo de dispositivo extra. A diferença consiste na adição de uma fina camada de um fluxo (óxidos ou Fluoretos) na superfície da junta antes da soldagem.

Dentre as teorias proposta para explicar o aumento de penetração do processo A-TIG, há duas mais citadas na literatura: (a) a constrição do arco elétrico a partir da interação entre o mesmo e os elementos químicos do fluxo, causando um aumento na densidade no interior do arco e, (b) a inversão no sentido do movimento de convecção do metal líquido na poça de fusão de alterações no valor de tensão superficial do metal.

Trabalhos desenvolvidos com ligas metálicas, utilizando esse processo de soldagem vem mostrando a influência de fluxos simples e compostos no aumento da penetração no cordão de solda.

Resultados desses trabalhos demonstraram que a utilização de fluxos simples alcançavam até 300% de aumento na penetração do processo A-TIG comparado com o processo TIG convencional.

Este trabalho apresenta um estudo sobre o efeito do processo A-TIG em um aço inoxidável ferrítico UNS S41003, visando identificar a influência da quantidade de fluxo simples aplicada ao formato do cordão de solda, tentando correlacionar com as teorias aceitas que proporcionam o aumento da penetração.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

Estudar a aplicação do processo de soldagem A-TIG (Activated Tungsten Inert Gas) em aço inoxidável do tipo UNS S41003 com três tipos de fluxos simples –  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiO}_2$  e  $\text{SiO}_2$ . A morfologia do cordão de solda e as características operacionais do processo de soldagem serão o foco do trabalho.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Caracterizar o metal de base
- Correlacionar os parâmetros de soldagem, inclusive a densidade superficial de fluxo, com o formato do cordão de solda.
- Estudar a formação da Zona Fundida (ZF) do aço inoxidável ferrítico UNS S41003.
- Avaliar a influência do fluxo na característica superficial do cordão.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são assim classificados em função da predominância de ferrita em sua microestrutura à temperatura ambiente. Como a ferrita pode conter muito pouco carbono e nitrogênio (elementos intersticiais) em solução, estes ficam principalmente na forma de precipitados (em geral, carbonetos e nitretos de cromo)<sup>[1]</sup>. Estas ligas possuem boa resistência à corrosão sob tensão, corrosão por pites e corrosão galvânica (particularmente em ambiente com a presença de cloreto). Os aços inoxidáveis ferríticos são utilizados em uma variedade de aplicações onde a resistência à corrosão, ao invés das propriedades mecânicas (resistência, tenacidade e ductilidade), é o requisito principal. Classes com baixo teor de cromo (10,5 a 12,5%) são usadas em aplicações como, por exemplo, o sistema de exaustão automotivo, em que a resistência à corrosão exigida é maior que a do aço carbono. Classes desses aços com médio e alto teores de cromo são usadas em meios corrosivos mais agressivos. Ligas superferríticas são utilizadas em processos químicos, indústrias alimentícias e celulose, em que a atmosfera é extremamente oxidante e requer uma resistência à corrosão elevada. Classes com teores alto de cromo são aplicadas em fornos de alta eficiência<sup>[2]</sup>.

Historicamente, os aços inoxidáveis ferríticos são utilizados amplamente em aplicações em que a soldagem não é requerida. Por exemplo, classes de médio carbono, são usadas extensivamente na indústria automotiva e em aplicações decorativas e de arquitetura. Desde a década de 1980, o uso de classes de baixo e médio teor de carbono para o sistema de exaustão automotivo tem aumentado de forma significativa. Como os tubos e conexões do sistema de exaustão devem ser soldados; a soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos ganhou uma atenção maior<sup>[2]</sup>.

Algumas classes de aços inoxidáveis ferríticos com alto teores de cromo foram desenvolvidas ao longo dos anos para serem utilizados em ambientes exigentes, como indústrias químicas, fábricas de celulose e papel e refinarias. Estas ligas possuem uma resistência à corrosão relativamente superior às classes de aços inoxidáveis austeníticos e martensíticos. Entretanto, elas são relativamente caras e de difícil produção. A soldabilidade de ligas contendo teor de cromo entre 16 a 18% (médio) e teores maiores que 25% (alto) tem sido objeto de consideráveis pesquisas. Aços inoxidáveis ferríticos têm, em geral temperaturas de serviço

abaixo de 400°C, devido à formação de fases frágeis. Classes de alto teor de cromo são particularmente suscetíveis à fragilização a 475°C [2].

A fragilização a 475°C é associada com a precipitação da fase  $\alpha'$ , rica em cromo (61 e 83%) e com estrutura CCC (Cúbica de Corpo Centrado) que se forma como precipitados extremamente finos não magnéticos, quando exposto a temperaturas entre 550 e 320°C. A sua formação está associada à existência de uma região de falta de miscibilidade no diagrama de equilíbrio Fe-Cr, mostrado na Figura 3.1. A fragilização pela fase  $\alpha'$  ocorre mais rapidamente em torno de 475°C, sendo que o tempo necessário para seu início em um aço com 18% de cromo pode variar de duas até milhares de horas [1,2].

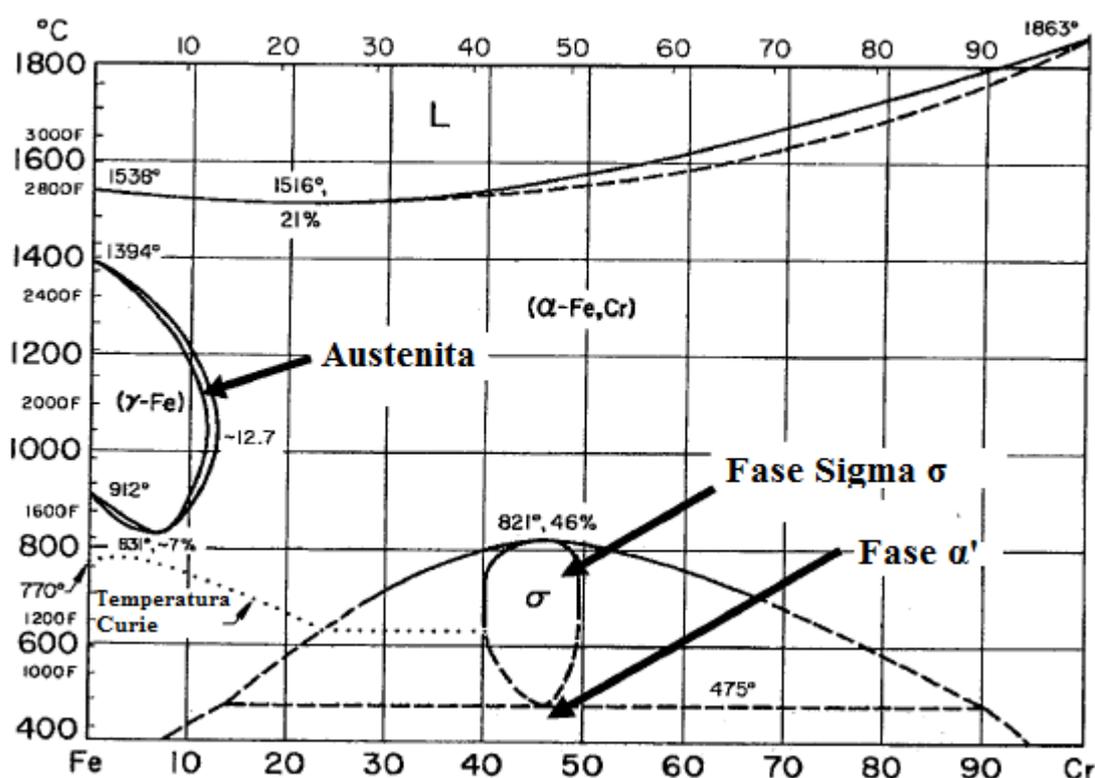


Figura 3.1: Diagrama de equilíbrio Fe-Cr [2]

Soldas nestas ligas, que são inicialmente de estrutura ferrítica, podem apresentar estrutura martensítica após a soldagem em certas condições e a precipitação de carbonetos e nitretos é comum. A principal questão na soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos é manter uma relação entre a resistência mecânica e ductilidade adequada na condição pós-soldada [2].

### 3.1.1 Propriedades Físicas

A diferença mais evidente entre as propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, é o seu comportamento ferromagnético à temperatura ambiente até uma temperatura crítica conhecida com ponto Curie, temperatura tipicamente encontrada entre 650 – 750°C, acima da qual o magnetismo desaparece. Magnetismo não tem nada a ver com resistência à corrosão, que está intimamente ligada à composição química (Cr, Mo ...).

Na verdade, o magnetismo do aço inoxidável ferrítico é uma das vantagens essenciais do material, em algumas aplicações. Dentre estas vantagens que vão desde a capacidade de manter dispositivos presos à porta de geladeiras para fixação de utensílios domésticos com facas e outros instrumentos metálicos. Outra propriedade essencial para o uso de aço inoxidável ferrítico é em aplicações que requerem aquecimento por indução, tais como, painéis destinadas ao cozimento de alimentos e outros recipientes que cozinham alimentos por indução. Nestas aplicações, os materiais magnéticos são solicitados para gerar calor a partir de capacidade térmica da energia magnética<sup>[3]</sup>.

O menor coeficiente de expansão térmica combinado com sua maior condutividade térmica melhora muitas vezes a vantagem dos aços ferríticos sobre os austeníticos quando o objetivo é uma aplicação onde há a necessidade de transferência de calor<sup>[3]</sup>.

Propriedades físicas típicas dos aços inoxidáveis ferríticos estão mostradas na Tabela III.1 e comparadas com as de um aço inoxidável austenítico e de um aço carbono.

Tabela III. 1: Propriedades Físicas dos aços inoxidáveis ferríticos comparadas com as de um aço inoxidável austenítico e de um aço carbono<sup>[1,3]</sup>.

Tipo de Aços Inoxidáveis	Densidade g/cm <sup>3</sup>	Resistividade Elétrica nΩm	Calor específico 0 – 100°C J/R. °C	Condutividade Térmica 100°C W/m.K	Coeficiente de Expansão Térmica		Módulo de Young GPa
					0-200°C	0-600°C	
409 / 410 10% - 14% Cr	7,8	580	460	28	11	12	200
430 14% - 17% Cr	7,8	600	460	26	10,5	11,5	200
430Ti Estabilizado 439, 441	7,8	600	460	26	10,5	11,5	200
434, 436, 444 Mo > 0,5%	7,8	600	460	26	10,5	11,5	200
Cr 17% - 30%	7,8	620	460	25	10	11,0	200
304 Austenítico	7,8 – 8,0	720	500	15	16	18	200
Aço Carbono	7,8	720	460	50	12	14	200

### 3.1.2 Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos são apresentadas na tabela III.2. Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam alongamento e capacidade de encruamento geralmente menores que os dos aços inoxidáveis austeníticos. Como apresentado nos aços carbono, os aços inoxidáveis ferríticos não estabilizados, no estado recozido apresenta um limite de escoamento, seguido de uma oscilação de tensão sobre as curvas de tensão/deformação, originando o limite de escoamento superior e inferior. Este comportamento é causado pelo desprendimento das deslocamentos travadas e permite estimar o “Limite de Escoamento” do material. É acompanhada de formação de bandas de deformação localizada conhecida como “Bandas de Lüders”. Como resultado, após a deformação plástica em amostras recozidas, defeitos de superfície podem ser encontrados. No caso da estampagem profunda, elas são chamadas de “estrias de deformação”. Podem ser parcialmente evitada pela estabilização por

elementos químicos ou por um processo de laminação de acabamento e encruamento superficial, o qual introduz novas deslocamentos na estrutura do material <sup>[3]</sup>.

Aços inoxidáveis ferríticos são formulados de tal forma que sua microestrutura seja essencialmente ferrítica desde o ponto de fusão até temperatura ambiente. Assim, o aumento da resistência mecânica não pode ser garantido somente pela transformação da austenita em martensita, sendo esta normalmente impossível ou não causa efeito devido a pequena quantidade de martensita formada. Pequenos aumentos na resistência mecânica podem ser conseguidos por endurecimento por solução sólida, particularmente com o carbono e nitrogênio, embora os efeitos são notados em ligas alto cromo somente onde o aumento de C + N não promovem a formação de martensita. Várias reações de precipitações podem também usadas para aumentar a resistência mecânica destes aços, embora estes tratamentos térmicos normalmente levam à fragilização, perda de tenacidade, ou ambos. Na prática, o método mais eficiente de se aumentar a resistência mecânica destes aços inoxidáveis ferríticos é o trabalho a frio <sup>[2]</sup>.

A maioria dos produtos de aços inoxidáveis ferríticos são fornecidos na condição recozida ou laminada à quente. As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos nas formas de placas ou chapas finas são apresentadas na Tabela III.2. Estas propriedades mecânicas são representativas de material que tenha sido recozido numa faixa de temperatura e resfriado ao ar até atingir temperatura ambiente <sup>[2]</sup>.

Tabela III. 2: Propriedades Mecânicas Requeridas para o Aço Inoxidável Ferrítico Forjado <sup>[2]</sup>.

Tipo	Nº. UNS	Limite de Resistência	Limite de Escoamento	Alongamento Mínimo em 50 mm (2 in) (%)	Dureza Máxima	
		MPa	MPa		Brinell	Rockwell B
405	S40500	415	170	20	179	88
409	S40900	380	170	20	179	88
430	S43000	450	205	22	183	89
434	S43400	450	240	22	-	89
436	S43600	450	240	22	-	89
439	S43035	415	205	22	183	89
442	S44200	450	275	20	217	96
444	S44400	415	275	20	217	96

### 3.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos UNS S41003

O aço UNS41003 se encaixa na classe de aços inoxidáveis ferríticos com baixo teor de carbono, sendo um aço inoxidável magnético contendo um teor de cromo mínimo de 12%. Este aço possui grãos finos, uma microestrutura composta por ferrita e martensita revenida. Apesar de apresentar uma resistência à corrosão menor a dos aços da série 300 (aços inoxidáveis austeníticos) e aços inoxidáveis ferríticos alto cromo, são mais resistentes à corrosão comparados aos aços carbonos pintados e/ou galvanizados. Este aço tem um custo relativamente baixo, que permite seu uso em uma ampla variedade de aplicações, incluindo bases de barcos, equipamentos para produção de cimento, veículos e equipamentos para manuseio de carvão, equipamentos de manejo e armazenamento de fertilizantes, equipamentos de estações de tratamentos de minério, equipamentos utilizados na produção de açúcar e caminhões transportadores de sal <sup>[4]</sup>. A utilização das classes do aço inoxidável ferrítico de baixo e médio percentual de cromo em aplicações de engenharia e soldagem durante a última década cresceu muito, ganhando considerável atenção <sup>[5]</sup>.

O aço inoxidável ferrítico UNS S41003 foi especificado internacionalmente a partir do aço inoxidável 3Cr12, que foi desenvolvido com um teor de carbono igual a 0,03% na década de 1970, usando o teor mínimo de cromo exigido para conferir ao material uma resistência à corrosão aceitável, ficando conhecido como a primeira geração dos aços com 12% de cromo <sup>[5,6,7,8]</sup>.

É fornecido por vários fabricantes de aço em todo o mundo e foi especificado por várias certificadoras internacionais, na ASTM A240 como UNS S41003 e na Europa pelas Normas Europeias como Material Number 1.4003 <sup>[5,7,8]</sup>.

A Tabela III.3 mostra a identificação desse tipo de aço inoxidável ferrítico utilizada por especificações de diferentes organizações

Tabela III. 3: Comparação da Especificação das Classes do Aço Inoxidável Ferrítico 3Cr12 <sup>[5,6,7,8,9,10]</sup>

Aço Inoxidável Ferrítico	ASTM A240	European Norm		DIN	ASTM/ASME
		Número	Nome		
3Cr12	UNS S41003	1.4003	X2CrNi12	1.4003	41003

Embora o aço inoxidável 3Cr12 seja especificado pela ASTM A240 como UNS S41003 e pela Norma Europeia como Material Number 1.4003, as duas especificações não são exatamente iguais. Segundo a ASTM A240 uma conformidade particular do aço S41003 é que não requerer níquel como elemento de liga, embora este seja permitido até teores de 1,5%, ao passo que em conformidade com a Norma Europeia o aço 1.4003 exige níquel como elemento de liga, variando entre 0,30 a 1,00% [6]. No aço UNS S41003 alguns fabricantes não adicionam titânio de forma intencional; como consequência, devido ao baixo teor de liga, o aço pode apresentar uma microestrutura bifásica contendo uma mistura de ferrita delta não transformada, ferrita alfa proveniente da decomposição da austenita durante o resfriamento e martensita dependendo da taxa de resfriamento, consequentemente ele é descrito como aço inoxidável “ferrítico” ou “ferrítico-martensítico”. Em comparação com outras classes que são completamente ferríticas como os aços inoxidáveis 409, 430, o aço UNS S41003 tende a apresentar uma melhor soldabilidade e tenacidade da Zona Termicamente Afetada (ZTA) para material com espessura de até 30 mm [6,7].

As composições químicas desse aço inoxidável ferrítico de acordo com as normas ASTM e Europeia é mostrada na Tabela III.4.

Tabela III. 4: Comparação das Composições Químicas dos Aços Inoxidáveis Ferríticos UNS S41003 e EM 1.4003 [4][9][11]

Classe	C	Cr	Mn	Si	Ni	P	S	N
S41003	0,030 máx.	10,5 - 12,5	1,50 máx.	1,00 máx.	1,50 máx.	0,040 máx	0,030 máx.	0,030 máx.
1.4003	0,030 máx.	10,5 - 12,5	1,50 máx.	1,00 máx.	0,30 - 1,00	0,040 máx	0,015 máx	0,030 máx.

Segundo Tabam, *et al.* [6], é notável a falta de informações na literatura publicada até o momento e aplicações industriais dos aços inoxidáveis UNS S41003, indicando que este aço não alcançou ainda seu potencial máximo, devido as possíveis combinações de elementos de liga não serem compreendidas. A soldabilidade desse aço não despertava interesse, pois a maioria de suas aplicações não requeria soldagem. Existem poucas informações referenciadas na literatura sobre a soldabilidade do aço inoxidável UNS S41003. O aço inoxidável UNS S41003 foi obtido a partir da modificação feita no aço inoxidável 3Cr12 com a redução do teor de carbono próximo a 0,03%, que é considerado como limite para aços de baixo carbono

com a intenção de melhorar a soldabilidade. O teor de titânio deve ser controlado para evitar a formação de uma fase frágil de carbonetos de titânio na ZTA da junta soldada.

O avanço na tecnologia de fabricação de aços permite um controle mais rígido da composição química podendo alcançar níveis extremamente baixos de carbono e nitrogênio, o que melhora significativamente as propriedades mecânicas das juntas soldadas principalmente a ZTA, assim como reduz formação de carbonetos de cromo, que degradam a resistência à corrosão<sup>[6]</sup>.

O uso do aço inoxidável ferrítico UNS S41003 aparece como uma alternativa aos aços ao carbono devido apresentar as qualidades e/ou vantagens dos aços inoxidáveis e as propriedades de engenharia dos aços carbono. Mas para isso deve-se prestar atenção nos parâmetros de soldagem para assegurar uma adequada integridade da junta soldada. Assegurando-se juntas soldadas adequadas, abre-se uma ampla variedade de aplicações industriais para este aço<sup>[6]</sup>.

O aço inoxidável ferrítico UNS S41003 inicialmente era empregado em equipamentos e ferramentas de manutenção em ambientes corrosivos por apresentarem bom desempenho em aplicações com abrasão, muitas vezes substituindo aços carbono revestidos e/ou aços galvanizados. Atualmente esse aço é extensivamente destinado à indústria do carvão e mineração de ouro, para equipamentos de processamento de cana de açúcar, transporte rodoviário e ferroviário, geração de energia, indústria petroquímica, celulose, metalurgia e indústria aeroespacial<sup>[6,7,8]</sup>.

A aplicabilidade do aço inoxidável ferrítico UNS S41003 nos vários setores industriais citados anteriormente, se deve às suas propriedades físicas e mecânicas, ver Tabela III.5 e Tabela III.6.

Tabela III.5: Propriedades Físicas do Aço Inoxidável Ferrítico UNS S41003 na Condição Recozido<sup>[4]</sup>.

Módulo de Elasticidade (Mpa)	Densidade Kg/m <sup>3</sup>	Calor Específico kJ/kgK 0 – 100°C	Condutividade Térmica W/mK	Coefficiente de Expansão cm/cm/ °C	Ponto de Fusão °C
200	7,680	0,46	100°C – 23 500°C - 25	0 – 100°C 10,8 x 10 <sup>-6</sup> 0 – 300°C 11,3 x 10 <sup>-6</sup> 0 – 700°C 12,5 x 10 <sup>-6</sup>	1430 - 1510

Tabela III.6: Propriedades Mecânicas do Aço Inoxidável Ferrítico UNS S41003 Recozido <sup>[4]</sup>.

Forma e/ou Condição	Especificação ASTM	Limite de Resistencia (Mpa)	Limite de escoamento (Mpa)	Alongamento Percentual %	Dureza Máxima
Placa, Chapa, Tira	A240	455	275	18	Brinell – 223 Rockwell C – 20

A maioria dos aços inoxidáveis ferríticos não sofre mudança de fase no estado sólido quando são aquecidos. Os aços inoxidáveis ferríticos não transformáveis tendem a ter um teor mais elevado de cromo, com menor teor de elementos intersticiais e/ou adições de elementos estabilizantes, resultando em um balanço entre elementos alfa-gênicos e gama-gênicos tal que a austenita não se forme em nenhuma temperatura. A sua ZTA será formada essencialmente por uma região de crescimento de grão e a zona fundida quando de composição similar apresentará uma estrutura grosseira e colunar, com precipitados finos intra e intergranulares <sup>[1]</sup>.

Sem a transformação alfa  $\rightarrow$  gama os grãos continuam crescendo à medida que a temperatura aumenta resultando em um aço com grãos grandes no cordão de solda. A extensão do crescimento dos grãos depende em grande parte do aporte térmico do processo de soldagem. O controle rígido deste pode limitar o crescimento dos grãos para níveis aceitáveis. Grãos grandes tem um efeito prejudicial da tenacidade do aço inoxidável ferrítico o qual pode apresentar uma fragilização grave na solda. Este crescimento de grão que ocorre durante a soldagem de um aço inoxidável ferrítico não pode ser corrigido por um tratamento térmico pós-soldagem, pois não ocorre a transformação alfa  $\rightarrow$  gama durante o aquecimento. Os danos causados durante a soldagem são permanentes, sendo essencial que a soldagem seja executada com um controle severo do aporte térmico. A Figura 3.2 mostra o crescimento excessivo dos grãos caso o aporte térmico não seja controlado <sup>[12]</sup>.

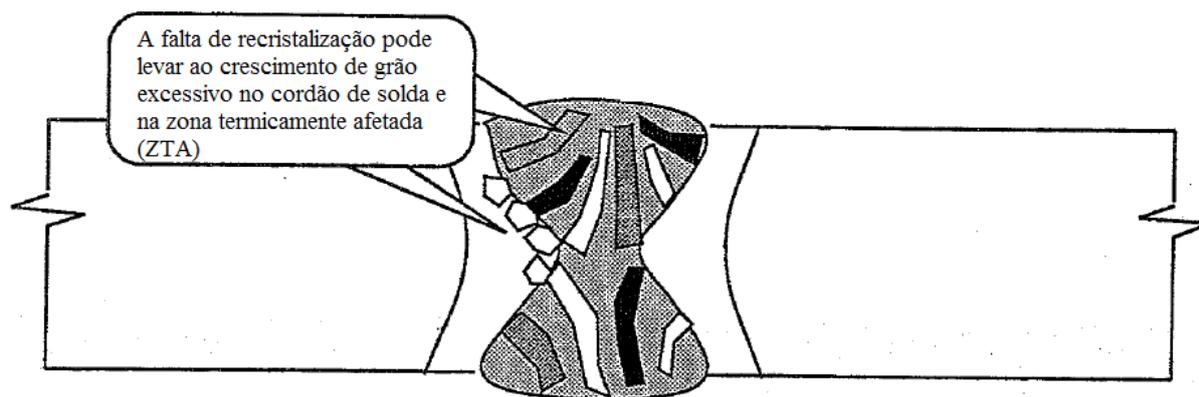


Figura 3.2 – Um aporte térmico alto na soldagem pode causar um excessivo crescimento de grão no aço inoxidável ferrítico pela faltada transformação de fase para a austenita no aquecimento. Isto também significa que os grãos não podem ser refinados por um tratamento térmico pós-soldados <sup>[12]</sup>.

O aço inoxidável ferrítico UNS S41003 é projetado para transformar parcialmente em austenita, passando através de uma região bifásica (austenita + ferrita) no diagrama de equilíbrio Fe-C-Cr, ilustrada na Figura 3.3 para um aço com teor de carbono abaixo de 0,01%. Esta transformação parcial pode melhorar a soldabilidade e a tenacidade destes aços após soldagem restringindo o crescimento de grão na zona termicamente afetada. Essas ligas são geralmente fornecidas completamente recozidas e dessensibilizados, caso o teor de intersticiais for muito baixo. Durante o recozimento (normalmente realizado em temperaturas entre 700 a 750°C), qualquer austenita formada durante o resfriamento realizado através da região bifásica do diagrama transforma-se completamente em ferrita. Devido a baixa solubilidade na ferrita a maior parte dos precipitados de carbono formados durante o recozimento são carbonetos e nitretos ricos em cromo, mas as zonas empobrecidas de cromo formada são restabelecidas pela difusão de cromo de grãos mais internos <sup>[9,11]</sup>.

As altas taxas de resfriamento associada com a soldagem, contudo, evita a transformação da austenita em ferrita no resfriamento, e qualquer austenita formada na região bifásica ( $\delta + \gamma$ ) do diagrama transforma-se em martensita de baixo carbono abaixo da temperatura  $M_i$  <sup>[9,11]</sup>.

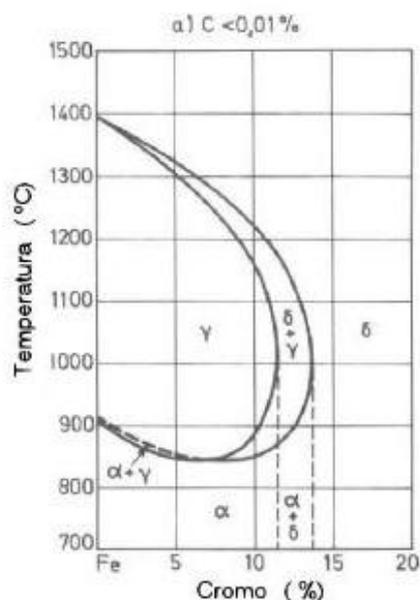


Figura 3.3 – Diagrama de equilíbrio para o sistema Fe-Cr-C, de aços não transformáveis contendo 0,01% de carbono<sup>[13]</sup>.

Como resultado da alta solubilidade de carbono na austenita, a fase austenítica formada no resfriamento age como um sorvedouro de carbono, dissolvendo uma quantidade significativa deste. Quando esta austenita transforma em martensita durante o resfriamento, a quantidade de carbono retido em solução sólida é determinada pela taxa de resfriamento. Martensita formada durante o resfriamento apresenta um maior nível de carbono em solução sólida supersaturada. Em taxas de resfriamento menores, a formação da martensita é precedida de precipitação de carbonetos na austenita, e menos carbono é retido em solução na fase martensítica<sup>[11]</sup>. A microestrutura típica de uma zona termicamente afetado do aço inoxidável ferrítico UNS S41003 é mostrada na Figura 3.4.

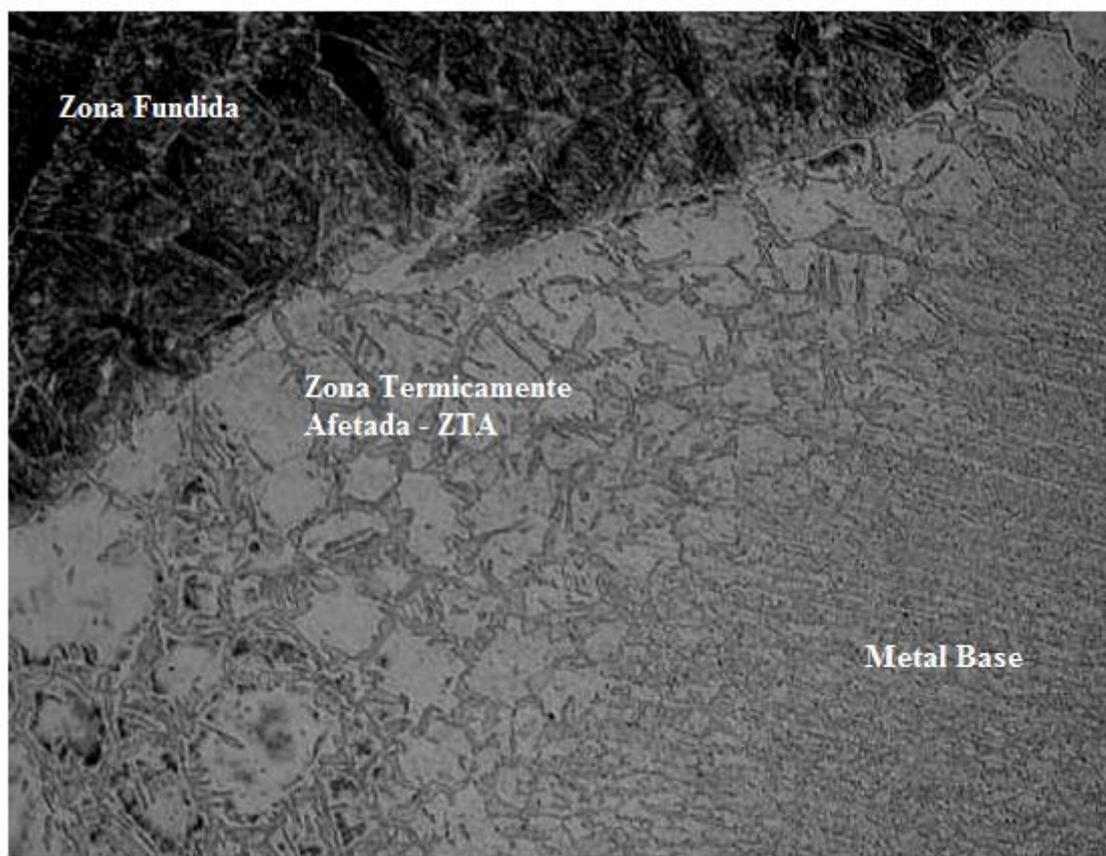


Figura 3.4 – Microestrutura típica de uma zona termicamente afetada do aço inoxidável ferrítico UNS S41003 <sup>[11]</sup>.

A zona termicamente afetada na região adjacente ao cordão de solda é aquecida a uma temperatura acima da  $A_3$ , durante o ciclo térmico da soldagem, e é caracterizado por grãos de ferrita delta ( $\delta$ ) circundado por grãos de martensita. Apesar da transformação parcial no estado sólido da ferrita em austenita no resfriamento, a ZTA é normalmente caracterizada por um tamanho de grão grosseiro. Os grãos do metal de base possuem tamanho de grãos muito menores devido não sofrerem interferência da temperatura do cordão de solda. Esta região tem uma microestrutura constituída por ferrita e martensita, e representa o aquecimento do metal base a uma temperatura entra as temperaturas  $A_1$  e  $A_3$  durante a soldagem <sup>[9,11]</sup>.

### 3.3 Processo de Soldagem TIG

No processo de soldagem TIG, um arco elétrico é formado entre um eletrodo de tungstênio não consumível e a peça de trabalho, a proteção da poça de fusão é realizada por um gás ou um mistura de gases inertes. O arco elétrico é bastante suave produzindo soldas de boa aparência, exigindo pouca ou nenhuma limpeza após a operação. A capacidade de controlar a

quantidade de calor cedido a peça faz com que este processo seja ideal para soldagem de peças pequenas e que exijam alta precisão e controle <sup>[14,15,16]</sup>.

Este processo foi patenteado no fim dos anos 20, porém só foi comercialmente utilizado em 1942, nos Estados Unidos, para a soldagem em liga de magnésio em assentos de avião. A princípio utilizou-se gás hélio e a corrente contínua, devido à dificuldade em estabilizar o arco, posteriormente superada <sup>[15]</sup>.

Atualmente o processo TIG é mais utilizado na soldagem de ligas de alumínio, de magnésio, de titânio, e os aços inoxidáveis, entre outros. A solda produzida é de muito boa qualidade.

A soldagem pode ou não ser feita com metal de adição e, quando este é usado, ele é alimentado diretamente na poção de fusão. A Figura 3.5 ilustra o processo de soldagem TIG, também conhecido por GTAW (Gas Tungsten Arc Welding).

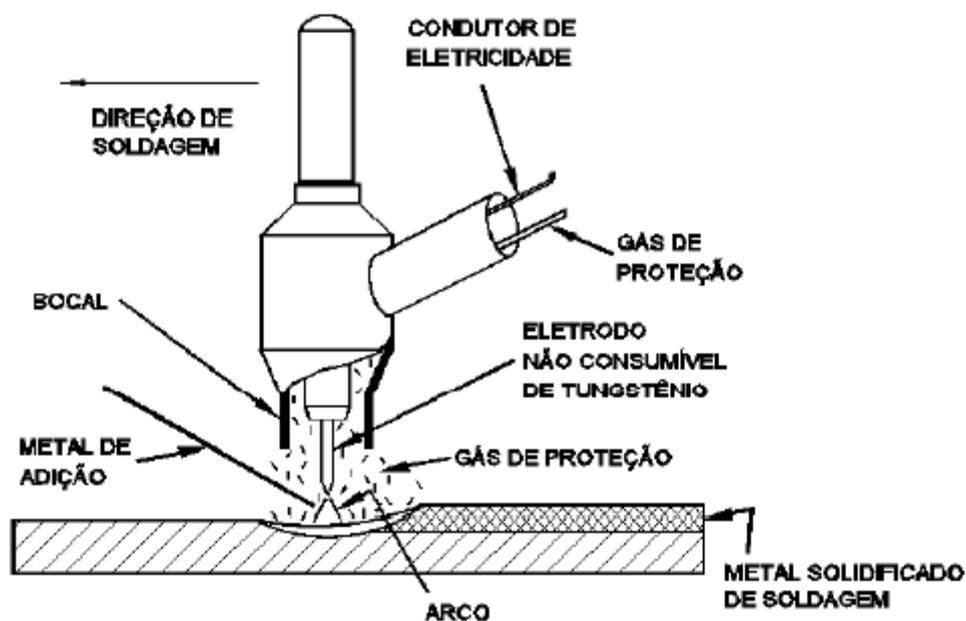


Figura 3.5 – Representação esquemática do processo de soldagem TIG <sup>[17]</sup>

Uma característica importante deste processo é o excelente controle da energia transferida para peça e, aliado à eficiente proteção contra contaminação, permite a soldagem de materiais de difícil soldabilidade, com ótimos resultados.

Isso pode ser interessante na soldagem de chapas finas. Além disso, como não existem reações metal-gás e metal-escória, não há grande geração de fuligem e vapores, o que permite ótima visibilidade da poça pelo soldador.

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

Este processo é aplicável à maioria dos metais e suas ligas, numa ampla faixa de espessuras. Entretanto, em virtude de seu custo relativamente elevado, é usado principalmente na soldagem de metais não ferrosos e aços inoxidáveis, na soldagem de peças de pequena espessura (da ordem de 1 a 2 mm) e no passe de raiz na soldagem de tubulações<sup>[16]</sup>.

A principal limitação da soldagem TIG é a baixa produtividade devido a sua baixa taxa de deposição e penetração rasa nas juntas. A incapacidade do processo TIG de produzir soldas com penetrações grandes permite apenas alcançar uma penetração de até 3 mm. Peças com espessuras superiores a 3 mm geralmente exigem preparação de chanfro e múltiplos passes para preencher toda a espessura da peça. A solda TIG também é afetada pela variação de dissipação de calor através do metal base a ser soldado, como qualquer outro processo de soldagem. A penetração pode ser aumentada de 1 a 2 mm, portanto, de forma limitada, para os aços inoxidáveis austeníticos, quando o hélio ou hidrogênio são usados como parte da mistura de proteção, embora, a velocidade de soldagem possa ser substancialmente aumentada (até 160% e 90% respectivamente). A capacidade de melhorar a penetração através do gás de proteção é ainda limitada pela necessidade de se usar gases inertes ou ligeiramente redutores na soldagem TIG. Desta forma, a seleção fica restrita basicamente a misturas de Ar com He e H<sub>2</sub><sup>[18]</sup>.

Um novo processo, cuja concepção inicial partiu do processo TIG é o processo de soldagem a plasma, neste processo um bocal adicional restringe o arco aumentando sua densidade. O jato de plasma tem a capacidade de junção do material através da soldagem em um único passe de espessura de até 10 mm. Entretanto, este processo é mais oneroso que o TIG e exige um maior controle dos parâmetros de soldagem<sup>[14,19]</sup>.

### **3.4 Processo de Soldagem A-TIG**

Com o objetivo de aumentar a produtividade da soldagem pelo processo TIG o “*Paton Welding Institute*” apresentou na primeira metade dos anos 60 a técnica chamada de

soldagem A-TIG (soldagem TIG com fluxo ativo), que consiste em se depositar uma fina camada de um fluxo em geral, uma mistura de óxido e fluoretos sobre a superfície da peça antes da soldagem. A deposição da camada é feita aplicando o fluxo misturado com acetona ou álcool com de um pincel, ou por “spray”, sendo a soldagem realizada após a secagem é realizada a soldagem. Resultados experimentais da época demonstraram que a capacidade de penetração do processo A-TIG poderia ser aumentada em até três vezes em relação ao processo TIG convencional. Durante a soldagem o calor do arco funde e vaporiza a camada de fluxo produzindo alterações na poça de fusão e no arco elétrico, levando a um aumento na penetração <sup>[20,21,22]</sup>.

Para muitas aplicações da soldagem a arco, a obtenção de uma maior penetração pode representar um ganho importante de produtividade. Neste sentido uma das técnicas mais notável é a utilização de fluxos ativos no processo de soldagem TIG. O fluxo ativo é uma mistura de material inorgânico em suspensão em meio volátil <sup>[23,24]</sup>. Uma fina camada de fluxo é aplicada sobre a superfície da junta a ser soldada por vários métodos. Atualmente, o Centro de soldagem da Marinha Norte-Americana utilizada este processo correntemente para reduzir o custo e melhorar a qualidade dos navios e aeronaves da Marinha. A técnica torna possível aplicar o processo de soldagem TIG para soldar peça com espessuras entre 8-10 mm num único passe alcançando penetração total, sem preparação de chanfro, eliminando, assim, a necessidade de serem feitos vários passes <sup>[24]</sup>.

Na soldagem com fluxo ativo recomenda-se que a camada apresente uma espessura uniforme para assegurar a repetibilidade dos resultados, além de uma boa aderência ao material de base para suportar a força do arco elétrico durante a soldagem. A principal desvantagem desta técnica reside principalmente na propensão à formação de escória sobre a superfície da solda, levando a um acabamento superficial pior e a necessidade de operações de limpeza após a soldagem. No caso da soldagem em vários passes, a escória deve ser adequadamente retirada para evitar a ocorrência de inclusões em passes subsequentes. Não se pode também desconsiderar a possibilidade de contaminação ou fragilização do metal de solda em função das interações entre o fluxo e o metal fundido. <sup>[21]</sup>.

A soldagem A-TIG é uma variante simples do processo convencional TIG que não requer nenhum equipamento especial. A sua principal característica é a cobertura de fluxo que é aplicada na superfície a ser trabalhada do material. Enquanto o fluxo vai sendo transferido pela

ação do arco elétrico, os ingredientes ativos vão sendo transferidos diretamente para zona fundida. É necessário fluxo para afetar o arco, por isso a aplicação de uma pequena camada é suficiente [14,19,25].

O fluxo ativo consiste de óxidos e/ou halogênios, em forma de pó fino misturado, em geral, com acetona formando uma pasta. Esta mistura é passada na superfície do componente soldado. A acetona evapora em poucos segundos deixando uma camada de fluxo na superfície. O fluxo em pó fica suficientemente aderido na superfície do aço, permitindo o uso de A-TIG em diversas posições [14].

Tem sido afirmado por SAKTHIVEL, *et al.* [26] que o processo de soldagem A-TIG pode alcançar uma penetração total (Figura 3.6) em aço carbono e aço inoxidável com espessuras de 12 mm num único passe, sem a utilização de preparação de chanfro e metal de adição ou preenchimento. Além disso, as propriedades mecânicas e a solidificação dos cordões de solda não são afetados [27,26].

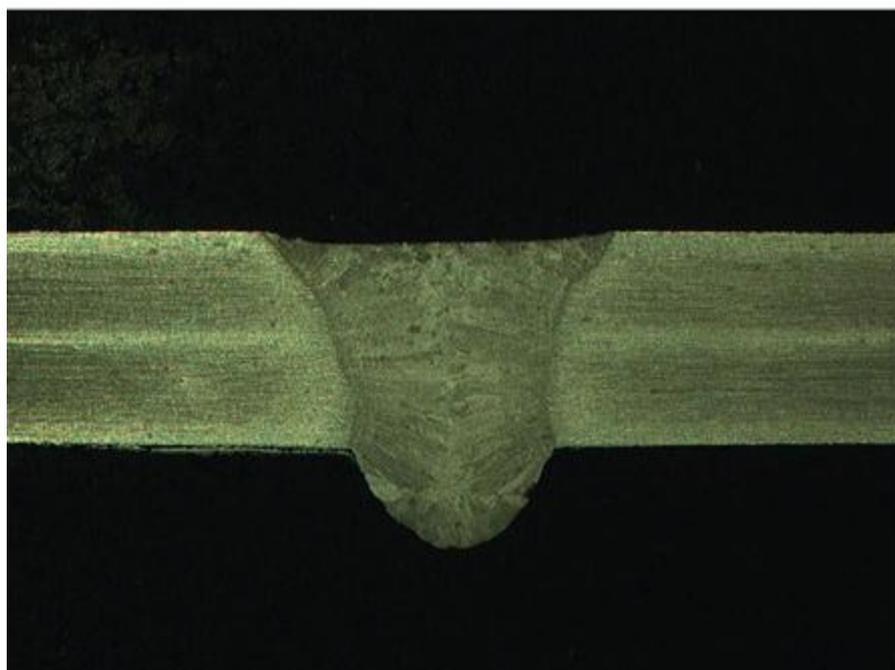


Figura 3.6 – Penetração total em um aço inoxidável austenítico de 5 mm de espessura.

### 3.4.1 Mecanismo para explicar o aumento da penetração

Diversos mecanismos foram propostos para explicar o aumento de penetração do cordão de solda causado pelo uso do fluxo e não parece haver ainda um consenso sobre qual seria o

mais importante. Segundo Kumar, *et al* <sup>[28]</sup> e outros autores como Lucas e Howse <sup>[29]</sup>, componentes do fluxo vaporizados pelo arco elétrico, no processo de soldagem A-TIG, causariam uma ação de constrição neste, similar à causada pelo bocal constritor no processo de soldagem a plasma <sup>[28]</sup>. A densidade de corrente e a força do arco atuando na poça de fusão seriam, desta forma, aumentados e, assim, a penetração ou a velocidade de soldagem também seriam aumentadas em comparação com a soldagem TIG convencional, para o mesmo nível de corrente <sup>[19]</sup>. O efeito de constrição seria causado por elementos eletronegativos (particularmente, flúor, cloro e oxigênio) que, nas camadas mais externas do arco, tenderiam a capturar elétrons livres, reduzindo, desta forma, a condutibilidade elétrica nestas regiões e aumentando a densidade de corrente nas regiões mais internas do arco <sup>[19,30]</sup>.

Outros autores sugerem que a penetração do cordão de solda é aumentada pela ação de componentes do fluxo na poça de fusão alterando a forma como a tensão superficial do metal líquido varia com a temperatura <sup>[29]</sup>. Neste caso, variações muito pequenas dos teores de elementos como oxigênio ou enxofre (geralmente elementos da coluna VII da tabela periódica de elementos químicos), teriam um efeito pronunciado na tensão superficial do metal líquido próximo de sua temperatura de fusão e causariam uma inversão na derivada da tensão superficial com a temperatura e, como consequência da direção do movimento de metal líquido na poça de fusão. Este é, atualmente, o mecanismo mais aceito para explicar o efeito A-TIG e considera a ocorrência da transferência de pequenas quantidades de oxigênio do fluxo para a poça de fusão entre outros possíveis efeitos. Este mecanismo parece ser confirmado pela obtenção de um efeito similar na soldagem TIG com gases de proteção levemente oxidantes <sup>[30,29,31,32]</sup>.

#### **3.4.1.1 Efeito da Tensão Superficial da Poça de Fusão**

Possivelmente, a teoria mais aceita atualmente para explicar o efeito do fluxo ativo na penetração é que o fluxo afeta a tensão superficial na poça de fusão de modo a mudar o sinal da derivada da tensão superficial com a temperatura. Este efeito levaria a uma alteração na direção do movimento do metal líquido na poça de fusão, direcionando o metal mais aquecido para o fundo da poça de modo a aumentar a penetração <sup>[24]</sup>.

O sentido das correntes de metal líquido domina a transferência de calor na poça de fusão, portanto, determina as dimensões e a forma do cordão de solda. A tensão superficial de um

líquido metálico puro normalmente diminui à medida que a temperatura aumenta, isto é, apresenta gradiente da tensão superficial com a temperatura negativo ( $\partial\gamma/\partial T < 0$ ) [23] [33]. Devido à forma do fluxo de calor incidente sobre a poça de fusão que assume uma distribuição aproximadamente Gaussiana, como mostrado na figura 3.6, a temperatura máxima de superfície ocorre no centro da poça de fusão [27].

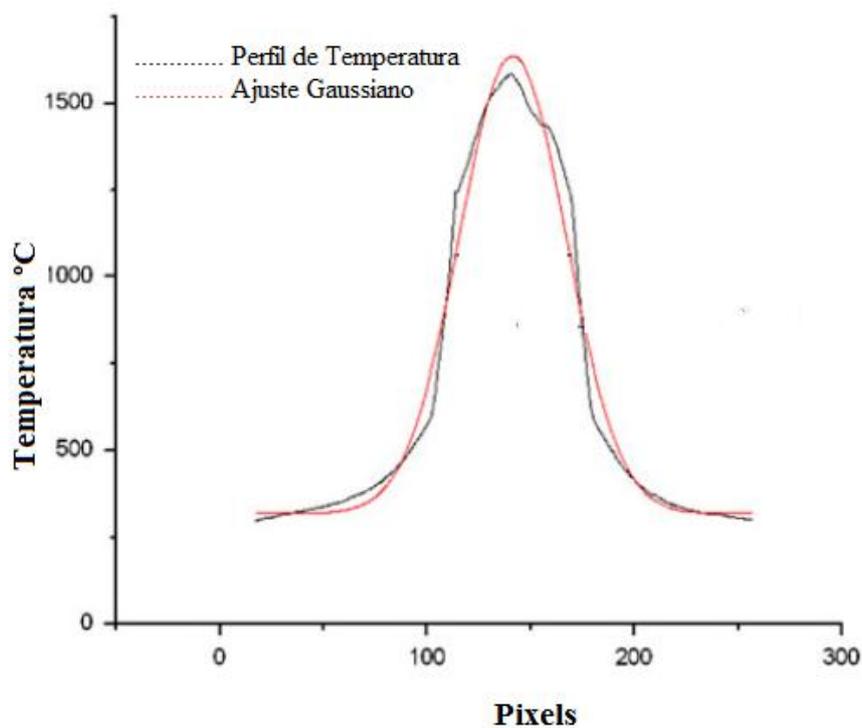


Figura 3.7– Perfil da distribuição de temperatura na poça de fusão [27,33].

A figura 3.8 ilustra os mecanismos envolvidos no movimento do líquido metálico da poça de fusão e os efeitos individuais de cada um deles no perfil do cordão de solda.

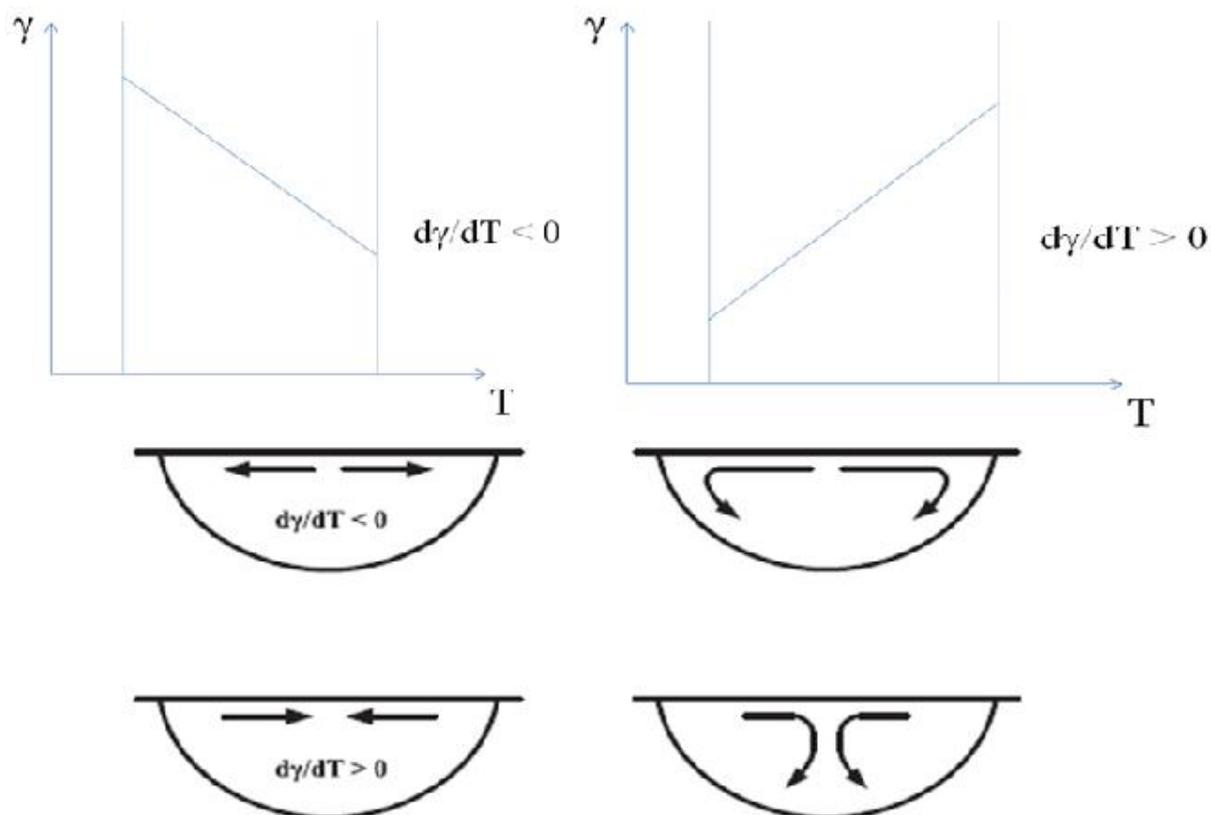


Figura 3.8 – Movimento do líquido metálico da poça de fusão: (a) Efeito Marangoni <sup>[23]</sup>

A tensão superficial de um líquido metálico puro normalmente diminui com o aumento da temperatura, em outras palavras, o líquido metálico tem gradiente de tensão superficial negativo ( $\partial\gamma/\partial T < 0$ ). Um gradiente de tensão superficial positivo ( $\partial\gamma/\partial T > 0$ ) e um aumento na Força de Lorentz pode melhorar a penetração <sup>[23]</sup>, originando assim, uma poça de fusão mais estreita e mais profunda para as mesmas condições de soldagem TIG.

A teoria corrente sobre a influência do fluxo ativo dissolvido na poça de fusão na soldagem TIG sugere que átomos de oxigênio dispersos na poça de fusão podem segregar na superfície da poça de fusão produzindo um coeficiente de temperatura positiva na tensão superficial <sup>[33]</sup>.

Azevedo *et al.* <sup>[21]</sup> em seu estudo, propõe que quando a concentração dos elementos ativos superfície tais como enxofre, alumínio ou oxigênio, fosse elevada na poça de fusão para produzir um coeficiente positivo tensão superficial e, então o gradiente da tensão superficial juntamente com as forças de Lorentz seriam combinadas produzindo um movimento interno forte, aumentando a penetração. Por outro lado, quando a concentração de elementos ativos é insignificante, o gradiente da tensão superfície é negativo, ocasionando penetrações menores.

Baseado na teoria da tensão superficial, Lu *et al.* [34] interpretaram o relacionamento entre o índice de oxigênio e a relação da profundidade-largura na solda feita com um único componente óxido. Encontrou-se que o índice de oxigênio aumentou com a quantidade do único óxido, tal como CuO, NiO e SiO<sub>2</sub>. Enquanto o índice de oxigênio na solda variou de 70 a 300 ppm, esperou-se um aumento na relação de profundidade-largura de 1,5-2 vezes. Entretanto, uma relação mais elevada da profundidade-largura não foi alcançada quando o índice de oxigênio na solda foi demasiadamente baixo ou demasiadamente alto.

Azevedo et al [14] afirma que ocorre um aumento da intensidade de calor no centro do arco quando empregado fluxo ativo. Ele verificou este fato através da filmagem do arco elétrico em um corpo de prova onde depositou em sua metade um determinado fluxo e na outra não, desta forma pode-se verificar a influencia do calor no arco para os dois processos de soldagem. Ele sugere que o arco na soldagem de aços inoxidáveis é comparativamente mais quente no A-TIG do que no TIG.

Zhang *et al.* [33] afirma em seu trabalho, que a tensão superficial aumenta a partir do centro da poça de fusão (figura 3.8) em direção a região periférica; sendo que a temperatura diminui nessa mesma sequência, devido o calor do arco seguir o movimento da poça de fusão, faz com que ocorra a convecção natural do calor, formando-se assim uma cordão de solda largo e raso. Quando o movimento é invertido, ou seja, o sentido do movimento move-se da região periférica em direção ao centro da poça de fusão e, em seguida para baixo, este padrão de movimento transfere eficientemente calor para a raiz da poça resultando em uma melhor penetração [23,35,36].

#### **3.4.1.2 Constrição do arco elétrico pela captura de elétrons livres**

Outro mecanismo que propõe alteração na penetração do cordão de solda durante a soldagem A-TIG é a constrição do arco elétrico, que aumenta a densidade de corrente e a força do arco agindo na poça de fusão [38].

A constrição observada no arco e o aumento da penetração na poça de fusão sugerem um aumento na densidade de corrente, que proporciona um arco mais forte agindo na poça fundida, em consequência o movimento do líquido metálico na poça fundida é alterado, causando uma maior profundidade da penetração [29,39,40].

Este pode ser considerado como um processo similar ao causado pelo bocal constritor no processo de soldagem a plasma. Este efeito ocorreria devido ao fato de que alguns componentes do fluxo, como elementos halogênicos, vaporizados pelo arco serem capazes de capturar elétrons nas regiões periféricas do arco (mais frias), formando ali íons negativos. A captura de 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 num 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 significativamente a penetração da solda <sup>[14,21]</sup>.

A Figura 3.9 mostra uma representação esquemática do processo. Azevedo *et al.* <sup>[14]</sup> cita Fan *et al.* em seu trabalho, que sugerem a existência de três fatores para explicar o mecanismo de constrição do arco. Uma delas a constrição pode ser causada devido a átomos dissociados na periferia do arco que absorvem elétrons para formar partículas carregadas (íons), causando uma diminuição na quantidade de elétrons livres e, conseqüentemente, diminuindo a habilidade de condução e causando uma constrição do arco. Outra explicação seria devido às reações endotérmicas de dissociação das moléculas componentes do fluxo que absorvem calor das regiões externas do arco, causando um efeito de constrição. E ainda, devido ao fato de que a condutividade elétrica do fluxo ser geralmente menor do que a dos vapores metálicos produzidos pelo material de base pode ocorrer uma redução na área do ponto anódico (região de incidência do arco), causando uma contração da raiz do arco <sup>[21,39]</sup>.

A densidade de corrente e a força do arco atuando na poça de fusão são aumentados e, assim, a penetração e/ou a velocidade de soldagem também poderiam ser aumentadas em comparação com a soldagem TIG convencional, para o mesmo nível de corrente <sup>[14]</sup>.

Lucas *et al.* <sup>[29]</sup> afirmam, para explicar o aumento de penetração associado à constrição observada do arco, que esta constrição leva a um aumento na densidade de corrente, que proporciona um arco mais forte agindo na poça fundida, em consequência o movimento interno da poça de fusão é alterado, causando uma maior profundidade da penetração.

Azevedo *et al.* <sup>[14,21]</sup> cita os autores Ostrovskii *et al.* que propõem uma teoria baseada na força eletromagnética de Lorentz, no qual fala que o valor da força eletromagnética depende da corrente de soldagem. Desde que o raio do anodo na soldagem com um fluxo ativo seja menor

do que na soldagem convencional TIG, deve-se esperar que o componente axial da força eletromagnética aumente, resultando em um movimento interno mais forte da superfície ao fundo da poça de fusão, levando a um considerável aumento da penetração.

Outra teoria apresentada por Lucas *et al.* <sup>[14,29]</sup> em seu trabalho explica a constrição do arco em dois aspectos. Em primeiro aspecto afirma que os fluxos ativos foram fabricados para constrirem o arco através do efeito eletromagnético de alguns de seus elementos vaporizados e, presumivelmente, devido a uma elevada resistência elétrica dos ingredientes do fluxo, tais como óxidos ou fluoretos. O segundo aspecto foi provado ser viável no exemplo da soldagem de liga de alumínio. Em adição a teoria de constrição do arco eles consideram, também a modificação da tensão de superfície como um fator favorável que determina o movimento interno da poça e, então uma penetração mais profunda.

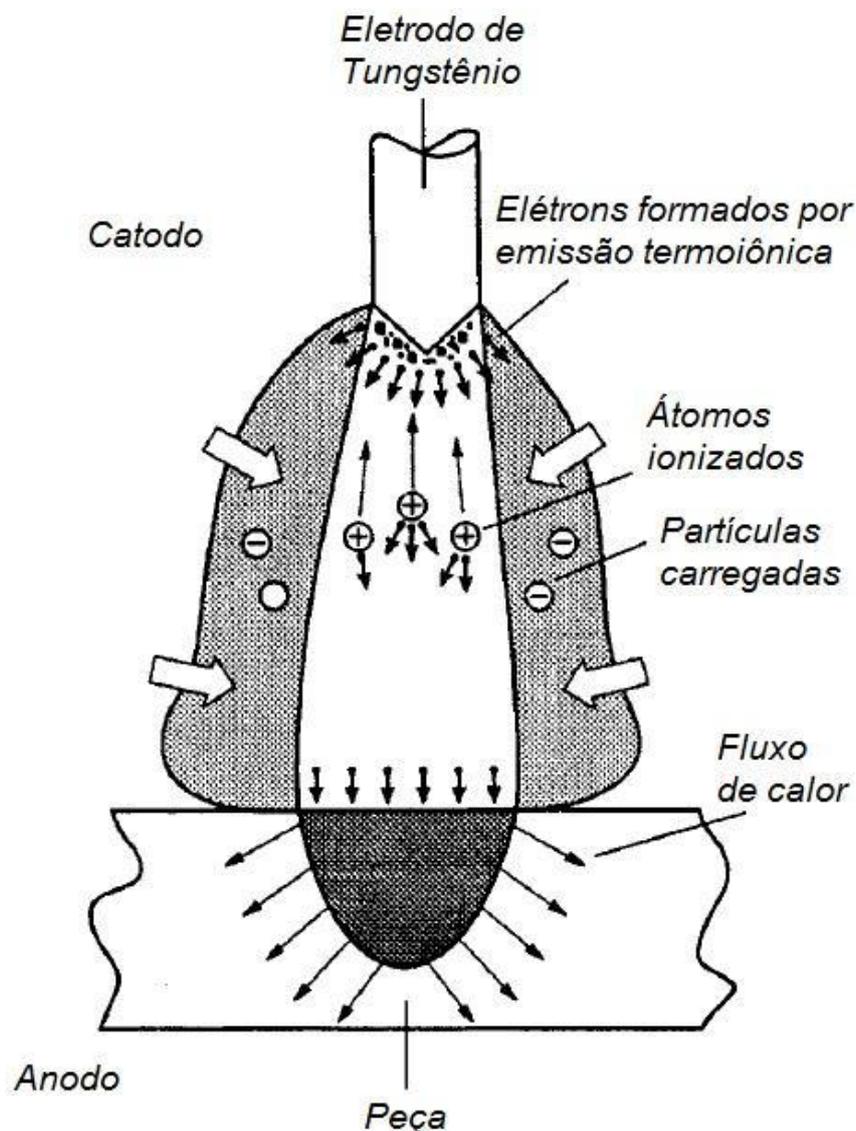


Figura 3.9 – Representação esquemática do mecanismo proposto para construção do arco<sup>[17]</sup>.

### 3.4.2 Perfil do Cordão de Solda.

A figura 3.10 mostra as seções transversais dos cordões de solda TIG obtidas sem e com fluxo numa chapa de aço inoxidável com 5 mm de espessura. Há uma variação significativa na profundidade e na largura dos cordões de solda. Os aumentos na penetração da solda e a diminuição da largura do cordão são significativos para a utilização do fluxo  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiO}_2$  e  $\text{SiO}_2$ <sup>[24]</sup>. No caso da utilização do fluxo  $\text{SiO}_2$ , a melhoria da penetração foi alcançada com um aumento de 220% em comparação com a soldagem TIG convencional. As variações entre o aumento da profundidade e diminuição da largura estão correlacionadas com os mecanismos citados anteriormente que ocorrem durante a soldagem A-TIG<sup>[24,33]</sup>.

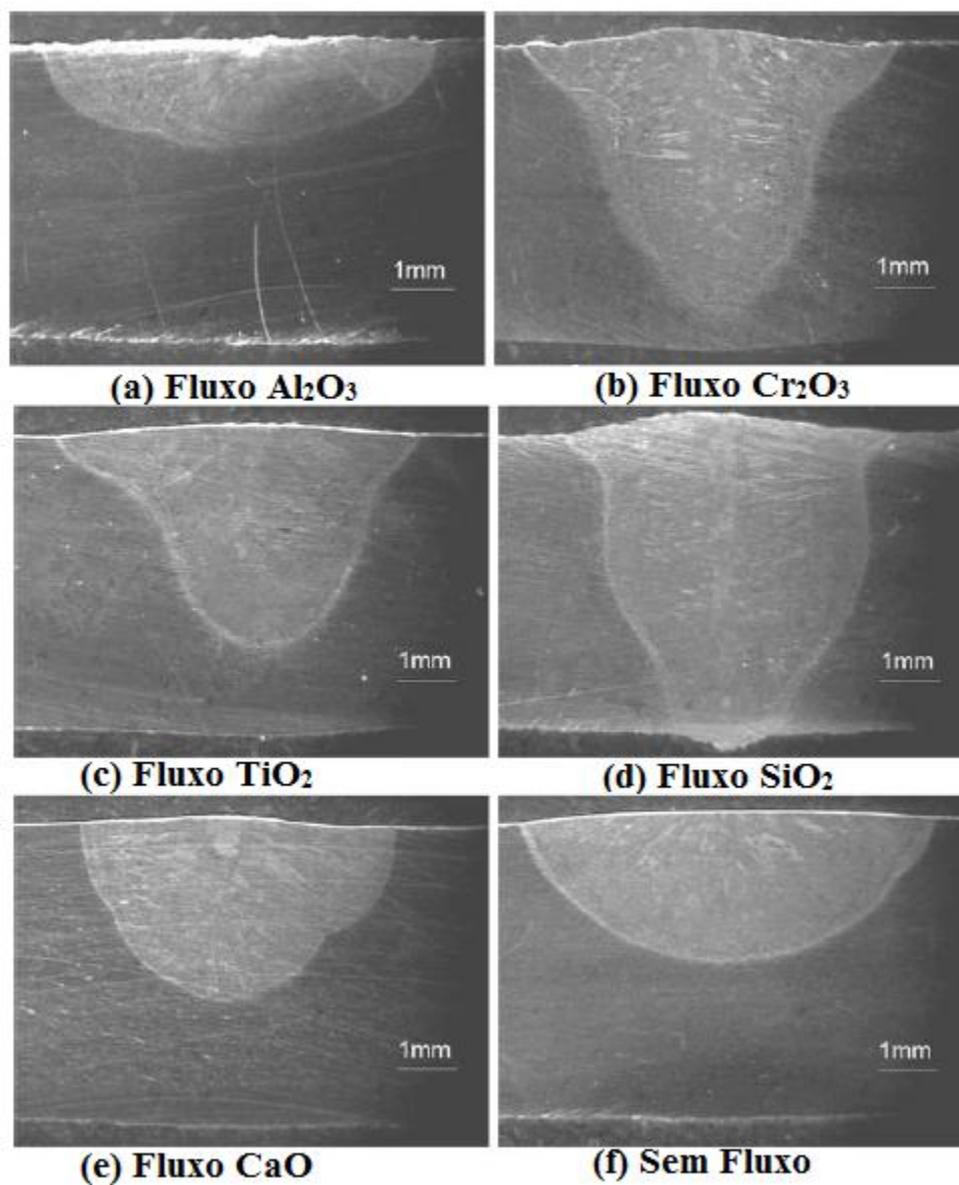


Figura 3.10 – Perfil dos cordões de solda do processo TIG com e sem fluxo<sup>[24]</sup>.

## **4 METODOLOGIA**

### **4.1 Aspectos Gerais**

A metodologia deste estudo foi dividida em etapas conforme os itens abaixo:

- ✓ Caracterização do metal de base;
- ✓ Testes preliminares de soldagem TIG;
- ✓ Testes de Soldagem TIG e A-TIG;
- ✓ Caracterização das soldas TIG e A-TIG.

A Figura 4.1 mostra uma representação esquemática da metodologia realizada no estudo.

### **4.2 Equipamentos e Materiais**

Esta seção apresenta uma descrição dos equipamentos e materiais utilizados nesta dissertação. Esta descrição informa dados técnicos, dimensões, tipo, modelo e fabricante dos equipamentos. Para os materiais usados neste trabalho, são informados alguns de seus dados característicos.

#### **4.2.1 Equipamentos**

A fonte de energia utilizada para as operações de soldagem foi uma fonte transistorizada multiprocessos (INVERSAL 300 da IMC), Figura 4.2. A corrente de soldagem e tensão foram coletados e armazenados, em microcomputador com um sistema digital de aquisição de dados Data Translation USB Série ECON, modelo DT9816, através do software Low Rate UI, desenvolvido, no LRSS/LabSEND, com a plataforma Measure Foundry da Data Translation. Estes dados foram analisados com um programa também desenvolvido no LRSS/LAbSEND (programa SINAL).

Para o corte dos corpos de prova foi utilizada a máquina de corte a plasma Hypertherm Powermax 1250 G3 Series.

Os testes de soldagem foram realizados, utilizando uma tocha refrigerada a água com um bocal de proteção cerâmico de diâmetro interno igual a 10 mm e um eletrodo de tungstênio dopado com óxido de tório com diâmetro de 3,2 mm.

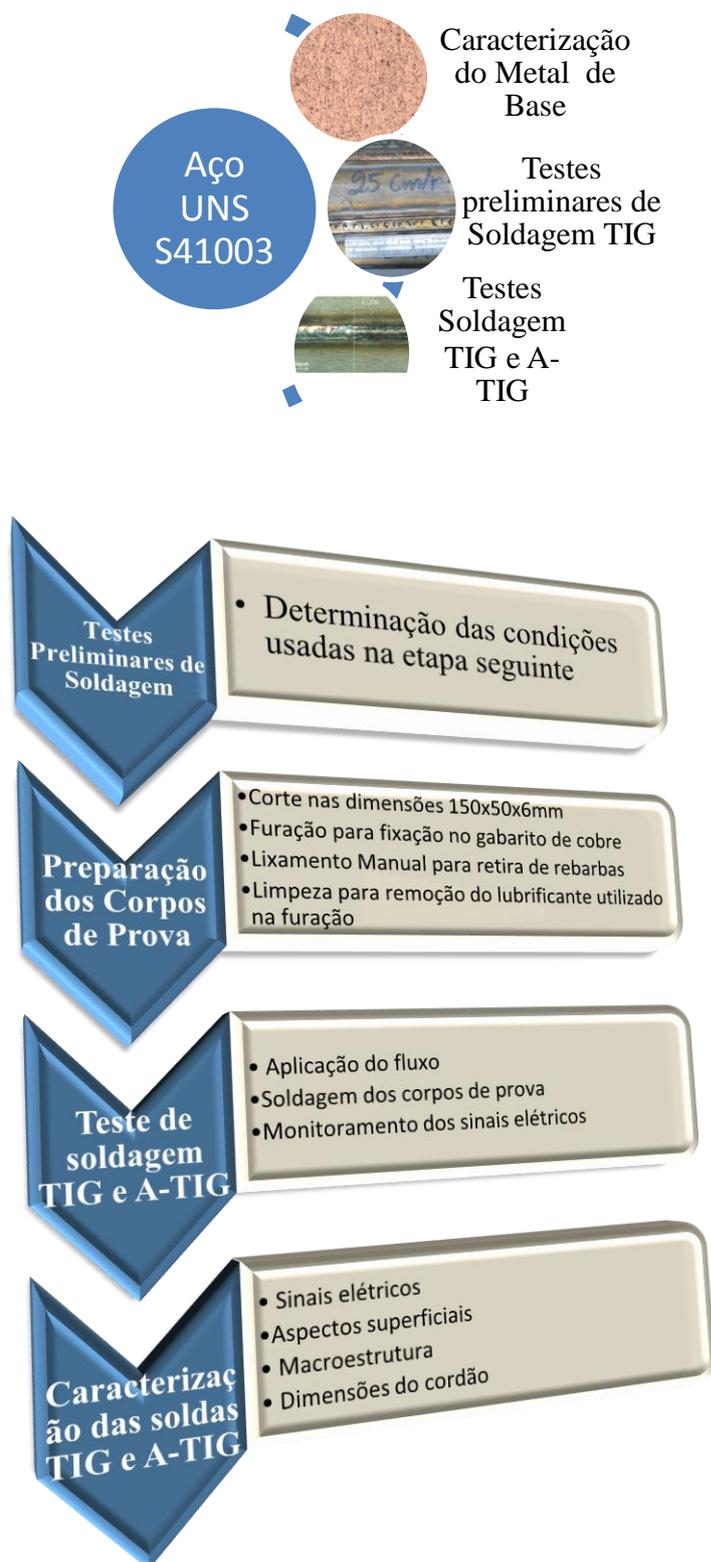


Figura 4.1 – Representação esquemática da metodologia



Figura 4-2 – Fonte de energia INVERSAL 300

A tocha foi acoplada a uma haste fixada sobre a bancada de testes, permanecendo estática durante a soldagem. A aquisição dos sinais elétricos, corrente e tensão foram coletadas pelo sistema de aquisição citado anteriormente. Para o deslocamento do corpo de prova durante a soldagem foi utilizada uma tartaruga modelo 3001 West Carson ST da BUG-O. Este dispositivo permite controlar a velocidade e o sentido de deslocamento de soldagem dentro de uma faixa de operação de 5 a 600 mm/mim. A Figura 4.3 mostra uma representação esquemática desta montagem.

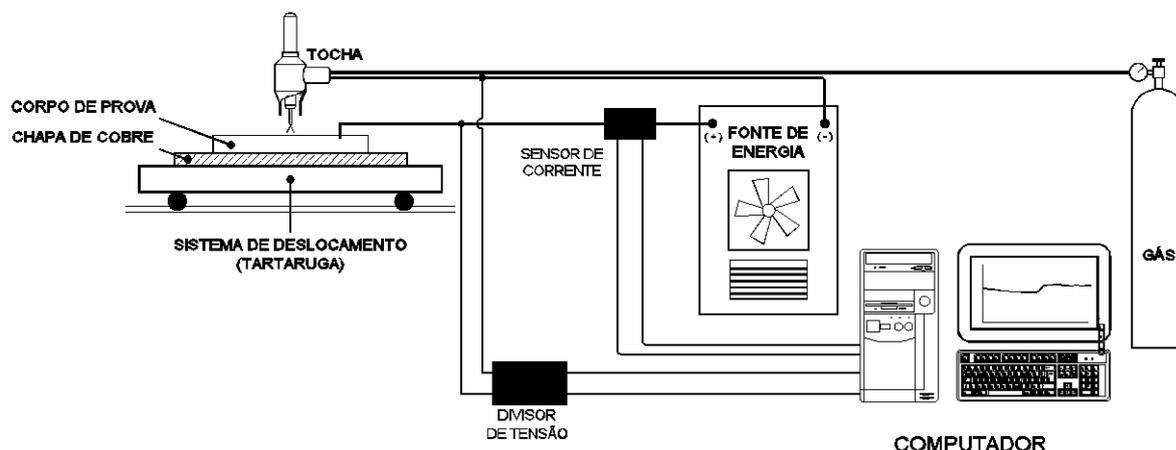


Figura 4.3 – Representação esquemática da montagem do sistema para testes de soldagem

Para as medições das quantidades de fluxos usou-se uma balança analítica digital Bioprecisa FA2104N (Fig. 4.4) com precisão de  $1 \times 10^{-4}$  g. As porções de fluxo para cada teste foram guardadas até o momento de seu uso em pedaços de folha de alumínio.

Para o corte da área na fita adesiva onde o fluxo ficou contido utilizou um tubo de PVC com 26 mm de diâmetro externo, um dispositivo de corte e uma tesoura.

Para aplicação dos fluxos sobre o corpo de prova usou-se hastes metálicas feitas no LRSS/LabSEND, um conta-gotas, fita adesiva para delimitação da área útil de aplicação do fluxo e um dispositivo para o corte da fita utilizada para configuração da máscara onde foi aplicado o fluxo. Todos os materiais e instrumentos estão mostrados na figura 4.5.

O dispositivo de corte da máscara foi confeccionado no LRSS/LabSEND com o objetivo manter constante a área de aplicação dos fluxos a ser usada em todos os testes. Este dispositivo realiza o corte da fita adesiva definindo a área de aplicação do fluxo com aproximadamente  $1000 \text{ mm}^2$ .

As amostras para macrografia e micrografia foram obtidas a partir de cortes dos corpos de provas soldados em uma cortadora do tipo bancada Arotec COR - 40. As amostras para macrografia e micrografia foram lixadas em lixadeira de bancada.



Figura 4-4 – Balança Bioprecisa FA2104N

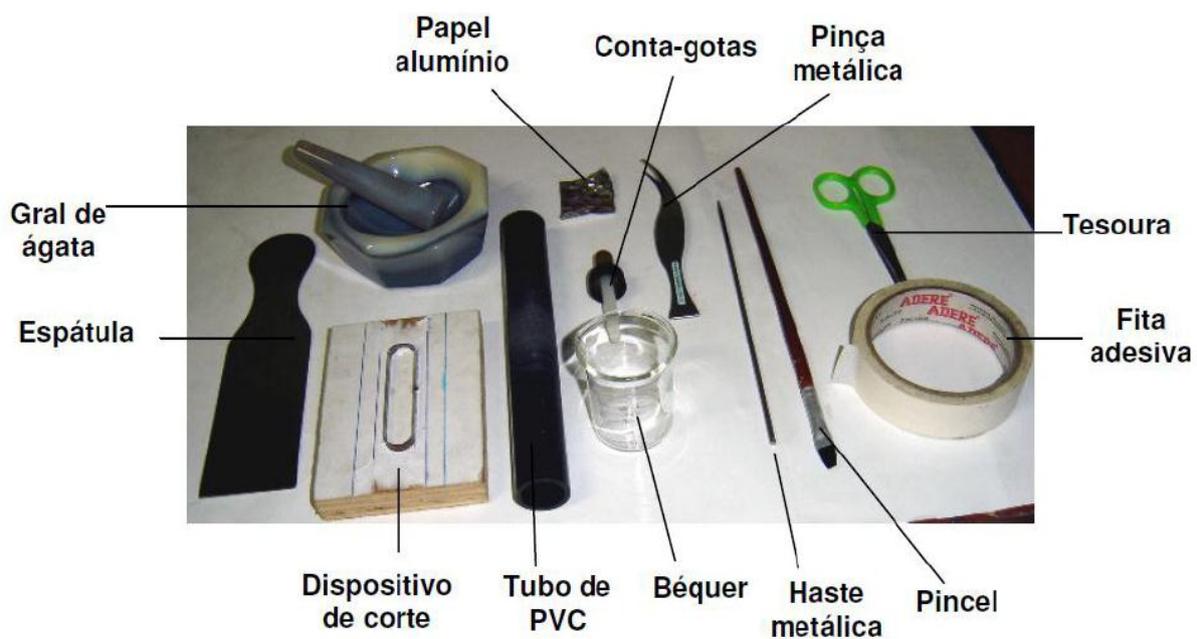


Figura 4-5 – Materiais para aplicação do fluxo no corpo de prova

As imagens das seções das macrografias foram realizadas com uma máquina digital Canon Rebel XTI com lente macro.

As imagens fotografadas das seções transversais dos corpos de prova foram medidas com auxílio do programa ImageJ versão 1.45 s, do National Institute of Health nos Estados Unidos (<http://imagej.nih/ij>).

As análises microestruturais foram realizadas em um microscópio óptico metalográfico marca Leitz, modelo Metallux II e imagens foram registradas em uma câmera Digital Leica DFC 290 controlada pelo software Leica Application Suite V3, instalado em um microcomputador.

Foram realizados ensaios de dureza Vickers com o equipamento SHIMADZU modelo HMV Micro Hardness Tester do LRSS/LabSEND, conforme a norma ASTM E92<sup>[41]</sup>.

As difrações de raios X foram realizadas em um difratômetro Philips-PA Analytical modelo EMPYREAN, utilizando radiação  $\text{CuK}\alpha$  e monocromador de Ni.

#### **4.2.2 Materiais**

O material estudado foi o aço inoxidável ferrítico UNS S41003, fornecida por um fabricante nacional (APERAN), em forma de chapa de 6,0 mm de espessura, laminado a quente e na condição recozida.

Como gás de proteção foi utilizado argônio com pureza de 99,99%

Foram utilizados como fluxos o Óxido de Cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ); o Óxido de titânio ( $\text{TiO}_2$ ) e o Óxido de Silício ( $\text{SiO}_2$ ) que já estavam preparados na forma de pós com granulometria inferior a 400mesh pela ESAB Comércio e Indústria Ltda. A ESAB é um fabricante de consumíveis de soldagem. Certificados também fornecidos pela ESAB indicavam, como pureza típica, 99,8% para o  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , 94,4% para o  $\text{TiO}_2$  e 99,2% para o  $\text{SiO}_2$ . No caso do  $\text{TiO}_2$ , as maiores impurezas presentes são  $\text{SiO}_2$  e  $\text{ZrO}_2$ .

### **4.3 Procedimento Experimental**

#### **4.3.1 Caracterização do Metal Base**

A caracterização do metal base envolveu o levantamento de sua composição química, difração de raios X, avaliação metalográfica e medidas de dureza.

As análises químicas foram realizadas pelo fornecedor do material através de espectrometria por fluorescência de raios X utilizando o equipamento ARL 9900 Series da ThermoScientific, pertencente ao laboratório da Gerência de Elaboração da Aperam.

Para a preparação, as amostras passaram pelas etapas de lixamento em grão de 100, 240, 320, 400, 600 e 1000 mesh, polimento em panos com pasta de diamante de 9  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$ , 1  $\mu\text{m}$  e 0,25  $\mu\text{m}$  e por fim passaram por ataque metalográfico com o reativo químico Vilella (95 mL álcool etílico P.A + 1,8 g de ácido pícrico P.A. + 5 mL de ácido clorídrico P.A.) pelo método de aplicação direta com o auxílio de um algodão por 60 s média.

A determinação da estrutura do aço foi realizada por difração de raios X na direção transversal à direção de laminação e na direção de laminação, usando o método de análise comparando os valores de  $2\theta$ , varrendo-se ângulos de difração  $10^\circ < 2\theta < 120^\circ$ , a velocidade de  $1^\circ/\text{min}$  e amostragem a cada  $0,02^\circ$  e as intensidades dos picos nos difratogramas das amostras analisadas, utilizando para identificação dos picos o padrão do banco de dados PDF-2 Release 2010 do ICDD – International Centre for Diffraction Data e o software X'Pert HighScore versão 2011.

As medidas da dureza Vickers foram realizadas com uma carga de 0,2 kgf, e um tempo de penetração de 15 s. Este ensaio foi realizado estabelecendo um perfil de dureza a partir de 10 medidas em linha espaçadas em 0,50 mm a partir de 1,2 mm da superfície. A partir dessas medidas, foram realizados os cálculos do valor médio e o desvio padrão.

#### **4.3.2 Testes Iniciais de Soldagem**

Para determinação das condições de soldagem a serem utilizadas durante a soldagem A-TIG foram realizados testes de soldagem utilizando três valores de corrente e duas velocidades de soldagem, Tabela IV.1. Estes valores foram selecionados com base em testes realizados em trabalhos anteriores de soldagem A-TIG em aços inoxidáveis austeníticos, realizados por Neto<sup>[17]</sup> e Apolinário<sup>[31]</sup>. A soldagem foi realizada de forma mecanizada, fazendo-se a deposição de cordões sobre chapa.

Tabela IV. 1 – Valores de corrente e velocidade de soldagem para determinação dos parâmetros de soldagem

<b>Corrente (A)</b>	<b>Velocidade de Soldagem (cm/min)</b>	<b>Comprimento do Arco (mm)</b>
<b>150</b>	20	2
		3
	25	2
		3
<b>200</b>	20	2
		3
	25	2
		3
<b>250</b>	20	2
		3
	25	2
		3

### 4.3.3 Teste de Soldagem TIG e A-TIG

#### 4.3.3.1 Preparação dos corpos de prova

Os corpos de prova foram cortados com as dimensões mostrada na Figura 4.6. Dois furos com 5 mm de diâmetro foram feitos com a intenção de fixar com parafusos o corpo de prova à placa para que não ocorresse a sua movimentação durante o teste de soldagem. Esta placa, Figura 4.7, também tinha a função de auxiliar a dissipação do calor gerado durante a soldagem, mantendo condições de resfriamento mais uniformes ao longo do cordão. O rasgo foi usinado no centro do C. P. para permitir a formação da raiz da solda caso esta atingisse penetração total.

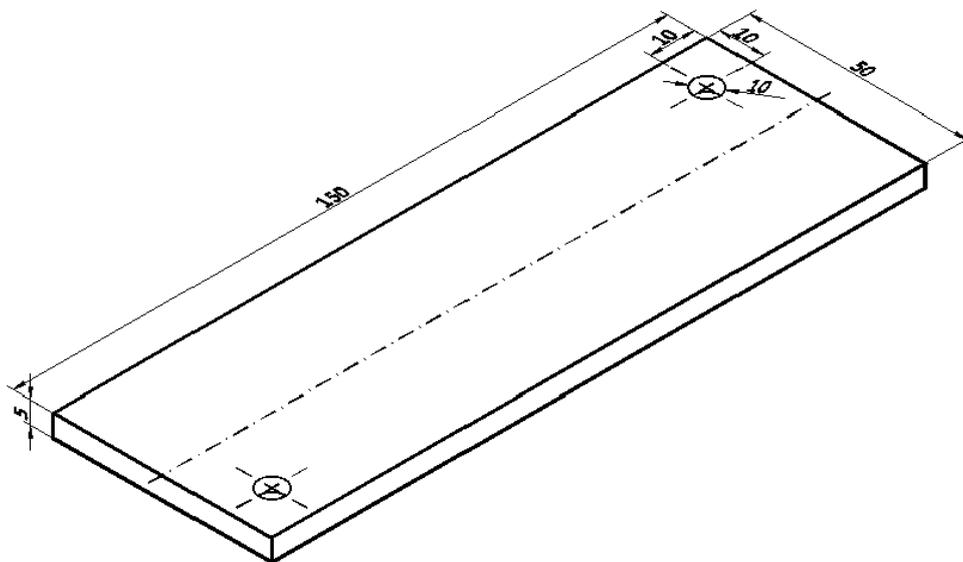


Figura 4.6 – Corpo de prova (dimensões em mm)



(Vista de cima)

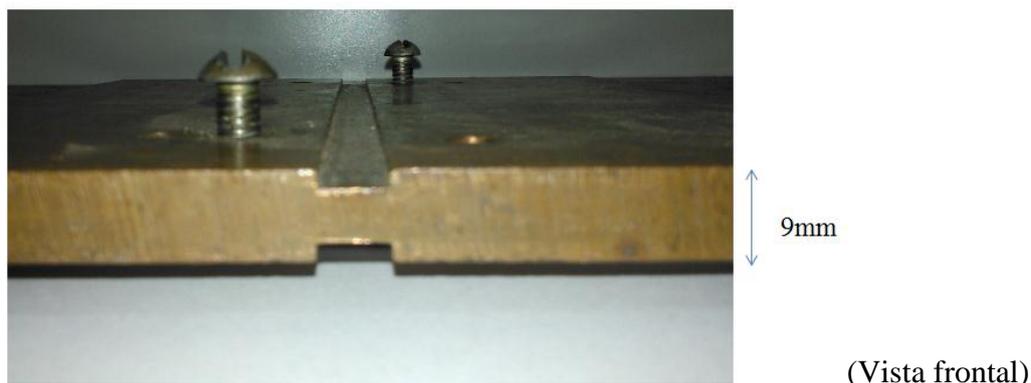


Figura 4-7 – Placa de Cobre.

Foi realizado o acabamento dos corpos de prova lixando-os manualmente para eliminação de rebarbas com o objetivo de alcançar uma superfície plana para um perfeito ajuste entre o corpo de prova e a placa de cobre. Após serem lixados, os corpos de prova foram limpos com detergente comercial para retirada de gorduras e óleos de usinagem. Esta lavagem era repetida caso a aplicação do fluxo não fosse feita imediatamente.

#### 4.3.3.2 Preparação e Colocação do Fluxo

Foram utilizados na soldagem A-TIG três tipos de óxidos como fluxos ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiO}_2$  e  $\text{SiO}_2$ ) aplicados com dois níveis de densidade superficial (15 e  $60 \text{ g/m}^2$ ). Estes valores foram escolhidos com base em dados encontrados na literatura <sup>[22]</sup> <sup>[23,42]</sup> e, principalmente em resultados de uma dissertação desenvolvida anteriormente no PPGEM que avaliou o efeito da densidade superficial do fluxo no formato do cordão de solda em aços inoxidáveis austeníticos <sup>[17]</sup>. Estes resultados foram usados uma vez que não foi encontrada na literatura nenhuma informação relativa à densidade de fluxos usadas na soldagem A-TIG do aço UNS S41003. O valor de  $15 \text{ g/m}^2$  foi escolhido por ter sido indicado, no trabalho citado, como o limite inferior para obter condições de penetração máxima com o efeito A-TIG. O valor de  $60 \text{ g/m}^2$  foi também definido considerando resultados do trabalho citado que indicam uma saturação, ou possível redução, do ganho de capacidade de fusão do processo A-TIG para densidades superiores a esta.

As massas dos fluxos foram medidas com a balança analítica digital, guardadas em pedaços de folhas metálicas de alumínio e identificadas quanto ao tipo e quantidade de fluxo. Para a aplicação dos fluxos no corpo de prova foi utilizada máscara feita de uma fita adesiva com um orifício na parte central de área conhecida (aproximadamente  $1000 \text{ mm}^2$  – Fig. 4.8).

A máscara foi colocada na superfície do corpo de prova já limpo para aplicação do fluxo. Hastes metálicas foram utilizadas para facilitar o espalhamento da mistura do fluxo com a acetona P.A para obter uma distribuição homogênea do fluxo antes da soldagem. A Figura 4.8 ilustra a aplicação do fluxo. Esta técnica foi desenvolvida no LabSEND <sup>[31]</sup>. Após a evaporação da acetona a fita é retirada. A Figura 4.9 mostra esquematicamente o corpo de prova com a camada de fluxo depositada e indica a região e a direção de soldagem.

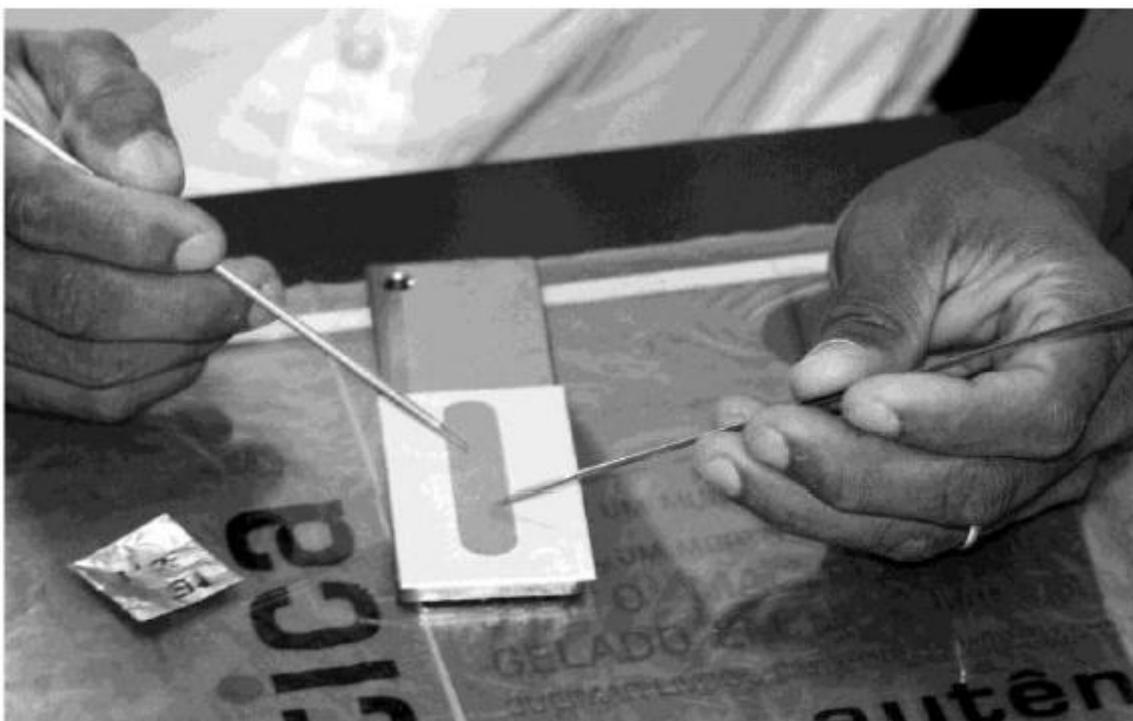


Figura 4.8 – Aplicação da máscara juntamente com o fluxo

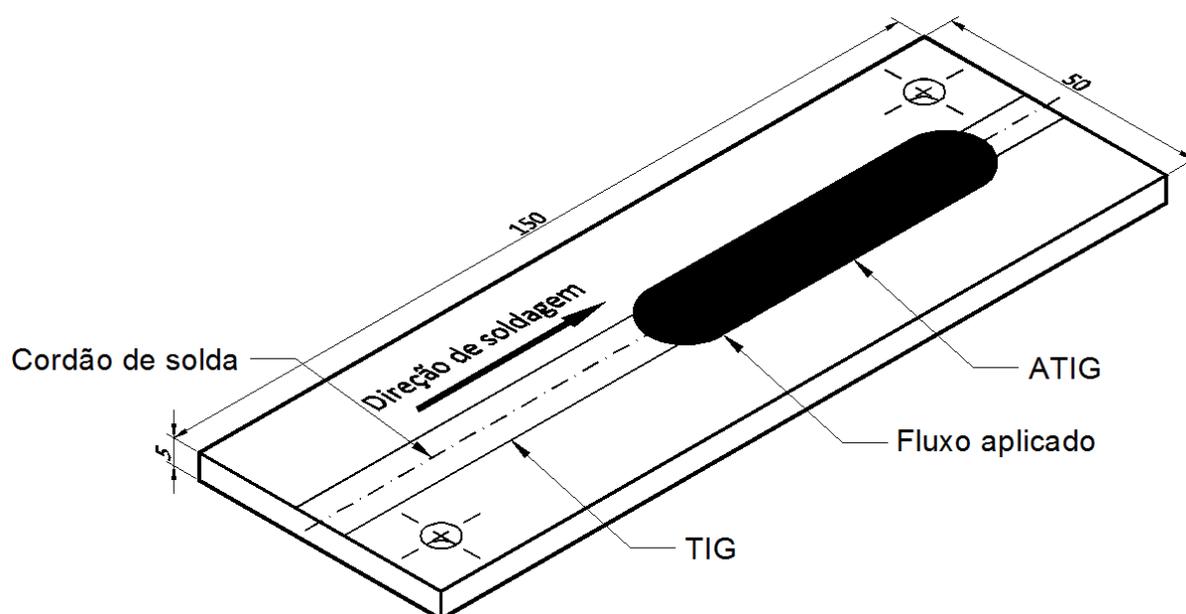


Figura 4.9 – Representação esquemática do corpo de prova com o fluxo.

#### 4.3.3.3 Procedimento de Soldagem

O processo de soldagem utilizado em todas as etapas deste estudo foi mecanizado com a fonte, sistema de aquisição de dados e demais acessórios descritos anteriormente.

Os parâmetros de soldagem utilizados para a realização deste trabalho estão indicados na Tabela IV.2.

Tabela IV. 2 – Parâmetros de Soldagem.

<b>Eletrodo</b>	EWTh – 2	<b>Gás de Proteção</b>	Argônio Pureza 99,99 %
<b>Diâmetro (mm)</b>	3,2	Vazão L/mim.	12
<b>Ângulo da ponta do eletrodo (°)</b>	90	Comp. Do Arco (mm)	2
<b>Corrente (A)</b>	150 e 200	Polaridade	CC-
<b>Velocidade (m/mim.)</b>	0,20	Posição	Plana

Os valores de corrente e velocidade de soldagem foram escolhidas a partir de testes iniciais realizados para determinar os parâmetros de soldagem (seção 4.3.2). O valor da vazão do gás de proteção seguiu os valores encontrados na literatura para soldagem TIG de aços inoxidáveis ferríticos.

#### **4.3.3.4 Testes de Soldagem**

Vinte e quatro testes foram realizados variando-se a corrente, o tipo de fluxo e a sua densidade superficial nos níveis indicados na Tabela IV.3.

Os testes de soldagem foram realizados de acordo com a preparação dos corpos de prova citados na seção 4.3.3.2 e, o corpo de prova foi fixado em uma chapa de cobre inicialmente à temperatura ambiente. A placa, com o corpo de prova, foi posicionada no sistema de deslocamento, enquanto a tocha de soldagem permaneceu fixa. A aquisição de dados era iniciada e o arco aberto e o sistema de deslocamento acionado. Quando o arco atingia o final da região recoberta com fluxo, a corrente de soldagem era desligada e, em seguida, o sistema de deslocamento era desligado e a aquisição de dados interrompida. Os testes indicados na tabela IV.3 foram realizados em uma sequência aleatória, sorteada previamente para minimizar eventuais erros sistemáticos.

Tabela IV. 3 – Condições experimentais dos testes de soldagem.

Corpo de Prova	Fluxo		Corrente
	Óxido	Densidade Superficial (g/m <sup>2</sup> )	
CP01	Cromo	15	150
CP02		15	150
CP03		60	150
CP04		60	150
CP05	Titânio	15	150
CP06		15	150
CP07		60	150
CP08		60	150
CP09	Silício	15	150
CP10		15	150
CP11		60	150
CP12		60	150
CP13	Cromo	15	200
CP14		15	200
CP15		60	200
CP16		60	200
CP17	Titânio	15	200
CP18		15	200
CP19		60	200
CP20		60	200
CP21	Silício	15	200
CP22		15	200
CP23		60	200
CP24		60	200

#### 4.3.4 Caracterização das Soldas TIG e A-TIG

##### 4.3.4.1 Processamento da tensão e corrente de soldagem

Os arquivos com os valores de corrente e tensão de soldagem de todos os testes foram processados com o programa Sinal para a determinação de seus valores médios e desvios padrões. Calculou-se, também a variação da tensão de soldagem associada com a mudança das condições de soldagem de TIG para A-TIG ( $\Delta U$ ). Como a tensão de soldagem podia variar ao longo de um ensaio, para minimizar o efeito de outros neste parâmetro, este foi convencionado como a diferença da tensão média da soldagem A-TIG em seus cinco segundos iniciais menos a tensão média da soldagem TIG em seus cinco segundos finais, desconsiderando-se período de transição entre as duas condições (Eq. 4.1 e Fig. 4.10). Esta definição foi a mesma usada por Neto<sup>[17]</sup> no estudo da soldagem A-TIG de um aço inoxidável austenítico.

$$\Delta U = U_{A-TIG} - U_{TIG} \quad (4.1)$$

Os testes de soldagem foram realizados em uma bancada mostrada na figura 4.3.

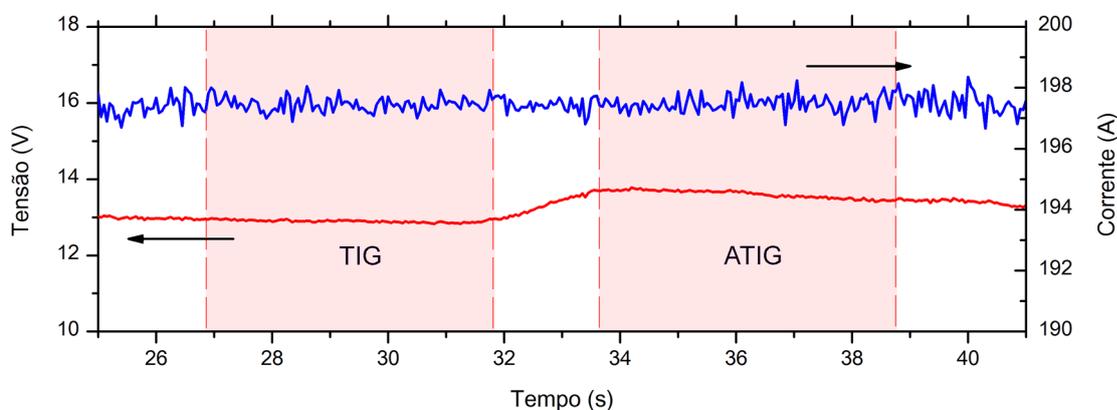


Figura 4-10 – Variação de tensão na passagem entre soldagens TIG e A-TIG.

##### 4.3.4.2 Análise Macrográfica

Após a soldagem, foram retiradas, de cada corpo de prova, duas seções transversais, sendo uma na parte TIG e a outra na parte A-TIG do cordão, como demonstrado na figura 4.11. Todas as amostras foram preparadas, suas duas faces de corte, para análise macrográfica sendo lixadas até a granulometria de 600meshe atacadas com reativo Vilela.

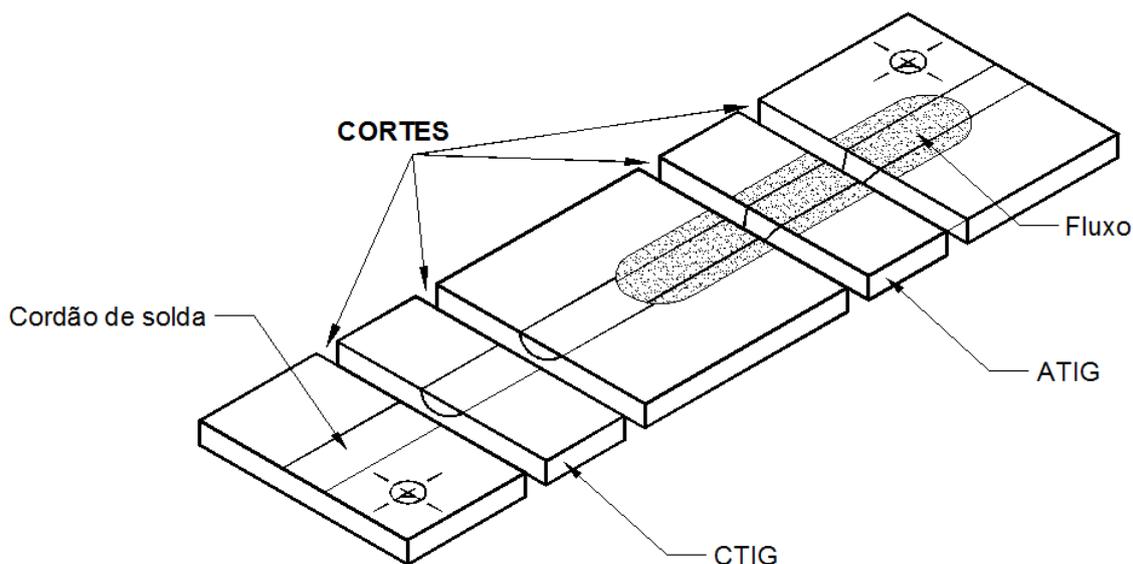


Figura 4-11 – Representação esquemática dos cortes das seções TIG e A-TIG

Após as seções terem sido atacadas pelo reativo foram fotografadas juntamente com uma escala. As imagens obtidas foram usadas para as medições da largura e da penetração do cordão de solda, o que foi realizado através do software ImageJ. Além destas, mediu-se com mesmo programa a área da seção transversal do cordão de solda. Para isto delimitou-se por segmentos de reta, o contorno da zona fundida e, com uma rotina do programa, determinou-se a área do contorno. Em todas estas operações, as dimensões foram calibradas no programa com auxílio da escala fotografada juntamente com a seção examinada.

#### 4.3.4.3 Análise Microestrutural

A análise metalográfica foi realizada para verificação da microestrutura do cordão de solda das seções selecionadas de soldagem TIG e A-TIG, sendo selecionada uma amostra de cada tipo de fluxo com densidade superficial igual a  $60\text{g/m}^2$  e corrente igual a 200A, levando-se em conta as maiores penetrações dos cordões de solda das amostras.

As análises microestruturais foram realizadas através do software Leica Application Suite V3, instalado em um computador e acoplado a um microscópio óptico metalográfico marca Leitz, modelo Metallux II. As amostras passaram pelas etapas de lixamento em grão de 100, 240, 320, 400, 600 e 1000 mesh, polimento em panos com pasta de diamante de  $9\ \mu\text{m}$ ,  $3\ \mu\text{m}$ ,  $1\ \mu\text{m}$  e  $0,25\ \mu\text{m}$  e por fim passaram por ataque metalográfico com o reativo químico Vilella (95 mL álcool etílico P.A + 1,8 g de ácido pícrico P.A. + 5 mL de ácido clorídrico P.A.) pelo método de aplicação direta com o auxílio de um algodão por 60 s em média.

Essa análise buscou avaliar eventuais diferenças na formação da microestrutura da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) das soldas TIG e A-TIG considerando eventuais diferenças de ciclo térmico.

#### **4.3.4.4 Ensaio de Dureza Vickers**

As análises da dureza Vickers foram realizadas com uma carga de 0,2 kgf, e um tempo de penetração de 15s. Este ensaio foi realizado estabelecendo um perfil de dureza a partir de 10 medidas em linha espaçadas em 0,5 mm, sendo realizadas ao longo da espessura da zona fundida (ZF), a partir de 1,2 mm da superfície. A partir dessas medidas, foram realizados os cálculos do valor médio e o desvio padrão.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Caracterização do Metal Base

Nesta seção são apresentados os resultados de caracterização do metal base através de análise química, microestrutural e difração de raio-X.

#### 5.1.1 Composição Química

O aço estudado apresenta a composição química mostrada na Tabela V.1.

Tabela V. 1 – Composição química do aço inoxidável ferrítico UNS S41003

Elemento	Valores (%)	Elemento	Valores (%)
<b>C</b>	0,0106	<b>Mo</b>	0,0205
<b>Mn</b>	0,6126	<b>Al</b>	0,0017
<b>Si</b>	0,4921	<b>Cu</b>	0,0224
<b>P</b>	0,0247	<b>Co</b>	0,0175
<b>S</b>	0,0002	<b>V</b>	0,0077
<b>Cr</b>	11,2294	<b>Nb</b>	0,0059
<b>Ni</b>	0,308	<b>Ti</b>	0,0025
<b>N</b>	0,0145	<b>Sn</b>	0,0032

Os teores de carbono e nitrogênio que são elementos gamagênicos e expandem o campo de existência da austenita, (Figura 5.1 <sup>[2,43]</sup>) estão dentro dos estabelecidos pela norma ASTM A240 <sup>[44]</sup>. A presença destes e de outros elementos austenitizantes como o níquel, e manganês e cobalto no aço inoxidável ferrítico UNS S41003 resulta na possibilidade de formação de austenita durante aquecimento a alta temperatura, por exemplo, em processos de soldagem e, desta forma, de martensita no resfriamento.

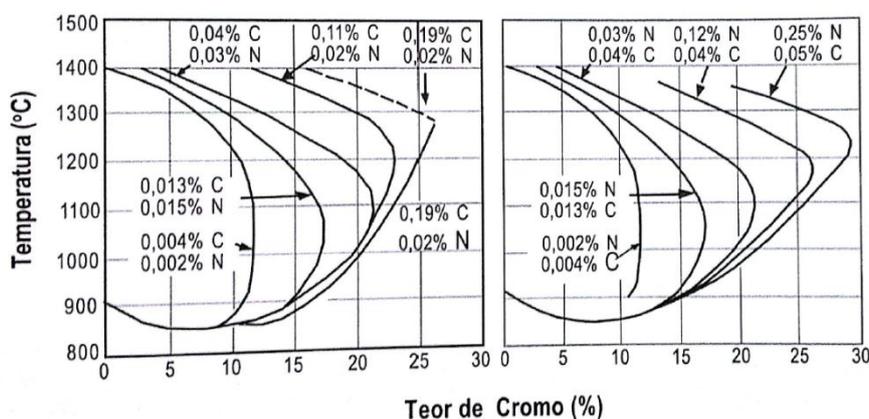


Figura 5.1 – Expansão do campo austenítico devido a presença de carbono e nitrogênio <sup>[2,43]</sup>

A estabilidade da ferrita pode ser estimada pelo balanço entre os elementos gamagênios e alfa-gênios através do *Kaltenhauser Ferrite Factor* (KFF) <sup>[2]</sup>, equação 5.1, sendo este utilizado como parâmetro para determinação da tendência de formação de martensita em soldas em aços inoxidáveis ferríticos.

$$\text{Kaltenhauser Factor} = \text{Cr} + 6\text{Si} + 8\text{Ti} + 4\text{Mo} + 2\text{Al} - 40(\text{C} + \text{N}) - 2\text{Mn} - 4\text{Ni} \quad 5.1$$

O aço estudado apresenta um KFF igual a 10,83, mostrando uma predominância de elementos austenitizantes, levando-se em consideração que, para a estabilidade da ferrita, aços inoxidáveis ferríticos devem apresentar um KFF maior que 13,5 <sup>[43]</sup>.

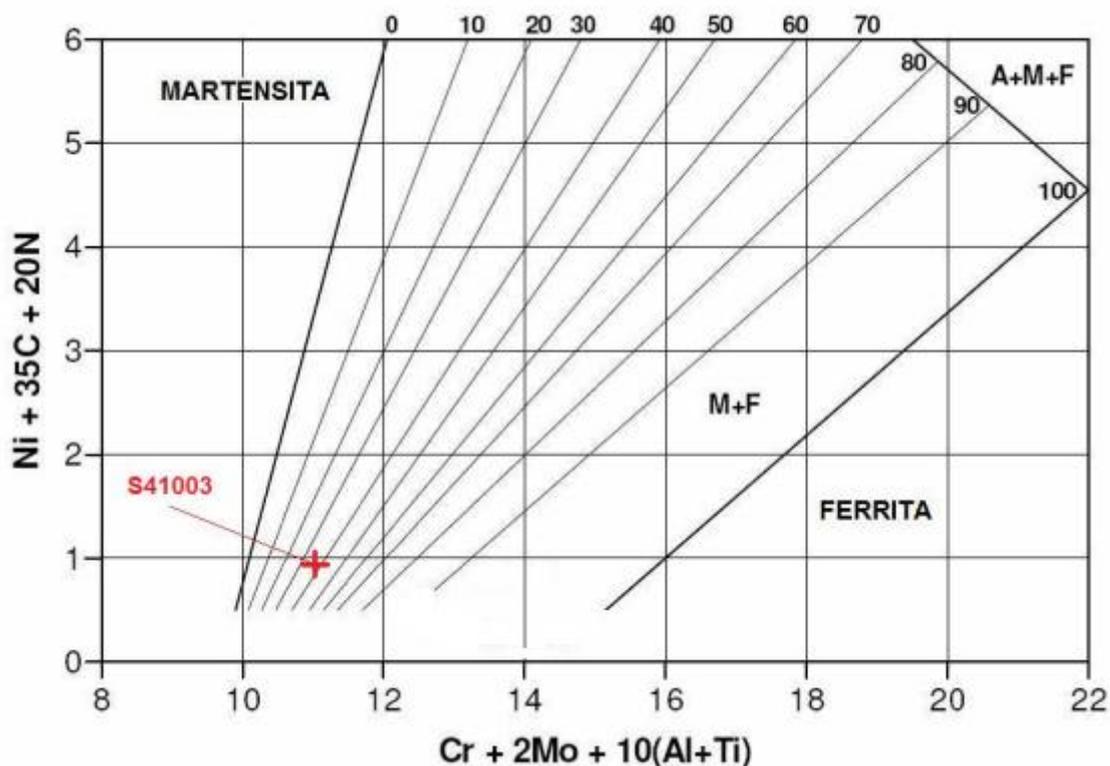
No diagrama constitucional de Balmforth, desenvolvido por Balmforth e Lippold, citado por Lippold e Kotecki <sup>[2]</sup>, a composição química do aço estudado leva aos valores de cromo ( $\text{Cr}_{\text{eq}}$ ) e de níquel ( $\text{Ni}_{\text{eq}}$ ) equivalentes mostrados na Tabela V.2 e representados no diagrama da figura 5.2.

Tabela V. 2 – Valores de cromo e níquel equivalente e previsão de quantidade de ferrita segundo relações de Balmforth

Aço	$\text{Cr}_{\text{eq}}$	$\text{Ni}_{\text{eq}}$	% Ferrita
UNS S41003	11,3	0,970	40

Os resultados indicam que uma zona fundida com a composição do aço estudado pode apresentar estrutura parcialmente martensítica. Assim como no caso do KFF, este resultado era esperado, visto que o teor de cromo do aço é relativamente baixo e os teores de Ti e Al são residuais, o que deve resultar em uma estrutura parcialmente martensítica após exposição a uma temperatura suficientemente elevada. O diagrama de Balmforth permite estimar frações volumétricas de fases em aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos. Este diagrama atualmente é o diagrama mais preciso disponível para prever a microestrutura de cordões de solda em aços inoxidáveis ferríticos. Deve-se notar que o diagrama foi desenvolvido utilizando as faixas de composição química, mostradas na figura 5.2. Assim o diagrama pode ser impreciso quando se considera ligas cujo as composições estão fora destes intervalos, particularmente aquelas com um teor de carbono muito baixo (menor que 0,03% em peso, como é o caso do aço do presente estudo), ou teor de Al + Ti superiores a 1,0% <sup>[2,43]</sup>.

É possível determinar uma quantidade aproximada de martensita no cordão de solda no aço estudado, apesar de, como já mencionado, o seu teor de carbono ser menor que 0,03% (0,0106%). Assim, usando os valores de cromo e níquel equivalente desse aço, o diagrama sugere aproximadamente 60% de martensita no cordão de solda. Caso tivesse maiores teores de C e N, o aço apresentaria, em uma estrutura bruta de fusão, uma quantidade cada vez maior de martensita passando de um aço como estrutura ferrítica/martensítica para uma completamente martensítica.

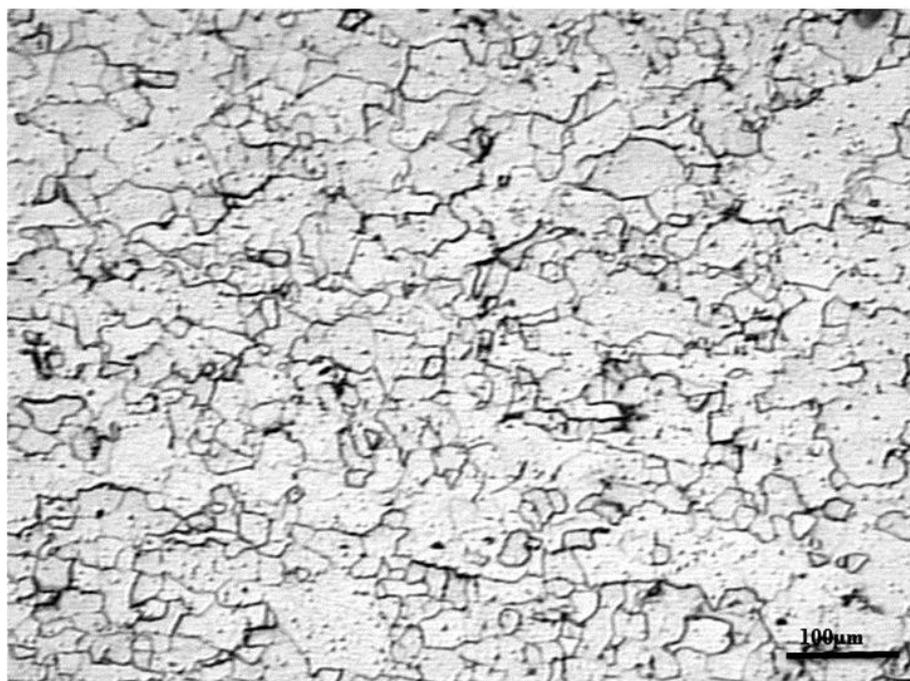


Faixa de Composição (%)					
<b>Cr</b>	11,0 – 30,0	<b>Si</b>	0,3 – 1,0	<b>Mn</b>	0,3 – 1,8
<b>Ni</b>	0,1 – 3,0	<b>C</b>	0,07 – 0,2	<b>Mo</b>	0,0 – 0,2
				<b>Ti</b>	0,0 – 0,5
				<b>N</b>	0,0 – 0,25

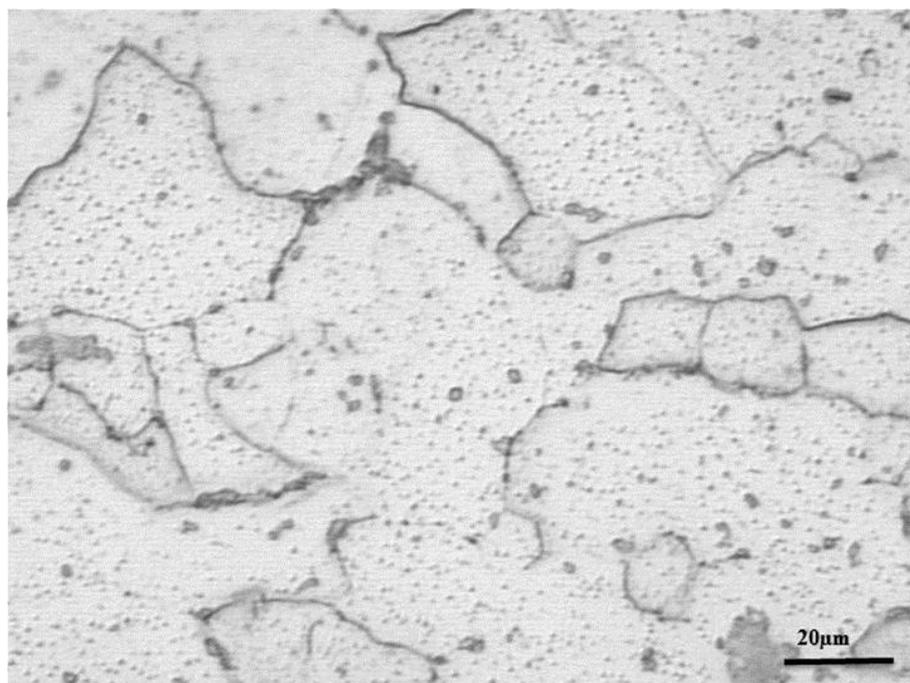
Figura 5-2 – Posição do aço S41003 no diagrama constitucional de Balmforth

### 5.1.2 Microestrutura

A microestrutura do aço estudado estava na condição laminado a quente e recozido caixa é mostrada na Figura 5.3. Esta é constituída essencialmente por uma matriz de ferrita com precipitados, possivelmente carbonetos e nitretos, dispersos na matriz.



(a)



(b)

Figura 5.3 – Microestrutura do aço estudado, seção transversal à direção de laminação.  
Ampliação original: (a) 200x (b) 1000x.

Na Figura 5.3(a) observa-se a presença de grãos relativamente finos, mas com a presença de alguns grãos mais grossos de ferrita. O tamanho de grão nesta estrutura foi medida visualmente por comparação, estando entre os tamanhos ASTM 6 e 10.

Na figura 5.3(b), pode-se observar, com maior ampliação, a presença de grãos de ferrita com precipitados nos seus contornos de grãos e no seu interior, provavelmente constituídos por carbonetos e nitretos.

Não foi determinado o tamanho dos precipitados, pois, o objetivo do trabalho é entender as alterações do aço após a soldagem através das observações feitas na zona fundida.

### **5.1.3 Difração de raio-X**

As análises de raios-X foram usadas para confirmar as fases presentes em maior proporção no aço em estudo. Foram realizadas análises na direção de laminação e na direção transversal a esta. Os resultados experimentais nas duas direções são mostrados nas Figuras 5.4 e 5.5 e, confirmam que a estrutura é constituída essencialmente de ferrita, como já tinha sido observado na análise metalográfica, além de ser o esperado considerando a rota de fabricação e a composição do material citados anteriormente. Deve-se notar, contudo, que método de análise deve apresentar dificuldade para diferenciar a ferrita da martensita, pois os picos de difração das duas fases, particularmente para os baixos teores de carbono do aço, são essencialmente coincidentes.

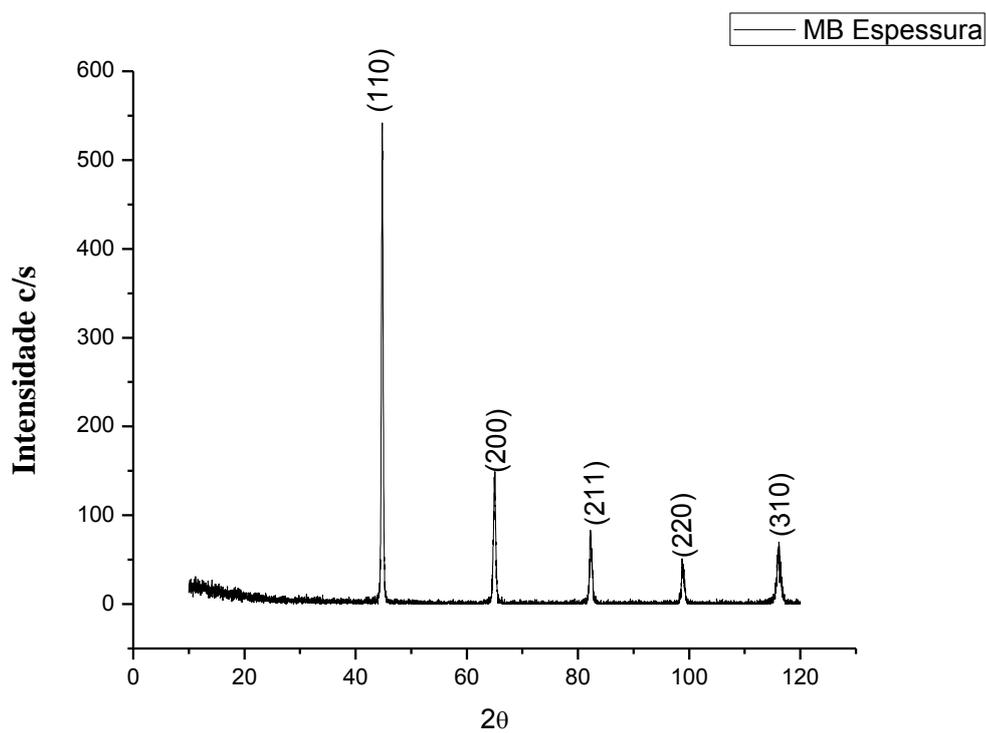


Figura 5.4 – Difratoograma do metal base na direção transversal à direção de laminação

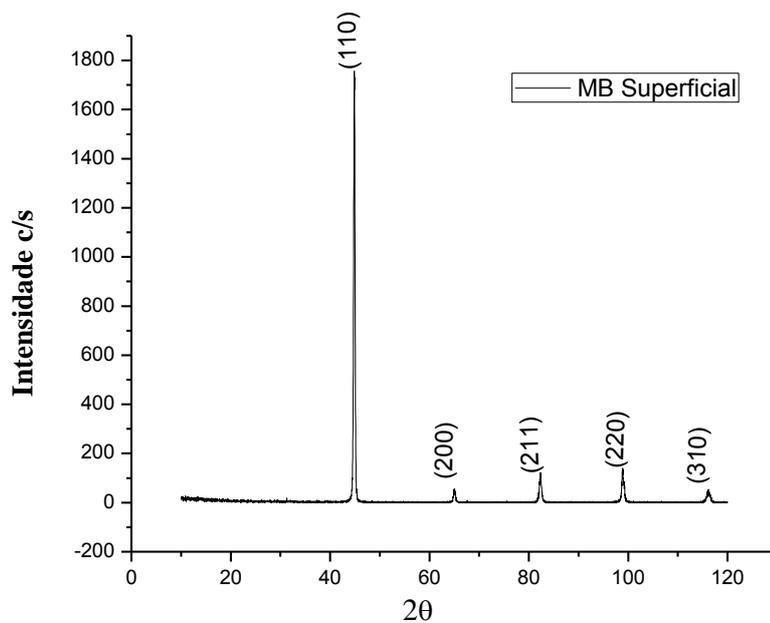


Figura 5.5 – Difratoograma do metal base na direção de laminação

#### **5.1.4 Dureza**

Os valores de dureza Vickers nas direções de laminação e transversal, que indicam valores médios de 157 e 154 HV, respectivamente, com um desvio padrão igual a 4,0 para os dois conjuntos de medidas. Assim, os dois valores são basicamente iguais e estão próximos aos apresentados por Hibino em seu trabalho <sup>[43]</sup> que encontrou um valor de 85 HRB (correspondente, após conversão para dureza Vickers a aproximadamente 163HV).

#### **5.2 Testes Iniciais de Soldagem**

A Figura 5.6 ilustra o aspecto superficial dos cordões obtidos nesta etapa. A análise visual destes cordões permitiu estabelecer os parâmetros de soldagem que foram usados na etapa seguinte deste trabalho. Foi considerado o aspecto superficial dos cordões de solda, com a observação das larguras dos cordões, levando-se em consideração uma relação entre a velocidade e a corrente de soldagem. Assim, determinou-se que os parâmetros a serem utilizados na soldagem TIG e A-TIG na próxima etapa do trabalho seria uma velocidade de soldagem igual a 200 mm/min e duas correntes de soldagem sendo 150 A e 200 A, obtendo uma largura satisfatória sem formação de escória. Com relação ao comprimento de arco, não foram observados variações para os dois valores testados (2 e 3 mm). Desta forma, optou-se, na etapa seguinte, um comprimento de arco de 2 mm, pois uma distância menor formaria um canal condutor mais estreito conduzindo calor com mais eficiência.



Figura 5.6—Exemplos de cordão de solda obtidos para a determinação dos parâmetros de soldagem

### 5.3 Testes de Soldagem

Os resultados obtidos nos teste de soldagem são apresentados e discutidos visando caracterizar o efeito de diferentes densidades superficiais de três fluxos simples (de um componente) e dois valores de corrente durante a soldagem A-TIG no aço inoxidável ferrítico UNS S41003. Como ferramenta para caracterização dos cordões de solda (Figura 4.1), usou-se a análise macrográfica e a medida das dimensões dos cordões de solda. A análise microscópica foi utilizada para avaliar se houve mudança da microestrutura da zona fundida (ZF) entre a região TIG da região A-TIG.

#### 5.3.1 Efeito do Fluxo no Processo de Soldagem

A Tabela V.3 mostra os valores médios e desvios padrões da corrente e da tensão durante as condições de soldagem TIG e A-TIG e o valor do parâmetro  $\Delta U$  para as condições experimentais usadas.

Observou-se uma diferença máxima de 4,8 A na corrente de soldagem para os testes feitos com corrente nominal de 150 A e de 0,7 A para a soldagem com 200 A, com desvios padrões da corrente, calculados ao longo de todo o teste após a estabilização da corrente, inferiores a 1 A. Por outro lado, variações mais expressivas da tensão de soldagem foram observadas durante os testes, particularmente na transição entre as condições de soldagem TIG e A-TIG. Como a fonte de soldagem usada foi um equipamento eletrônico operado em corrente constante com inclinação (“slope”) muito elevada (típico deste tipo de equipamento), as variações observadas estão dentro do esperado e indicam ser a tensão de soldagem o parâmetro elétrico mais indicado para analisar eventuais mudanças do processo na transição entre as soldagens TIG e A-TIG.

Assim, tensão de soldagem tendeu a se elevar ligeiramente após a passagem do arco para a região com fluxo apresentando, uma variação ( $\Delta U$ ) máxima de 1,0 V para o fluxo  $\text{SiO}_2$ , valor similar ao encontrado por Rückert *et al* em seu trabalho<sup>[45]</sup>.

Tabela V. 3 – Valores de tensão e corrente medidos para cálculo de  $\Delta U$ .

		MÉDIAS									
		Corrente (A)			Total		TIG		ATIG		$\Delta U(V)$
Fluxo	Densidade (g/m <sup>2</sup> )	Prevista	Obtida		Tensão (V)	DP(V)	Tensão (V)	DP(V)	Tensão (V)	DP(V)	
			Média	DP							
Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	15	150	152,6	0,1	10,7	0,3	10,4	0,1	10,9	0,0	0,56
		200	199,3	0,2	10,9	0,2	10,6	0,1	11,0	0,0	0,39
	60	150	153,6	0,1	10,8	0,4	10,3	0,0	11,2	0,0	0,83
		200	199,9	0,2	11,0	0,3	10,6	0,0	11,2	0,1	0,65
SiO <sub>2</sub>	15	150	154,8	0,1	11,7	0,5	11,2	0,0	12,2	0,1	0,98
		200	200,3	0,2	11,5	0,4	11,1	0,0	11,7	0,1	0,63
	60	150	153,4	0,1	11,7	0,5	11,1	0,2	11,9	0,1	0,78
		200	199,5	0,2	12,0	0,4	11,5	0,0	12,5	0,1	1,00
TiO <sub>2</sub>	15	150	154,1	0,1	10,6	0,2	10,5	0,0	10,7	0,1	0,22
		200	199,7	0,2	10,5	0,2	10,3	0,0	10,4	0,1	0,13
	60	150	153,5	0,1	10,9	0,1	10,9	0,0	11,1	0,1	0,24
		200	199,4	0,2	11,2	0,2	11,1	0,0	11,2	0,1	0,12

As Figuras 5.7 a 5.9 ilustram a variação na tensão do arco quando o processo passa da soldagem TIG para A-TIG. Podem-se observar os patamares de tensão nas regiões de soldagem sem e com fluxo e a transição entre as duas, caracterizada, neste trabalho, pelo parâmetro  $\Delta U$ . As diferenças relativamente pequenas nos valores médios dos patamares para a soldagem TIG com o mesmo valor de corrente decorrem de eventuais variações nas condições experimentais como, por exemplo, pequenas diferenças no ajuste do comprimento do arco e na condição do eletrodo de tungstênio. Como, para um dado teste, estas condições particulares devem se manter durante tanto a soldagem TIG como a A-TIG, o uso do  $\Delta U$  para caracterizar esta transição permite reduzir o efeito dessas fontes de erro.

Nota-se, também, nos oscilogramas, uma pequena tendência de redução da tensão de soldagem ao longo do teste para uma mesma condição de operação. Este efeito, possivelmente decorrente de mudanças de temperatura na tocha e a bancada de soldagem e um possível efeito destas no arco elétrico, foi também observado por outros autores, por exemplo Arevalo<sup>[46]</sup>

As variações de tensão ( $\Delta U$ ), Tabela V.3, parecem ser dependentes do tipo de fluxo utilizado. Assim, tirando-se a média dos valores medidos deste parâmetro para cada tipo de fluxo

obteve-se  $0,61 \pm 0,18$ ,  $0,85 \pm 0,18$ ,  $0,18 \pm 0,06$  V (média  $\pm$  desvio padrão) para os fluxos de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$  e  $\text{TiO}_2$ , respectivamente. Para o fluxo de  $\text{SiO}_2$ , Apolinário<sup>[31]</sup> encontrou variação de tensão, na transição entre as soldagens TIG e A-TIG de aço inoxidável austenítico, de aproximadamente 1,0 V, portanto, um pouco maior, mas próximo ao aqui encontrado para um aço inoxidável ferrítico. Para um fluxo de  $\text{TiO}_2$ , a variação encontrada na soldagem do aço inoxidável austenítico aproximou-se de zero, valor também, pelo menos em termos relativos, similar ao encontrado no presente trabalho.

O fluxo  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  apresentou uma variação de tensão entre os valores encontrados para  $\text{SiO}_2$  e  $\text{TiO}_2$ . Este valor foi similar ao encontrado para aços inoxidáveis austeníticos apresentado por Neto<sup>[17]</sup>.

A tabela V.4 apresenta o efeito de cada tipo de fluxo nas variáveis monitoradas durante a soldagem.

Tabela V. 4 - Efeito dos fluxos e das variáveis estudadas em  $\Delta U$

Fluxo	Variação de Tensão		Concentração	Corrente	Interação
	Média	DP			
$\text{Cr}_2\text{O}_3$	0,61	0,18	0,2682	-0,173	-0,004
$\text{SiO}_2$	0,85	0,18	0,0865	-0,068	0,2895
$\text{TiO}_2$	0,18	0,06	0,0038	-0,11	-0,013

Uma comparação dos valores absolutos dos efeitos da concentração e da corrente com o da interação destas (que, por ser um efeito de maior ordem, pode ser tomado como uma estimativa da dispersão dos resultados) indicam, para os testes com  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , um efeito possivelmente significativo da corrente e da concentração e, para os testes com  $\text{TiO}_2$ , um efeito significativo da corrente sobre  $\Delta U$ . Neste sentido, os resultados sugerem que  $\Delta U$  aumenta com a concentração do primeiro fluxo e, para os dois fluxos em que o efeito da corrente parece ser significativo, uma maior corrente de soldagem reduz a variação de tensão na passagem da soldagem TIG para a A-TIG. Um aumento de  $\Delta U$  com a densidade superficial de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  foi observado por Neto<sup>[17]</sup> na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos para densidades superficiais entre 7,5 e 30  $\text{g/m}^2$ . Para densidades maiores, uma maior densidade de fluxo aparentemente não afetava o valor de  $\Delta U$ . Assim, no presente trabalho, a variação da densidade superficial entre 15 e 60  $\text{g/m}^2$  parece indicar, o mesmo fluxo, um comportamento

similar. A ausência de um efeito significativo para os outros fluxos pode indicar uma condição em que a sua densidade superficial de fluxo já atingiu um valor que não mais influencia o valor de  $\Delta U$ .

Com relação à corrente de soldagem, a possível redução de  $\Delta U$  com o aumento da corrente pode estar ligado, por exemplo, com uma maior temperatura média e um fluxo de gás mais forte no arco o que facilitaria a fusão do fluxo. Deve observar, que este resultado é diferente do indicado por Perry *et al.* [47], que observaram evidências de um aumento de  $\Delta U$  com a corrente na soldagem de titânio com um fluxo desenvolvido pelos autores. Os valores deste parâmetro, contudo, se mantiveram em torno ou abaixo de 1 V como observado no presente trabalho.

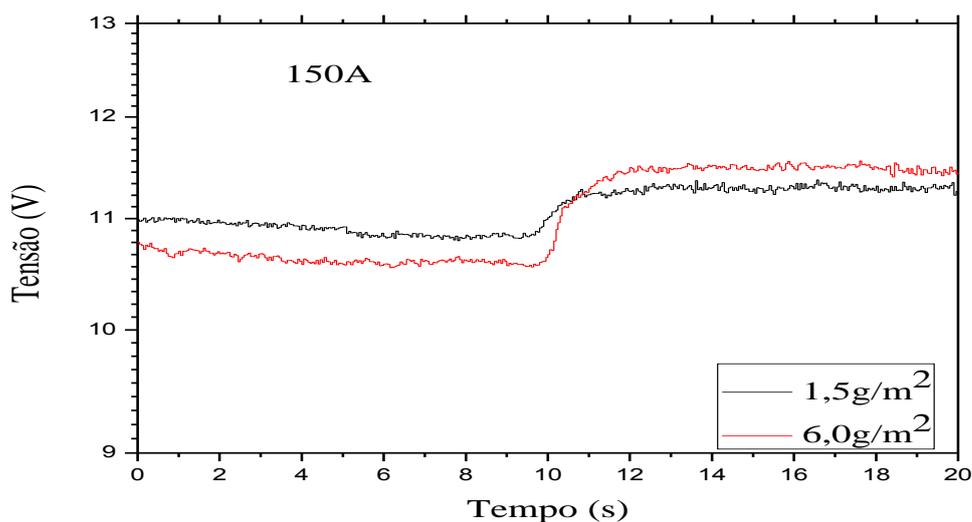


Figura 5.7 – Oscilograma da tensão e corrente para o fluxo  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ .

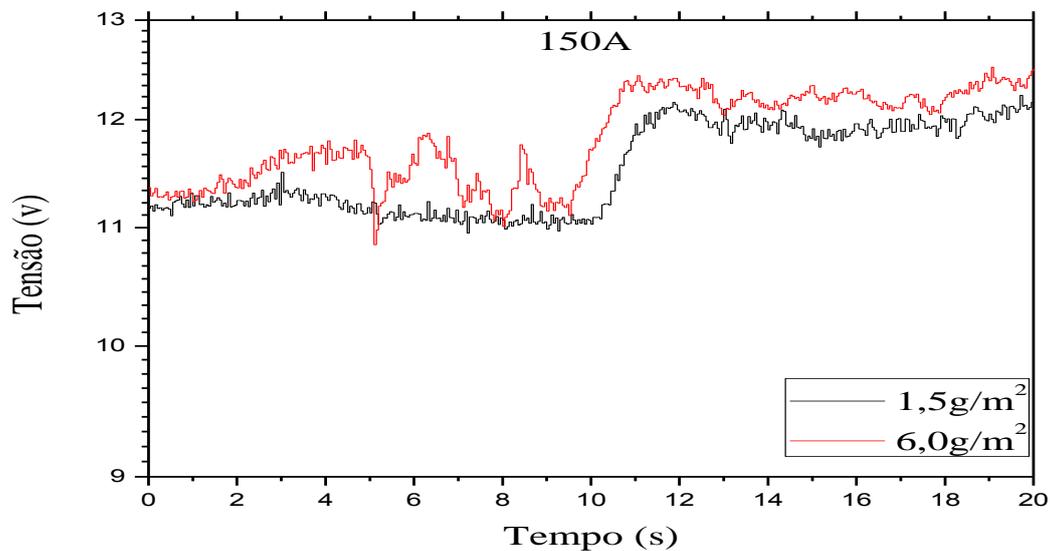


Figura 5.8 – Oscilograma da tensão e corrente para o fluxo  $\text{SiO}_2$

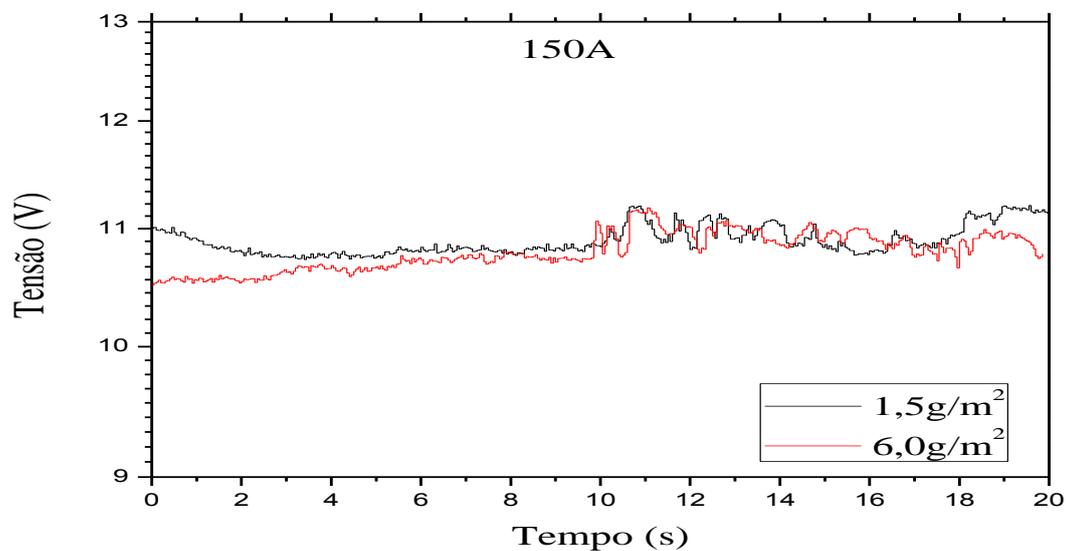


Figura 5.9 – Oscilograma da tensão e corrente para o fluxo  $\text{TiO}_2$

### 5.3.2 Efeito da Soldagem A-TIG na Aparência da Superfície

Os resultados apresentados a partir dessa seção foram obtidos das análises de corpos de provas indicados na Tabela V.5.

Tabela V. 5 – Corpos de prova selecionados para estudo

Fluxo	Densidade Superficial	Corrente (A)	
		150	200
Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	15 g/m <sup>2</sup>	CP1/CP2	CP13/CP14
	60 g/m <sup>2</sup>	CP3/CP4	CP15/CP16
TiO <sub>2</sub>	15 g/m <sup>2</sup>	CP5/CP6	CP17/CP18
	60 g/m <sup>2</sup>	CP7/CP8	CP19/CP20
SiO <sub>2</sub>	15 g/m <sup>2</sup>	CP9/CP10	CP21/CP22
	60 g/m <sup>2</sup>	CP11/CP12	CP23/CP24

A Figura 5.10 ilustra a aparência superficial dos cordões de solda na região onde ocorre a transição entre a soldagem sem utilização e com utilização de fluxo. Observando os cordões de solda A-TIG, a superfície do cordão aparenta ser mais fosca que a região de soldagem TIG, sugerindo assim uma possível maior oxidação como proposto por Chern *et al.* [22] que afirma presença de fluxo na soldagem A-TIG leva a uma maior oxidação. Entre os fluxos testados, observou-se que Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e SiO<sub>2</sub> favorecem a formação de cordões mais estreitos e apresentaram cordões mais finos e uniformes. Já na soldagem com o fluxo de TiO<sub>2</sub> observou-se uma tendência menor e, em geral, menos clara de redução da largura do cordão na passagem para a soldagem A-TIG. Azevedo *et al.* [21], também estudando a soldagem A-TIG de aços inoxidáveis ferríticos, apresentam um resultados similar. Por sua vez, Liu *et al.* [48], estudando a soldagem A-TIG de ligas de magnésio afirmam que o fluxo TiO<sub>2</sub> produz alguma escória e um cordão de solda não uniforme, como foi também constatado no presente trabalho.

A aparência superficial dos cordões de solda deve ser influência, entre outros possíveis fatores, pela composição química do fluxo, sua interação com a poça de fusão e as características do arco elétrico. Neste sentido, Tseng *et al.* em seu estudo [18] afirmam que os

produtos da decomposição térmica dos fluxos influenciam tanto o arco elétrico como a poça de fusão e a interação destas influências determinará o aspecto do cordão. Dentre outros fatores que afetam a aparência superficial do cordão, Dong *et al* [36] e, também, Liu *et al* [48] afirmam que a viscosidade dos fluidos presentes (metal e escória), a tensão superficial do metal líquido e a própria movimentação interna da poça de fusão podem ser relevantes.

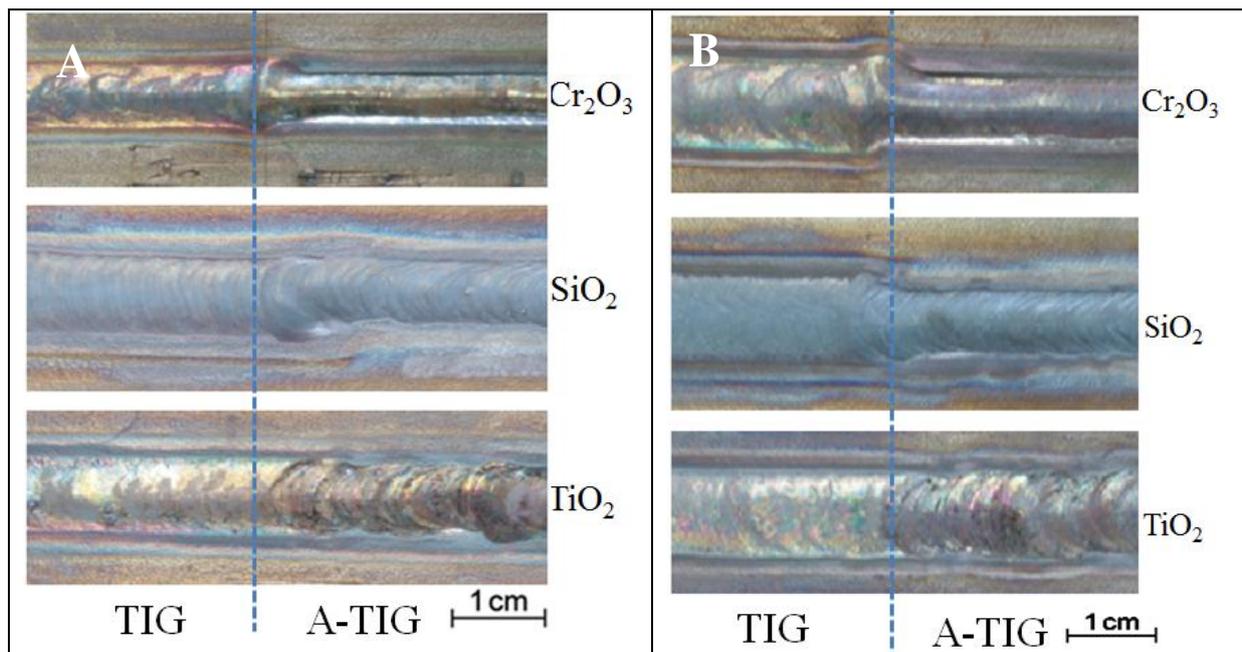


Figura 5.10 - Aspecto dos cordões de solda usando uma corrente (a) 150A com diferente densidade superficial de fluxo e (b) 200A com diferente densidade superficial de fluxo.

### 5.3.3 Efeito da Densidade de Fluxo na Morfologia do Cordão

A Figura 4.11 mostra a localização aproximada onde foram retiradas as seções transversais dos cordões de solda usadas na determinação de suas características geométricas. Observou-se que de modo similar ao que é conhecido na literatura para aços inoxidáveis austeníticos, os fluxos de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiO}_2$  e  $\text{SiO}_2$  causaram aumento na penetração quando comparado com a solda TIG do aço usado no presente estudo. A alteração imediata da largura do cordão na transição entre as soldagens TIG e A-TIG, figura 5.10, sugere que a mudança de penetração é abrupta. Esta afirmativa é reforçada pela observação de resultados em testes com aço inoxidáveis austeníticos e em chapas de menor espessura em que ocorre penetração total da solda já junto da transição [17].

As Figuras 5.11 a 5.14 mostram macrografias tanto da região de soldagem TIG como da região de soldagem A-TIG, ilustrando, as alterações no formato do cordão.

Variações no formato do cordão associadas com o uso do fluxo são observadas independentemente da quantidade e do tipo de fluxo utilizado. Destaca-se um aumento na penetração, mais evidente, nas soldas feitas com fluxo  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  e  $\text{SiO}_2$  para os dois valores de corrente e, para o fluxo  $\text{TiO}_2$ , com a corrente de 200A. O aumento na penetração foi em média de 180%. Nenhuma das condições usadas alcançou penetração total com a chapa de 6 mm de espessura usada neste trabalho.

Com base em dados da literatura, como, por exemplo, apresentados por Tseng *et al* <sup>[49]</sup> em seu estudo em aços inoxidáveis austeníticos, esperava-se a obtenção de penetrações maiores para soldagem A-TIG do aço inoxidável ferrítico. Entretanto, todos os fluxos apresentaram uma diminuição da largura de forma similar à reportada para aços inoxidáveis austeníticos.

As Tabelas V.6 e V.7 mostram os valores médios e desvios padrões das características dimensionais medidas nas seções transversais dos cordões de solda.

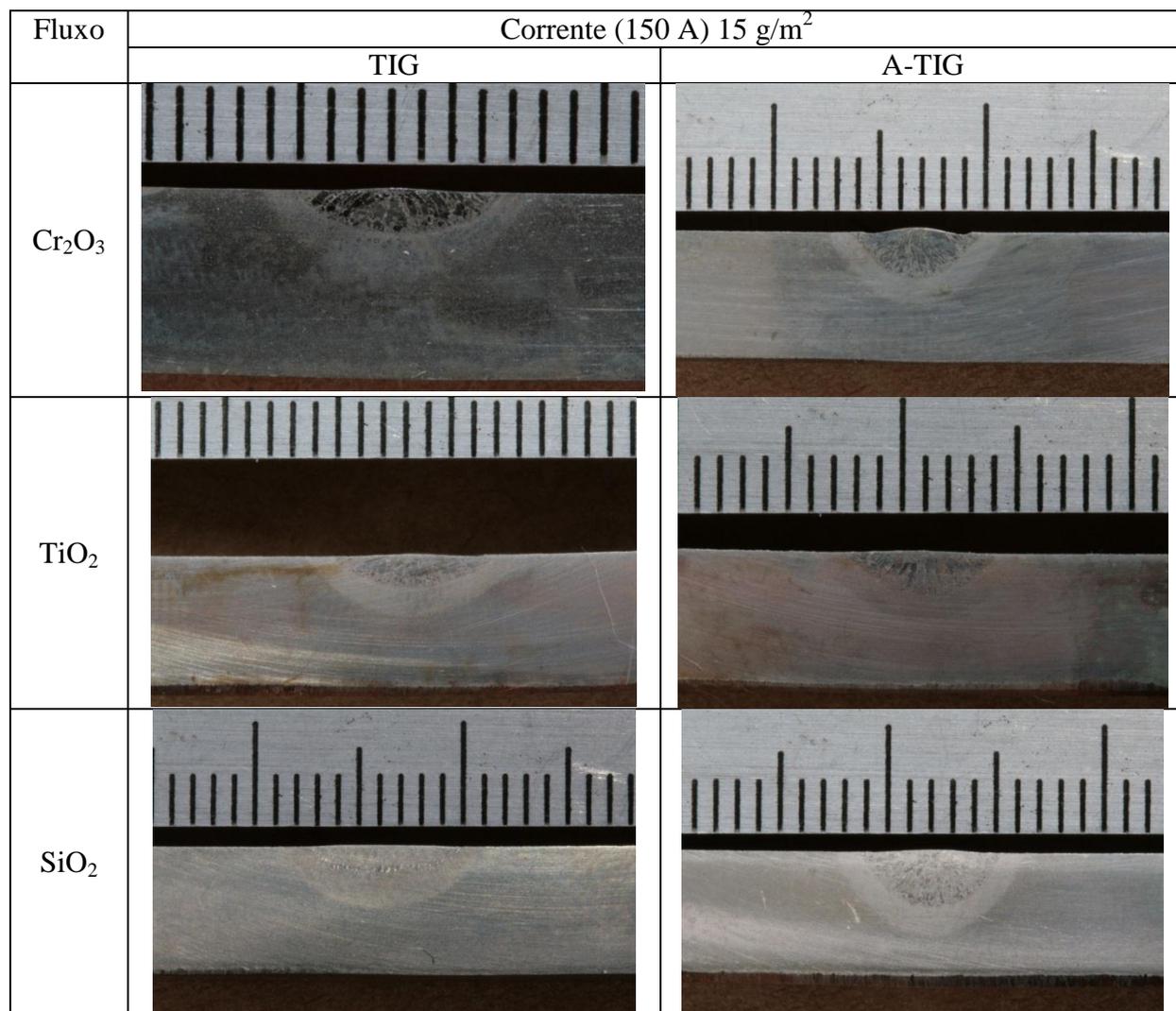


Figura 5.11 – Macrografias dos cordões utilizando uma corrente de 150A e 15 g/m<sup>2</sup>

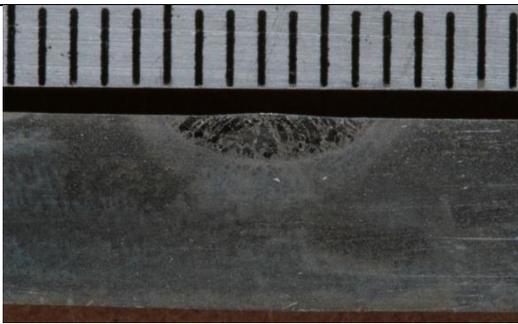
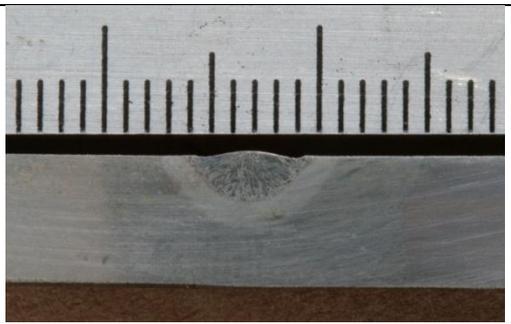
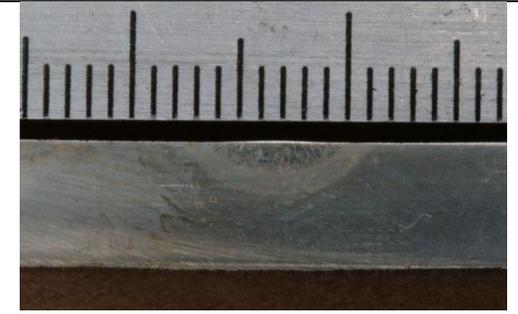
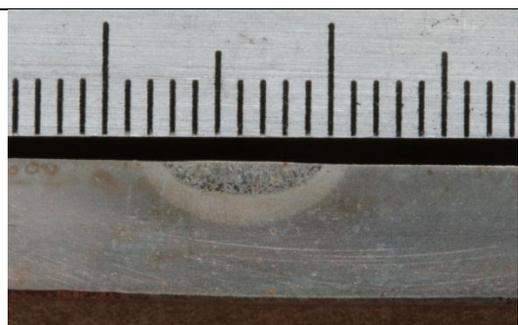
Fluxo	Corrente (150 A) 60 g/m <sup>2</sup>	
	TIG	A-TIG
Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		
TiO <sub>2</sub>		
SiO <sub>2</sub>		

Figura 5.12 – Macrografias dos cordões utilizando uma corrente de 150A e 60 g/m<sup>2</sup>

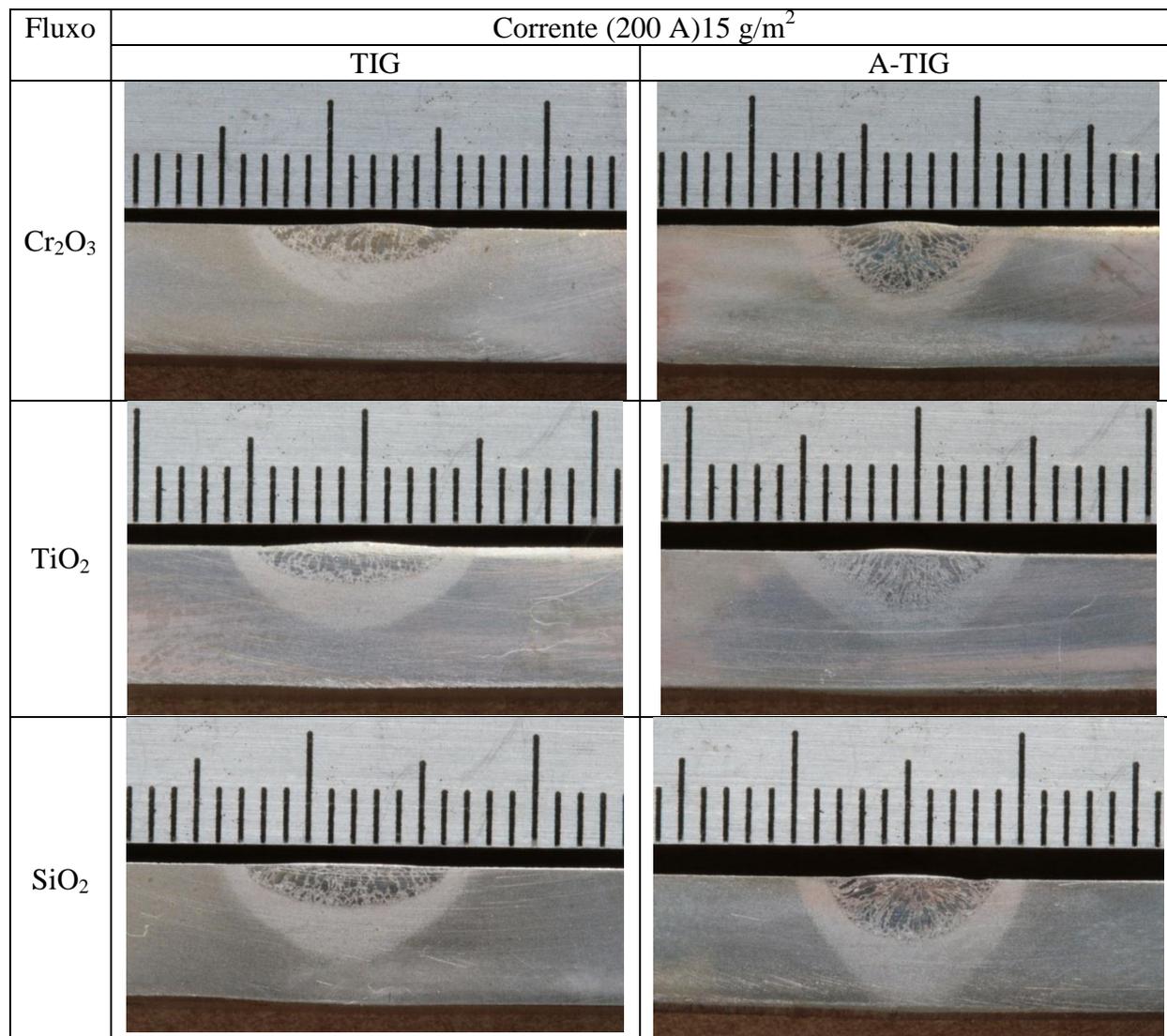


Figura 5.13 – Macrografias dos cordões utilizando uma corrente de 200A e 15 g/m<sup>2</sup>

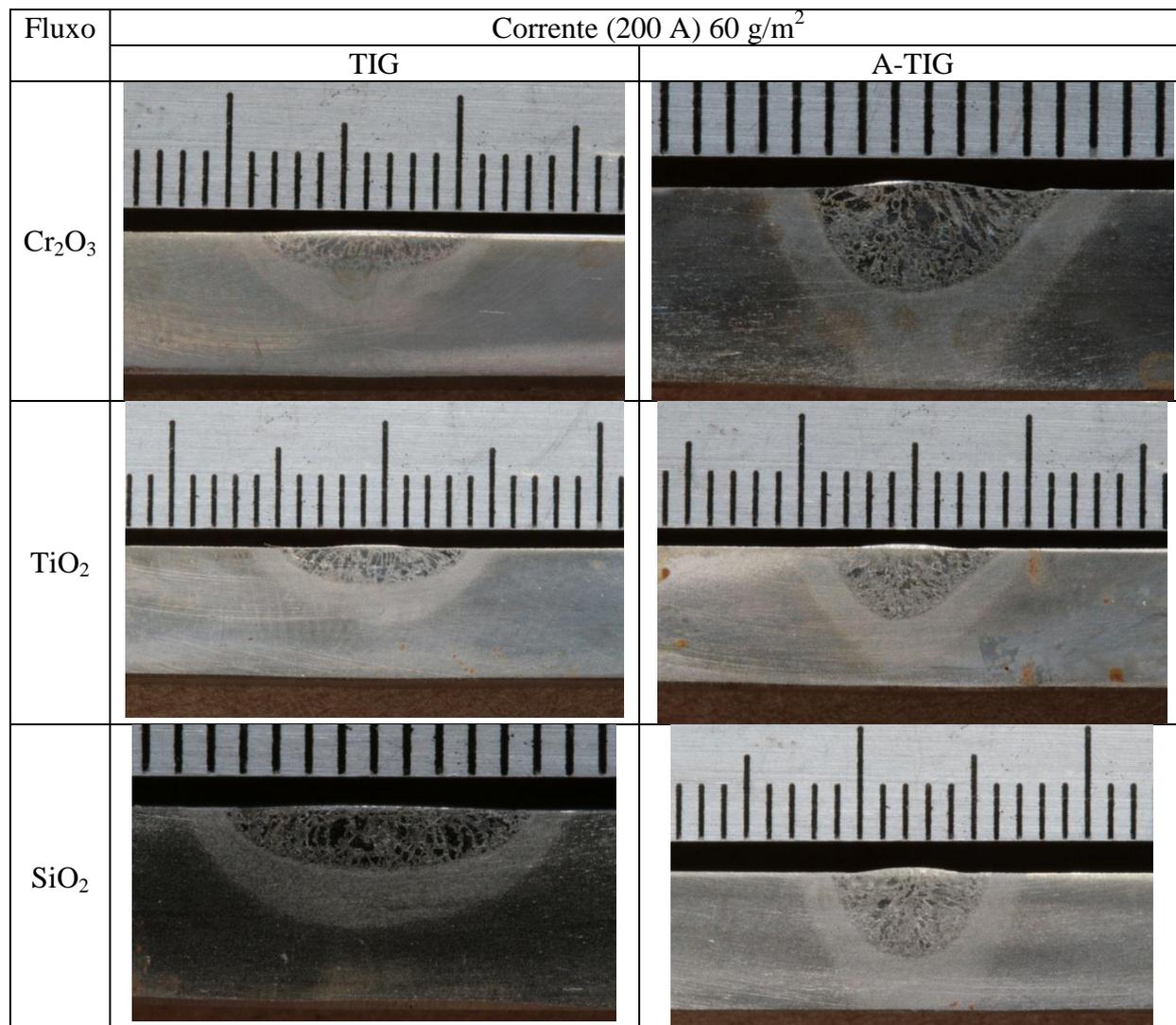


Figura 5.14 – Macrografias dos cordões utilizando uma corrente de 200A e 60 g/m<sup>2</sup>

A Tabela V.6 mostra os valores médios da largura, penetração e área encontrados para a soldagem TIG em função da corrente de soldagem. Estes resultados mostram que o aumento da corrente causou uma variação maior da largura do que da penetração, a qual aumentou apenas de 1,5 para 2,0 mm (correspondendo a uma variação de 33 %).

Tabela V. 6 – Valores médios encontrados para largura, penetração e área para soldagem TIG variando a corrente.

Corrente (A)	Largura (mm)		Penetração (mm)		Área (mm <sup>2</sup> )	
	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
150	6,9	0,5	1,5	0,1	7,6	0,9
200	8,9	0,2	2,0	0,1	12,8	1,4

Com relação à soldagem A-TIG (Tabela V.7), os valores médios dos parâmetros dimensionais indicam uma redução da largura e um aumento da penetração e da área fundida em comparação com a soldagem TIG convencional (Tabela V.6). Observa-se ainda que o efeito da corrente na penetração foi similar ou um pouco superior na soldagem A-TIG, com uma variação de 38% na penetração com o aumento da corrente, correspondente a uma variação de 0,9 mm (contra 0,5 mm na soldagem TIG). O aumento na penetração devido ao uso do fluxo foi em média de 160% para a soldagem com 150 A e de 165% para os testes com 200 A. Nenhuma das condições usadas alcançou penetração total com a chapa de 6 mm de espessura usada neste trabalho

Tabela V. 7 – Valores médios encontrados para largura, penetração e área para soldagem A-TIG variando a corrente.

Corrente (A)	Largura (mm)		Penetração (mm)		Área (mm <sup>2</sup> )	
	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
150	6,4	0,3	2,4	0,5	10,2	2,1
200	7,8	0,5	3,3	0,6	16,5	2,1

As tabelas A.1 a A.3, localizados no anexo I deste trabalho, mostram os valores médios e desvios padrões das características dimensionais medidas nas seções transversais dos cordões de solda obtidas nos testes experimentais.

O formato dos cordões de solda tende a apresentar alterações sistemáticas associadas ao tipo de fluxo como citado anteriormente. Com o fluxo TiO<sub>2</sub>, o cordão apresenta um perfil mais largo e raso, com uma razão entre a largura e penetração menor do que a obtida com o uso dos fluxos Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e SiO<sub>2</sub>. Para o fluxo TiO<sub>2</sub>, essa relação aumenta de forma mais pronunciada apenas quando se usa uma densidade superficial de 60 g/m<sup>2</sup> e uma corrente de 200A.

Azevedo *et al.* <sup>[21]</sup> afirmam, que a composição do fluxo, a corrente de soldagem e a composição química do material de base podem influenciar a penetração e o formato do cordão de solda. Shyu *et al.* <sup>[24]</sup>, Lucas *et al.* <sup>[29]</sup>, Zhang *et al.* <sup>[33]</sup>, Qing-ming *et al.* <sup>[38]</sup> afirmam, para aços inoxidáveis austeníticos, que o TiO<sub>2</sub> possibilita aumento significativos de penetração, com uma atuação similar a, por exemplo, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e SiO<sub>2</sub>. Assim, acredita-se que o pior desempenho do TiO<sub>2</sub> observado no presente trabalho possa estar ligado à sua interação com o tipo de material (aço inoxidável ferrítico) utilizado.

Os ganhos de penetração obtidos com  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  e  $\text{SiO}_2$  estão mais próximos, mas ainda inferiores, aos indicados na literatura para a soldagem com aços inoxidáveis austeníticos. Resultados similares são indicados nos poucos estudos encontrados da soldagem A-TIG em aços inoxidáveis ferríticos <sup>[50,51]</sup>. Uma possível razão para o ganho de penetração aparentemente menor na soldagem A-TIG do aço inoxidável ferrítico pode ser a sua maior condutividade térmica, o que implica em uma menor efetividade da fonte de calor para a fusão deste material.

De forma similar à geralmente indicada na literatura para aços inoxidáveis austeníticos <sup>[29,24,45]</sup>, acredita-se que o aumento na penetração aqui observado pode ser atribuído a mudanças no sentido das correntes de convecção na poça de fusão devido à alteração do gradiente da tensão superficial do metal líquido com a temperatura, fenômeno conhecido como Convecção Marangoni. O efeito e a influência deste fenômeno podem ser analisados através do número Marangoni que é definido como <sup>[30]</sup>:

$$Ma = \frac{\frac{d\gamma}{dT} \cdot l \cdot \Delta T}{2\mu\alpha_l} \quad (5.1)$$

Onde  $\frac{d\gamma}{dT}$  é o gradiente da tensão superficial com a temperatura,  $\Delta T$  é a variação de temperatura na superfície da poça de fusão,  $\mu$  e  $\alpha_l$  são a viscosidade e a difusividade térmica do metal líquido, respectivamente. O parâmetro  $l$  representa uma dimensão característica da poça de fusão, podendo ser a largura ou a penetração.

Os valores medidos das dimensões dos cordões de solda não puderam ser comparados diretamente com trabalhos sobre soldagem A-TIG em aços inoxidáveis ferríticos, pois os resultados encontrados por Azeredo *et al* <sup>[21]</sup> utilizaram fluxos comerciais. A composição dos fluxos comerciais não foi fornecida pelo fabricante, assim não pode-se correlacionar as dimensões dos cordões de solda, ficando a presente discussão restrita à comparação com trabalhos que referenciam a soldagem A-TIG em aços inoxidáveis austeníticos, que são mais amplamente discutidos na literatura.

As Tabelas V.8 a V.10 mostram, respectivamente, para os fluxos  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  e  $\text{TiO}_2$ , as variações relativas (Equação 5.2) dos parâmetros geométricos dos cordões em relação aos da soldagem TIG e em função das variáveis analisadas.

$$\Delta P = \frac{P_{A-TIG} - P_{TIG}}{P_{TIG}} \cdot 100 \quad 5.2$$

Onde P é um parâmetro geométrico do cordão de solda.

Tabela V. 8–Variação percentual dos parâmetros geométricos obtidos na soldagem TIG e A-TIG o SiO<sub>2</sub>.

Amostra		Deltas (%)		
Corrente (A)	Densidade Superficial (g/m <sup>2</sup> )	Largura	Penetração	Área
150	15	-17,2	79,9	37,6
	60	-14,0	80,9	44,5
200	15	-15,0	46,3	15,3
	60	-26,0	83,6	26,3
Média		-18,1	72,7	30,9

Tabela V. 9 - Variação percentual dos parâmetros geométricos obtidos na soldagem TIG e A-TIG oCr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Amostra		Deltas (%)		
Corrente (A)	Densidade Superficial (g/m <sup>2</sup> )	Largura	Penetração	Área
150	15	-10,7	51,6	24,5
	60	-1,5	83,6	65,4
200	15	-12,2	80,6	33,6
	60	-11,7	74,1	41,5
Média		-9,0	72,5	41,2

Tabela V. 10 - Variação percentual dos parâmetros geométricos obtidos na soldagem TIG e A-TIG o  $\text{TiO}_2$ .

Amostra		Deltas (%)		
Corrente (A)	Densidade Superficial ( $\text{g/m}^2$ )	Largura	Penetração	Área
150	15	-7,7	21,2	22,6
	60	-2,1	31,0	11,6
200	15	-4,2	20,4	11,3
	60	-4,8	82,2	46,1
Média		-4,7	38,7	22,9

Observa-se que o ganho médio de penetração é similar quando se usa os fluxos  $\text{SiO}_2$  e  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  (70%) e é menor com o fluxo  $\text{TiO}_2$  (40%). Não se observa um efeito claro da densidade superficial de fluxo e da corrente de soldagem na variação de penetração, exceto, possivelmente, para as soldas com fluxo  $\text{TiO}_2$ , que só mostraram um ganho de penetração similar ao obtido com outros fluxos somente com a corrente mais elevada e a maior densidade superficial. Para a soldagem com os outros fluxos, embora se observando algumas oscilações nos resultados, os ganhos de penetração se situaram aproximadamente em torno de 50 e 80%. Este resultado sugere para este metal base com  $\text{SiO}_2$  ou  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , uma concentração de  $15 \text{ g/m}^2$  já pode ser suficiente para obter o máximo ganho de penetração pelo fluxo.

Neto <sup>[17]</sup> apresenta resultados alcançados em aços inoxidáveis austeníticos com penetração total (em chapas de 5 mm de espessura) utilizando o fluxo  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  e uma concentração superficial similar de  $15 \text{ g/m}^2$ , evidenciando que a concentração desse fluxo já foi suficiente para garantir um elevado ganho de penetração em soldagens A-TIG de aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos.

A soldagem A-TIG causou uma redução de largura média do cordão entre 5% ( $\text{TiO}_2$ ) e 18% ( $\text{SiO}_2$ ) atingindo um máximo de 26% para os maiores valores de corrente e densidade superficial do fluxo  $\text{SiO}_2$ . Estes valores são inferiores ao apresentado por Tseng *et al.* <sup>[49]</sup> que conseguiu uma redução de 33% para um aço inoxidável austenítico. Para ligas de magnésio, a soldagem A-TIG com  $\text{TiO}_2$ , segundo Liu *et al.* <sup>[48]</sup>, causa uma redução de largura muito

pequena (0,5%), sugerindo como já comentado anteriormente que o tipo do metal base interfere nas variações dimensionais causadas pelo uso do fluxo no processo TIG.

#### 5.4 Microestrutura da Zona Fundida

As Figuras 5.15 a 5.17 retratam a microestrutura da zona fundida obtida com cada tipo de fluxo. Nessas microestruturas são observados dois constituintes principais, ferrita e martensita. A Figura 5.15 mostra ilhas de martensita contornadas por ferrita, do mesmo modo acontece na Figura 5.16; a qual a martensita apresenta regiões claras e escuras, que sugerem presença de carbonetos.

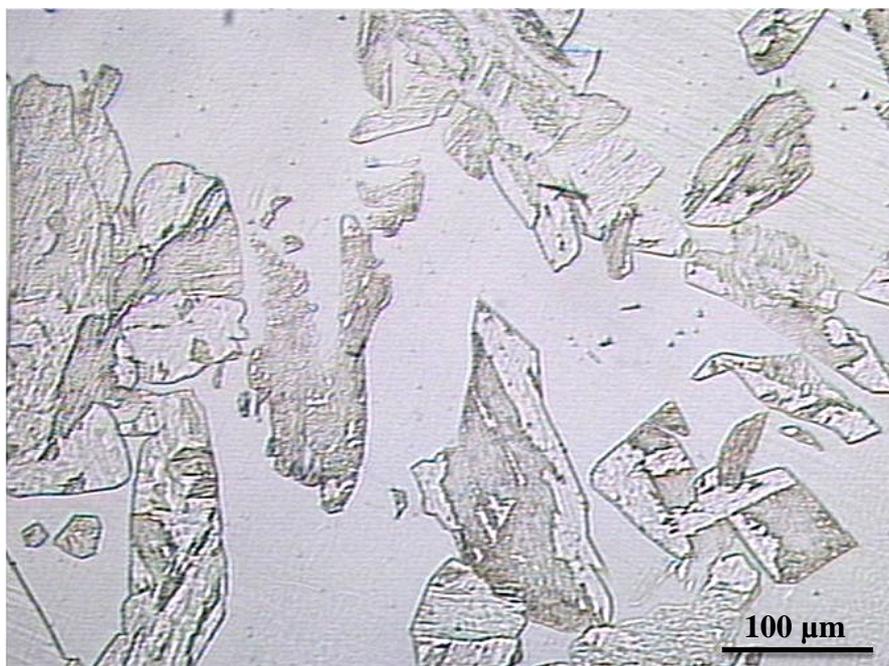


Figura 5.15 – Microestrutura da zona fundida do aço inoxidável ferrítico UNS S41003 obtida com  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . Ampliação de 200X.

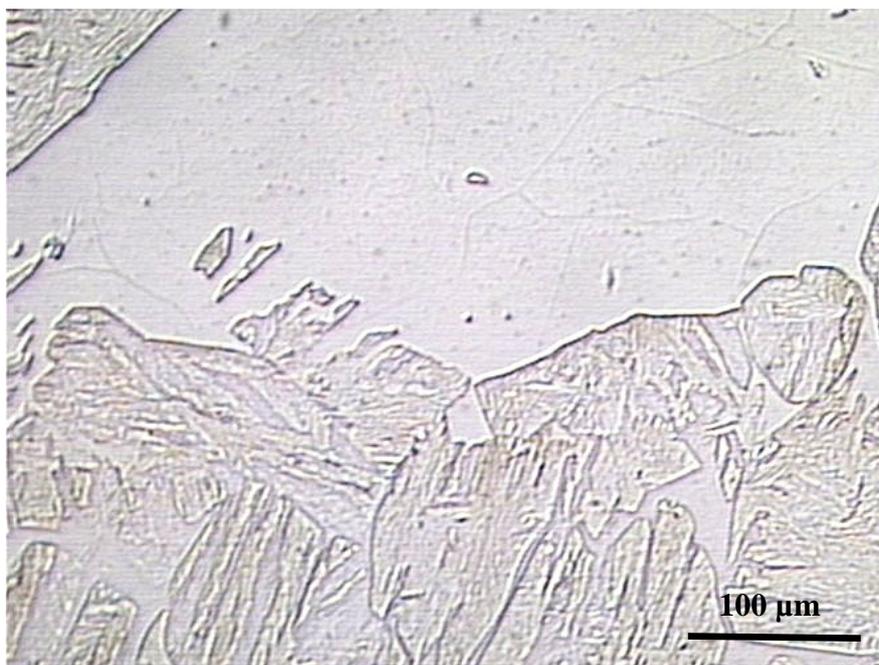


Figura 5.16 – Microestrutura da zona fundida do aço inoxidável ferrítico UNS S41003 obtida com SiO<sub>2</sub>. Ampliação de 200X.

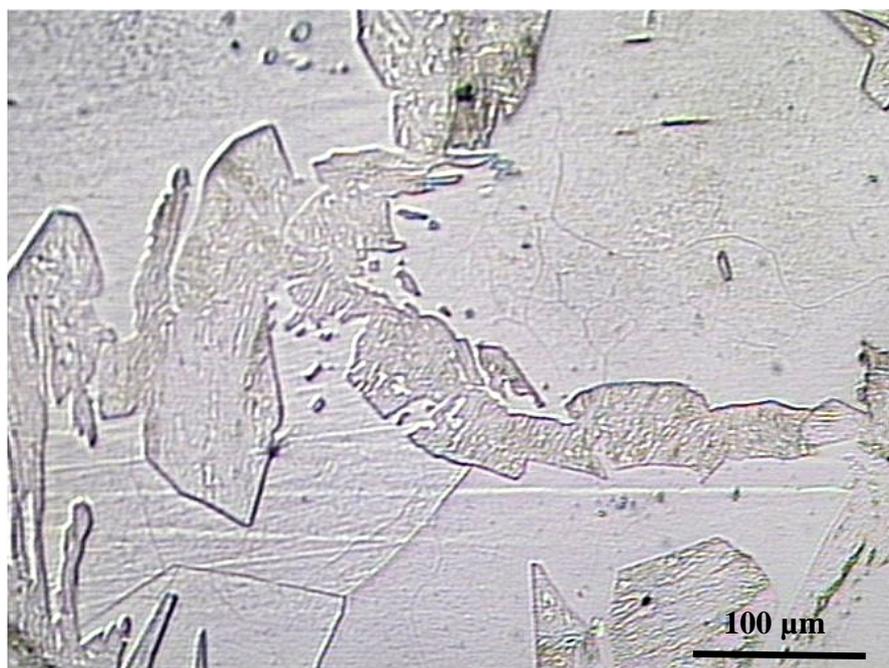


Figura 5.17 – Microestrutura da zona fundida do aço inoxidável ferrítico UNS S41003 obtida com TiO<sub>2</sub>. Ampliação de 200X.

De acordo com a composição química do metal de base e do diagrama pseudobinário do sistema Fe-Cr-C (Fig. 3.3), o material fundido solidifica em ferrita delta, passando pelo campo bifásico de ferrita e austenita. A passagem através desse campo permite a formação de austenita quando atinge temperaturas próximas de 850°C. Essa austenita transforma-se em

martensita dependendo da composição química do material e das condições de resfriamento. O aço aqui estudado apresenta uma elevada temperabilidade, sendo a formação da martensita esperada exceto para um resfriamento muito lento, não esperado em condições usuais de soldagem. A austenita se forma primeiramente nos contornos de grãos ferríticos e ao se transformar em martensita pode afetar negativamente a ductilidade da liga, assim como ilustrado por Luz *et al.* [51]. Os cordões de solda analisados para cada tipo de fluxo apresentaram uma microestrutura formada de uma estrutura ferrítica envolvendo completamente as “ilhas” de martensita, constatando-se o que citam Lippold e Kotecki [2]. Segundo estes autores, as propriedades mecânicas dessa martensita é função da composição da liga. A princípio a sua formação (martensita) a partir da austenita acontece pela presença de carbono e nitrogênio que são elementos austenitizantes. O metal de base em questão apresenta baixa quantidade de carbono, mas possui uma quantidade apreciável de nitrogênio, que juntamente ao teor de níquel e a baixa quantidade de cromo presente na liga, no qual apresenta baixa solubilização, induzindo a formação do campo bifásico citado anteriormente.

### 5.5 Dureza da Zona Fundida

Os resultados de dureza Vickers estão descritos na tabela V.11.

Tabela V. 11 – Resultado da Dureza Vickers do cordão de solda da região TIG e A-TIG

Amostras	MB	TIG	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	TiO <sub>2</sub>	SiO <sub>2</sub>
Média	155	261	261	260	249
Desv.Pad	11	56	34	48	52

Na Figura 5.18 apresentam os valores médios com os seus desvios padrões para cada tipo de processo de soldagem e o metal base. É possível verificar que a dureza da zona fundida ficou entre os valores de 225 HV a 261 HV, sendo estes valores maiores que a dureza do metal de base de 155 HV, com tamanho de grãos entre ASTM 6 a ASTM 10, como citado anteriormente.

O objetivo principal desse ensaio de dureza foi apenas para observar se havia uma mudança abrupta entre os valores de dureza do cordão de solda da soldagem TIG e da soldagem A-TIG e, se a mudança do tipo de fluxo causava alteração entre os valores A-TIG.

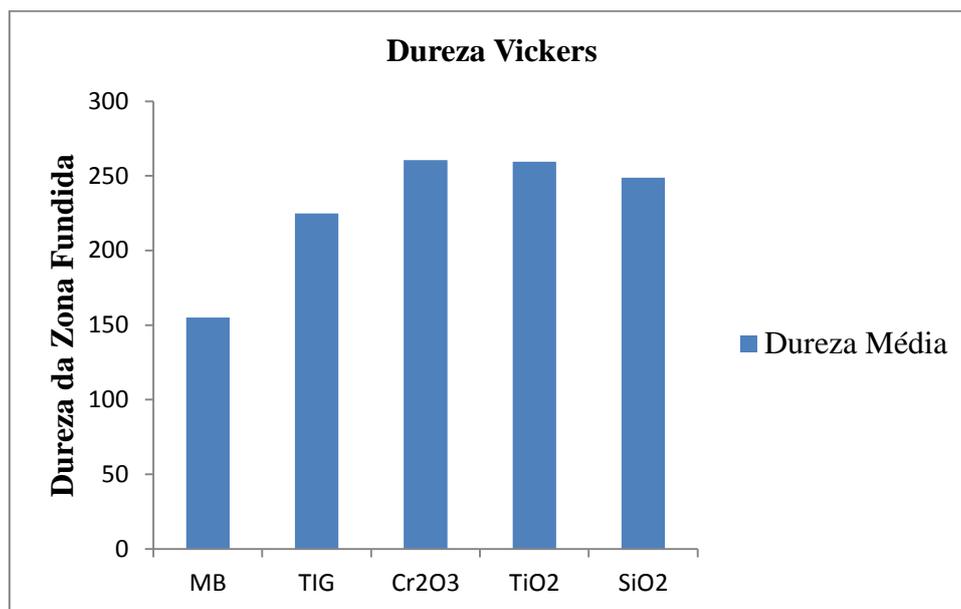


Figura 5.18 – Valores médios e os desvios padrões da dureza na zona fundida.

## 6 CONCLUSÕES

As principais conclusões deste trabalho foram:

- O metal base apresenta uma estrutura ferrítica com precipitados possivelmente de carbonetos e nitretos de cromo. Após soldagem autógena, tanto a sua zona termicamente afetada como a zona fundida apresentaram estrutura bifásica de ferrita e martensita. Esta estrutura era a esperada para o tipo de material estudado e foi confirmada com o uso do diagrama de Balmforth <sup>[2]</sup>.
- A variação da tensão de operação na transição entre a soldagem TIG e a A-TIG foi inferior a um Volt (1 V) para todas as condições testadas. Esta variação foi maior para a soldagem com fluxo de SiO<sub>2</sub> e menor com TiO<sub>2</sub> indicando, assim, uma certa correlação com as variações de penetração observadas. Estas variações foram, também, semelhantes às indicadas na literatura para a soldagem A-TIG de aços inoxidáveis austeníticos.
- A transição entre as soldagens TIG e A-TIG com os fluxos Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e SiO<sub>2</sub> é facilmente comprovada pelo aspecto superficial dos cordões de solda. Com estes fluxos, na transição, os cordões de solda ficam mais estreitos e se apresentam uniformes. Na transição com o TiO<sub>2</sub> ocorre uma redução menos perceptível da largura do cordão, mas este se torna bem mais irregular.
- Os fluxos Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e SiO<sub>2</sub> apresentaram o melhor desempenho para aumentar a penetração na soldagem TIG do material estudado. Com estes fluxos obteve-se um aumento de penetração de aproximadamente 65% em relação à soldagem sem fluxo. Com o fluxo TiO<sub>2</sub>, o ganho de penetração foi inferior, exceto para a condição com maior corrente de soldagem (200 A) e maior densidade superficial de fluxo (60 g/m<sup>2</sup>).
- O ganho de penetração obtido na soldagem A-TIG com os fluxos e condições utilizadas foi inferior ao indicado na literatura para aços inoxidáveis austeníticos. A maior condutividade térmica do material estudado foi considerada como um possível fator para explicar este menor ganho de penetração.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudo comparativo de efeito da soldagem A-TIG entre o aço inoxidável ferrítico UNS S41003 e o aço inoxidável austenítico AISI 304.
- Estudar os efeitos das densidades superficiais com valores superiores a  $60,0 \text{ g/m}^2$  dos fluxos  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  e  $\text{SiO}_2$  com objetivo de alcançar penetração total nos aços inoxidáveis ferríticos UNS S41003.
- Estudar os mecanismos propostos para o aumento de penetração na soldagem A-TIG através das variações dos parâmetros de soldagem.
- Estudar detalhadamente a constituição da zona fundida e da zona termicamente afetada dos cordões de soldagem A-TIG usando os fluxos  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  e  $\text{SiO}_2$  no aço inoxidável ferrítico UNS S41003.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. MODENESI, P. J. Metalurgia da Soldagem dos Aços Inoxidáveis Ferríticos. In: MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. Osasco - SP: Senai, v. I, 2001. Cap. 5, p. 21-35.
2. LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. Ferritic Stainless Steels. In: JOHN C. LIPPOLD, D. J. K. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. 1. ed. Nova Jersey: Wiley-Interscience, v. 1, 2005. Cap. 5, p. 87-140.
3. CHARLES, J.; MITHIEUX, J. D.; SANTACREU, P. O. **The Ferritic Stainless Family: The Appropriate Answer to Nickel Volatility**. Helsinki International Conference. Helsinki: Stainless Steel Science and Market. 2008. p. 703-730.
4. SOCIETY, T. I. & S. Descriptions of alloys, their properties and applications. In: SOCIETY, T. I. & S. **Steel Products Manual**. Warrendale, PA: [s.n.], 1999. Cap. 3, p. 162.
5. TABAN, E. et al. Gas metal arc welding of modified X2CrNi12 ferritic stainless steel. **Kovove Mater**, Kocaeli, novembro 2006. 67-74.
6. TABAN, E.; KALUC, E.; DHOOGHE, A. Hybrid (plasma + gas tungsten arc) weldability of modified 12% Cr ferritic stainless steel. **Materials and Design** **30**, 3 Maio 2009. 4236-4242.
7. TABAN, E. et al. Laser welding of modified 12% Cr stainless steel: strength, fatigue, toughness, microstructure and corrosion properties. **Materials and Design**, 24 Junho 2009. 1193-1200.
8. TABAN, E. et al. Evaluation of dissimilar welds between Ferritic Stainless Steel modified 12% Cr and Carbon Steel S355. **American Welding Society and Welding research Council**, p. 291-297, dezembro 2008.
9. GREEFF, M. L.; TOIT, M. D. Looking at the sensitization of 11 - 12% chromium EN 1.4003 stainless steels during welding. **Welding Research**, Novembro 2006. 2423-251.
10. SERVICES, D. A. S. T. **Atlas technotes**. Atlas Steel. Sidney, p. 50. 2011.
11. TOIT, M. D.; T, V. R. G.; SMITH, D. **An Overview of the heat-affected zone sensitization and stress corrosion cracking behaviour of 12% chromium type 1.4003 ferritic stainless steel**. IX Stainless Steel Conference Pretoria - South Africa. Pretória: University of Pretoria, South Africa. 2006. p. 1-15.

12. BUREAU, C. W. Welding Ferritic Stainless Steels. In: BUREAU, C. W. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Mississauga: [s.n.], v. XXII, p. 40.
13. SONG, C. et al. In Situ Observation of Phase Transformation and Structure Evolution of a 12 pct Cr Ferritic Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions B**, Shanghai, 19 Maio 2012.
14. AZEVEDO, A. G. L. D.; FERRARESI, V. A.; FARIAS, J. P. **Uma Revisão sobre o processo de soldagem A-TIG**. Simpósio de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Uberlândia: Faculdade de Engenharia Mecânica UFU. 2006.
15. BRANDI, S. D. Processo TIG. In: WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. D. **Soldagem Processos e Metalurgia**. 7. ed. São Paulo: Blucher, v. 1, 1992. Cap. 2c, p. 60-99.
16. MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. Soldagem TIG. In: MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem - fundamentos e Tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, v. 1, 2011. Cap. 13, p. 205-219.
17. NETO, P. C. **Efeito da concentração do fluxo na soldagem ATIG do aço inoxidável austenítico**. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, p. 72. 2012.
18. TSENG, K.-H. Development and application of oxide-based flux powder for tungsten inert gas welding of austenitic stainless steels. **Powder technology**, Pingtung, 7 Setembro 2012. 72-79.
19. APOLINÁRIO, E. R. et al. **Uma avaliação do efeito da concentração e pureza do fluxo na soldagem ATIG de aço inoxidável austenítico**. XXXVII Congresso Nacional de Soldagem. Natal: ABS - Associação Brasileira de Soldagem. 2011.
20. LIU, L. -M.; CAI, D.-H.; ZHANG, Z.-D. Gas tungsten arc welding of magnesium alloy using activated flux-coated wire. **Scripta Materialia** , 23 Julho 2007. 695-698.
21. AZEVEDO, A. G. L. D.; FERRARESI, V. A.; FARIAS, J. P. Soldagem de um aço inoxidável ferrítico com o processo A-TIG. **Soldagem Inspeção**, São Paulo, v. 14, n. 1, p. 002-009, Março 2009.
22. CHERN, T.-S.; TSENG, K.-H.; TSAI, H.-L. Study of the characteristics of duplex stainless steel activated tungsten inert gas welds. **Materials and Design**, 24 Junho 2010. 255-263.
23. TSENG, K.-H.; CHUANG, K.-J. Application of iron-based powders in tungsten inert gas welding for 17Cr-10Ni-2Mo alloys. **Powder Technology**, Pingtung, 11 Maio 2012. 36-

- 46.
24. SHYU, S. W. et al. Study of the Performance of Stainless Steel A-TIG Welds. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 2008. 193-201.
25. MODENESI, P. J.; PEDRO COLEN NETO, E. R. A.; DIAS, K. B. Efeito da densidade do fluxo e da presença de aditivos na soldagem ATIG de aço inoxidável austenítico.
26. SAKTHIVEL, T. et al. Comparison of creep rupture behaviour of type 316L(N) austenitic stainless steel joints welded by TIG and activated TIG welding processes. **Materials Science and Engineering A**, Kalpakkam, 27 Maio 2001. 6971-6980.
27. SUBASHINI, L.; VASUDEVAN, M. Adaptive Neuro-Fuzzy Inference System (ANFIS)-Based Models for Predicting the Weld Bead Width and Depth of Penetration from the Infrared Thermal Image of the Weld Pool. **Metallurgical and Materials Transactions B**, Fevereiro 2012. 145-154.
28. KUMAR, V. et al. **Investigation of A-TIG mechanism and the productivity benefits in TIG welding**. 15 th International Conference on the Joining of Materials. Helsingor: [s.n.]. 2009.
29. LUCAS, W.; HOWSE, D. S. Investigation into arc constriction by active fluxes for tungsten inert gas welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, Cambridge, 2000. 189-193.
30. LECONTE, S. et al. Effect of oxide fluxes on activation mechanisms of tungsten inert gas process. **Science and Technology of Welding and Joining**, Nantes, 19 Março 2006. 388-397.
31. APOLINÁRIO, E. R. **Estudo da influência de fluxos no processo de soldagem TIG em aço inoxidável austenítico**. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, p. 71. 1988.
32. LECONTE, S. et al. Effects of flux containing fluorides on TIG welding process. **Science and Technology of Welding and Joining**, Nantes, 8 Setembro 2007. 120-126.
33. ZHANG, R.-H.; PAN, J.-L.; KATAYAMA, S. The mechanism of penetration increase in A-TIG welding. **Frontiers of Materials Science in China**, Beijing, 2011. 109-118.
34. LU, S.; HIDETOSHI FUJII, H. S.; NOGI, K. Mechanism and Optimization of Oxide fluxes for Deep Penetration in Gas Tungsten Arc welding. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Osaka, Setembro 2003. 1901-1907.

35. LI, D. et al. Study of the law between the weld pool shape variations with the welding parameters under two TIG processes. **Journal of Materials Processing Technology**, Shenyang, 2012. 128-136.
36. DONG, W. et al. GTAW liquid pool convections and the weld shape variations under helium gas shielding. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, Shenyang, 2011. 1420-1431.
37. AZEVEDO, A. G. L. D.; FERRARESI, V. A.; FARIAS, J. P. **Aplicação de vários tipos de fluxo ativo na soldagem tig de um aço inoxidável ferrítico**. 16 PosMec Simpósio de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Uberlândia: Universidade Federal de Uberlândia. 2006. p. 8-19.
38. QING-MING, L. et al. Effect of activating flux on arc shape and arc voltage in tungsten inert gas welding. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, Shandong, 20 Fevereiro 2007. 486-490.
39. LOWKE, J. J.; TANAKA, M.; USHIO, M. Mechanism giving increased weld depth due to a flux. **Journal of Physics D: applied Physics**, Osaka, 2005. 3438-3445.
40. BERTHIER, A.; PAILLARD, P.; CHRISTIEN, F. Structural and chemical evolution of super duplex stainless steel on activated tungsten inert gas welding process. **Science and technology of Welding and Joining**, Nantes, 2009. 681-690.
41. (2003)E2, A. -. Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials. West Conshohocken: [s.n.], 2003.
42. LIU, L. M. et al. Mechanism and Microstrudture of Oxide Fluxes for Gas Tungsten Arc Welding of Magnesium Alloy. **Metallurgical and materials transactions A**, Março 2007. 649-658.
43. HIBINO, A. H. **Estudo de Tenacidade da Zona Termicamente Afetada dos Aços Inoxidáveis Ferríticos UNS40910 e UNS41003**. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, p. 112. 2011.
44. ASTM. Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General applications. West Conshohocken: [s.n.], 2002.
45. RÜCKERT, G.; HUNEAU, B.; MARYA, S. Optimizing the design of silica coating for productivity gains during the TIG welding of 304L stainless steel. **Materials & design**, Nantes, 2007. 2387-2393.

46. AREVALO, H. D. H. **Desenvolvimento de bancada para calorimetria via nitrogênio e fluxo contínuo (água) de processos de soldagem.** Universidade Federal de Uberlândia. Uberlândia. 2011.
47. PERRY, N.; MARYA, S.; SOUTIF, E. **Study and development of flux enhanced GTA penetrations in a commercial grade titanium.** Proceedings of 5th International Conference on Trends in Welding Research (ASM/AWS). Pine Mountain: [s.n.]. 1998. p. 520-525.
48. LIU, L. M. et al. Mechanism and Microstructure of Oxide Fluxes for Gas Tungsten Arc Welding of Magnesium Alloy. **Metallurgical and materials transactions A**, Março 2007. 649-658.
49. TSENG, K.-H. Performance of activated TIG process in Austenitic Stainless Steel Weld. **Journal of Materials Processing Technology**, 2011. 503-512.
50. AZEVEDO, A. G. L. D.; FERRARESI, V. A.; FARIAS, J. P. **Aplicação de vários tipos de fluxo ativo na soldagem TIG de um aço inoxidável ferrítico.** 6º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO. Caxias do Sul: [s.n.]. 2011.
51. LUZ, T. S.; FARIAS, J. P.; FERRARESI, V. A. **Avaliação da zona fundida de dois consumíveis aplicados na soldagem do aço inoxidável ferrítico.** 6º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO. Caxias do Sul: [s.n.]. 2011.
52. ZHANG, Z. et al. AC TIG welding with singlecomponent oxide activating flux for AZ31B magnesium alloys. **Journal Materials Science**, Dalian, 22 Dezembro 2007. 1382-1388.
53. MODENESI, P. J.; APOLINÁRIO, E.; PEREIRA, I. M. TIG welding with single-component fluxes. **Journal of Materials Processing technology**, Belo Horizonte, 2000. 260-265.
54. SÁNDOR, T.; DOBRÁNSZKY, J. **Compararison of penetration profiles of different TIG process variations.** Metal Technology of the Hungarian Academy of Sciences. Budapeste: [s.n.]. 2011. p. 10-26.
55. MADURAIMUTHU, V. et al. effect of Activated Flux on the Microstructure, Mechanical Properties and residual Stresses of Modified 9Cr-1Mo Steel Weld Joints. **Metallurgical and Materials Transactions B**, Tiruchirapalli, Fevereiro 2012. 123-132.
56. AZEVEDO, A. G. L. D.; FERRARESI, V.; FARIAS, J. P. Soldagem de um aço inoxidável ferrítico com o processo A-TIG. **Soldagem Inspeção**, São Paulo, p. 002-009, 2009.

57. BERTHIER, A.; PAILLARD, P.; CHRISTIEN, F. Sctructural and chemical evolution of super duplex stainless steel on activated tungsten inert gas weldind process. **Science and Technology of Welding and joining**, 2009. 681-690.
58. APOLINÁRIO, E. R. **Estudo da influência de fluxos no processo de soldagem TIG em aço inoxidável austenítico**. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, p. 71. 1998.
59. HIBINO, A. H. **Estudo de tenacidade da zona termicamente afetada dos aços inoxidáveis ferríticos UNS40910 e UNS41003**. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, p. 112. 2011.
60. MODENESI, P. J. Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos. In: MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. Osasco: Senai, v. 1, 2001. Cap. 4, p. 21-35.
61. TOIT, M. D.; ROOYEN, G. T. V.; SMITH, D. **An overview of the heat-affected zone sensitization and strees corrosion cracking behaviour of 12% chromium type 1.4003 ferritic stainless steel**. IX Stainless Steel Conference of South Africa. Pretória: Pretoria University. 2006.
62. TSENG, K.-H.; HSU, C.-Y. Performance of activated TIG process in austenitic stainless steel welds. **Journal of Materials Processing Technology**, 11 Novembro 2011. 503-512.
63. CHANDRA, K. et al. Low temperature thermal ageing embrittlement of austenitic stainless steel welds and its electrochemical assessment. **Corrosion Science**, 29 Setembro 2012. 278-290.
64. CHANDRA, K. et al. Low temperature thermal aging of austenitic stainless steel welds: kinetics and effects on mechanical properties. **Materials Science and engineering A**, 2012. 163-175.
65. TSENG, K.-H.; CHUANG, K.-J. Application of iron-based powders in tungsten inert gas welding for 17Cr-10Ni-2Mo alloys. **Powder Technology**, Pingtung, 2012. 36-46.
66. MODENESI, P. J.; APOLINÁRIO, E. R.; PEREIRA, I. M. TIG welding with single-component fluxos. **Journal of Materials Processing Technology**, 2000. 260-265.
67. ALESSANDRA GOIS LUCIANO DE AZEVEDO, V. A. F. J. P. F. **Uma Revisão sobre o processo de soldagem A-TIG**. Simpósio de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Uberlândia: Faculdade de Engenharia Mecânica UFU. 2006.

## ANEXOS I

Parâmetros geométricos das soldas obtidas nos testes experimentais

Tabela A. 1 – Parâmetros geométricos dos cordões de solda para o fluxo  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  para as correntes de 150 A e 200 A.

Amostra			TIG			A-TIG		
			Largura*	Penetração*	Área (mm <sup>2</sup> )	Largura*	Penetração*	Área (mm <sup>2</sup> )
150	1,5	Média	6,66	1,53	7,11	5,95	2,32	8,85
		Desv.Pad	0,04	0,01	0,10	0,06	0,02	0,13
	6,0	Média	6,63	1,46	6,93	6,53	2,68	11,46
		Desv.Pad	0,03	0,04	0,11	0,06	0,02	0,08
200	1,5	Média	8,77	1,91	12,22	7,70	3,45	16,32
		Desv.Pad	0,04	0,04	0,10	0,08	0,04	0,13
	6,0	Média	9,01	1,97	12,97	7,96	3,43	18,35
		Desv.Pad	0,06	0,02	0,28	0,03	0,04	0,13

\*Valores em mm

Tabela A. 2 – Parâmetros geométricos dos cordões de solda para o fluxo  $\text{TiO}_2$  para as correntes de 150 A e 200 A.

Amostra			TIG			A-TIG		
			Largura*	Penetração*	Área (mm <sup>2</sup> )	Largura*	Penetração*	Área (mm <sup>2</sup> )
150	1,5	Média	6,71	1,51	6,95	6,19	1,83	8,52
		Desv.Pad	0,03	0,04	0,21	0,06	0,04	0,16
	6,0	Média	6,66	1,55	6,96	6,52	2,03	7,77
		Desv.Pad	0,03	0,02	0,09	0,05	0,07	0,16
200	1,5	Média	8,82	1,96	11,88	8,45	2,36	13,22
		Desv.Pad	0,02	0,02	0,21	0,04	0,03	0,22
	6,0	Média	8,74	1,91	11,28	8,32	3,48	16,48
		Desv.Pad	0,03	0,05	0,20	0,02	0,02	0,06

Tabela A. 3 – Parâmetros geométricos dos cordões de solda para o fluxo SiO<sub>2</sub> para as correntes de 150 A e 200 A.

Amostra			TIG			A-TIG		
			Largura*	Penetração*	Área (mm <sup>2</sup> )	Largura*	Penetração*	Área (mm <sup>2</sup> )
150	1,5	Média	7,72	1,64	8,93	6,39	2,95	12,29
		Desv.Pad	0,06	0,05	0,27	0,03	0,03	0,29
	6,0	Média	7,29	1,57	8,57	6,27	2,84	12,38
		Desv.Pad	0,04	0,01	0,17	0,04	0,02	0,05
200	1,5	Média	8,98	2,05	13,43	7,63	3,00	15,48
		Desv.Pad	0,07	0,04	0,14	0,05	0,03	0,20
	6,0	Média	9,37	2,19	15,23	6,93	4,02	19,24
		Desv.Pad	0,03	0,03	0,18	0,03	0,03	0,17