

DEMOSTENES FERREIRA FILHO

**INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NA
SOLDAGEM MIG/MAG DO AÇO INOXIDÁVEL
FERRÍTICO COM ARAMES FERRÍTICOS**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
2007

DEMOSTENES FERREIRA FILHO

**INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NA SOLDAGEM MIG/MAG DO
AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO COM ARAMES FERRÍTICOS**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Valtair Antônio Ferraresi

UBERLÂNDIA - MG
2007

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

F383i Ferreira Filho, Demostenes, 1982-
 Influência do gás de proteção no soldagem MIG/MAG do aço
 inoxidável ferrítico com arames ferríticos / Demostenes Ferreira
 Filho. - 2007.
 110 f. : il.

 Orientador: Valtair Antônio Ferraresi.

 Dissertação (mestrado) – Universidade Federal de Uberlândia,
 Pro-
 grama de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
 Inclui bibliografia.

 1. Soldagem - Teses. 2. Aço inoxidável - Teses. I. Ferraresi,
 Valtair Antônio. II. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de
 Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU:

621.791

A DEUS

A minha esposa, Anne Fernanda

Aos Meus pais Demostenes e Sebastiana

Aos meus irmãos Priscila, Wander e Roneir

A minha afilhada, Luana e cunhado Edward

A meu orientador, Valtair

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, o Dr. Professor Valtair Antonio Ferraresi, pela oportunidade da realização do mestrado com ele, pela orientação de estudo e de vida, pela dedicação e amizade.

À minha esposa e sua família, pelo apoio, dedicação e incentivo durante todo o curso.

À minha família pelo incentivo e esforço para a realização de meu estudo.

Aos Doutores Professores Américo Scotti e Louriel Oliveira Vilarinho, pela colaboração e apoio dado durante o trabalho.

A todos os membros do LAPROSOLDA/UFU, pela amizade e apoio dedicados.

A ACESITA S.A., pelo fornecimento dos consumíveis utilizados.

Ao Dr. Engenheiro Paulo Balsamo e Engenheiro Rodrigo Madeira, da ACESITA S.A., pelo auxílio na realização do trabalho e pelo tempo cedido para isto.

Aos membros da Oficina Mecânica da UFU, em especial ao Carlos Humberto Freitas Vieira, pelo auxílio na confecção dos corpos de prova e pela amizade.

À Universidade Federal de Uberlândia e à Faculdade de Engenharia Mecânica, pela oportunidade de realizar o curso.

Ao CNPq pelo apoio financeiro, por meio da bolsa de estudos fornecida.

SUMÁRIO

Simbologia	iv
Resumo	vi
Abstract	vii
Capítulo 1. Introdução	1
Capítulo 2. Revisão Bibliográfica	4
2.1 Aços Inoxidáveis	4
2.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos	6
2.2.1 Aplicações Industriais do Aço Inoxidável Ferrítico	9
2.2.2 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Ferríticos	11
2.3 Processo de soldagem MIG/MAG	13
2.3.1 Transferência Metálica	14
2.3.2 Estabilidade do arco	18
2.4 Consumíveis para a Soldagem dos Aços Inoxidáveis Ferríticos.	23
2.4.1 Arame Eletrodo	23
2.4.2 Gás de proteção	24
Capítulo 3 Materiais, Equipamentos e Procedimento Experimental	29
3.1 Consumíveis	29
3.1.1 Material de Base	29

3.1.2 Material de Adição	30
3.1.3. Gás de Proteção	31
3.2. Equipamentos	31
3.2.1. Fonte de Soldagem	31
3.2.2. Mesa de Coordenadas	31
3.2.3. Sistema de Aquisição e Tratamento de Dados	31
3.2.4. Sistema de Lixamento e Polimento das Amostras	34
3.2.5. Sistema para Medição dos Cordões	35
3.2.6. Sistema para Análise Microestrutural	36
3.2.7. Sistema para Medição de Dureza	37
3.3. Metodologia dos Testes de soldagem	38
3.3.1. Primeira Etapa	38
3.3.1.1. Seleção dos parâmetros	38
3.3.1.2. Medições dos Cordões	39
3.3.2. Segunda Etapa	39
3.3.2.1. Confecção dos corpos de prova	40
3.3.2.2. Análise da Composição Química dos corpos de prova	40
3.3.2.3. Análise Microestrutural	40
3.3.2.4. Medições de Dureza	41
3.4. Fluxograma da Metodologia Apresentada	41
Capítulo 4. Determinação dos Parâmetros de Soldagem	42
4.1 Testes Preliminares	42
4.2 Testes com Variação da Distância Bico de Contato-Peça (DBCP)	43
4.2.1 Definição dos Parâmetros Básicos de Soldagem	49
4.3 Soldagem para a Verificação da Qualidade do Cordão de Solda	50
4.3.1 Aspecto do cordão de solda com o arame ER430	50
4.3.2 Aspecto do cordão de solda com o arame ER430Ti	52
4.3.3 Aspecto do cordão de solda com o arame ER430LNb	52
4.4 Medições Geométricas dos Cordões de Solda	55

4.4.1 Cordões com o eletrodo ER430	55
4.4.2 Cordões com o eletrodo ER430Ti	56
4.4.3 Cordões com o eletrodo ER430LNb	57
4.4.4 Comparativo entre os perfis dos cordões de solda em função do arame	59
Capítulo 5. Análise Química e Microestrutural	60
5.1 Calculo da diluição e composição química baseada no Diagrama de Schaffler	60
5.2. Análise da composição química	65
5.2.1 Composição química do arame ER430	65
5.2.2 Composição química do arame ER430Ti	69
5.2.3 Composição química do arame ER430LNb	73
5.2.4 Comparação da composição química para os três arames	77
5.3 Microestrutura	77
5.3.1. Microestrutura do arame ER430	77
5.3.2. Microestrutura do arame ER430Ti	80
5.3.3. Microestrutura do arame ER430LNb	83
5.3.4. Comparação das microestruturas dos arames	86
5.4 Medições de Dureza	86
5.4.1. Comparação das microdurezas dos arames	89
5.5 Comparativo entre os arames	90
Capítulo 6. Conclusões	91
Capítulo 7. Trabalhos Futuros	93
Capítulo 8. Referência Bibliográfica	94
Anexo 1	101

SIMBOLOGIA

3CT	Valor calculado da terceira camada de solda com o diagrama de Schaeffler;
α	Ferrita;
γ	Austenita;
δ	Diluição;
A	Região bifásica;
A_F	Área fundida do metal base;
A_T	Área total do cordão de solda;
B	Região de crescimento de grão;
CCC	Cúbica de corpo centrado;
DBCP	Distância de bico de contato-peça;
di/dt	Taxa de subida da corrente;
f	Frequência de transferência;
F_C	Fator de curto-circuito;
f_{CC}	Frequência de curto-circuito;
F_{SP}	Fator de respingo;
HV	Dureza Vickers;
I_E	Corrente eficaz;
I_{est}	Índice de estabilidade;
I_M	Corrente média de soldagem;
KD	Indutância de descida;
KS	Indutância de subida;
L	Largura;
L_g	Comprimento do eletrodo transferido a cada gota;
M	Precipitações de martensita;
MB	Metal de base;

MAG	Metal Active Gas;
MIG	Metal Inert Gas;
P	Precipitados;
Pe	Penetração;
Re	Reforço;
SMAW	Shielded metal arc weld;
T	Período de curto-circuito;
T1	Tempo mínimo de curto-circuito com transferência da gota;
T2	Tempo máximo de reabertura do arco;
t_{ab}	Tempo de arco;
TIG	Tungsten inert gas;
tr	Taxa de respingos definida pela razão entre o peso dos respingos coletados e o peso de metal de adição (metal depositado + respingos);
t_{tc}	Período médio de transferência;
U	Tensão selecionada na máquina de soldagem;
UE	Tensão eficaz;
U_M	Tensão média de soldagem;
V_{alim}	Velocidade de alimentação do arame eletrodo;
Vsold	Velocidade de soldagem;
W_{CP}	Peso do cordão de solda;
W_{SP}	Peso dos respingos;
ZF	Zona fundida;
ZTA	Zona termicamente afetada.

FERREIRA, D. **Influência do Gás de Proteção na Soldagem do Aço Inoxidável Ferrítico**. 2007. 110 f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil.

Resumo

O aço inoxidável ferrítico vem sendo muito utilizado, principalmente na indústria automobilística. Uma de suas principais vantagens é o valor, que é baixo se comparado aos aços inoxidáveis austeníticos, devido a não utilização de níquel, que é um componente caro. O aço inoxidável ferrítico é tradicionalmente soldado com arames austeníticos, para garantir uma boa qualidade à solda. Então, os arames inoxidáveis ferríticos tem sido desenvolvidos para que possam conferir uma boa qualidade às soldas, além de menor custo. Porém, existe a necessidade da realização de estudos do comportamento destes arames, principalmente com relação a influência do gás de proteção, uma vez que, no processo MIG/MAG o gás afeta não somente as propriedades da solda, mas determina o formato do cordão de solda. Dependendo do tipo de transferência metálica, o gás de proteção interage com maior ou menor intensidade com o arame eletrodo, podendo alterar as propriedades mecânicas e principalmente a qualidade do cordão solda. Assim, o objetivo deste trabalho é estudar a influência do gás de proteção na zona fundida do aço inoxidável ferrítico. Para a realização do trabalho utilizaram-se seis tipos de composições de gás de proteção (Ar puro, Ar+2%O₂, Ar+4%O₂, Ar+2%CO₂, Ar+4%CO₂ e Ar+8%CO₂), três arames eletrodos (ER430, ER430Ti e ER430LNb) e um material de base (AISI 439). Determinou-se os parâmetros de soldagem depositando um único cordão de solda em cada chapa, avaliando a corrente e a tensão de soldagem. Para a verificação da influência dos gases de proteção na zona fundida foram depositadas três camadas de solda, onde foram medidas as composições químicas e as microdurezas e as microestruturas formadas foram analisadas. Concluiu-se que o gás de proteção tem influência direta na quantidade de martensita formada somente para dois dos arames utilizados (ER430 e ER440Ti).

Palavras-chave: Aço inoxidável ferrítico, Gás de proteção, MIG/MAG, Soldagem.

FERREIRA, D. **The Shielding Gas Influence on the Ferritic stainless steel weld**. 2007. 110 f. M. Sc. Dissertation, Federal University of Uberlândia, Uberlândia, MG, Brazil.

Abstract

The ferritic stainless steel has been large used, mainly in the automobile industry. One of the most important advantages of ferritic stainless steel is its lower price, if compared to austenitic stainless steel, due to absent of, nickel which is an expensive component. The ferritic stainless steel is traditionally welded using austenitic wires to assure good quality. Thus ferritic wires had been developed so that they can confer good quality to welds, beyond lower cost. However, there is a need of carrying out behavior studies of these wires, mainly regard to shielding gas influence, because on the MIG/MAG process, the shielding gas affects, not only the properties of the welding, but also determines the weld bead profile. Depending on the metal transfer mode, the shielding gas interacts with more or less intensity with the wire, and this interaction can lead to change in the mechanical properties and mainly in the weld bead quality. Thus, the aim of this work is to study the shielding gas influence on the ferritic stainless steel fusion zone. It was used six shielding gas composition (pure Ar, Ar+2%O₂, Ar+4%O₂, Ar+2%CO₂, Ar+4%CO₂ e Ar+8%CO₂), three wires (ER430, ER430Ti e ER430LNb) and one base metal (AISI 439). The weld parameters had been determined by depositing only one weld bead in each plate and evaluating the welding current and voltage. In order to verify the shielding gas influence on the fusion zone, three weld layers were deposited, where chemical composition and microhardness were measured and formed microstructures were analyzed. It was concluded that the shielding gas has direct influence in the amount of martensite formed only for two of the used wires (ER430 and ER430Ti).

Key-words: Ferritic stainless steel, Shielding gas, MIG/MAG, welding.

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

O aço é uma liga metálica de ferro e carbono que, por sua ductibilidade, é facilmente deformável por forja, laminação e extrusão. Suas características conferem à indústria siderúrgica posição como fornecedora de bens intermediários à maior parte dos setores econômicos. Embora venha experimentando concorrência com materiais alternativos (plástico, alumínio), o aço ainda constitui a principal fonte de material básico da indústria, especialmente aquela ligada a bens de consumo duráveis e bens de capital.

No sítio da empresa Pilla (2006) é citado que a produção mundial de aço bruto totalizou 1,13 bilhão de toneladas em 2005, um crescimento de 6% frente a 2004, sendo a China responsável por 31% deste montante, a qual incrementou seu volume em 25%. Desconsiderando o crescimento chinês, a produção global decresceu 0,8%. A Índia também se destacou, evoluindo sua produção de aço bruto em 17%. O Brasil produziu 31,6 milhões de toneladas, decresceram 3,9% e caiu uma posição no ranking mundial, ficando na 9ª colocação. Este desaquecimento justifica-se pelo cenário de elevadas taxas de juros, reduzidos investimentos governamentais e elevados estoques. Os baixos níveis de atividade na construção civil e nos demais setores consumidores de aço influenciaram na queda de 8% no consumo interno do produto. Os maiores produtores mundiais são: China, Japão, EUA, Rússia, Coreia do Sul, Alemanha, Ucrânia, Índia e Brasil.

No caso do aço inoxidável, o Núcleo Inox (2006) comenta que no Brasil o consumo aparente cresceu de 2000 a 2005 em torno de 3,6% ao ano. Já de 2006 a 2010 existe a expectativa que este aumento passe para 5,7% ao ano. Desta forma o consumo de aço inoxidável passaria de 194 kt para 298 kt em dez anos.

Ainda segundo Núcleo Inox (2006), o consumo aparente per capita para o ano de 2005 no Brasil é de 1,4 kg/pessoa. Reforçando a teoria do quanto se pode aumentar o

consumo do aço inoxidável ao longo do tempo, uma vez que há uma defasagem em termos de consumo em comparação com os outros países que em 2002 possuíam os, seguintes consumos per capita: Tailândia 31,5 kg/pessoa, Itália 22,6 kg/pessoa, Coreia do Sul 20,9 kg/pessoa, Alemanha 16,7 kg/pessoa, Japão 13,5 kg/pessoa, Estados Unidos 6,9 kg/pessoa e a China 2,5 kg/pessoa.

Os aços inoxidáveis vêm sendo cada vez mais utilizados devido à sua grande versatilidade e características (alta resistência a corrosão, resistência mecânica elevada, facilidade de limpeza, facilidade de conformação e de união, dentre outras). Dentre os aços inoxidáveis, destacam-se os tipos austeníticos e ferríticos. Os austeníticos têm uma maior utilização, mas tendem a ter um maior custo, pois, em geral, contêm, no mínimo, 8% de níquel (RESENDE et al, 2006).

Em geral os aços inoxidáveis ferríticos quando comparados com os aços inoxidáveis austeníticos apresentam um maior limite de escoamento, menores alongamento, capacidade de encruamento, tenacidade, ductilidade, resistência à corrosão generalizada, além de menor custo de produção (LULA, 1986; ASM, 1990). Segundo Reddy e Mohandas (2001), este menor custo pode ser explicado pela não utilização de níquel, que é um componente caro em aços inoxidáveis austeníticos.

A utilização destes aços inoxidáveis abrange um campo muito grande, como indústria automobilística, indústria de aparelhos eletrodomésticos e indústria química. Outros empregos incluem: decorações arquitetônicas, equipamentos de restaurante e de cozinha, peças de fornos, dentre outras (CHIAVERINI, 2002).

Há até poucos anos, os aços inoxidáveis ferríticos eram soldados apenas com arames austeníticos, tais como AWS ER 308LSi e 307Si, para garantir uma boa qualidade à solda. Arames inoxidáveis ferríticos foram desenvolvidos (por exemplo, os tipos 430Ti, 430LNb e 409Nb), para que possam conferir uma boa qualidade às soldas destes aços, além de menor custo (RENAUDOT, 2000). É importante ressaltar que a indústria continua com a mesma concepção, evidenciando a necessidade de um maior conhecimento das características operacionais no processo MIG/MAG com esses arames para a soldagem de chapas de aços inoxidáveis ferríticos, uma vez que o desenvolvimento desses arames é recente e a utilização deles na indústria, principalmente na automotiva é crescente.

Outro ponto que necessita de um estudo mais amplo está relacionado ao tipo de gás de proteção, pois este no processo MIG/MAG afeta não somente as propriedades da solda, mas determina o formato do cordão de solda. Além disso, dependendo do tipo de transferência metálica, o gás de proteção interage com maior ou menor intensidade com o arame eletrodo, podendo alterar as propriedades mecânicas e principalmente a qualidade do cordão solda.

Assim, o objetivo desta dissertação é realizar um estudo da influência do gás de proteção na soldagem com estes arames, para determinar as modificações na composição química, na microestrutura e na microdureza formada nos cordões de solda, com a variação do gás de proteção.

Com o intuito de documentar os resultados deste estudo, a apresentação desta dissertação se divide em 8 capítulos.

No Capítulo II detalha os fundamentos básicos necessários para o desenvolvimento do trabalho, de acordo com a literatura disponível. Neste, faz-se uma abordagem geral do aço inoxidável, uma revisão sobre aços inoxidáveis ferríticos (características principais, aplicações e soldabilidade), processos de soldagem (tipos de transferência e estabilidade desta) e consumíveis de soldagem (arames eletrodos e gases de proteção).

No Capítulo III é apresentada uma descrição dos consumíveis e dos equipamentos utilizados, além de descrever a metodologia utilizada para as etapas que foram realizadas durante o trabalho.

No Capítulo IV apresentam-se os métodos dos ensaios realizados para encontrar uma condição de soldagem, com transferência por curto-circuito, para seis tipos de gás de proteção (argônio puro e misturas com oxigênio e dióxido de carbono) com o mesmo nível de energia gerada no arco de soldagem, utilizando inicialmente o eletrodo ER430 e como metal de base o aço AISI 439. A partir da definição das condições iniciais de soldagem apresentam-se os testes para a definição dos parâmetros de soldagem utilizando outros dois tipos de arames eletrodos, que são eles o ER 430Ti e o ER430LNb.

No Capítulo V realiza-se análises de composição química e microestrutural, além da microdureza dos corpos de prova que foram fabricados em várias camadas. O objetivo desta análise é a verificação da influência do gás de proteção nos cordões de solda de cada tipo de arame eletrodo de aço inoxidável ferrítico.

Finalmente, o Capítulo VI dedica-se às conclusões do trabalho, o Capítulo VII às propostas para trabalhos futuros enquanto o Capítulo VIII arrola as referências bibliográficas.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Um levantamento bibliográfico com relação aos principais pontos relacionado a esta dissertação se faz necessário para uma avaliação adequada dos possíveis resultados obtidos. Os tópicos aços inoxidáveis ferríticos (características principais, aplicações e soldabilidade), processos de soldagem (tipos de transferência e estabilidade desta) e consumíveis de soldagem (arames eletrodos e gases de proteção) são os pontos abordados neste levantamento bibliográfico. A partir de tais pontos busca-se constituir uma correlação entre o que se tem documentado e o que se pode inferir a partir do material posto em estudo.

2.1 Aços Inoxidáveis

O ferro é um dos metais mais importantes e comuns na crosta terrestre. Ele forma a base dos grupos mais usados de materiais metálicos, ferros e aços. O sucesso destes metais está na facilidade de serem produzidos de forma barata em grandes quantidades e oferecerem uma extensiva gama de propriedades mecânicas – desde níveis de resistência moderados com excelente ductibilidade e tenacidade até altíssima resistência com ductibilidade adequada. Infelizmente, os aços comuns e de baixa liga são susceptíveis à corrosão e requerem revestimentos de proteção para reduzir a taxa de degradação. Em muitas situações a proteção galvânica ou a pintura de uma superfície é impraticável. Para

superar este problema foram desenvolvidos os aços inoxidáveis de liga de cromo resistentes à corrosão (KARLSSON, 2005).

Os aços inoxidáveis são ligas de alta resistência à corrosão, contendo de 10 a 30% de cromo com ou sem a presença de outros elementos de liga. Poucos aços inoxidáveis contêm cromo com mais de 30% ou ferro com menos de 50%. Estes aços conseguem suas características inoxidáveis devido a formação na superfície de uma camada passiva de óxido rica em cromo invisível e aderente, formada devido a presença do oxigênio. Se esta camada de óxido for removida, o aço inoxidável estará sujeito ao ataque corrosivo (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994). Para que a película de óxido seja efetiva, o teor mínimo de cromo no aço deve estar ao redor de 11% (ACESITA, 2006).

A taxa com que o aço inoxidável desenvolve sua camada de óxido depende do percentual de cromo presente no aço (AWS, 1991). Esta camada protetora é formada espontaneamente pela exposição do metal ao ar ou, mais rapidamente, pelo uso de um tratamento de passivação, que consiste na imersão do material, por poucos minutos, em uma solução de ácido nítrico (10 a 50%) (MODENESI et al, 1992).

Outros elementos podem ser adicionados para melhorar as características (controlar a microestrutura e/ou melhorar suas propriedades) destes aços, que incluem níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio, nitrogênio, enxofre e selênio (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

A literatura classifica os aços inoxidáveis em cinco grandes grupos (KARLSSON, 2005 e MODENESI, 2001), tais como:

- Aço inoxidável ferrítico: são ligas de Fe-Cr predominantemente ferrítico em qualquer temperatura até a sua fusão. Tem entre 11 a 30% de cromo (em peso) e carbono abaixo de 0,9% em peso. É considerado um aço de boa resistência a corrosão.
- Aço inoxidável martensítico: São essencialmente ligas de Fe-Cr-C que contêm entre 12 e 18% de cromo e de carbono entre 0,1 e 0,5%. Apresenta uma moderada resistência a corrosão.
- Aços inoxidáveis austeníticos: São ligas de Fe-Cr-Ni, contendo entre 6 e 26% de níquel, 16 a 30% de cromo e carbono abaixo de 0,3% em peso. É considerado um material de melhor resistência a corrosão e de boa soldabilidade. Este é o grupo de aços inoxidáveis mais amplamente usado e indicado para inúmeras aplicações.
- Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação: O endurecimento por precipitação é conseguido através da adição de elementos de liga, como cobre, titânio, nióbio e alumínio. De acordo com a estrutura do aço antes do tratamento de precipitação, estes podem ser divididos em martensíticos, semi-austeníticos e austeníticos. Apresenta boa resistência a corrosão.

- Aços inoxidáveis duplex (austeníticos-ferríticos): Apresenta uma estrutura misturada de austenita e ferrita, daí o termo duplex. Contêm entre 18 a 30% de cromo, de 1,5 a 4,5% de molibdênio, de 3,5 a 8% de níquel e de 0 a 0,35% de nitrogênio em peso. Estes aços são caracterizados por elevada resistência à corrosão, mecânica e de boa soldabilidade.

2.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos

Aços inoxidáveis ferríticos são ligas de ferro-cromo com estruturas cúbicas de corpo centrado. E como esta fase 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) (KOTECKI, 1999).

Apesar desses aços serem formados quase que exclusivamente da liga ferro cromo, eles possuem ainda outros elementos em pequena quantidade em sua composição, tais como: nióbio, titânio, molibdênio, manganês, cobre, etc. As finalidades destes elementos de liga são: aumentar a resistência à corrosão do aço, quando utilizado em certos meios corrosivos; aumentar a resistência e melhorar sua soldabilidade (SCHWARZ e TESSIN, 2003).

Segundo Modenesi (2001) os efeitos que os elementos de liga no aço inoxidável são os seguintes:

- **Carbono (C):** forma austenita, aumenta a resistência mecânica e dureza e afeta negativamente a resistência à corrosão e tenacidade a baixa temperatura;
- **Cobalto (Co):** aumenta a resistência mecânica e a fluência a temperaturas elevadas;
- **Cromo (Cr):** formador de ferrita e carboneto, elemento principal responsável pela resistência à corrosão e formação de carepa;
- **Cobre (Cu):** aumenta a resistência em meios líquidos redutores;
- **Manganês (Mn):** forma austenita e aumenta a resistência à fissuração da solda com estrutura totalmente austenítica;
- **Molibdênio (Mo):** forma ferrita e carboneto, aumenta a resistência mecânica e fluência em temperatura elevada, e melhora a resistência à corrosão geral em meios não oxidantes;

- **Nióbio (Nb):** forte formador de carboneto, formador de ferrita de intensidade moderada, pode causar endurecimento por precipitação, retarda a recristalização, aumentando o tamanho de grão;
- **Níquel (Ni):** forma austenita, aumenta a corrosão geral em meios não oxidantes, em pequenas quantidades aumenta a soldabilidade e tenacidade;
- **Fósforo (P):** aumenta a sensibilidade à fissuração, melhora a usinabilidade;
- **Enxofre (S):** possui as mesmas características do P;
- **Silício (Si):** formador de ferrita, melhora a resistência à formação de carepa e à carburização a alta temperatura;
- **Titânio (Ti):** forte formador de carboneto, nitreto e ferrita e melhora a resistência mecânica à alta temperatura;
- **Tungstênio (W):** aumenta a resistência mecânica e a fluência a temperaturas elevadas e é um forte formador de ferrita.

Uma vez que o elemento de liga fundamental destes aços é o cromo, um ponto inicial para o seu estudo é o diagrama de equilíbrio Fe-Cr, conforme mostrado na Figura 2.1.

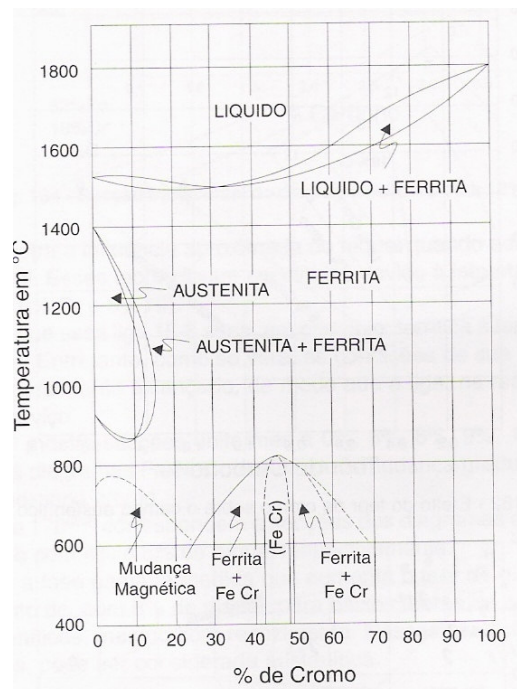


Figura 2.1. Diagrama de equilíbrio Fe-Cr (CHIAVERINI, 2002).

O cromo é um elemento alfa-gênio, isto é, que estabiliza a ferrita (α). Devido a esta característica, a faixa de temperatura de existência da austenita diminui rapidamente para teores superiores a 7% de cromo e, para teores acima de 13%, a austenita não mais se forma. Estas considerações são válidas para ligas binárias Fe-Cr puras, conforme pode ser verificado na Figura 2.1.

A presença de elementos gama-gênios, particularmente carbono e nitrogênio, expandem o campo de existência da austenita para maiores teores de cromo (Figura 2.2), podendo apresentar transformação parcial da ferrita a alta temperatura (tipicamente entre 900 e 1200 °C) em aços inoxidáveis ferríticos com teores de cromo superiores a 13%. Nesta condição o aço apresenta uma estrutura bifásica (austenita e ferrita). Com isso, pode ocorrer a transformação da austenita em martensita no seu resfriamento, causando a perda de tenacidade e ductilidade do material. Uma estrutura completamente não transformável (ausência de austenita) é favorecida por maiores teores de cromo e menores teores de elementos intersticiais (C e N) (MODENESI, 2001).

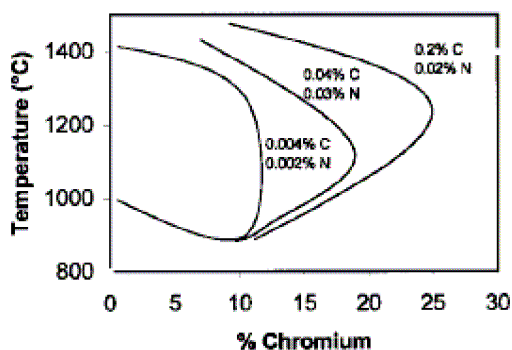


Figura 2.2. Deslocamento da linha de separação dos campos γ e (α e γ) no sistema Fe-Cr através de adições de carbono e nitrogênio (MEYER, 2001).

Uma liga Fe-17%Cr, com teores de carbono e nitrogênio suficientemente baixos para permitir uma estrutura totalmente ferrítica, quando aquecida a temperaturas superiores a 1150°C, sofrerá um acentuado crescimento de grão, e todo carbono e nitrogênio estarão em solução sólida. Entretanto, com o resfriamento, a solubilidade do carbono e nitrogênio na matriz α diminui, e ocorre a precipitação de carbonetos e nitretos de cromo, principalmente nos contornos de grão. Essa precipitação de carbonetos e nitretos intergranulares, além de prejudicar as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos, devido à perda da tenacidade do material, torna estes aços susceptíveis à corrosão intergranular (PIRES; FALLEIROS, 2002).

Em aços que contêm adições de nióbio ou titânio (aços estabilizados), os carbonetos e nitretos de cromo são parciais ou completamente substituídos por carbonitretos de nióbio ou de titânio. Estes precipitados são mais estáveis que os de cromo, apresentando menor solubilidade e só se dissolvendo, na matriz ferrítica, a temperaturas bem elevadas (superiores a 1200 °C). Desta forma, aços adequadamente estabilizados tendem a manter uma estrutura completamente ferrítica a qualquer temperatura até a sua fusão. Existem, contudo, indícios de que a adição de nióbio ou titânio a um aço inoxidável ferrítico pode afetar negativamente a sua ductilidade e tenacidade. Um cuidado especial deve ser tomado para a adição da quantidade correta de elementos estabilizantes (MODENESI, 2001).

Em temperaturas muitas elevadas, acima de 1200 °C, o aço inoxidável ferrítico tende a apresentar uma estrutura monofásica, completamente ferrítica. Nestas condições, a elevada mobilidade atômica da estrutura ferrítica a altas temperaturas e a ausência de partículas capazes de ancorar os contornos de grão possibilita um crescimento de grão extremamente rápido, o qual, contudo, tende a ser menor em aços estabilizados devido à maior estabilidade de seus precipitados que retardam mais efetivamente o crescimento do grão. Em um aço inoxidável ferrítico, que não pode ser recozido ou normalizado como um aço carbono, a granulação grosseira resultante só poderá ser refinada por deformação plástica, seguida por tratamento térmico de recristalização, o que não é, em geral, possível em uma peça acabada. Devido à sua estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), um aumento do tamanho de grão aumenta a temperatura de transição ao impacto, isto é, diminui a tenacidade do aço. Durante a soldagem, como o tempo de permanência a alta temperatura depende fortemente da energia de soldagem, o tamanho de grão final da zona termicamente afetada de um aço inoxidável ferrítico aumenta fortemente com esta energia (MODENESI, 2001).

2.2.1 Aplicações Industriais do Aço Inoxidável Ferrítico

Em geral os aços inoxidáveis ferríticos quando comparados com os aços inoxidáveis austeníticos apresentam um maior limite de escoamento, menores alongamento, capacidade de encruamento, tenacidade, ductilidade, resistência à corrosão generalizada, além de menor custo de produção (LULA, 1986). Segundo Reddy; Mohandas (2001) este menor custo pode ser explicado pela não utilização de níquel, que é um componente caro em aços inoxidáveis austeníticos.

A utilização destes aços inoxidáveis abrange um campo muito grande, como indústria automobilística, indústria de aparelhos eletrodomésticos e indústria química. Outros empregos incluem: decorações arquitetônicas, equipamentos de restaurante e de cozinha, peças de fornos, dentre outras (CHIAVERINI, 2002).

As ligas de baixo (11%) cromo (AISI 405 e 409) têm boa resistência à corrosão e oxidação e são, ainda, de fácil fabricação a baixo custo (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994). Estes aços possuem aplicações em tubos de radiadores, caldeiras, recipientes para indústrias petroquímicas e exaustores de automóveis, dentre outras (CHIAVERINI, 2002).

As ligas de cromo (16 a 18%) intermediário (AISI 430 e 434) são usadas para ornamentos automotivos e utensílios de cozinha. Essas ligas possuem tenacidade e soldabilidade mais baixas que as ligas de baixo cromo (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

As ligas de alto cromo (de 19 a 30%) (AISI 442 e 446), freqüentemente referidas como superferríticas, são usadas para aplicações que exigem um alto nível de resistência à corrosão e oxidação. Essas ligas, normalmente, contêm alumínio ou molibdênio e têm baixíssimos teores de carbono. Sua fabricação é possível devido a técnicas especiais de fundição que podem alcançar baixos teores de carbono e nitrogênio. Elementos estabilizadores como titânio e nióbio podem ser adicionados para prevenir a sensibilidade (fenômeno de migração de carbono da matriz e de cromo das regiões periféricas aos contornos de grão, dando formação aos carbonetos de cromo nos contornos de grão, deixando as regiões vizinhas aos contornos empobrecidas em cromo.) e melhorar as condições de soldabilidade (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

No Brasil, o aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 444 vem sendo utilizado na fabricação de caixas d'água, em substituição as fabricadas de amianto, possui boa resistência à corrosão atmosférica e por pite, aliada a um baixo custo de fabricação quando comparado com o AISI 304 (ausência de grande quantidade de níquel) e é possível a realização de soldagem por resistência (MODENESI, 2001).

Segundo Simeão (2004) aços inoxidáveis ferríticos como o P410D desenvolvido pela empresa ACESITA tem como meta a utilização em vagões ferroviários. Com relação ao aço carbono revestido, comumente utilizado na fabricação de vagões esses aços apresentam algumas vantagens, que são a capacidade de absorção de energia de impacto 100% superior ao aço carbono comuns, maior vida útil, menor frequência e menor tempo de parada para manutenção e redução da tara, devido às propriedades mecânicas que possibilitam um vagão com espessura 20% menor. Estes aços vêm sendo utilizados ainda na fabricação de ônibus, implementos rodoviários, container, usinas de açúcar, cabines telefônicas, mineração e estruturas metálicas.

2.2.2 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Ferríticos

Modenesi (2001) comenta que em geral os aços inoxidáveis ferríticos apresentam uma baixa soldabilidade (comparados com os austeníticos), pois a sua solda é caracterizada por ductilidade e tenacidade baixas além de sensibilidade à corrosão intergranular. Trincas de solidificação também podem ocorrer na zona fundida. Estes problemas de soldabilidade têm limitado, até recentemente, a aplicabilidade destes aços em estruturas soldadas. De uma maneira geral, a fragilização da solda é mais intensa em aços com maiores teores de cromo e intersticiais e a sensibilidade à corrosão intergranular é maior com maiores teores de intersticiais (carbono e nitrogênio) e menores teores de cromo. Segundo Reddy; Mohandas (2001) um dos principais problemas enfrentados na soldagem aço inoxidável ferrítico é a formação de grãos grosseiros.

As propriedades mecânicas da solda de um aço inoxidável estão muito relacionadas à microestrutura obtida, e um controle ruim desta microestrutura pode limitar sua aplicação. Uma possível limitação em termos microestruturais, seria a presença de martensita na soldas ferrítica (BALMFORTH; LIPPOLD, 2000).

Aços inoxidáveis ferríticos com cerca de 12-13%Cr (AISI 409) podem, em geral, ser soldados de forma a se obter propriedades adequadas. Já aqueles com teor de cromo mais elevado (AISI 430, 442, 446, etc.) são mais sensíveis a problemas de fragilização durante a soldagem. Este efeito é mais pronunciado em aços com maiores teores de elementos intersticiais (MODENESI; 2001).

Durante a soldagem por fusão, o metal base é aquecido a temperaturas entre a ambiente e a de fusão do material (próxima a 1500 °C). A zona fundida (ZF), quando a sua composição é similar ao metal base, passará por alterações similares, com uma estrutura de grãos colunares grosseiros. A microestrutura da região da solda dos aços inoxidáveis ferríticos pode ser separando em dois grupos (MODENESI, 2001):

1 - Aços parcialmente transformáveis: Corresponde aos aços não estabilizados e cujo teor de elementos intersticiais é baixo o suficiente para causar a formação de austenita à alta temperatura. Nestes materiais, a solda apresentará as seguintes regiões (Figura 2.3):

- **Região bifásica:** corresponde à porção da zona termicamente afetada (ZTA) que foi aquecida até o campo de coexistência da austenita e da ferrita. A austenita se forma preferencialmente nos contornos de grão da ferrita e, após resfriamento nas condições usualmente encontradas em soldagem, se transforma em martensita;
- **Região de crescimento de grão:** corresponde à região da ZTA aquecida acima do campo de coexistência da austenita e da ferrita. É caracterizada por um intenso crescimento de grãos e pela dissolução e posterior reprecipitação dos carbonetos e nitretos presentes. Durante o resfriamento, pelo afastamento da poça de fusão, esta

região da ZTA atravessa o campo bifásico, de modo que austenita é formada preferencialmente nos contornos de grão, em geral com estrutura de placas do tipo "Widmanstätten" (coma morfologia de agulhas ou placas). A temperatura mais baixa, esta austenita pode se transformar em martensita;

- **Zona fundida:** caso a composição química da zona fundida seja igual a do metal de base, esta apresentará uma estrutura semelhante à da região de crescimento de grão, tendo, entretanto grãos colunares.

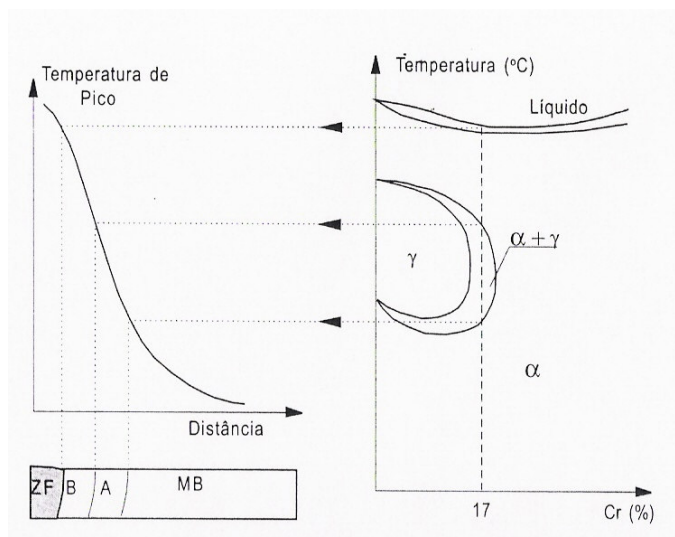


Figura 2.3: Formação da microestrutura da solda de um aço inoxidável ferrítico que atravessa o campo binário ($\alpha + \gamma$). MB – metal de base. A – região bifásica (ZTA). B – região de crescimento de grão (ZTA). ZF – zona fundida (MODENESI, 2001).

De uma maneira geral, a solda é caracterizada por uma estrutura de granulação grosseira, apresentando uma rede de martensita junto aos contornos de grão e precipitados finos de carbonetos e nitretos nos contornos e no interior dos grãos.

2 - Aços não transformáveis: Aços inoxidáveis ferríticos com teor mais elevado de cromo, com menor teor de elementos intersticiais e/ou adições de elementos estabilizantes podem ter um balanço entre elementos alfa-gênios e gama-gênios tal que a austenita não se forme em nenhuma temperatura. Nestas condições, a sua ZTA será formada essencialmente por uma região de crescimento de grão e a ZF apresentará uma estrutura grosseira e colunar, com precipitados finos intra e intergranulares. Em aços estabilizados com nióbio ou titânio, o crescimento de grão pode ser reduzido parcialmente pela maior estabilidade dos carbonitretos destes elementos em relação aos de cromo. Em aços com menores teores de

intersticiais, o problema de crescimento de grão é mais intenso, já que a quantidade de precipitados é menor.

De um Modo geral, a fragilização da região da solda é atribuída a três fatores (MODENESI, 2001):

- Formação de uma rede de martensita ao longo dos contornos de grão ferríticos (no caso de ligas com maiores teores intersticiais);
- Granulação grosseira nas regiões de crescimento de grão e na zona fundida (quando a zona fundida for também um aço inoxidável ferrítico);
- Ocorrência de fragilização a alta temperatura, relacionada com a precipitação de carbonitreto em uma forma muito fina após a soldagem.

A fragilização causada por esses fatores induz a formação de descontinuidades que podem levar a região atacada ao colapso. As fissurações e os ataques corrosivos podem ser esses agentes causadores desse colapso. Dependendo da quantidade de elementos de liga presentes no aço inoxidável (cromo, níquel e carbono dentre outros), a estrutura, depois de um resfriamento até a temperatura ambiente, poderá ser constituída de quantidades variáveis de ferrita delta, austenita e martensita.

Segundo Wainer et al (1992), existem três problemas principais de soldabilidade dos aços inoxidáveis e suas respectivas soluções. O primeiro é devido à sensitização (que como já mencionado, é o empobrecimento de cromo nos contornos de grão, aumentando a corrosão desta região), tendo como solução a escolha de um material adequado (estabilizado ao titânio e/ou nióbio). O segundo é a fragilização por hidrogênio, que possuiu como solução a utilização de procedimento que introduza pouco hidrogênio. E a terceira é o crescimento de grão que tem como solução a utilização de um procedimento com a menor energia de soldagem possível.

Mohandas et al (1999) observou que a estrutura da zona fundida de um aço inoxidável ferrítico quando se utiliza o processo SMAW (Shielded Metal Arc Weld) é formada por grãos colunares, enquanto quando se utiliza o processo TIG (Tungsten Inert Gás) se obtém grãos equiaxiais na mesma região.

Segundo Reddy; Mohandas (2001) a adição de elementos como o titânio, cobre e alumínio no processo de soldagem realizam um refino de grão no metal soldado.

2.3 Processo de soldagem MIG/MAG

O processo de soldagem MIG/MAG (Metal Inert Gas/Metal Active Gas) é um processo amplamente conhecido. O arco elétrico é aberto entre um arame alimentado continuamente e o metal de base, protegida por um gás inerte ou mistura de gases (argônio, dióxido de carbono, hélio ou oxigênio). A descrição deste processo pode ser encontrada em diversos livros de soldagem, tais como Marques et al (2005), entre outros. A Figura 2.4 mostra um esquema do processo de soldagem.

A natureza com que a gota é transferida da ponta do arame para a poça de fusão do processo MIG/MAG (transferência metálica) tem sido de grande interesse desde que o processo de soldagem a arco voltaico foi introduzido no mercado. Este interesse se deve ao fato da transferência metálica estar relacionada com a soldabilidade do material. Ela poderá afetar a estabilidade do arco, penetração do cordão de solda, a taxa de deposição, a posição de soldagem além da qualidade da solda (SCOTTI et al, 1998). Portanto, o conhecimento de como o modo de transferência metálica influencia determinado processo de soldagem é importante para o controle e automação de tal processo, assim como para o desenvolvimento de consumíveis.

2.3.1 Transferência Metálica

A transferência de metal no processo MIG/MAG apresenta inúmera faceta. Classicamente se considera três formas principais, isto é: (a) Transferência por Curto-circuito, (b) Transferência Globular, (c) Transferência Goticular ou "Spray". Formas de transferência derivadas destas são frequentemente citadas na literatura, que são elas, a transferência globular repelida, a globular explosiva, a goticular com alongamento e a goticular rotacional. Sendo que pode ocorrer também processo de transferências misto, onde mais de uma destas formas de transferência pode ocorrer em um mesmo processo. Vários pesquisadores estudaram os modos de transferência metálicas em diferentes tipos de material, entre eles estão Scotti (2000), Ferraresi et al (2003), Luz et al (2005), Lima e Ferraresi (2006), dentre outros. A seguir segue uma descrição das formas de transferência metálica citadas na literatura

- **Transferência metálica globular** - ocorre para valores intermediários de corrente e elevada tensão de soldagem. Durante a soldagem o glóbulo de metal fundido da ponta do eletrodo aumenta de tamanho com o tempo, até se separar sob efeito da ação da gravidade. Isto causa a deposição na poça de fusão de gotas grandes, bem maiores que o diâmetro do eletrodo. A Figura 2.4 mostra uma seqüência de fotos deste modo de transferência.

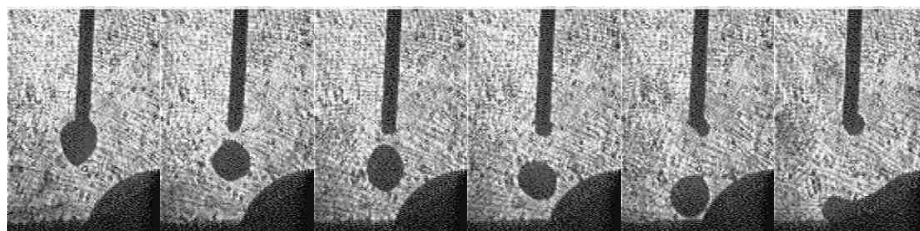


Figura 2.4. Transferência Globular, arame 409Ti e gás Ar+5%CO₂ (LUZ et al, 2005)

- **Transferência Globular Repelida** – As gotas crescem na ponta do arame de forma idêntica ao globular, porém, ocorre também um desvio desta gota para a lateral. A Figura 2.5 mostra uma sequência de fotos deste modo transferência da gota.

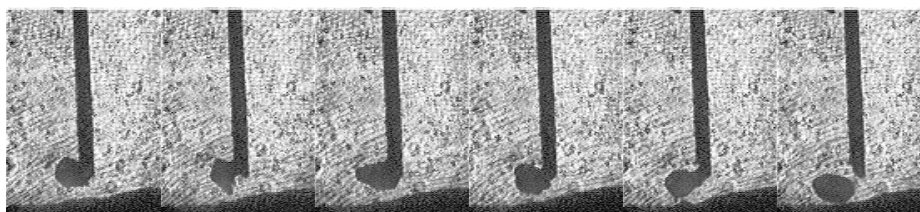


Figura 2.5. Transferência metálica globular/repulsão, arame 409Ti e gás Ar+5%CO₂ (LUZ et al, 2005)

- **Transferência goticular** - ocorre para tensões e correntes elevadas. As gotas são pequenas, com tamanho próximo ao diâmetro do eletrodo, que são lançados em alta frequência em direção à poça de fusão (Figura 2.6).

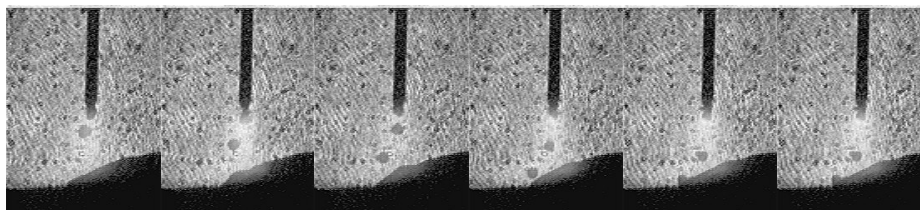


Figura 2.6. Transferência metálica goticular, arame 409Ti e gás Ar+5%CO₂ (LUZ et al, 2005)

- **Transferência Goticular com alongamento** – As gotas são lançadas da extremidade de uma ponta do eletrodo alongada (afunilada), cujo comprimento é maior do que o diâmetro do eletrodo (Figura 2.7). Observa-se certa instabilidade no pivotamento, certamente em função do tipo de fluxo que está sendo fundido junto com a capa metálica.

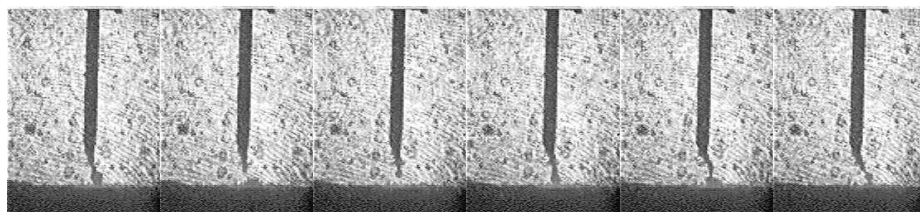
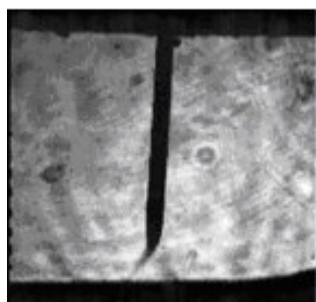
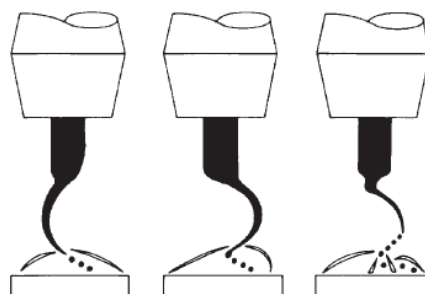


Figura 2.7. Transferência metálica goticular com alongamento, arame 409Ti e gás Ar+5%CO₂ (LUZ et al, 2005)

- **Goticular rotacional** – Ocorre com altíssimas correntes. As gotas possuem um diâmetro muito menor que o diâmetro do eletrodo. A ponta é pivotada em sua base, perfazendo um movimento rotacional-espiral. Há muitos respingos e uma instabilidade indesejável. A figura 2.8 mostra imagem e representação esquemática da transferência goticular rotacional.



(a)



(b)

Figura 2.8.(a) Transferência metálica goticular rotacional arame ER308 e gás Ar+e%O₂. (b) Representação esquemática.

- **Transferência metálica por curto-circuito** - ocorre para baixos valores de tensão e moderada corrente de soldagem e é caracterizada pelo contato periódico da gota na poça de fusão, causando flutuações relevantes na tensão e corrente de soldagem. A Figura 2.9 mostra uma seqüência de fotos deste modo de transferência.

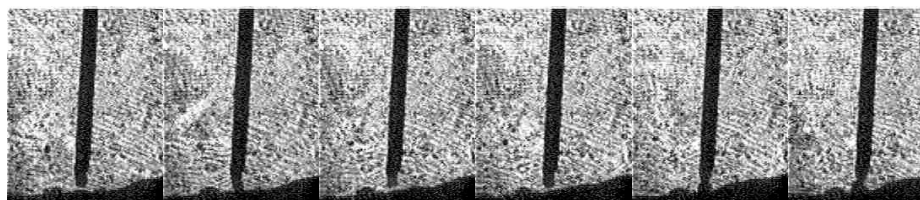


Figura 2.9. Transferência metálica por curto-circuito, arame 409Ti e gás Ar+5%CO₂ (LUZ et al, 2005)

A transferência por curto-circuito é caracterizada pelo toque periódico da gota na poça de fusão no momento da sua transferência. Isto acontece principalmente devido a diferença entre a velocidade de alimentação do arame eletrodo e a taxa de fusão do mesmo, em regime de arco aberto. A ação repetitiva dos curtos-circuitos só pode ocorrer se a taxa de fusão varia regularmente abaixo e acima da velocidade de alimentação do arame eletrodo (AWS, 1992). A frequência de transferência de curtos-circuitos varia de 20 a 200 vezes por segundo, o que irá depender das condições de soldagem (ASM, 1993; AWS, 1992 e LIU; SIEWERT, 1989). A cada toque ocorre a extinção do arco devido ao curto-circuito. No momento do curto-circuito a corrente aumenta rapidamente de valor e a tensão cai bruscamente (MIRANDA, 1999). Pela Figura 2.10 pode-se explicar melhor a transferência metálica regular por curto-circuito.

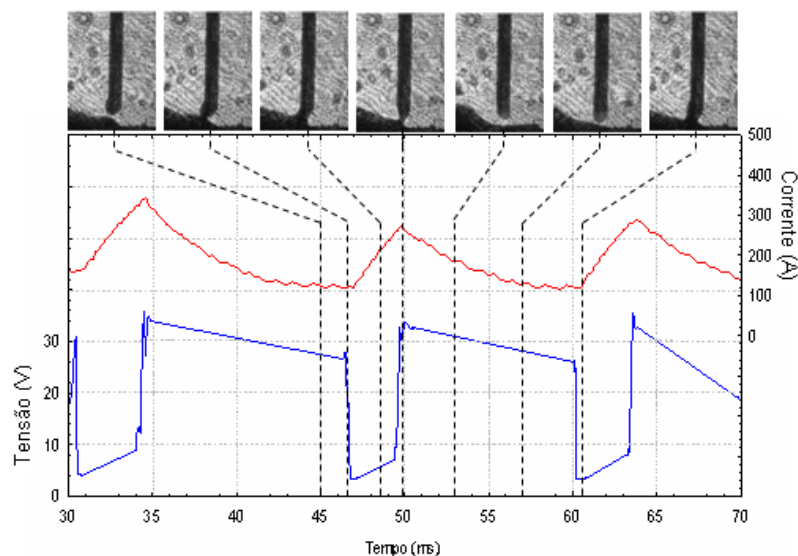


Figura 2.10. Transferência por curto-circuito de um aço inoxidável AISI 439, utilizando o eletrodo ER430 e o gás de proteção Ar+4%CO₂.

Analisando a Figura 2.10, podem-se fazer as seguintes observações. A primeira imagem caracteriza-se a fase de formação e crescimento da gota na ponta do arame. A medida que a gota é formada, o comprimento do arco diminui, fazendo com que haja uma pequena queda de tensão. Na segunda imagem a gota formada toca a poça de fusão, fazendo com que a tensão caia bruscamente e a corrente aumente em elevada taxa. Na terceira imagem parte da gota já foi transferida para a poça de fusão e a ponte formada entre o eletrodo e a poça de fusão começa a se romper. Na quarta imagem ocorre o rompimento da ponte metálica e a tensão sobe de maneira que se caracterize um pico de reignição. A corrente neste mesmo instante começa a cair para valores de regime. Na quinta imagem os sinais de tensão e corrente já estão estabelecidos para valores de regime e a

partir deste instante, uma nova gota começa a se formar na ponta do eletrodo. Na sexta imagem ocorre o mesmo descrito para a primeira imagem, reiniciando o ciclo de transferência metálica.

Nas fases de aumento da corrente (segunda e terceira imagem da Figura 2.10), ocorre um aumento da força eletromagnética de estrangulamento (efeito "pinch") e um aquecimento mais acentuado do eletrodo. Por ação predominante desta força "pinch" e da força de tensão superficial, a gota é transferida para a poça de fusão. A transferência da gota pode ocorrer de uma forma muito brusca, caso a corrente suba em uma taxa muito elevada para um dado intervalo de tempo. Neste caso, há uma geração excessiva de respingos, instabilidade do arco e aumento do custo da soldagem. A taxa de variação da corrente deve ser alta o bastante para causar a transferência da gota, e baixa o bastante para minimizar os respingos (ASM, 1993). Para realizar o controle da taxa de alteração da corrente, as fontes de soldagem do tipo tensão constante possuem o recurso de controle da indutância. A indutância altera a velocidade de resposta do circuito de soldagem, fazendo com que a corrente modifique seu valor de forma controlada (MIRANDA, 1999).

Devido às extinções freqüentes e também aos valores moderados de corrente e tensão, o calor transferido é baixo e, por isso, este tipo de transferência é indicado para soldagem de chapas finas. Além disso, como as gotas são transferidas pelo contato com a poça de fusão, através da tensão superficial, é possível soldar em todas as posições (AWS, 1992). No caso de soldagem de chapas grossas, pode ocorrer falta de penetração ou mordeduras (em alguns casos) devido à baixa energia transferida à poça de fusão (AWS, 1991; LIU; SIEWERT, 1989 e LIU et al, 1989).

2.3.2 Estabilidade do arco

Um arco estável é a chave principal para a realização de soldas com boa qualidade. O melhor ajuste das variáveis elétricas para a obtenção de uma boa estabilidade do arco, não é fácil, e deve ser realizado com base nas necessidades de ionização do gás, nas dimensões do eletrodo, no tipo de metal de base e do eletrodo, na posição de soldagem e nas exigências de qualidade (AWS, 1991). Estes fatores interagem de forma complexa e, mesmo fixando a característica do equipamento, uma boa estabilidade só será alcançada, com base no conhecimento das propriedades do arco. Vale salientar que a quantificação das propriedades físicas do arco apresenta grande dificuldade (MIRANDA, 1999).

A estabilidade do arco em transferência por curto-circuito é afetada pelas extinções do arco. Um arco estável nesse caso é o que possui uma transferência periódica e cujo tempo de apagamento do mesmo seja o mínimo possível. Isto pode ser resumido em um menor período de curto-circuito e menor tempo de transferência, com a transferência de gotas

menores em uma maior frequência e maior regularidade (MIRANDA, 1999). A Figura 2.11 ilustra esquematicamente os parâmetros envolvidos na transferência por curto-circuito.

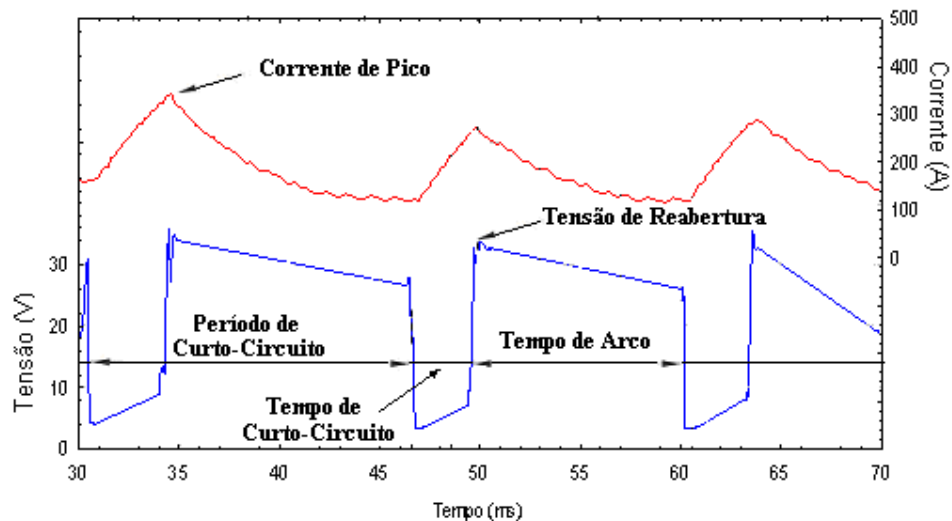


Figura 2.11. Parâmetros de transferência metálica por curto-circuito.

Vários pesquisadores utilizaram um critério de estabilidade com base na análise das perturbações encontradas nos oscilogramas de tensão e corrente de soldagem. Manz (1969) comparou o desempenho de diferentes tipos de construção da fonte de soldagem, que empregam ou não o controle da indutância como um recurso. As fontes com controle de indutância foram comprovadamente as mais eficientes, principalmente quando o tipo de transferência ocorria por curto-circuito. O mesmo autor, em publicação da AWS (1992), relacionou o comprimento do eletrodo transferido a cada gota (L_g) com a velocidade de alimentação do arame eletrodo (V_{alim}) e com a frequência de transferência (f) através da Equação 2.1.

$$L_g = \frac{V_{alim}}{f} \quad (2.1)$$

De acordo com Manz (1969), um arco estável na transferência por curto-circuito ocorre quando variações no comprimento do arco são minimizadas. Para pequenas variações, as interferências no ciclo de transferência são diminuídas. Desta forma, para diminuir as modificações do comprimento do arco, o tamanho da gota deve ser mantido o menor possível, ou seja, a razão V_{alim}/f deve ser minimizada (menor comprimento do eletrodo transferido a cada gota). Isto significa frequência elevada para uma dada velocidade de

alimentação do arame eletrodo. Para cada valor específico de velocidade de alimentação do arame eletrodo, existe um melhor ajuste de indutância.

Neste contexto, a característica estática da fonte é um dos mais importantes fatores no controle da frequência das gotas. A mesma controla a tensão e o comprimento do arco, pelo deslocamento do ponto de operação do sistema arco e fonte de soldagem. Quando a característica estática da fonte é fixada, esta controla o comprimento do arco e desta forma, a frequência das gotas (AWS, 1992).

Segundo Panibrattsev (1979), a probabilidade de a gota ser repelida durante o curto-circuito torna-se maior à medida que o diâmetro da mesma diminui e a taxa de crescimento da corrente aumenta. Desta forma, existe uma contradição a ser levada em consideração, pois de um lado exige-se uma corrente específica de curto-circuito para transferir a gota pelo rompimento da ponte metálica formada. Por outro lado, se as gotas possuem pequenos diâmetros e a taxa de subida da corrente (di/dt) é elevada, existe uma maior probabilidade das gotas serem repelidas.

Neste caso, podem-se obter soldas com bom número de curtos-circuitos, mas com estabilidade reduzida, principalmente para soldagem fora da posição plana. Gupta et al. (1980) estudaram a influência de uma série de parâmetros na reignição do arco na soldagem que apresenta transferência por curto-circuito. O número e o tempo de curtos-circuitos reduziram com o aumento da tensão de soldagem. De forma geral, a reignição do arco não foi afetada pelo fluxo de gás de proteção, porém foi influenciada pelo tipo deste gás e pela intensidade de corrente de soldagem.

Gupta et al. (1983) realizaram análises estatísticas das curvas de tensão e corrente em função do tempo. Para o caso específico da transferência por curto-circuito, a estabilidade foi avaliada pela distribuição do tempo de arco aceso, assim como da frequência e do tempo de curto-circuito. Os respingos neste caso foram associados a estas variáveis, assumindo que diminuem com o aumento da indutância da fonte. Em dióxido de carbono a geração de respingos foi maior que em misturas de dióxido de carbono com argônio. Isto está relacionado ao pequeno núcleo do plasma do dióxido de carbono (alta condutividade térmica), que faz com que surja no sentido contrário à transferência de gotas, uma componente da força de Lorentz (força eletromagnética) localizada na raiz do arco.

Gupta et al. (1988) avaliaram a estabilidade do processo MIG/MAG com transferência por curto-circuito baseados na análise estatística dos sinais de corrente e de tensão, do número de curtos-circuitos e das distribuições do tempo de arco aceso e do tempo de curto-circuito. Os autores afirmaram que esta análise é fundamental para qualificar a estabilidade do processo e consideraram que somente a análise da distribuição da frequência de curto-circuito é insuficiente. Os recursos no tratamento estatístico empregado foram os

oscilogramas, os histogramas e as distribuições de densidade de probabilidade da corrente elétrica, da tensão de soldagem, do tempo de arco aceso e do tempo de curto-circuito. Os resultados revelaram uma relação coerente entre a análise estatística, a perda por respingos e a estabilidade do arco. As condições mais estáveis, neste caso, foram as que apresentaram alta frequência de curtos-circuitos associados a uma maior regularidade de transferência metálica.

Dutra (1989) empregou uma metodologia para avaliar a estabilidade do arco no processo MIG/MAG com transferência por curto-circuito, a partir da análise dos histogramas dos picos de corrente, dos tempos entre as transferências e dos tempos de curtos-circuitos. O autor afirmou que dentro das inúmeras variáveis que influenciam a estabilidade do arco, a indutância e a tensão (para uma dada velocidade de alimentação do arame eletrodo e velocidade de soldagem) são as variáveis críticas para se estabelecer uma condição adequada de soldagem. Os resultados obtidos indicaram que para tensões elevadas, a indutância deve ser ajustada em valores altos (taxa de crescimento da corrente lenta), e para tensões menores, a indutância deve ser baixa (taxa de crescimento da corrente elevada).

Baixo; Dutra (1991) apresentaram uma metodologia para a determinação das relações paramétricas tensão/corrente no processo MIG/MAG com transferência por curto-circuito. Neste trabalho, as informações sobre as regularidades de transferência por curto-circuito foram obtidas a partir do desvio padrão do pico de corrente, calculado com base no valor de pico de maior frequência. Os resultados mostraram que para certa faixa de tensão, existe um ponto de inflexão onde o desvio padrão do pico de corrente é mínimo, indicando uma condição de máxima estabilidade. Houve ainda uma análise do cordão de solda quanto a geometria e a condição superficial. Esta análise comprovou que as condições que resultaram em máxima estabilidade (obtida pelo desvio padrão do pico de corrente mínimo) foram as mesmas que apresentaram os melhores cordões de solda.

Silva; Modenesi (1994) determinaram as características operacionais no MIG/MAG pela avaliação da distribuição dos tempos entre curtos-circuitos e outras variáveis. As condições de elevada instabilidade foram associadas aos fenômenos cíclicos de baixa frequência, caracterizados por uma sucessão de períodos de transferência curtos e longos.

Baixo; Dutra (1995) avaliaram o comportamento da indutância em uma fonte eletrônica que permite o ajuste independente da taxa de subida e da taxa de descida da corrente, durante e após o curto-circuito respectivamente. Os resultados do trabalho indicaram que o decrescimento mais lento da corrente aumenta o período de arco e permite o melhor aproveitamento da energia para auxiliar a fusão do eletrodo (efeito joule). Desta

forma, é possível, para uma mesma tensão de referência selecionada na fonte, obter uma transferência metálica mais estável.

Fonseca et al. (1996) fizeram uma avaliação da influência de algumas características do arame eletrodo no desempenho do processo MIG/MAG com transferência por curto-circuito. A estabilidade do arco foi avaliada por meio do tratamento estatístico do período e do tempo médio de curto-circuito. Os dados de respingos também foram utilizados na avaliação da estabilidade. Os resultados indicaram que a máxima estabilidade estava associada a um ponto de inflexão das curvas de quantidade de respingos, do período e do tempo de curto-circuito, assim como do índice de estabilidade adotado. Este índice de estabilidade (I_{est}) é definido pela Equação 2.2.

$$I_{est} = \frac{100}{T \cdot t_r} \quad (2.2)$$

onde: - T é o período de curto-circuito (ms);

- t_r é a taxa de respingos definida pela razão entre o peso dos respingos coletados e o peso de metal de adição (metal depositado + respingos).

Modenesi et al (1999) baseou seus estudos na análise da influência da composição química (% de silício e manganês) do arame nas características operacionais do processo MIG/MAG utilizando dióxido de carbono. Foram empregadas análises dos sinais elétricos do processo e a quantidade de respingos obtidos. O fator de respingo foi calculado baseado na Equação 2.3.

$$F_{SP} = \frac{W_{SP}}{W_{SP} + W_{CP}} \cdot 100\% \quad (2.3)$$

Onde: W_{SP} é o peso dos respingos;

W_{CP} é o peso do cordão de solda.

A partir dos parâmetros de tensão e corrente média, período médio de transferência (t_{ic}) e tempo de arco (t_{ab}) obtiveram-se o fator de curto-circuito (F_C), Equação 2.4 e o índice de estabilidade (I_{est}) definidos pela Equação 2.5.

$$F_C = \frac{t_{ic}}{t_{ab}} \cdot 100\% \quad (2.4)$$

$$I_{est} = \frac{1000}{t_{lc} \cdot F_{SP}} \quad (2.5)$$

Os resultados permitiram observar que as diferenças do comportamento devido as composições químicas dos arames não foram muito pronunciadas e que as diferenças percebidas deviam fundamentalmente as propriedades físicas dos mesmos, devido as concentrações de manganês e silício.

Atualmente as análises de estabilidade de soldagem são realizadas fundamentalmente mediante ao monitoramento dos parâmetros do processo como tensão e corrente do arco. As análises estatísticas das curvas de tensão e corrente do arco é um método muito eficaz para a determinação da estabilidade do processo de soldagem, segundo estabeleceram vários autores (LUCAS, 1983; XIE, 1990 e SENCÁK, 1994). Assim, conclui-se que não existe um modelo completo que englobe todos os índices propostos.

2.4 Consumíveis para a Soldagem dos Aços Inoxidáveis Ferríticos.

2.4.1 Arame Eletrodo

As composições dos eletrodos para soldagem MIG/MAG são usualmente muito similares ao metal de base. Modificações secundárias são normalmente requeridas para melhorar as propriedades da soldagem. Desoxidantes ou outros elementos de liga são quase sempre adicionados. Isto é feito para minimizar porosidade na solda ou para garantir propriedades mecânicas desejáveis na solda pela reação com oxigênio, nitrogênio ou hidrogênio que podem estar presentes no gás de proteção ou podem acidentalmente alcançar o metal da atmosfera vizinha (SCOTTI, 1991).

Os desoxidantes mais freqüentemente usados em eletrodos de aço são: manganês, silício e alumínio. O uso de desoxidantes em arames de enchimento deve ser na quantidade certa, de acordo com o gás e/ou condição usada (PEREIRA, 2000).

Geralmente os eletrodos de aço inoxidável apresentam teores de cromo e molibdênio elevados para melhorar a resistência à corrosão embora, recentemente, o nitrogênio e até certo ponto o tungstênio, terem se tornado importantes elementos de liga. (KARLSSON, 2005).

Metais de base inoxidáveis ferríticos podem ser soldados tanto com arames de aços inoxidáveis ferríticos quanto com austeníticos. (SCHWARZ; TESSIN, 2003). Arames inoxidáveis ferríticos estabilizados desenvolvidos (por exemplo, os tipos 430Ti, 430LNb e 409Nb), podem conferir uma boa qualidade às soldas destes aços, além de menor custo

(RENAUDOT, 2000). Esses arames têm sido usados de forma crescente na indústria, principalmente na automotiva. Sendo recente o desenvolvimento desses arames e, ainda mais, a sua utilização no Brasil, existe a necessidade de um maior conhecimento das características operacionais no processo MIG/MAG com esses arames para a soldagem de chapas de aços inoxidáveis ferríticos (RESENDE et al, 2006).

2.4.2 Gás de proteção

O processo MIG/MAG requer um gás de proteção para prevenir oxidações no arco de soldagem. Além disso, o gás promove a estabilização do arco e uma transferência metálica uniforme (LIAO; CHEN, 1998).

Como o arame está geralmente na polaridade positiva em MIG/MAG, o oxigênio é requerido para regenerar a camada de óxido necessária para estabilizar as raízes catódicas na superfície do material sendo soldado (BENNETT, 1989 e LUCAS, 1992).

O gás de proteção afeta não somente as propriedades da solda, mas determina também a forma e penetração do cordão de solda. O gás de proteção afeta também o índice residual de hidrogênio, de nitrogênio e de oxigênio dissolvido no metal da solda, podendo também adicionar elementos como o carbono, devido à composição do gás (LIAO; CHEN, 1998).

A interação da ação química e física do gás de proteção afeta as propriedades do arco e da solda e determina sua forma e padrão de penetração, além da quantidade de respingos gerados e geração de fumaça e fumos (LYTTLE; STAPON, 1990 e URMSTON, 1996). Lyttle; Stapon (1990) e Norrish (1992) afirmam que a função secundária do gás de proteção inclui o controle da geometria do cordão de solda e das propriedades mecânicas. Controlando a transferência de vários elementos do arame de soldagem, o gás pode alterar a microestrutura da solda juntamente com suas propriedades. Além disso, a composição do gás influencia a velocidade de soldagem (pela alteração na transferência de calor, no formato do arco e na transferência metálica), o custo de limpeza e manutenção do equipamento de soldagem (pela variação da geração de respingos e fumos) e, como resultado, o custo de soldagem (PEREIRA, 2000).

Pequenas variações na composição da mistura de gás têm um efeito relativamente pequeno na taxa de fusão do arame em comparação com sua influência nas características de transferência arco/metalo e no comportamento da poça de solda. Nem sempre é possível especificar com precisão faixas de composições para misturas de gases para materiais ou aplicações específicas (LUCAS, 1992).

A seleção de um gás de proteção é usualmente feita com base em custos e

qualidade. O uso de um gás mais caro é muitas vezes justificado, contanto que um aumento significativo de efeitos benéficos seja obtido, isto é, uma maior taxa de deposição ou a redução da necessidade de reparos de soldagem (BENNETT, 1989).

Pierre (1987) e Lyttle; Stapon (1990) sintetizam os fatores que governam a seleção de gases de proteção para MIG/MAG, entre eles estão o material de base a ser soldado, o tipo de transferência metálica desejado, o diâmetro do eletrodo e o tipo e posição de soldagem. Além disso, deve considerar o seu efeito na eficiência de proteção, na qualidade do metal de solda depositado, na forma da penetração, na estabilidade do arco, na geometria do cordão de solda e nas propriedades mecânicas da solda.

Para obter um gás de proteção que seja adequado para uma aplicação específica, uma mistura de gases geralmente é necessária. Cada gás básico contribui com determinadas propriedades para o desempenho global da mistura (SCOTTI, 1991). Um entendimento destas contribuições deverá tornar o processo de seleção mais fácil. Os gases mais importantes para o processo MIG/MAG de um aço inoxidável e suas características são descritas como segue:

Argônio (Ar): é um gás inerte com baixo potencial de ionização (15,8 eV), baixo potencial de oxidação e baixa condutividade térmica (PIERRE, 1987 e LYTTLE; STAPON, 1990). De acordo com Dillenbeck; Castagno (1987), a relativamente alta densidade do argônio (1,38 em relação ao ar) promove uma efetiva ação protetora em fluxo de gás moderado, porque o argônio facilmente substitui o ar em torno da solda e é menos susceptível a reações.

Argônio possui condutividade térmica menor que hélio e dióxido de carbono em temperaturas de arcos de soldagem. A coluna de plasma com argônio expande além da ponta do arame fundido e estende acima, criando maior superfície para a condensação de calor do elétron. Este processo rapidamente derrete o arame, produzindo um ponto fino no final do arame. Simultaneamente, em presença de fortes forças de Lorentz, o rápido derretimento produz um rápido jato de gotas finas que vão para o metal de base, produzindo uma penetração direcional profunda (VAIDYA, 2002).

Uma atmosfera rica em argônio (90% ou mais) é necessária para obter transferência goticular convencional e goticular com alta densidade de corrente no processo MIG/MAG. Além disso, altas taxas de deposição com melhor eficiência da deposição do arame (baixos níveis de respingos) são geralmente obtidas quando se usa mistura a base de argônio como gás de proteção para a soldagem de aço (PIERRE, 1987, LYTTLE; STAPON, 1990).

Proteção à base de argônio promove retenção de elementos de liga, devido a este gás ser inerte ou não reativo e soldas livre de inclusões, melhorando as propriedades mecânicas; bom acendimento e estabilidade do arco em baixas correntes, além de permitir

transferência "spray" (PIERRE, 1987, BENNETT, 1989, SCOTTI, 1991 e LUCAS, 1992). O menor potencial de oxidação reduz a tensão do arco, gerando menor potência no arco e, portanto, menor penetração na junta, mordedura e um perfil irregular do cordão.

A combinação da baixa penetração e da menor quantidade de respingos gerados torna o uso do argônio puro desejável somente na soldagem de chapas finas, onde excessiva fusão da chapa e aparência superficial são de principal interesse (DILLENBECK; CASTAGNO, 1987).

Gases à base de argônio produzem menos respingos que dióxido de carbono, reduzindo a necessidade de manutenção do equipamento e limpeza da solda. Eles reduzem a geração de fumaça, porque a oxidação é menor. O contorno do cordão é mais plano, reduzindo ou eliminando operações de acabamento. As propriedades mecânicas do metal de solda são melhores e o menor índice de oxidação proporciona o uso de arames de soldagem mais baratos (PEREIRA, 2000).

Segundo Vaidya (2002), se argônio puro é utilizado como gás de proteção em processos MIG/MAG em aços carbonos ou aços inoxidáveis o arco de soldagem é razoavelmente instável. Este fato ocorre uma vez que as raízes catódicas que são formadas na superfície da chapa não possuem boa estabilidade, devido ao baixo potencial oxidante do gás.

Oxigênio (O_2): a presença de um componente oxidante na mistura suaviza o perfil do cordão de solda, reduz seu ângulo de molhamento e altura do reforço, melhora a penetração e reduz a tendência de mordeduras pela formação de filmes que melhoram as condições de molhamento da poça de solda, pela diminuição da tensão superficial no contato poça fundida/metall de base e pela estabilização da posição da raiz do arco (LYTTLE; STAPON, 1990 e JÖNSSON et al, 1995).

A adição do oxigênio ao argônio tem uma pequena influência sobre a coluna do arco. Com uma adição de oxigênio (oxidação média), a camada de óxido localizada próximo da poça de solda pode ser continuamente regenerada resultando na fixação e, portanto, estabilização da raiz do arco pela estabilização dos pontos catódicos nesta posição, melhorando a capacidade de acendimento do arco e mantendo uma transferência metálica mais estável. (MODENESI; NIXON, 1994).

Adições de até 5% de oxigênio ao argônio reduzem a corrente de transição "globular/goticular" em arames de aço no processo MIG/MAG, e pode reduzir o nível de corrente na qual a conversão para transferência projetada ocorre. Acima de 5%, adições de oxigênio aumentam a corrente de transição, além de aumentar os danos nas ligas (LYTTLE; STAPON, 1990, SCOTTI, 1991 e MODENESI; NIXON, 1994).

Dióxido de Carbono (CO_2): é o mais barato e mais utilizado gás de proteção para

soldagem MIG/MAG em aço, sendo largamente usado sozinho em MIG/MAG de aço carbono com transferência curto-circuito (DILLENBECK; CASTAGNO, 1987, PIERRE, 1987 e LYTTLE; STAPON, 1990).

O dióxido de carbono se dissocia no arco para formar monóxido de carbono e oxigênio e o efeito global é o de gerar uma proteção oxidante. A porosidade no cordão de solda pode ser prevenida pela presença de desoxidantes no metal de adição. Ele exibe características de gás inerte em temperatura ambiente, não reagindo com outros elementos, mas é um gás ativo nas temperaturas de soldagem (DILLENBECK; CASTAGNO, 1987 e LUCAS, 1992).

Sua alta condutividade térmica é responsável por uma alta transferência de calor para o metal de base (Lyttle and Stapon, 1990 e Scotti, 1991). Um padrão de penetração mais largo e arredondado é obtido quando se compara com o argônio, mas a maior distorção na chapa de base e a maior probabilidade do arco atravessar a chapa são possíveis problemas (LYTTLE; STAPON, 1990, SCOTTI, 1991 e LUCAS, 1992).

Misturas: Na soldagem MIG/MAG dos aços inoxidáveis, é comum o uso de argônio com um ou dois por cento de um elemento oxidante (oxigênio ou gás carbônico). O arco é estabilizado se houver uma adição de oxigênio e/ou dióxido de carbono ao argônio. O oxigênio é considerado duas a três vezes mais efetivo que o dióxido de carbono em relação à estabilização do arco (STENBACKA; PERSSON, 1992).

Soldagem com argônio puro, hélio puro ou com misturas destes resulta em um arco instável. Isso ocorre, porque a emissão de elétrons tem lugar a partir de áreas contendo óxidos. Quando a emissão ocorre, o óxido é rompido e o arco salta para uma outra área contendo óxidos, resultando num desvio do arco. Desta forma, é necessária a adição de pequenas quantidades de oxigênio ou dióxido de carbono ao gás para construírem-se, continuamente áreas próximas ao arco contendo óxidos às quais, desta maneira, têm um efeito estabilizador ao arco (STENBACKA; PERSSON, 1992).

A adição de oxigênio ou dióxido de carbono, também, reduz a tensão superficial da gota fundida na qual se estabiliza o arco quando se solda na forma goticular. A umectação do metal base é, também, melhor se comparada com argônio puro, por exemplo, o ângulo de contato entre a solda e o metal base torna-se menos pronunciado. A desvantagem do oxigênio e dióxido de carbono é a de que eles produzem uma superfície de solda oxidada, resultando em perda de elementos de liga, quando o material passa através do arco (perda por oxidação). A característica oxidante do arco depende das porcentagens de oxigênio e dióxido de carbono. Uma outra desvantagem do dióxido de carbono, no gás de proteção, é a inclusão de carbono no metal depositado (STENBACKA; PERSSON, 92). Adições progressivas de dióxido de carbono em argônio puro proporcionam um balanço de

deslocamento de goticlar puro para um modo de transferência globular (VAIDYA, 2002).

Cedré et al (2006) analisando a influência do aumento de oxigênio em mistura no gás de proteção propuseram que o aumento da quantidade de oxigênio na mistura, e por tanto o aumento do mesmo na atmosfera do arco provoca uma diminuição da tensão superficial nas gotas de metal que se estão transferindo, o que facilita um mais fácil desprendimento da gota. O mesmo fato foi observado por Jönsson et al, 1995.

Um incremento na proporção de elementos oxidantes no gás de proteção aumenta as perdas de manganês, cromo, nióbio. As perdas por oxidação podem ser de 0,3% para manganês e cromo e cerca de 0,1% para silício e nióbio, quando o teor de oxigênio no gás é menor que 30%. O carbono é oxidado para volume menor somente para teor de oxigênio menor que 10% (STRASSBURG, 1976).

O dióxido de carbono, no gás de proteção, resulta na inclusão de carbono, bem como, uma oxidação do metal depositado. Uma desvantagem da inclusão de carbono, é que o teor de ferrita no metal depositado, pode decrescer, uma vez que o carbono é forte formador de austenita. Isto pode ter um efeito negativo na resistência às trincas de solidificação do metal depositado, bem como, não conseguir atingir os valores de ferrita especificados (LUNDQVIST, 1980). Liao; Chen, (1998) detectaram que a taxa de respingos aumenta com o aumento de dióxido de carbono contido em misturas de argônio com dióxido de carbono, sendo que o mesmo ocorre para o oxigênio.

Gases com altos teores de dióxido de carbono, como 75% argônio com 25% dióxido de carbono, tende a produzir significantes adições de carbono em aços inoxidáveis, e não são recomendados (KOTECKI, 1999).

Mohandas et al (1999) realizaram em seu trabalho uma comparação soldando o aço inoxidável ferrítico ER430 pelo processo SMAW utilizando argônio puro e uma mistura de argônio com 2% de oxigênio como gás de purga, onde observou um aumento da quantidade de austenita retida, que poderia ser devido à combinação do cromo com o oxigênio.

Liao; Chen (1997) realizaram um estudo avaliando as propriedades mecânicas assim como as microestruturas com a mudança do gás de proteção (argônio puro e misturas de argônio com oxigênio e/ou dióxido de carbono) também para aços inoxidáveis austeníticos, onde observaram mudanças significativas, tanto na microestrutura, quanto nas propriedades mecânicas.