

DEMOSTENES FERREIRA FILHO

**INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NA
SOLDAGEM DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
2007

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

DEMOSTENES FERREIRA FILHO

**INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NA SOLDAGEM DO AÇO
INOXIDÁVEL FERRÍTICO**

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

À DEUS

A minha esposa, Anne Fernanda

Aos Meus pais Demostenes e Sebastiana

Aos meus irmãos Priscila e Wander

A minha afilhada, Luana e cunhado Edward

A meu orientador, Valtair

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, o 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, pelo apoio, dedicação e incentivo durante todo o curso.

Aos meus familiares pelo incentivo e esforço para a realização de meu estudo.

Aos professores Américo Scotti e Louriel Oliveira Vilarinho, pela colaboração e apoio dada durante o trabalho.

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

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 ACESITA, pelo fornecimento dos consumíveis utilizados.

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

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	xii
Resumo	xiv
Abstract	
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	10
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	30
3.1 Consumíveis	30
3.1.1 Material de Base	30

3.1.2 Material de Adição	30
3.1.3. Gás de Proteção	31
3.2. Equipamentos	32
3.2.1. Fonte de Soldagem	32
3.2.2. Mesa de Coordenadas	32
3.2.3. Sistema de Aquisição e Tratamento de Dados	32
3.2.4. Sistema de Lixamento e Polimento das Amostras	35
3.2.5. Sistema para Medição dos Cordões	36
3.2.6. Sistema para Análise Microestrutural	37
3.2.7. Sistema para Medição de Dureza	38
3.3. Metodologia dos Testes de soldagem	39
3.3.1. Primeira Etapa	39
3.3.1.1. Seleção dos parâmetros	39
3.3.1.2. Medições dos Cordões	40
3.3.2. Segunda Etapa	40
3.3.2.1. Confecção dos corpos de prova	41
3.3.2.2. Análise da Composição Química dos corpos de prova	41
3.3.2.3. Análise Microestrutural	41
3.3.2.4. Medições de Dureza	42
Capítulo 4. Determinação dos Parâmetros de Soldagem	43
4.1 Testes Preliminares	43
4.2 Testes com Variação da Distância Bico de Contato-Peça (DBCP)	44
4.2.1 Definição dos Parâmetros Básicos de Soldagem para os Três Tipos de Eletrodos	50
4.3 Soldagem para a Verificação da Qualidade do Cordão de Solda	51
4.3.1 Aspecto do cordão de solda com o arame ER430	51
4.3.2 Aspecto do cordão de solda com o arame ER430Ti	53
4.3.3 Aspecto do cordão de solda com o arame ER430LNb	53
4.4 Medições Geométricas dos Cordões de Solda	56
4.4.1 Cordões com o eletrodo ER430	56

4.4.2 Cordões com o eletrodo ER430Ti	57
4.4.3 Cordões com o eletrodo ER430LNb	58
Capítulo 5. Análise Química e Microestrutural	60
5.1 Calculo da diluição e composição química baseado 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
5.3 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
5.4 Medições de Dureza	85
Capítulo 6. Conclusões	90
Capítulo 7. Trabalhos Futuros	92
Capítulo 8. Referência Bibliográfica	93
Anexo 1	100

SIMBOLOGIA

3CT	Vão caudado da peça a cada de solda com o daga a de
	de a e e ;
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 era 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. 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). Determinaram-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. A partir da proposta inicial do trabalho, concluiu-se que o gás de proteção tem influência direta na quantidade de martensita formada somente para dois dos arames utilizados.

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 the low value, if compared to austenitic stainless steel, due to absent of nickel, that is an expensive component. The ferritic stainless steel was welded using austenitic wires to assure a good quality to the weld. So ferritic wires had been developed so that they can confer a good quality to welds, beyond lesser cost. However, there is a need of carrying out behavior studies of these wires, mainly with regard to shielding gas influence, because on the MIG/MAG process the shielding gas affects not only the properties of the welding, but it determines the weld bead profile. Depending on the metallic 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. The aim of this work is to study the shielding gas influence on the ferritic stainless steel fusion zone. To do this work 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 depositing only one weld bead in each plate and evaluating the welding current and tension. To verify the shielding gas influence on the fusion zone three weld layers were deposited, where the chemical composition and the microhardness were measured and the formed microstructures were analyzed. From the initial proposal of the work, it was concluded that the shielding gas has direct influence in the amount of martensite formed only for two of the used wires.

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 site (www.pilla.com.br) da empresa Pilla (2006) cita 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, a China 2,5 kg/pessoa, entre outros.

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; 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 abrangem 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). 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, 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 o gás de proteção do 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.

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 é apresentada uma análise de composição química e mecânica da microdureza dos cordões de solda e o acabamento das soldas. O objetivo desta análise é a verificação da influência do gás de proteção nos cordões de solda de cada tipo de aço inoxidável.

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 e à oxidação, 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



- 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 de esses os aços serem formados quase que exclusivamente da liga ferro cromo, eles possuem ainda outros elementos em peque

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).

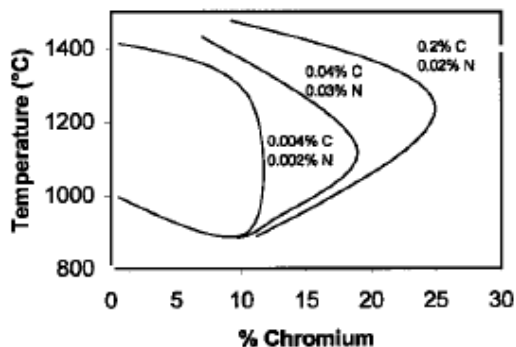


Figura 2.2. Deslocamento da linha de separação dos campos γ e (α e γ) no sistema Fe-Cr através de adições de carbono e nitrogênio (MEYER, 2001).

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. Inibe-se, também, a formação de carbonetos e nitretos de cromo. 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. Aplicações das Aço Inoxidáveis Ferríticos

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 abrangem 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 sensitização 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 freqüência 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 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 de crescimento da ZFA a qual se dá a coexistência da austenita e da ferrita. A austenita se forma pela presença nos condições de soldagem, se a temperatura é alta;
- **Região de crescimento de grão:** corresponde à região da ZFA a qual se dá a coexistência da austenita e da ferrita. A austenita é formada por crescimento de grãos e pela dissolução e posterior precipitação dos carbonos e nitrogênio presentes. Durante o resfriamento, a austenita da porção de soldagem da ZFA a essa porção básica, de modo que a austenita é formada pela presença nos condições de soldagem, e a ferrita se forma de precipitação do

"d'ans a'en" co a o o o g a de ag as o p acas). A e pe a a a s ba xa, es a a s en a pode se ans o a e a ens a;

- **Zona fundida:** caso a co posição ca da zona nd da se a g a a do e a de base, es a ap esen a á a es a se e an e à da eg ão de c esc en o de g ão, endo, en e an o g ãos co na es.

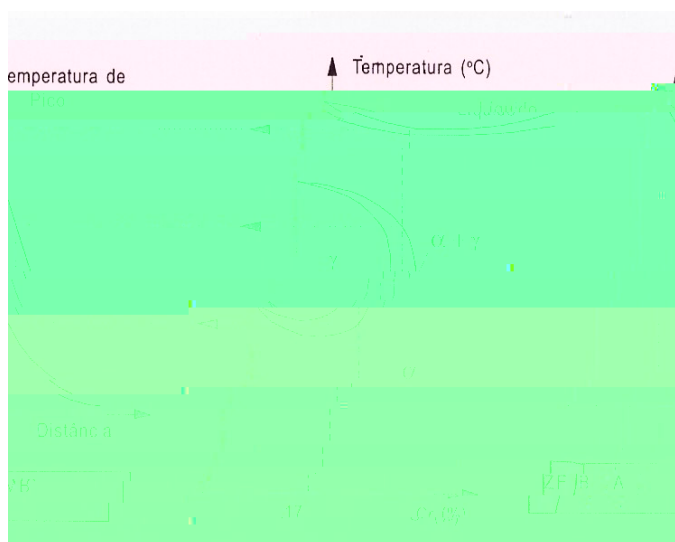


Figura 2.3: Formação da microestrutura da solda de um aço inoxidável ferrítico que atravessa o campo binário ($\alpha + \gamma$). MB – metal de base. A – região bifásica (ZTA). B – região de crescimento de grão (ZTA). ZF – zona fundida (MODENESI, 2001).

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 carbonitretos 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.

A ACESITA (2006) aponta três problemas principais de soldabilidade e as possíveis soluções. O primeiro é devido à sensitização, tendo como solução a escolha de um material adequado (estabilizado ao titânio e/ou níbio) e redução de energia de soldagem. 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. Este fato está relacionado ao calor imposto ao material, que é menor no processo TIG do que no processo SMAW, uma vez que no último não há metal adicionado.

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.

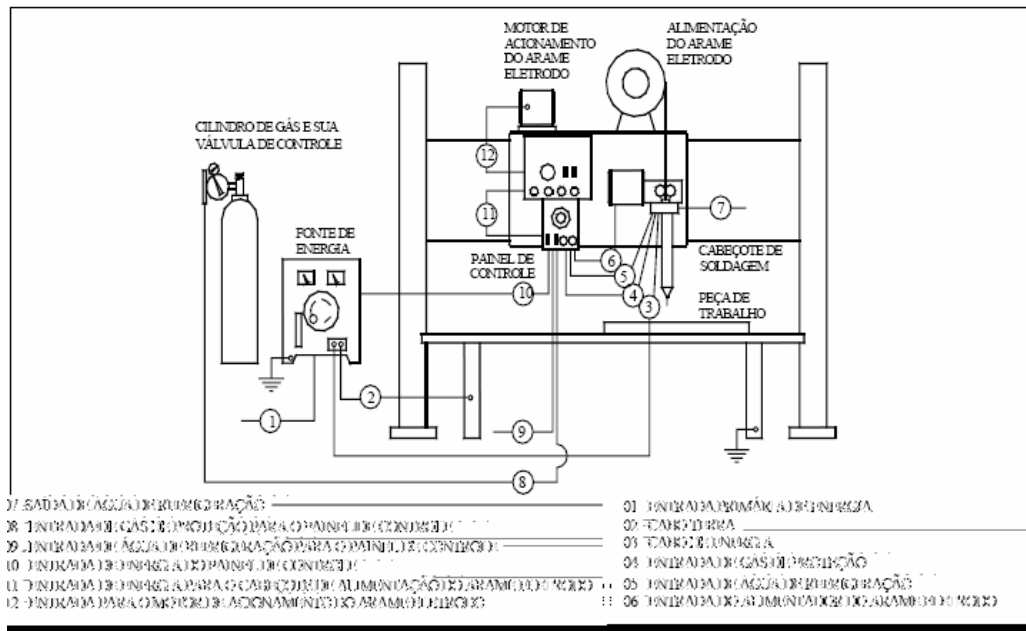


Fig. 2.4. Esquema do processo de soldagem MIG/MAG.

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 (BRANDI et al, 1991). 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 2.5 mostra uma seqüência de fotos deste modo de transferência.

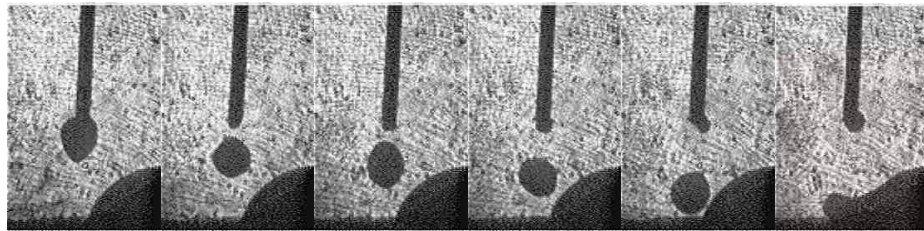


Figura 2.5. Transferência metálica globular (Luz et al, 2005)

- **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 2.6 mostra uma seqüência de fotos deste modo transferência da gota.

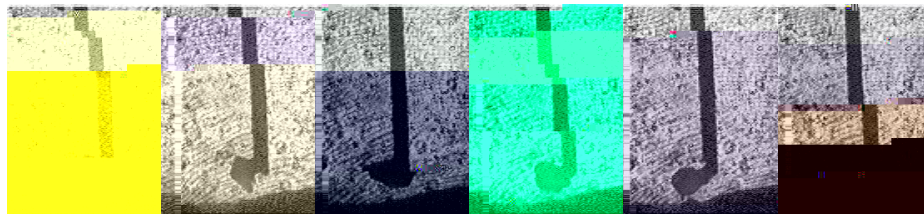


Figura 2.6. Transferência metálica globular repelida (Luz et al, 2005)

- **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 2.7).

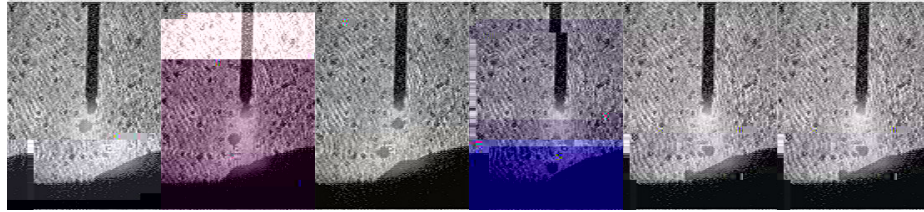


Figura 2.7 Transferência de spray (Luz e Silva, 2005)

- **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 2.8). Observa-se certa instabilidade no pivotamento, certamente em função do tipo de fluxo que está sendo fundido junto com a capa metálica.

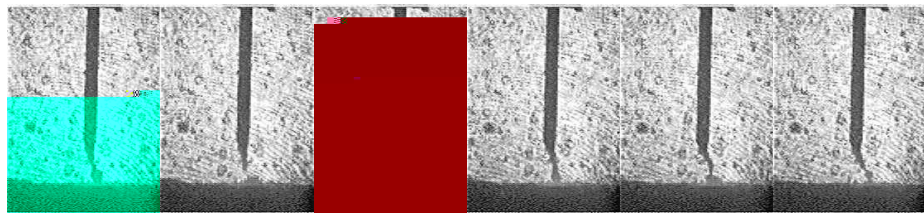


Figura 2.8 Transferência de spray com alongamento (Luz e Silva, 2005)

- **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 2.9 mostra uma imagem de uma transferência goticular rotacional.

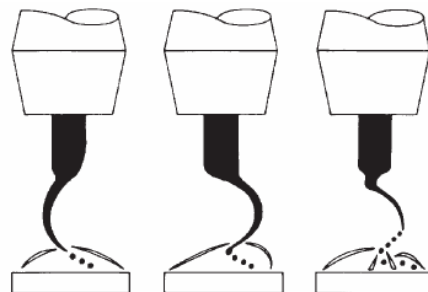
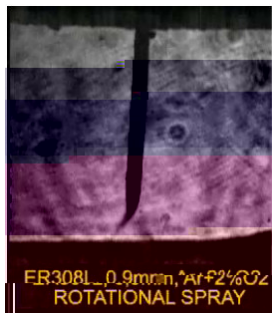


Figura 2.9 Transferência de spray rotacional (Luz e Silva, 2005)

- **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 2.10 mostra uma seqüência de fotos deste modo de transferência.

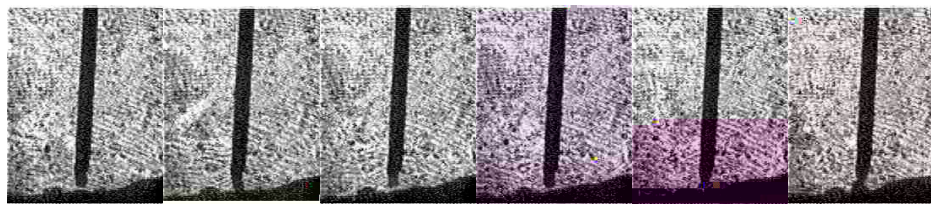


Figura 2.10. Transferência de metal por curto-circuito (Luz e L., 2005)

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 2.11 pode-se explicar melhor a transferência metálica regular por curto-circuito.

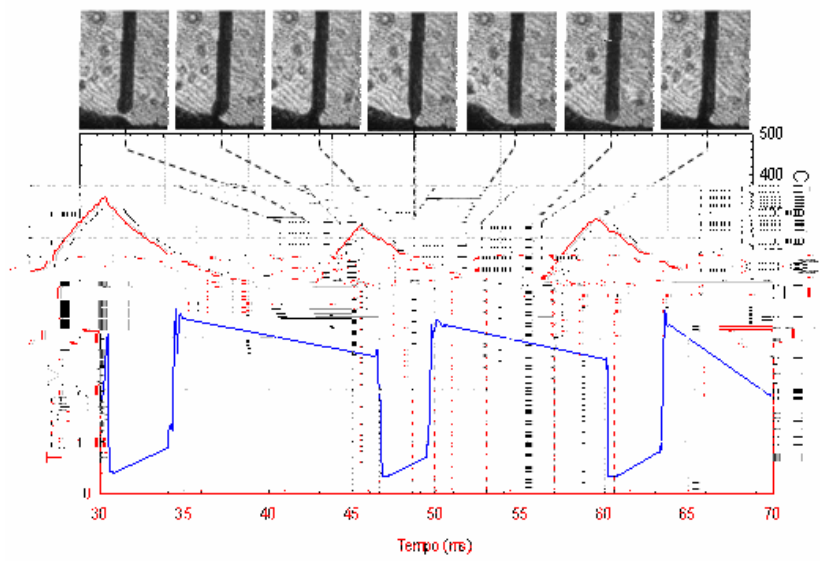


Figura 2.11. Transferência de metal por curto-circuito de uma solda tipo E4303, mostrando o comportamento da corrente, tensão e comprimento do arco durante o processo. A velocidade de alimentação do eletrodo é de 430 mm/min e o gás de proteção é o A+4CO₂.

Analisando a Figura 2.11, 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 2.11), ocorre um aumento da força eletromagnética (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 2.12 ilustra esquematicamente os parâmetros envolvidos na transferência por curto-circuito.

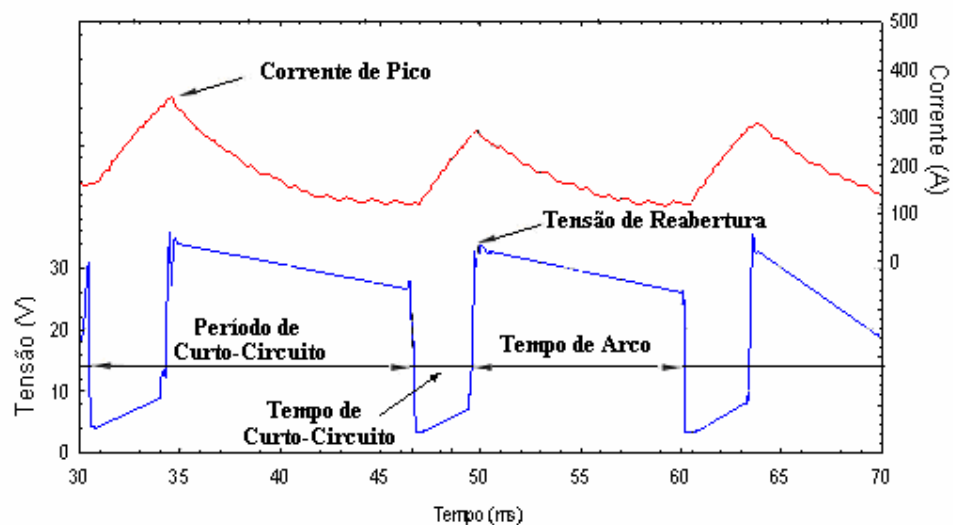


Fig. 2.12 Parâmetros de transferência por curto-circuito.

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.

$$L_g = \frac{V_a}{f}$$

2.)

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. As melhores condições de soldagem envolveram períodos de transferência com distribuição multimodal.

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);

-100 é a constante empregada.

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.

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

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

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)).

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).

Aços inoxidáveis ferríticos podem ser soldados tanto com 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. Este gás tem como sua primeira função proteger o metal fundido do ar atmosférico. Além disso, o gás promove a estabilização do arco e uma transferência metálica uniforme (LIAO; CHEN, 1998).

Como o arame está sempre 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) dizem 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. O gás também pode afetar a quantidade residual de hidrogênio, nitrogênio e oxigênio dissolvidos no metal de solda. 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 "spray" convencional e "spray" 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 (O₂): 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/metal 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. Além disso, a adição de oxigênio ao argônio melhora a estabilidade do arco pela formação de inclusões não metálicas com baixo potencial de ionização, que facilitam o acendimento do arco (MODENESI; NIXON, 1994).

Adições de até 5% de oxigênio ao argônio reduzem a corrente de transição "globular/spray" 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 (CO₂): 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 subarco ou 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 (devido à dissociação e recombinação de seus componentes) 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 Ar puro, He 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 spray. 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 “spray” 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 observou 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 aumento do 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.

Trabalhos como o de Kobayashi e Sugiyama (1982) examinara treze tipos de gás de proteção utilizando como metal de adição arames de aço inoxidável austenítico. 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.

Liao; Chen (1998) observaram ainda que o aumento de dióxido de carbono na mistura com argônio fazia com que a quantidade de carbono aumentasse, devido ao carbono contido no gás e a quantidade de cromo e manganês diminuísse devido à oxidação. Resultados semelhantes foram obtidos com o aumento de oxigênio.

CAPÍTULO III

MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo é apresentada uma descrição dos consumíveis e dos equipamentos utilizados. Será descrito também a metodologia utilizada para as etapas que foram realizadas durante o trabalho.

3.1 Consumíveis

Os consumíveis utilizados neste trabalho foram basicamente chapas de aço inoxidável ferrítico, arames eletrodos de aço inoxidável ferrítico e seis tipos de gás de proteção.

3.1.1 Material de Base

O material de base utilizado foi o aço inoxidável ferrítico AISI 439, cuja composição química é a descrita na Tabela 3.1, sendo a medição realizada por espectrômetro óptico. Este material foi cedido pela empresa ACESITA. Os corpos de prova utilizados nesta dissertação possuíam as seguintes dimensões: 200 x 60 x 5 mm.

Tabela 3.1. Composição química do aço inoxidável ferrítico AISI 439

Elem.	C	Cr	Mn	N	Nb	Ni	P	S	Si	V	Ti
Val.	0,0095	17,1284	0,1434	0,0075	0,2009	0,1777	0,0234	0,0027	0,4032	0,0507	0,1984

3.1.2 Material de Adição

Foram utilizados três tipos de material de adição de aço inoxidável ferrítico, sendo um não estabilizado (ER430), um estabilizado ao titânio (ER430Ti) e outro estabilizado ao nióbio (ER430LNb). As Tabelas 3.2, 3.3 e 3.4 mostram a composição química respectivamente dos arames eletrodos ER430, ER430Ti e ER430LNb. O primeiro arame possui um diâmetro de 1,2 mm e os dois últimos arames possuem um diâmetro de 1,0 mm e foram cedidos pela empresa ACESITA, que também realizou as análises das composições químicas por via úmida de todos os arames.

Tabela 3.2. Composição química do arame eletrodo ER430

Elem.	C	Cr	Mn	S	P	Si	Ti
Val.	0,0755	16,5	0,308	0,0113	0,025	0,43	0,0024

Tabela 3.3. Composição química do arame eletrodo ER430Ti

Elem.	C	Co	Cr	Cu	Mn	Mo	Ni	S	Si	Ti
Val.	0,1077	0,25	17,45	0,16	0,65	0,036	0,4	0,0024	1,04	0,35

Tabela 3.4. Composição química do arame eletrodo ER430LNb

Elem.	C	Co	Cr	Cu	Mn	Mo	Nb	Ni	S	Si	Ti
Val.	0,027	0,27	17,66	0,19	0,425	0,034	0,44	0,215	0,0035	0,43	0,0039

3.1.3. Gás de Proteção

Para a realização dos testes foram utilizados seis tipos de gás de proteção. As misturas foram obtidas em laboratório (LAPROSOLDA), uma vez que há uma maior precisão na porcentagem contida nos gases quando se faz uma mistura do que quando se utiliza um gás de proteção comercial, além de que não haveria a disponibilidade nas porcentagens requeridas destes gases comerciais no laboratório. Os gases de proteção utilizados foram os seguintes:

- Ar;
- Ar+2%O₂;
- Ar+4%O₂;
- Ar+2%CO₂;
- Ar+4%CO₂;
- Ar+8%CO₂;

A Figura 3.1 mostra o equipamento utilizado para a realização das misturas dos gases de proteção. Com o auxílio do programa ROTO, desenvolvido em excel pelo LAPROSOLDA, estima-se qual dos quatro manômetros graduados deve-se utilizar cada gás da mistura e qual a quantidade que deve-se utilizar, obtendo-se a mistura desejada.

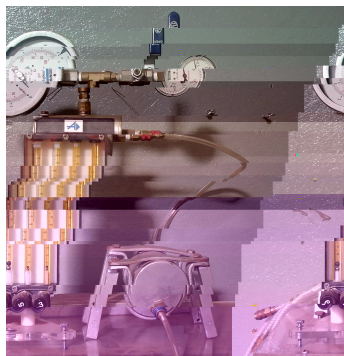


Figura 3.1. Misturador de gases.

3.2. Equipamentos

3.2.1. Fonte de Soldagem

Para a realização dos testes, foi utilizada uma fonte eletrônica multiprocessos, mostrada na Figura 3.1, selecionada para operar no processo MIG/MAG no modo tensão constante, cujas principais características são:

- Corrente contínua ou alternada (convencional ou pulsada);
- Corrente nominal de 300 A para fator de serviço de 100 %;
- Corrente máxima de 450 A;
- Tensão em vazio de 56 V;

3.2.2. Mesa de Coordenadas

Utilizou-se também uma mesa de coordenadas XY (Figura 3.2), ligada a um computador, que por meio de um programa desenvolvido no LAPROSOLDA/UFU, podem-se determinar as coordenadas que a tocha de soldagem percorrerá.

3.2.3. Sistema de Aquisição e Tratamento de Dados

Para monitorar os sinais elétricos do arco (corrente e tensão) foi usada uma placa de

aquisição de dados de 8/12 bit, acoplada a um microcomputador PC 386 SX, 33 MHz, e um "software" para leitura em dois canais. O sinal de corrente foi obtido pelo sensor de "efeito Hall" (placa EH-2). Como a placa de aquisição tem uma faixa de entrada de sinal de 0 a 10 V, para se obter o sinal de tensão foi utilizado um divisor de tensão (DTS-6). Sendo que as duas placas foram ligadas na entrada da fonte.



Figura 3.1. Fonte de soldagem Inversal 300.

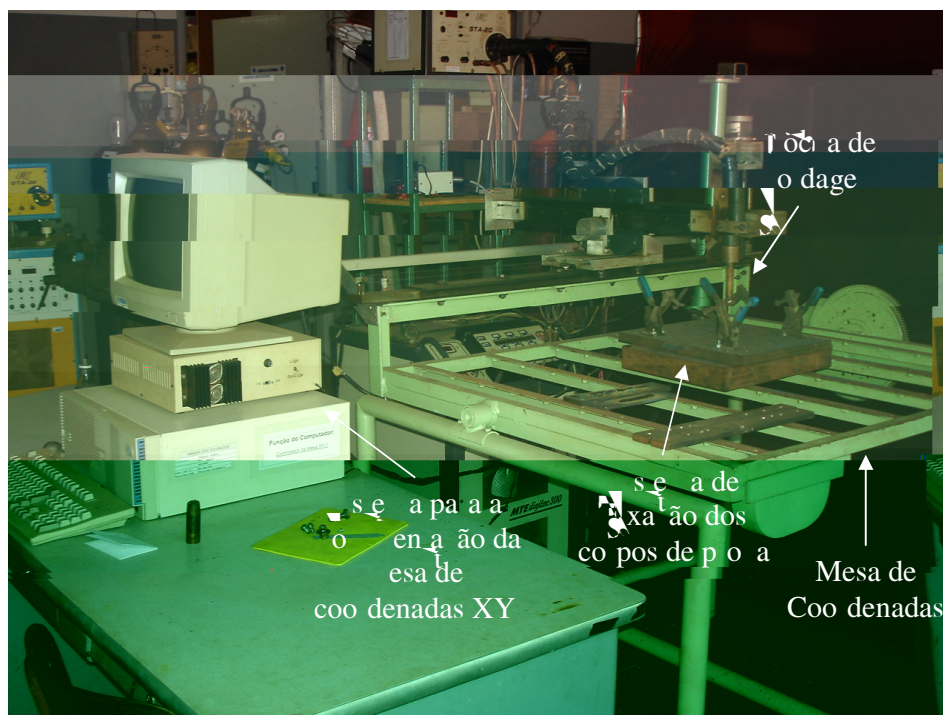


Figura 3.2. Mesa de Coordenada

Tanto para a aquisição dos sinais de corrente e tensão, como para tratamento destes sinais, utilizou-se um "software" chamado "UBMIG", realizando a leitura de corrente e tensão, atuando em 12 bits, com a freqüência de aquisição de 12 kHz e o tempo de aquisição de 5s.

Tornou-se necessário a realização da conversão dos dados obtidos pelo programa UBMIG para o formato TXT. Par isso utilizou-se dois programas que rodam no "DOS", que são eles o programa MAGTOREV e o programa CONV. Sendo que o primeiro converte os dados para o formato DAD e REV e o segundo, utilizando os dados obtidos pelo MAGTOREV, converte para os formatos DTX e TXT.

Com os dados obtidos em DAD é possível analisar a freqüência de curto-circuito, utilizando o programa ANALISCC, desenvolvido pelo Laboratório de Soldagem da UFC. Os parâmetros utilizados neste programa foram tensão de referência de curto-circuito de 15 V, tempo mínimo de curto-circuito com transferência da gota de 0,6 ms e tempo máximo de reabertura de 0,3 ms. A Figura 3.3 mostra o significado dos parâmetros em um diagrama de tensão, segundo Farias (1993).

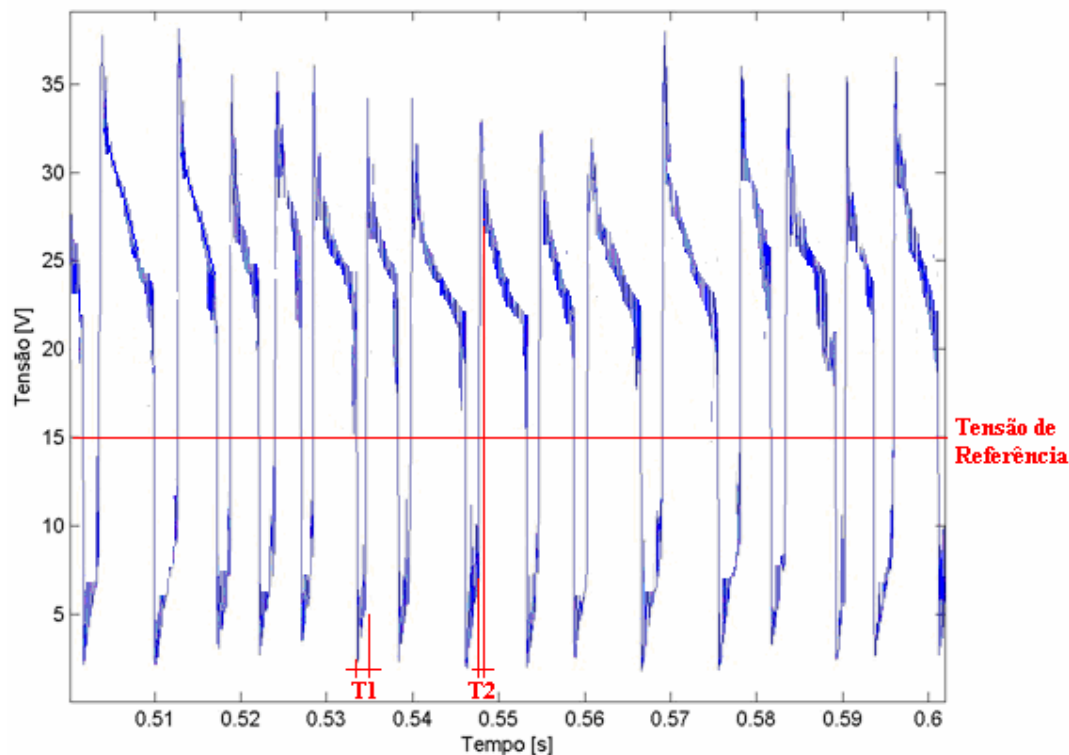


Figura 3.3. Parâmetros utilizados no programa ANALISCC demonstrados no diagrama de tensão para o arame ER430 e o gás de proteção argônio, onde T1 é o tempo mínimo de curto-circuito com transferência da gota e T2 é o tempo máximo de reabertura.

Os valores encontrados para os parâmetros utilizados no programa ANALISCC foram selecionados por tentativa e erro comparando os resultados de frequência de curto-circuito obtidos pelo programa com o número de curto-circuito encontrados em faixas amostrais dos gráficos impressos utilizando o programa MATLAB, para os mesmos experimentos. Padronizaram-se então para todos os ensaios os parâmetros que mais aproximavam os valores de curto-circuito para os dois métodos. Este procedimento tornou-se necessário uma vez que não se encontrou na literatura padrões para estes parâmetros para a medição em um processo MIG/MAG.

3.2.4. Sistema de Lixamento e Polimento das Amostras

O lixamento foi realizado inicialmente de forma manual, utilizando o equipamento mostrado na Figura 3.6. Uma vez que os corpos de prova foram cortados na serra alternativa tornou-se necessário a utilização de lixas a partir da lixa 50 granos. Portanto, as lixas que foram utilizadas são as de 50, 80, 150, 220, 400, 600 e 1200 granos.



Figura 3.6. Sistema para Lixamento

Após o lixamento com a lixa 1200, realizou-se o polimento com a politriz (Figura 3.7), utilizando a pasta de diamante de $1\mu\text{m}$.



Figura 3.7. Politriz

3.2.5. Sistema para Medição dos Cordões

O sistema para realização de medições em cordões de soldagem é composto por uma filmadora Hitachi KP-110, uma lente de aumento de 25x da Elicar Super Macro MC, 90mm f/2.5 Ø5.5 No. 721333, por um micro computador e por uma lâmpada para auxílio na aquisição das imagens, como mostra a Figura 3.8.



Figura 3.8. Sistema de medição de cordões de solda

Utilizando o software Global Lab Acquire faz-se a aquisição de um padrão, que é uma malha e com o mesmo ajuste de zoom utilizado na lente para o padrão realiza-se as aquisições das imagens dos cordões a serem analisados.

Para a realização das medições nas imagens dos corpos de prova adquiridos utiliza-se o programa Global Lab Image, sendo necessário primeiramente a realização da calibração para tal.

3.2.6. Sistema para Análise Microestrutural

Para a análise microestrutural utilizaram-se os equipamentos da empresa ACESITA que é composto por um microscópio óptico Leica, com um computador para auxiliar na captação das imagens, como mostra as Figura 3.9 e 3.10.

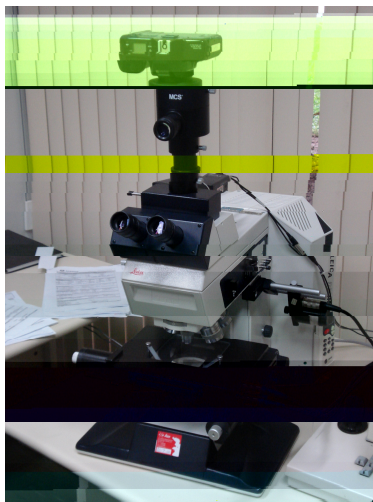


Figura 3.9. Microscópio óptico Leica

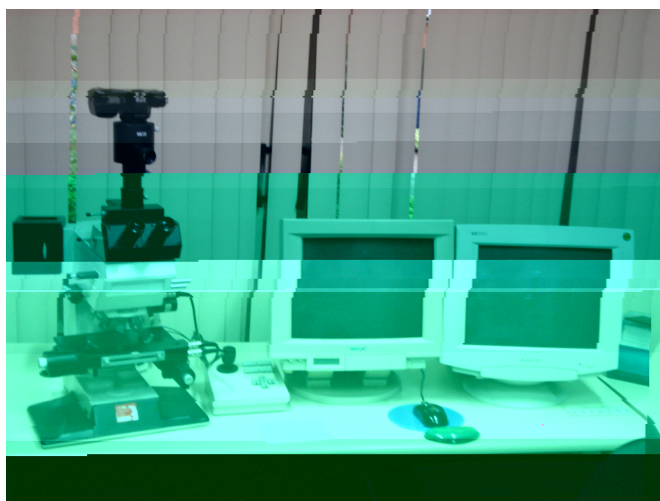


Figura 3.10. Sistema para a análise microestrutural.

3.2.7. Sistema para Medição de Dureza

O ensaio de microdureza foi realizado com o auxílio de um microscópio ótico da empresa ACESITA e o padrão utilizado foi a dureza Vickers. A força utilizada foi de 0,2452N, ou seja, 25g. A dimensão da pirâmide utilizada foi a padrão para o ensaio HV. As Figuras 3.11 e 3.12 mostram o sistema de medição de dureza.

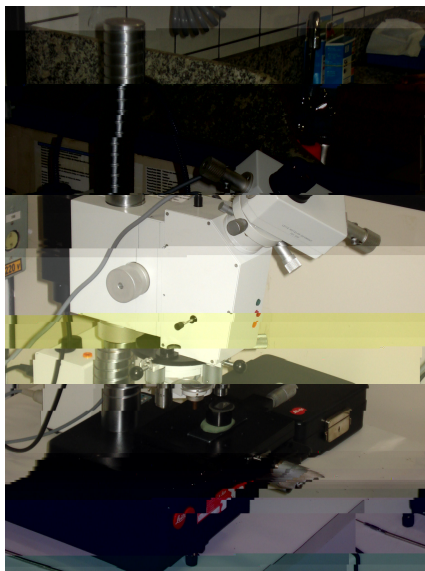


Figura 3.11. Microdurômetro

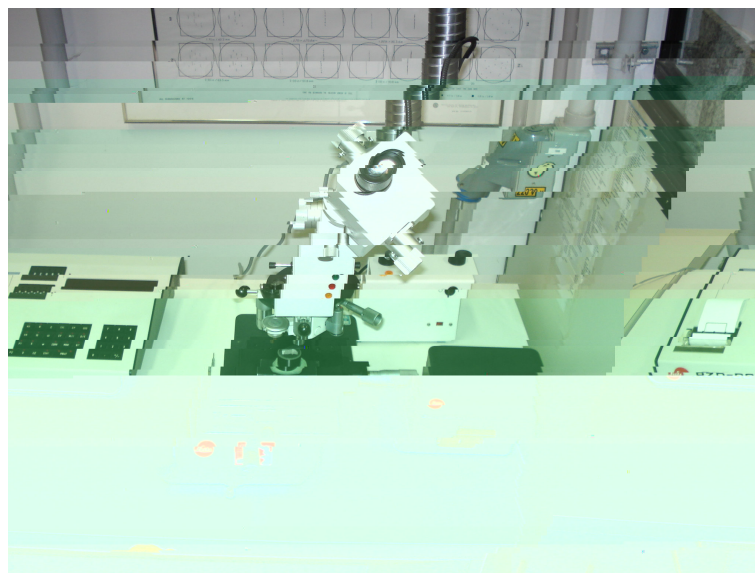


Figura 3.12. Sistema de medição de dureza.

3.3. Metodologia dos Testes de soldagem

Esta metodologia foi dividida em duas etapas. A primeira etapa foi composta do levantamento dos parâmetros de soldagem e confirmação de que todos os testes encontrados possuíam energias de soldagem similares, fazendo a comparação pela geometria encontrada do cordão de solda.

A segunda etapa foi composta da realização de três camadas para cada gás de

proteção e arame, para realizar a análise da composição química, de dureza e da microestrutura formada.

3.3.1. Primeira Etapa

Esta etapa foi dividida em duas fases, que são elas a seleção dos parâmetros e as medições dos cordões. Estas fases serão descritas detalhadamente abaixo.

3.3.1.1. Seleção dos parâmetros

Para a realização desta etapa, primeiramente determinou-se que seriam realizados utilizando o material de base AISI 439 e o material de adição ER430 testes com os seis gases de proteção e que seria variada a distância de bico de contato-peça (DBCP), deixando os demais parâmetros (velocidade de soldagem, velocidade de alimentação, tensão e indutância) constantes.

Portanto, variou-se a DBCP em 12, 14, 16 e 18 mm, para os seis gases de proteção. Para ter uma maior confiabilidade nos dados obtidos repetiu-se cada teste quatro vezes. Totalizaram-se, portanto, em noventa e seis testes.

Para cada teste coletaram-se as informações de valor de corrente média e eficaz, tensão média e eficaz que eram dadas diretamente pelo programa Ubmig, que como já mencionado foi utilizado para a aquisição dos dados.

Utilizou-se então o programa AnalisCC para a medição da frequência de curto-circuito. Após isto os gráficos foram impressos utilizando o Matlab para averiguação do valor encontrado.

Com os dados de corrente média de soldagem, frequência de curto-circuito e os valores de DBCP utilizados foi possível montar gráficos de DBCP por corrente média de soldagem e por frequência de curto-circuito para os gases de proteção utilizados.

A partir de análise realizada com os gráficos tornou-se possível identificar uma região possível de trabalho, onde se encontra uma mesma corrente média de soldagem e frequências de soldagem próximas e altas para uma melhor estabilidade.

Buscou-se a mesma corrente média de soldagem uma vez que era necessário que todos os testes possuíssem a mesma potência de soldagem, que é diretamente dependente da corrente média de soldagem e da tensão de soldagem e é inversamente dependente da taxa de deposição. Como a velocidade de alimentação, velocidade de soldagem (que determinam a taxa de deposição) e a tensão de soldagem foram impostas e de forma constante para o arame ER430, logo, buscou-se a corrente constante para todos

os testes com este arame. E isto foi possível realizando pequenos ajustes na indutância dentro dos testes encontrados nos gráficos já descritos.

Para os outros dois arames (ER430Ti e ER430LNb), baseou-se nos parâmetros encontrados para o ER430. Foram necessárias pequenas alterações para se ter a mesma energia de soldagem, uma vez que os diâmetros dos dois arames eram diferentes do ER430, sendo necessário, portanto, que se realiza uma alteração na velocidade de alimentação para que houvesse uma compensação na taxa de deposição em comparação com os testes com o ER430, uma vez que a velocidade de soldagem foi mantida constante. Logo, encontrou-se as mesmas correntes médias para os testes com os arames ER430Ti e ER430LNb que as encontradas com o arame ER430.

3.3.1.2. Medições dos Cordões

Pegaram-se então os dezoito testes (para os seis gases de proteção e os três arames) e cortaram-se estes em três regiões distintas, sendo uma a 50 mm do início do cordão, uma no centro do cordão e uma a 50 mm do término do cordão.

Como já mencionado, como foram cortados com serra alternativa, tornou-se necessário lixar com as lixas de 50, 80, 150, 220, 400, 600 e 1200 granos. Após este procedimento realizou-se o polimento com a pasta de diamante de 1 μ m.

Depois do polimento realizou-se o ataque químico utilizando Vilella's (1 g de ácido pícrico, 5 ml de ácido clorídrico e 100 ml de etanol). E após esta etapa as amostras foram levadas ao sistema de medições dos cordões onde foram realizadas as medições de penetração, largura, reforço e as áreas da zona fundida.

3.3.2. Segunda Etapa

Esta etapa pode ser dividida em quatro subitens, sendo eles a confecção dos corpos de prova, análise da composição química dos corpos de prova, análise da microestrutura formada e medidas de dureza, sendo que as três últimas etapas foram realizadas na ACESITA.

3.3.2.1. Confecção dos corpos de prova

Para a realização da confecção dos corpos de prova utilizaram-se os dezoito parâmetros de soldagem encontrados descritos no subitem Seleção de Parâmetros e realizaram-se soldagens "bed on plate" de três camadas de forma que a última camada possuísse uma espessura mínima de 40 mm. A configuração das soldas realizadas pode

ser observada na Figura 3.13.

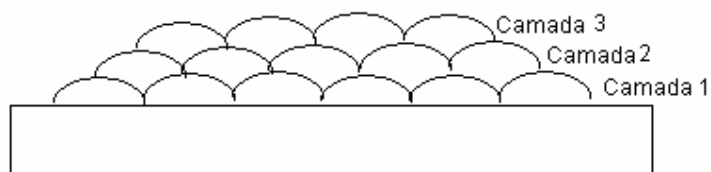


Figura 3.13. Configuração das soldas realizadas nos corpos de prova

Para cada corpo de prova retiraram-se duas partes a serem estudadas. Uma destas partes era formada por um corpo de prova com dimensões de 40x40 mm para realização da análise da composição química.

A outra parte a ser estudada foi retirada do último cordão de solda realizado na última camada de solda, que foi utilizado para a análise microestrutural e para as medições de dureza.

3.3.2.2. Análise da Composição Química dos corpos de prova

Nesta etapa realizou-se a medição dos dezoito corpos de prova pelo método de espectrômetro de emissão ótica.

CAPÍTULO IV

DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM.

Neste capítulo são apresentados 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 foram realizados testes também para a definição dos parâmetros de soldagem utilizando outros dois tipos de arames eletrodos, que são eles o ER 430Ti e o ER430LNb.

4.1 Testes Preliminares

Inicialmente foram realizados vários testes (arame eletrodo ER 430 de diâmetro 1,2 mm e metal de base AISI 439) com o objetivo de determinar uma condição de soldagem com transferência por curto-circuito que fosse possível soldar com as misturas de gases de proteção definida para este trabalho (Ar; Ar+2%O₂; Ar+4%O₂; Ar+2%CO₂; Ar+4%CO₂ e Ar+8%CO₂). Prestabeleceram-se os parâmetros velocidade de soldagem de 20 cm/min e vazão do gás de proteção 14 l/min. Baseando-se em trabalhos da literatura, variou-se a tensão de soldagem, a indutância de subida e descida da fonte de soldagem e a velocidade de alimentação do arame eletrodo. No Anexo 1 encontra-se a Tabela A1 com os resultados realizados para a definição dos parâmetros de soldagem.

Com base nos experimentos realizados definiram-se os valores da tensão de referência da fonte em um valor de 20 V, uma velocidade de alimentação de 5,3 m/min e uma indutância média da fonte (20 marcada no display da fonte). Estes parâmetros foram

definidos com base no aspecto visual do cordão de solda (acabamento e quantidade de óxidos formados) e também na análise dos oscilogramas de tensão e corrente de soldagem.

A partir destes dados partiu-se para a busca de uma mesma corrente de soldagem para todos os tipos de gás de proteção variando a distância bico de contato-peça (DBCP). Desta forma se poderia trabalhar em todos os testes com a mesma tensão, mesma corrente e mesma velocidade de soldagem, definindo, portanto uma mesma energia de soldagem gerada no arco para todos os testes.

4.2 Testes com Variação da Distância Bico de Contato-Peça (DBCP)

A Tabela 4.1 mostra os resultados dos testes realizados (corrente e freqüência de curto-circuito), onde se variou a DBCP para os vários tipos de gases de proteção, mantendo os demais parâmetros constantes. Foram realizados em média quatro testes em cada condição de soldagem. A Tabela 4.1 apresenta apenas os valores médios e sua variância dos parâmetros de interesse, no Anexo 1 está a Tabela A2 com todos os ensaios realizados. A freqüência de curto-circuito foi obtida com o objetivo de verificar e analisar a estabilidade da transferência metálica. Para a realização desta medida utilizou-se o programa AnalisCC, desenvolvido pelo Laboratório de Soldagem da UFC, com uma tensão de referência de curto-circuito de 15 V, um tempo mínimo de curto-circuito com transferência da gota de 0,6 ms e tempo máximo de reabertura de 0,3 ms.

A Figura 4.1 mostra a influência da DBCP na corrente média de soldagem para o gás de proteção argônio puro e misturas de argônio e oxigênio, as linhas de tendência foram adicionadas para auxiliar na compreensão do gráfico. Analisando as tendências das curvas observa-se que ocorre uma diminuição na corrente de soldagem com o aumento da DBCP. Com relação à influência do gás de proteção, pode-se observar que houve uma tendência de aumento de corrente com o aumento de oxigênio contido na mistura com argônio para uma mesma DBCP.

A Figura 4.2 mostra a influência da distância de bico de contato-peça (DBCP) na corrente média de soldagem para argônio e misturas de argônio e dióxido de carbono. Analisando as tendências das curvas, observa-se que ocorre uma diminuição na corrente de soldagem com o aumento da DBCP. Com relação à influência do gás de proteção, a Figuras 4.2 mostra que houve uma tendência de aumentar a corrente com o aumento de dióxido de carbono contido na mistura com argônio, da mesma forma que foi observado na Figura 4.1 para o oxigênio.

Como pode ser observado nas Figuras 4.1 e 4.2 o aumento da DBCP gera uma diminuição da corrente de soldagem, este fato ocorre em função do acréscimo no comprimento do eletrodo (“stickout”), que acarreta em um maior aquecimento antes de ocorrer a fusão (efeito joule), diminuindo com isto a corrente de soldagem para uma fonte com característica estática de tensão constante. É importante destacar que ocorre também mudança no perfil do arco, que pode influenciar no valor da corrente média, porém com menor intensidade.

A Figura 4.3 mostra comparativamente as misturas com oxigênio e dióxido de carbono, para as mesmas porcentagens (2% e 4%) e argônio puro. Nota-se que tanto para a mistura com 2%, quanto com 4% de oxigênio há um maior aumento da corrente média de soldagem do que as misturas com dióxido de carbono, independente da DBCP. Com este fato pode-se concluir que misturas com oxigênio geram maiores correntes de soldagem que as misturas com dióxido de carbono, quando utilizadas com o mesmo percentual. Este fato pode ser explicado provavelmente pela diferença na condutividade térmica do gás de proteção. Segundo Suban e Tusek (2001) diferenças na condutividade térmica causam alterações no perfil do arco (alterações no comprimento e largura do arco). Hilton & Norrish (1988), comenta que a adição de dióxido de carbono ou oxigênio ao argônio diminui o núcleo de condução do arco (devido principalmente ao aumento da condutividade térmica) e dependendo da quantidade desses gases no arco podem prejudicar ou mesmo melhorar a estabilidade do arco, devido a possíveis alterações no perfil do arco elétrico.

A Figura 4.4 mostra a variação da frequência de curto-circuito com a variação na DBCP para argônio e misturas de argônio e oxigênio. Foram obtidas frequências relativamente altas em comparação com a literatura corrente, isto é, encontraram-se valores próximos a 200 Hz. Com relação à DBCP pode-se observar que não existe tendência significativa de alteração da frequência com o aumento deste fator.

Com relação ao gás de proteção pode-se observar na Figura 4.4 que o argônio puro apresentou uma menor frequência de curto-circuito para toda faixa de DBCP estudado em relação às misturas com oxigênio.

A Figura 4.5 mostra a variação da frequência de curto-circuito com a variação na DBCP para argônio e misturas de argônio e dióxido de carbono. Foram obtidas também frequências relativamente altas em comparação com a literatura, principalmente para o gás de proteção com maior teor de dióxido de carbono. Com relação à DBCP pode-se observar que também não houve uma tendência de alteração significativa da frequência. Com relação ao gás de proteção pode-se observar que o aumento do teor de dióxido de carbono na mistura ocorre um aumento da frequência de curto-circuito.

Como se pode notar nas Figuras 4.4 e 4.5 quando se aumenta o percentual de oxigênio ou dióxido de carbono em mistura com o argônio, há uma tendência de aumento da frequência de curto-circuito. Jönsson et al (1995) comenta que a adição de oxigênio ao argônio não afeta a taxa de fusão de forma significativa e que em quantidades de 1 a 5% de volume, o oxigênio promove a redução do tamanho da gota no arco, pela redução da tensão superficial no contato gota/eletrodo, e aumenta sua taxa de transferência em aço. Para o material (aço inoxidável ferrítico) utilizado e as condições de soldagem executada neste trabalho este fato foi observado.

Tabela 4.1. Resultados dos ensaios com variação na DBCP

Condição de ensaio	Gás	DBCP [mm]	I_M (Média) [A]	Desvio I_M	f_{CC} (Média) [HZ]	Desvio f_{CC}
1	Ar	12	169,5	0,7	160,2	13,3
2		14	157,5	0,7	152,9	18,0
3		16	150,0	1,0	171,1	10,7
4		18	150,0	1,0	149,9	18,8
5	Ar+2%O ₂	12	180,0	2,0	177,5	16,4
6		14	168,7	0,6	163,9	15,6
7		16	160,0	1,7	168,7	9,9
8		18	156,0	2,0	169,2	9,3
9	Ar+4%O ₂	12	189,0	1,4	193,7	2,3
10		14	184,3	0,6	185,6	8,3
11		16	173,5	2,4	184,2	9,8
12		18	165,7	0,6	193,3	8,7
13	Ar+2%CO ₂	12	171,8	1,7	165,7	16,3
14		14	165,0	1,7	148,5	8,1
15		16	158,5	1,7	157,4	4,7
16		18	150,5	2,9	151,9	4,5
17	Ar+4%CO ₂	12	179,8	2,2	203,2	5,7
18		14	178,3	1,7	197,8	6,9
19		16	164,3	1,5	193,9	17,3
20		18	161,5	2,4	204,4	4,0
21	Ar+8%CO ₂	12	185,5	1,0	201,4	3,8
22		14	178,5	1,7	216,5	6,2
23		16	175,0	2,7	219,0	24,0
24		18	167,7	1,5	213,5	5,9

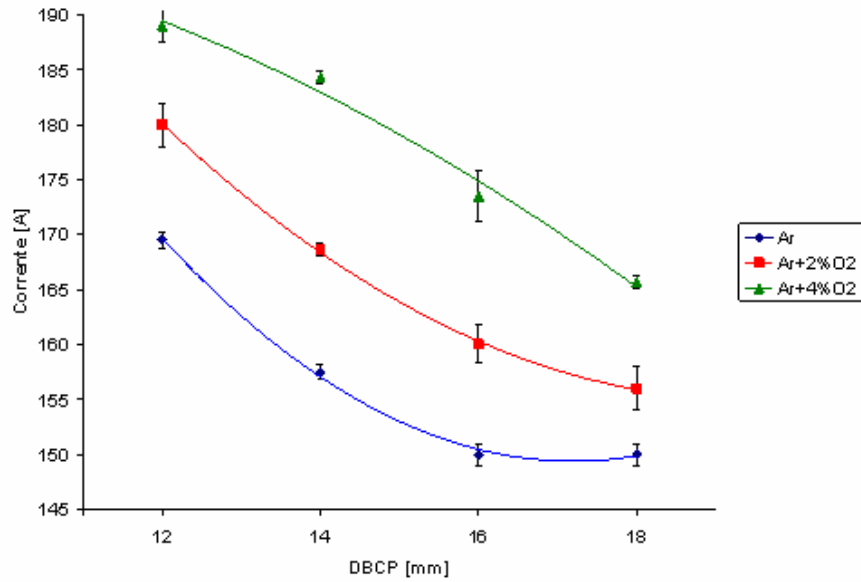


Figura 4.1. Influência da DBCP na Corrente para argônio e misturas de argônio com oxigênio.

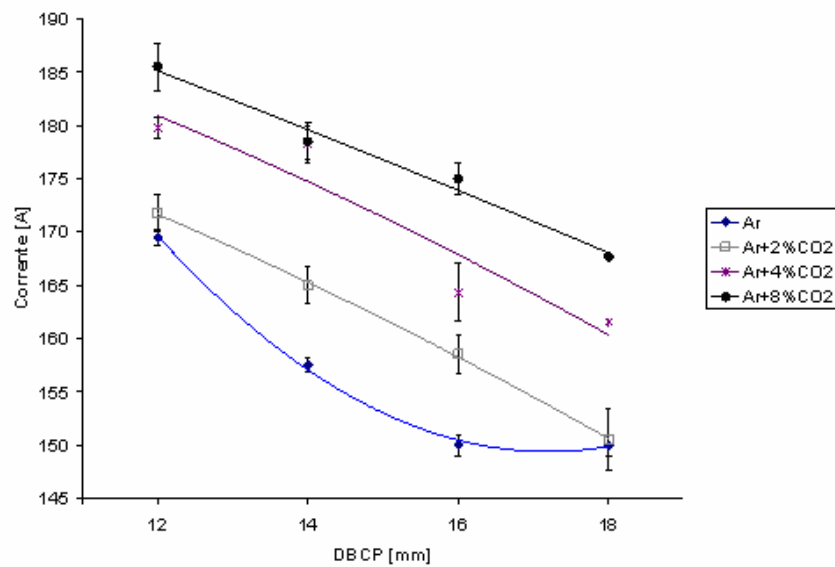


Figura 4.2. Influência da DBCP na Corrente para argônio e misturas de argônio com dióxido de carbono.

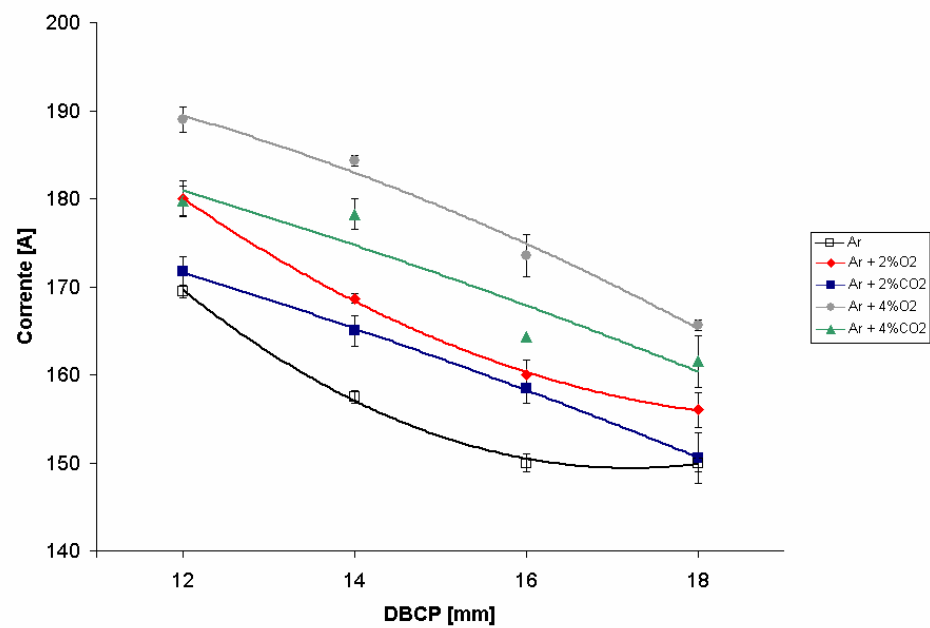


Figura 4.3. Análise comparativa da corrente média de soldagem para misturas com 2% e 4% de oxigênio e dióxido de carbono.

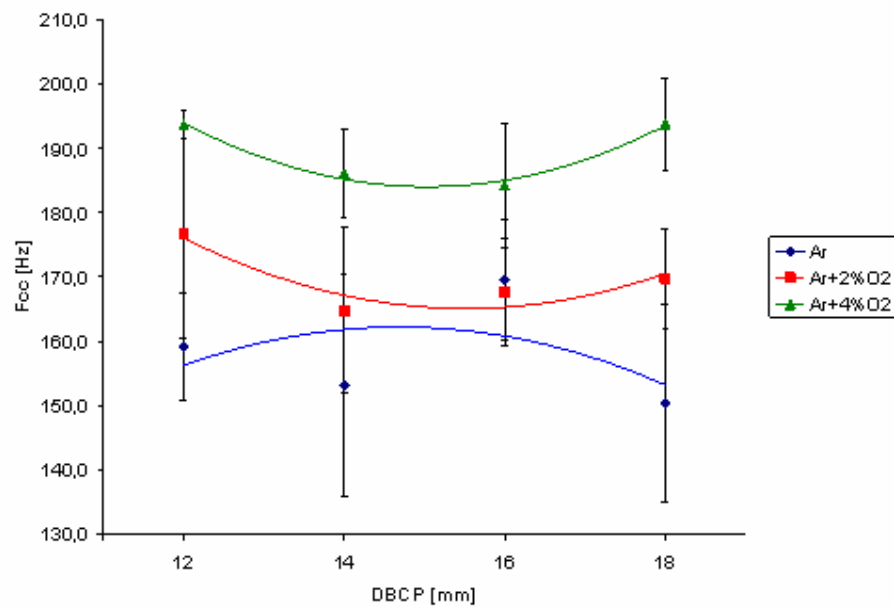


Figura 4.4. Influência da DBCP na Frequência de curto-circuito para argônio e misturas de argônio com oxigênio.

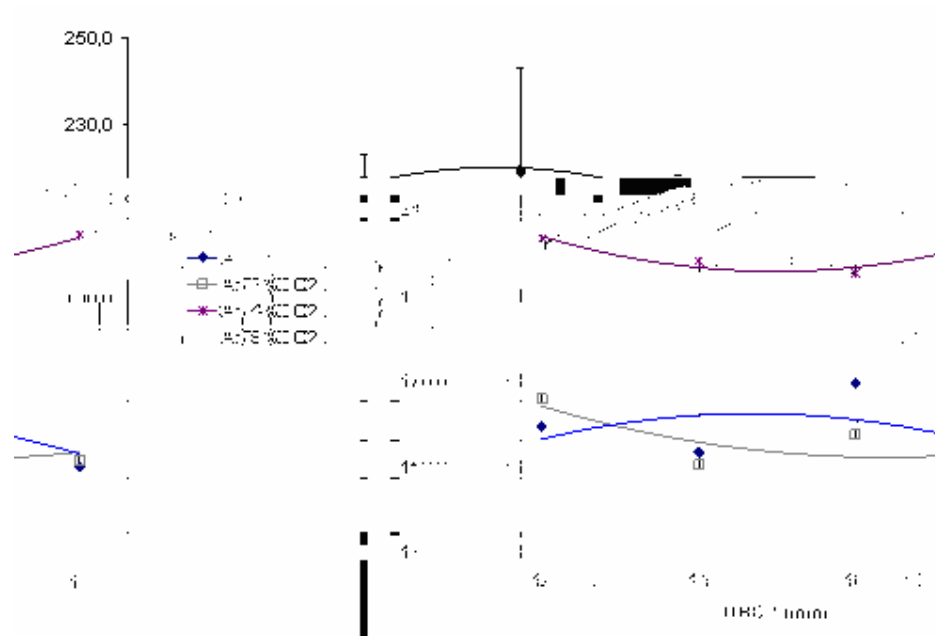


Figura 4.5. Influência da DBCP na Frequência de curto-circuito para argônio e misturas de argônio com dióxido de carbono.

A Figura 4.6 mostra comparativamente para os mesmos percentuais (2% e 4%) de oxigênio e dióxido de carbono e para o argônio puro se existe um maior aumento da frequência de curto-circuito para alguma destas misturas. Nota-se que a frequência de curto circuito é maior para as misturas com oxigênio quando se tem o percentual de 2%. Quando se analisa para o percentual de 4% conclui-se que com dióxido de carbono há um maior aumento da frequência de curto-circuito. Portanto, não se pode concluir qual mistura que gera um maior aumento na frequência. Segundo Jönsson et al (1995) misturas com maior percentual de oxigênio geram menor tensão superficial gota/eletrodo, podendo gerar transferência de maior frequência de curto-circuito. Entretanto, este fato não foi totalmente observado.

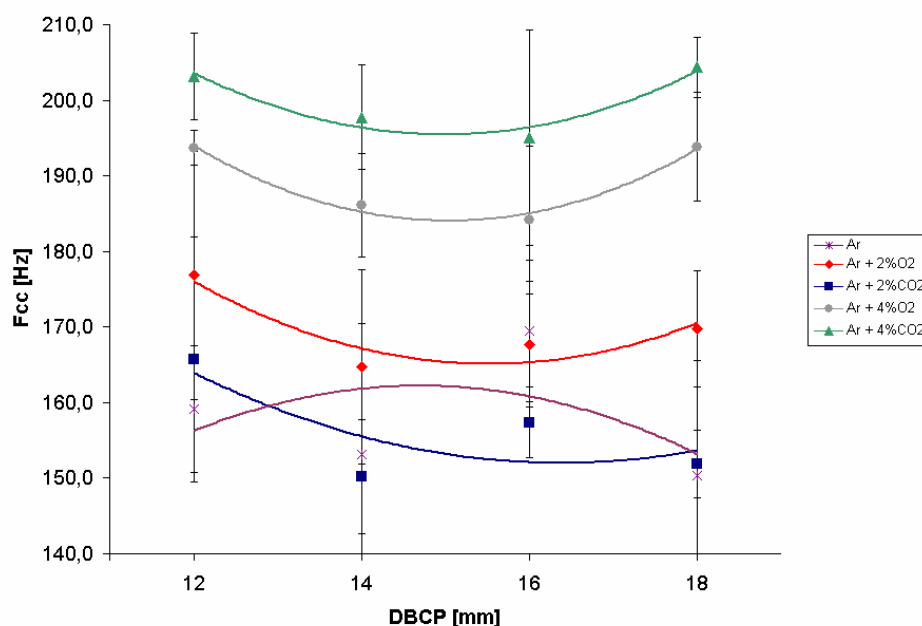


Figura 4.6. Análise comparativa da frequência de curto-circuito para misturas com 2% e 4% de oxigênio e dióxido de carbono.

4.2.1 Definição dos Parâmetros Básicos de Soldagem para os Três Tipos de Eletrodos

Em função dos resultados apresentados acima, decidiu-se escolher a DBCP de 12 mm e corrente de soldagem em torno de 172 A, tendo como base o gás de proteção Ar puro. Com este valor de corrente, verifica-se pelas Figuras 4.1 e 4.2 que é possível obter a mesma corrente de soldagem para os outros gases variando apenas o DBCP. Com relação a frequência nota-se pelas Figuras 4.4 e 4.5 que esta permaneceu dentro de uma faixa sem grandes alterações.

Com este valor de DBCP definido para o Ar, foram realizados novos testes variando a DBCP e também pequenas variações em torno da indutância de subida e descida da fonte de soldagem com o objetivo de encontrar uma corrente média de soldagem em torno de 172 A para todos os arames em análise.

A Tabela 4.2 apresenta as condições de soldagem a ser utilizado em todas as fases desta dissertação. Para os arames ER430Ti e ER430LNb foi alterada a velocidade de alimentação do arame eletrodo de 5.3 para 7.3 por se tratar de um eletrodo de diâmetro de 1,0 mm, uma vez que o ER430 possuía um diâmetro de 1,2 mm. O objetivo é sempre manter a mesma quantidade de metal depositado pelo comprimento do cordão de solda, mantendo também a mesma energia gerada no arco de soldagem.

Tabela 4.2 Condições de soldagem padronizada no trabalho

Gás	Vazão [L/min]	U [V]	V_{ALIM}	V_{ALIM}	V_{SOLD} [cm/min]
			ER430 [m/min]	ER430Ti e ER430LNb [m/min]	
Ar	14	20	5,3	7,3	20
Ar + 2% O ₂	14	20	5,3	7,3	20
Ar + 4% O ₂	14	20	5,3	7,3	20
Ar + 2% CO ₂	14	20	5,3	7,3	20
Ar + 4% CO ₂	14	20	5,3	7,3	20
Ar + 8% CO ₂	14	20	5,3	7,3	20

OBS.: Valim – Velocidade do arame eletrodo e Vsold – Velocidade de soldagem.

4.3 Soldagem para a Verificação da Qualidade do Cordão de Solda

Nesta etapa se buscou determinar as condições de soldagem, baseando-se nos dados obtidos no item 4.2, tentando obter uma corrente de soldagem em torno de 172 A.. O Objetivo é fazer uma análise comparativa entre os gases de proteção com relação a qualidade do cordão de solda para os três tipos de arame eletrodos (ER430, ER430Ti e ER430LNb). Foi realizada a soldagem “bead on plate” sobre uma chapa de aço AISI 439.

4.3.1 Aspecto do cordão de solda com o arame ER430

A Tabela 4.3 apresenta os resultados da soldagem obtidos para o material de adição ER430.

Tabela 4.3 – Testes com vários tipos de gás de proteção para o arame eletrodo ER430

Teste	Gás	DBCP	I_M [A]	U_M [V]	f_{cc}
1	Ar	12	172	19,9	150,0
2	Ar + 2% O ₂	15	173	19,9	133,3
3	Ar + 4% O ₂	17	171	19,9	196,7
4	Ar + 2% CO ₂	14	172	19,9	200,0
5	Ar + 4% CO ₂	15	174	20,0	153,3
6	Ar + 8% CO ₂	16	172	20,0	210,0

A Figura 4.7 apresenta uma foto do aspecto do cordão de solda para os 6 testes da Tabela 4.3. Verifica-se que a soldagem com Ar puro foi o que apresentou o melhor aspecto visual em relação à formação de óxidos. Com o aumento tanto do oxigênio como do dióxido de carbono ao argônio ocorre um aumento na formação de escória (óxidos). Pode-se notar também que para as mesmas quantidades de oxigênio e dióxido de carbono em mistura com o Ar, obteve-se maior quantidade de escória quando o oxigênio foi utilizado. Esta escória adere fortemente à superfície do cordão, fato este também revelado no trabalho de Jönsson et al (1995).



Argônio puro

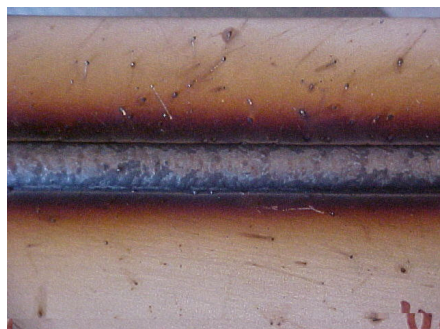
Ar+2%O₂Ar+4%O₂Ar+2%CO₂Ar+4%CO₂Ar+8%CO₂

Figura 4.7. Aspecto do cordão de solda para o arame eletrodo ER430.

4.3.2 Aspecto do cordão de solda com o arame ER430Ti

Baseado nos dados obtidos utilizando o arame eletrodo ER430 buscou-se parâmetros para a obtenção de correntes de soldagem similares às obtidas na Tabela 4.3 utilizando-se o arame eletrodo ER430Ti, aplicando apenas variações na DBCP. A Tabela 4.4 apresenta os parâmetros obtidos nestes testes.

Com relação ao aspecto do cordão de solda para o arame eletrodo ER430Ti verifica-se na Figura 4.8 que a soldagem com Ar puro não apresenta o melhor aspecto em relação à formação de óxidos como observado com a soldagem com o arame eletrodo ER430. Não há também um aumento tão representativo de formação de escória com o aumento tanto do oxigênio como do dióxido de carbono ao argônio como ocorreu na Figura 4.7,. Com relação à frequência de curto-circuito pode-se notar que houve uma diminuição brusca, se comparado com os valores encontrados na Tabela 4.3. Este fator é provavelmente devido a uma influência na tensão superficial gota-eletrodo com a mudança da composição química do arame, tornando-se muito maior e dificultando a liberação das gotas.

Tabela 4.4 – Testes para comparação da influência do tipo de gás de proteção para o arame eletrodo ER430Ti

Teste	Gás	DBCP	I_M [A]	U_M [V]	f_{cc}
7	Ar	12	172	20,0	40,0
8	Ar + 2% O ₂	14	169	19,9	55,3
9	Ar + 4% O ₂	14	173	20,0	61,3
10	Ar + 2% CO ₂	14	170	20,0	54,0
11	Ar + 4% CO ₂	13	173	20,0	74,7
12	Ar + 8% CO ₂	13	170	20,0	95,3

4.3.3 Aspecto do cordão de solda com o arame ER430LNb

Ainda baseado nos dados obtidos utilizando o arame eletrodo ER430 buscou-se parâmetros para a obtenção de correntes de soldagem

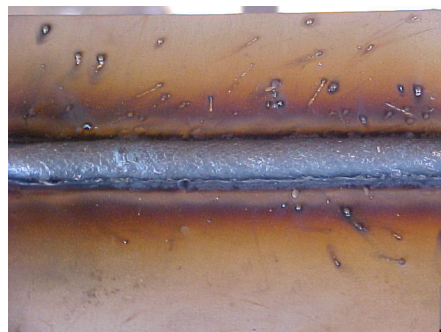
ER430. Houve uma melhora com relação à formação de óxidos se comparado tanto com o arame ER430 quanto com o arame ER430Ti. Os valores encontrados para a frequência de curto-circuito ficaram em um valor intermediário entre os encontrados para o ER430 (Tabela 4.3) e os encontrados para o ER430Ti (Tabela 4.4). Mostrando que há uma influência menor na tensão superficial gota-eletrodo para este arame quando comparado com o ER430Ti.



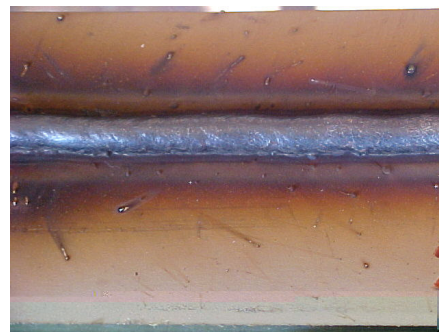
Argônio puro



Ar+2%O₂



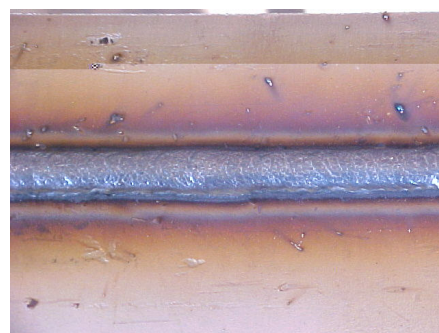
Ar+4%O₂



Ar+2%CO₂



Ar+4%CO₂

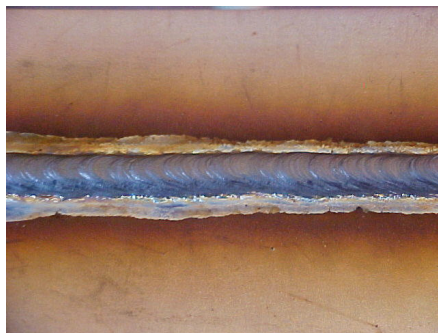


Ar+8%CO₂

Figura 4.8. Aspecto do cordão de solda para o arame eletrodo ER430Ti

Tabela 4.5 – Testes para comparação da influência gás de proteção para o ER430LNb

Teste	Gás	DBCP	I_M [A]	U_M [V]	f_{cc}
13	Ar	10	171	19,9	120,0
14	Ar + 2% O ₂	12	169	19,9	116,7
15	Ar + 4% O ₂	12	172	19,9	133,3
16	Ar + 2% CO ₂	11	169	19,9	136,7
17	Ar + 4% CO ₂	10	173	19,9	133,3
18	Ar + 8% CO ₂	12	170	20,0	180,0



Argônio puro

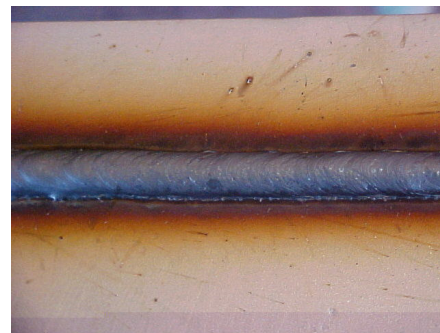
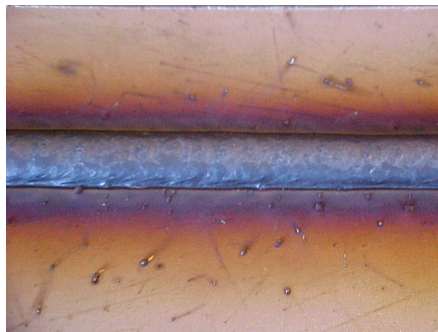
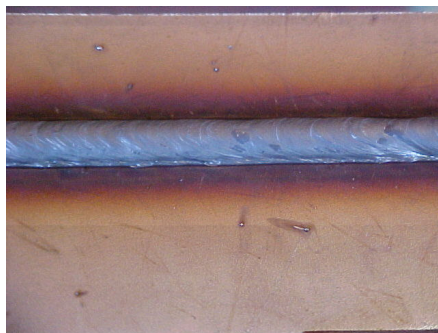
Ar+2%O₂Ar+4%O₂Ar+2%CO₂Ar+4%CO₂Ar+8%CO₂

Figura 4.9. Aspecto do cordão de solda para o arame eletrodo ER430LNb.

4.4 Medições Geométricas dos Cordões de Solda

Nesta etapa foram realizadas medições geométricas dos cordões de solda, buscando verificar alguma discrepância nas medidas de largura, de reforço e de penetração para todos os corpos de prova.

Foram realizadas três medições em cada corpo de prova, sendo a primeira a 50 mm do início do cordão de solda, a segunda no centro do corpo de prova e a última a 50 mm do término do cordão de solda.

A seguir serão detalhadas as medições realizadas para cada corpo de prova, sendo agrupadas pelos eletrodos que foram utilizados.

4.4.1 Cordões com o eletrodo ER430

A Tabela 4.6 apresenta as medias e desvio das medições de largura, penetração e reforço realizados para o arame eletrodo ER430. As tabelas com as medições completas podem ser encontradas no Anexo 1, nas Tabelas A3 à A5.

Tabela 4.6 Medições geométricas dos cordões de solda do arame ER430

Teste	Gás de Proteção	Penetração Média [mm]	Desvio Penetração	Reforço Média [mm]	Desvio Reforço	Largura Média [mm]	Desvio Largura
1	Ar	1,911	0,718	3,341	0,088	10,616	1,502
2	Ar+2%O ₂	2,908	0,335	3,847	0,155	9,024	0,537
3	Ar+4%O ₂	2,843	0,178	3,653	0,187	9,486	0,135
4	Ar+2%C O ₂	3,035	0,354	3,959	0,224	9,186	0,182
5	Ar+4%C O ₂	3,003	0,389	3,96	0,17	8,924	0,22
6	Ar+8%C O ₂	2,969	0,167	3,946	0,228	9,371	0,253

A Figura 4.10 mostra a variação ocorrida nas dimensões do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção utilizado para o arame eletrodo ER430. A união entre os pontos da figura tem como objetivo apenas melhorar a compreensão e entendimento da mesma. Verifica-se que ocorreram pequenas variações, não muito significativas, nas dimensões do cordão de solda com as misturas. Estas variações estão dentro da faixa de tolerância das medidas realizadas. Entretanto, o argônio puro apresentou uma maior largura e menor penetração e reforço em relação aos outros gases.

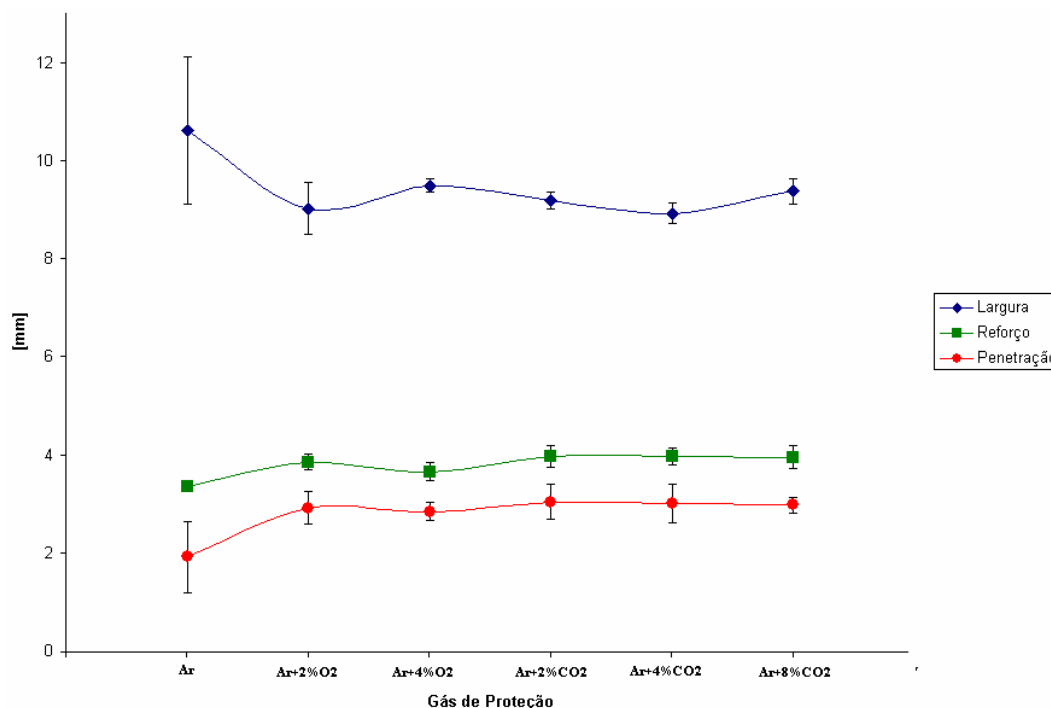


Figura 4.10. Dimensões do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção para o arame ER430.

4.4.2 Cordões com o eletrodo ER430Ti

A Tabela 4.7 apresenta as médias e desvio das medições de largura, penetração e reforço realizados para o arame eletrodo ER430Ti. As tabelas com as medições completas podem ser encontradas no Anexo 1, nas Tabelas A6 à A8.

Tabela 4.7 Medições geométricas dos cordões de solda do arame ER430Ti

Teste	Gás de Proteção	Penetração Média [mm]	Desvio Penetração	Reforço Média [mm]	Desvio Reforço	Largura Média [mm]	Desvio Largura
1	Ar	2,432	0,548	4,541	0,302	7,824	0,667
2	Ar+2%O ₂	3,052	0,229	4,387	0,06	7,695	0,335
3	Ar+4%O ₂	3,127	0,496	4,495	0,126	7,865	0,315
4	Ar+2%CO ₂	2,689	0,787	4,441	0,134	7,401	0,433
5	Ar+4%CO ₂	2,66	0,152	4,041	0,268	8,876	0,392
6	Ar+8%CO ₂	2,351	0,371	4,041	0,112	8,661	0,311

A Figura 4.11 mostra a variação ocorrida nas dimensões do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção utilizado para o arame eletrodo ER430Ti. Verifica-se que não ocorreram variações significativas nas dimensões do cordão de solda com as misturas. Fazendo a análise com relação aos dados obtidos com o arame eletrodo ER430 pode-se

verificar que houve uma tendência de se aumentar a penetração e o reforço e diminuir a largura, mas nada muito significativo, podendo ser admitidos na faixa de tolerância.

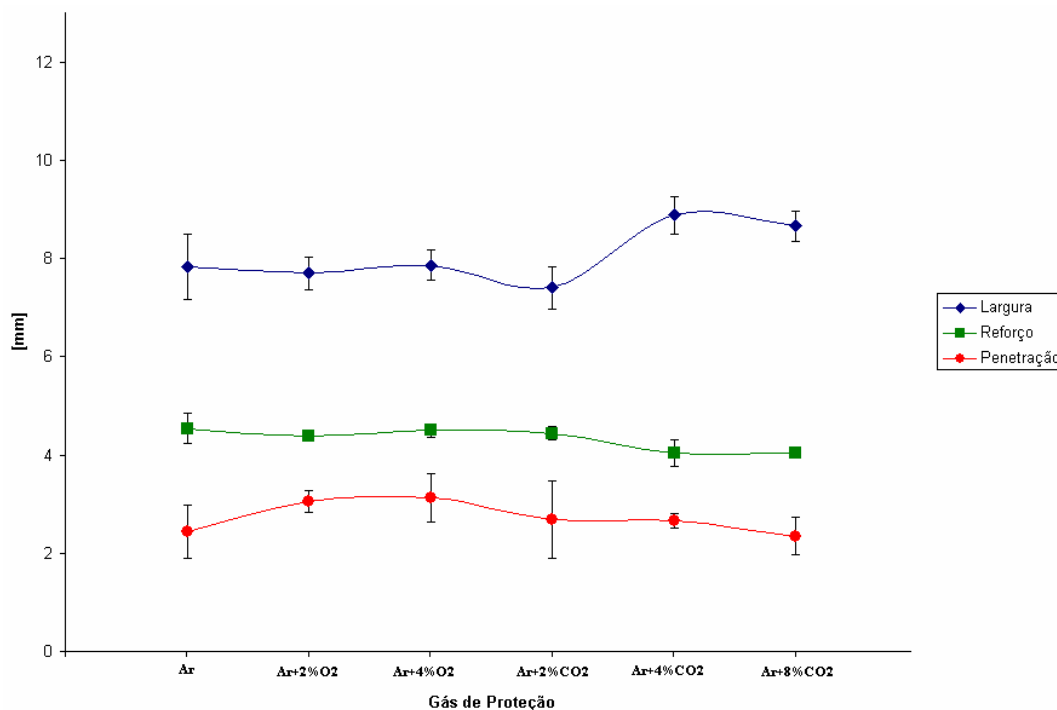


Figura 4.11. Dimensões do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção para o arame ER430Ti.

4.4.3 Cordões com o eletrodo ER430LNb

A Tabela 4.8 apresenta as médias e desvio das medições de largura, penetração e reforço realizados para o arame eletrodo ER430LNb. As tabelas com as medições completas podem ser encontradas no Anexo 1, nas Tabelas A9 à A11.

Tabela 4.8 Medições geométricas dos cordões de solda do arame ER430LNb

Teste	Gás de Proteção	Penetração Média [mm]	Desvio Penetração	Reforço Média [mm]	Desvio Reforço	Largura Média [mm]	Desvio Largura
1	Ar	3,193	0,146	4,141	0,064	8,572	0,587
2	Ar+2%O ₂	3,046	0,838	4,068	0,154	9,42	0,446
3	Ar+4%O ₂	2,426	0,106	3,748	0,189	9,502	0,623
4	Ar+2%CO ₂	2,993	0,516	4,117	0,107	9,328	0,207
5	Ar+4%CO ₂	3,316	0,349	4,173	0,061	9,097	0,229
6	Ar+8%CO ₂	2,921	0,181	4,347	0,531	9,522	0,395

A Figura 4.12 mostra a variação ocorrida nas dimensões do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção utilizado para o arame eletrodo ER430LNb. Verifica-se que não ocorreram variações significativas nas dimensões do cordão de solda com as misturas. Não houve uma variação significativa com relação aos outros arames eletrodos também, podendo-se admitir os valores dentro da faixa de tolerância.

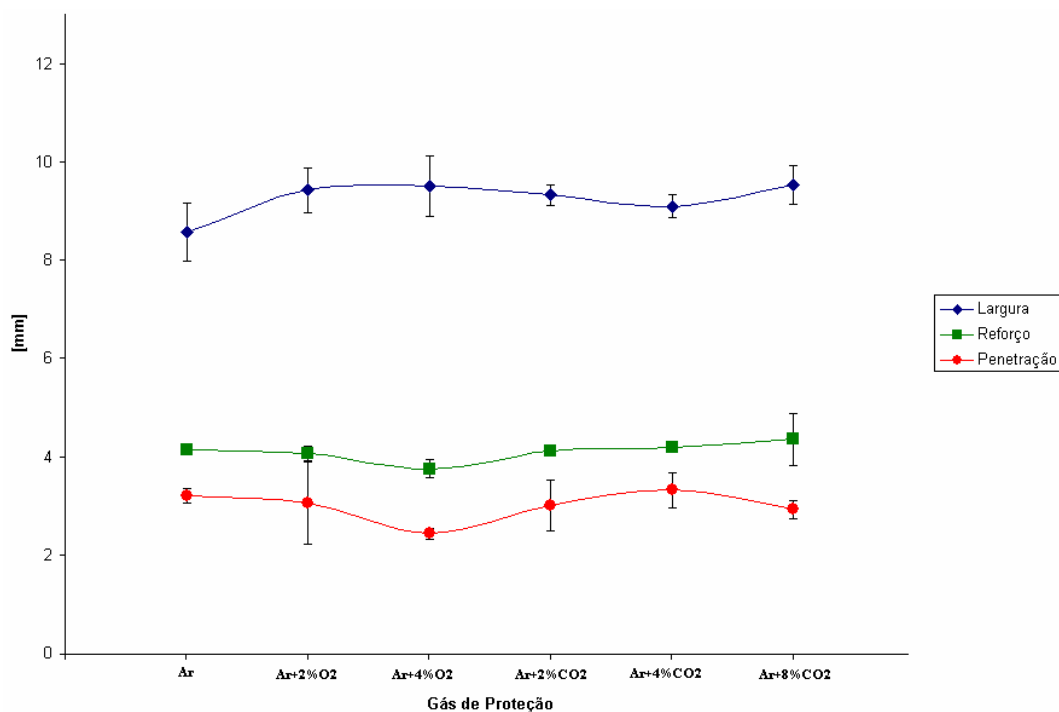


Figura 4.12. Dimensões do cordão de solda em função do tipo de gás de proteção para o arame ER430LNb.

Os resultados relacionados a geometria do cordão de solda mostra que a condição de soldagem utilizada (mesma energia gerada no arco e mesma quantidade de metal depositada ao longo do cordão de solda) é importante para uma futura análise comparativa da microestrutura do cordão de solda, pois não ocorre mudança significativa nos valores de largura, penetração e reforço.

CAPÍTULO V

ANÁLISE QUÍMICA E MICROESTRUTURAL.

O objetivo deste capítulo é analisar a composição química e microestrutural, além da microdureza dos corpos de prova que foram fabricados em várias camadas, conforme Capítulo 3 item 3.3.2.1. 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.

5.1 Cálculo da diluição e composição química baseado no Diagrama de Schaeffler

Para a realização da medição de diluição utilizaram-se os corpos de prova onde se soldou um único cordão. Foram utilizados os mesmos corpos de prova onde se realizou as medidas geométricas, fazendo-se três medições em cada corpo de prova, conforme Capítulo 4, item 4.4, como mostra a Figura 5,1 (a). O objetivo é determinar a composição química (teórica) e comparar com as realizadas em laboratório.

O procedimento para o cálculo da diluição foi realizado conforme a Equação 5.1.

$$\delta = \frac{A_F}{A_T} \cdot 100 \quad (5.1)$$

Onde:

δ representa a diluição;

A_F representa a área fundida do metal base [Figura 5.1 (b)];

A_T representa a área total do cordão de solda [Figura 5.1 (c)].

A Tabela 5.1 mostra os três valores medidos de área total e os três de área fundida para o arame eletrodo ER430. A Tabela 5.2 mostra a diluição encontrada para todos os gases de proteção utilizados para o arame eletrodo ER430.

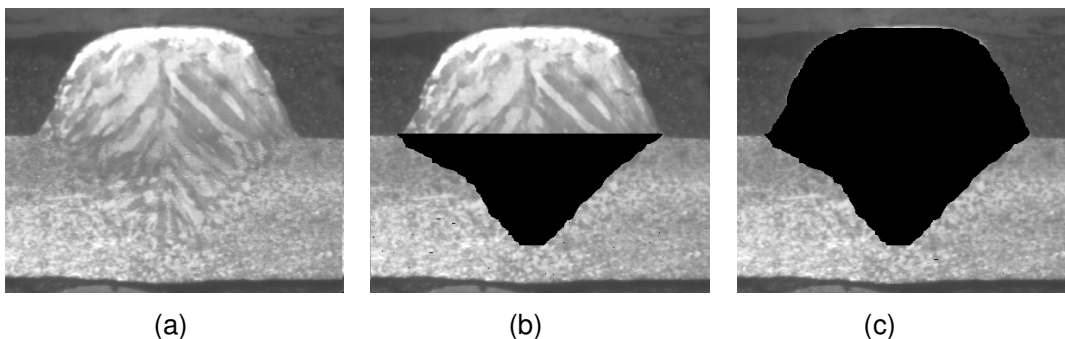


Figura 5.1. Esquema do cordão de solda para as medições da diluição.

Tabela 5.1. Medições das áreas dos cordões de solda do arame ER430

Teste	Gás de Proteção	A _{T1} [mm ²]	A _{T2} [mm ²]	A _{T3} [mm ²]	A _{F1} [mm ²]	A _{F2} [mm ²]	A _{F3} [mm ²]
1	Ar	38,26	35,04	36,10	15,76	7,58	7,56
2	Ar+2%O ₂	45,11	41,20	37,31	19,49	10,65	10,63
3	Ar+4%O ₂	43,00	40,53	36,76	15,09	12,03	9,78
4	Ar+2%CO ₂	42,44	39,43	42,89	16,40	10,14	13,51
5	Ar+4%CO ₂	38,17	42,53	40,05	14,96	10,18	15,73
6	Ar+8%CO ₂	42,79	41,25	38,70	14,33	11,19	13,98

Tabela 5.2. Medições de diluição nos cordões de solda do arame ER430

Teste	Gás de Proteção	Diluição 1	Diluição 2	Diluição 3	Diluição Média	Diluição Desvio
1	Ar	41,19	21,63	20,93	27,92	11,50
2	Ar+2%O ₂	43,21	25,84	28,50	32,52	9,36
3	Ar+4%O ₂	35,09	29,67	26,62	30,46	4,29
4	Ar+2%CO ₂	38,65	25,71	31,50	31,95	6,48
5	Ar+4%CO ₂	39,19	38,04	39,29	38,84	0,69
6	Ar+8%CO ₂	33,49	27,14	36,12	32,25	4,62

Observar-se na Tabela 5.2 que as médias da diluição para o arame eletrodo ER430 variaram de 27,92% a 38,84%.



A Tabela 5.3 mostra os três valores medidos de área total e os três de área fundida para o arame eletrodo ER430Ti. A Tabela 5.4 mostra a diluição encontrada para todos os gases de proteção utilizados para o arame eletrodo ER430Ti.

Tabela 5.3. Medições das áreas dos cordões de solda do arame ER430Ti

Teste	Gás de Proteção	A _{T1} [mm ²]	A _{T2} [mm ²]	A _{T3} [mm ²]	A _{F1} [mm ²]	A _{F2} [mm ²]	A _{F3} [mm ²]
1	Ar	39,05	35,68	43,18	11,39	5,28	12,17
2	Ar+2%O ₂	41,81	39,27	41,34	12,28	13,60	13,56
3	Ar+4%O ₂	48,81	39,16	39,99	16,76	6,30	11,77
4	Ar+2%CO ₂	31,48	39,82	38,30	9,76	12,67	11,90
5	Ar+4%CO ₂	41,02	41,44	38,43	13,20	14,92	10,60
6	Ar+8%CO ₂	37,87	38,62	38,10	14,04	9,79	10,20

Tabela 5.4. Medições de diluição nos cordões de solda do arame ER430Ti

Teste	Gás de Proteção	Diluição 1	Diluição 2	Diluição 3	Diluição Média	Diluição Desvio
1	Ar	29,15	14,79	28,18	24,04	8,03
2	Ar+2%O ₂	29,37	34,63	32,80	32,27	2,67
3	Ar+4%O ₂	34,35	16,09	29,43	26,62	9,45
4	Ar+2%CO ₂	30,99	31,82	31,07	31,29	0,46
5	Ar+4%CO ₂	32,18	36,01	27,59	31,93	4,22
6	Ar+8%CO ₂	37,08	25,36	26,76	29,73	6,40

Observa-se na Tabela 5.4 que as médias da diluição para o arame eletrodo ER430Ti variaram de 26,62% a 32,27%.

A Tabela 5.5 mostra os valores medidos de área total e área fundida para o arame eletrodo ER430LNb. A Tabela 5.6 mostra a diluição encontrada para todos os gases de proteção utilizados para o arame eletrodo ER430LNb.

Observa-se na Tabela 5.6 que as médias da diluição para o arame eletrodo ER430LNb variaram de 26,74% a 37,49%.

A Figura 5.2 mostra um gráfico que compara as diluições em função do gás de proteção para os três arames eletrodos. Verifica-se que a diluição fica dentro de uma faixa de tolerância para todos os arames eletrodos. Observa-se que para o arame eletrodo ER430Ti há uma tendência de os valores encontrados para a diluição serem menores que os encontrados para os outros dois arames. Esta diminuição na diluição pode ser devido a presença do titânio, que gera mudanças na transferência metálica, como pôde ser

observado com relação a frequência de curto-circuito, que era muito menor para o arame eletrodo ER430Ti, ver Tabelas 4.3, 4.4 e 4.5 no Capítulo IV.

Tabela 5.5. Medições das áreas dos cordões de solda do arame ER430LNb

Teste	Gás de Proteção	A _T 1 [mm ²]	A _T 2 [mm ²]	A _T 3 [mm ²]	A _F 1 [mm ²]	A _F 2 [mm ²]	A _F 3 [mm ²]
1	Ar	40,83	37,84	47,55	13,83	10,22	17,18
2	Ar+2%O ₂	43,73	47,89	44,17	14,08	16,79	12,21
3	Ar+4%O ₂	42,77	38,99	38,63	16,88	11,72	9,62
4	Ar+2%CO ₂	39,08	45,73	43,25	12,92	18,31	14,24
5	Ar+4%CO ₂	43,47	43,59	45,14	14,93	6,26	14,22
6	Ar+8%CO ₂	42,71	43,47	42,45	17,09	12,85	12,97

Tabela 5.6. Medições de diluição nos cordões de solda do arame ER430LNb

Teste	Gás de Proteção	Diluição 1	Diluição 2	Diluição 3	Diluição Média	Diluição Desvio
1	Ar	38,75	37,58	36,13	37,49	1,32
2	Ar+2%O ₂	32,21	47,59	27,64	35,81	10,45
3	Ar+4%O ₂	39,45	30,05	24,91	31,47	7,38
4	Ar+2%CO ₂	33,04	40,04	32,92	35,34	4,07
5	Ar+4%CO ₂	34,36	14,37	31,49	26,74	10,81
6	Ar+8%CO ₂	40,02	29,56	30,55	33,38	5,77

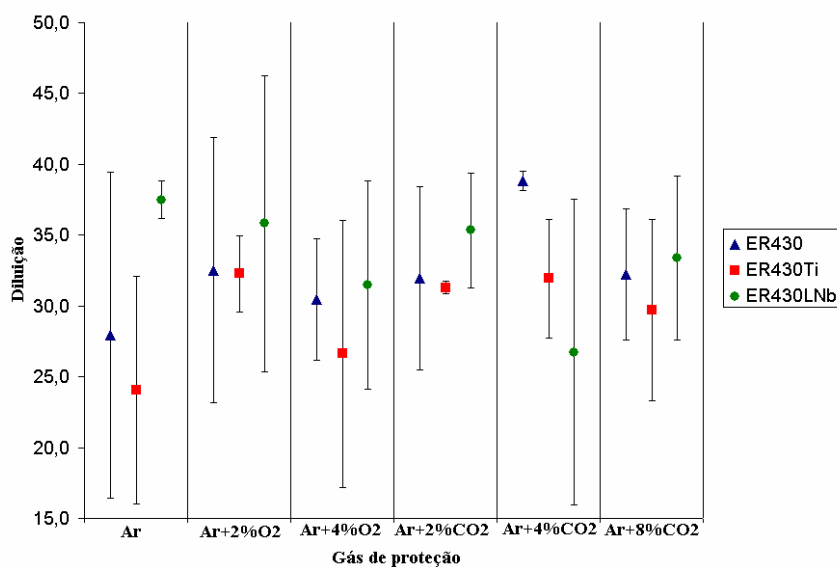


Figura 5.2. Diluição em função do gás de proteção pra os três arames eletrodos

Para a obtenção dos valores teóricos da composição química da terceira camada depositada, conforme descrito no Capítulo III item 3.3.2.2, considerou-se que as camadas dos outros cordões tivessem a mesma diluição (3 camadas), conforme mostra a Figura 5.3. O objetivo desta análise é mostrar que com 3 camadas é possível analisar a composição química do metal depositado sem a interferência significativa do metal de solda.

Os valores teóricos das composições químicas foram calculados utilizando o programa Schaeffler obtido no site da empresa ESAB (www.esab.com.br). Para tal foram utilizados os valores das composições químicas do metal de base e dos arames eletrodos, conforme as Tabelas 3.1 à 3.4 do Capítulo III. Utilizaram-se também os valores encontrados para a diluição para os três arames eletrodos, quando utilizado o argônio como gás de proteção, que podem ser encontrados nas Tabelas 5.2, 5.4 e 5.6.

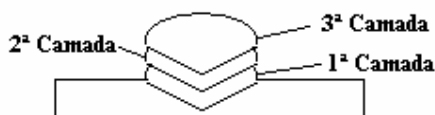


Figura 5.3. Representação esquemática das três camadas.

O procedimento para determinar a composição química teórica da terceira camada (Figura 5.3) pode ser dividido em três etapas, sendo elas:

- Determinação da composição química da primeira camada: valor do metal de base utilizado foi a composição química do AISI 439, utilizou-se também o metal de adição e a diluição já citados, encontrando-se a composição química da primeira camada de solda.
- Determinação da composição química da segunda camada: valor do metal de base utilizado foi da composição química da primeira camada, mantendo-se o metal de adição e a diluição já citados, encontrando-se a composição química da segunda camada de solda.
- Determinação da composição química da terceira camada: valor do metal de base utilizado foi da composição química da segunda camada, mantendo-se o metal de adição e a diluição já citados, encontrando-se a composição química da terceira camada de solda.

Com este procedimento chegou-se aos valores da composição química da última camada do cordão de solda, conforme apresentado na Tabela 5.7.

Tabela 5.7. Composição química teórica para o três arames eletrodos

Arame	C	Cr	Cu	Mn	Mo	Nb	Ni	Si
ER430	0,074	16,510	0,000	0,300	0,000	0,000	0,000	0,430
ER430Ti	0,107	17,450	0,160	0,640	0,040	0,000	0,400	1,030
ER430LNb	0,026	17,630	0,180	0,410	0,030	0,430	0,220	0,430

Como já esperado, nota-se na Tabela 5.7 que a composição química da terceira camada teórica ficou próxima dos valores dos arames eletrodos (Tabelas 3.1 à 3.4, Capítulo III).

5.2. Análise da composição química

Foram realizadas análises da composição química por espectrômetro de emissão ótica da terceira camada dos cordões de solda (conforme item 3.3.2.2 Capítulo III). Para facilitar a apresentação e discussão dos resultados este item será subdividido em três subitens, sendo estes respectivos a cada arame eletrodo utilizado.

5.2.1 Composição química do arame ER430

A Tabela 5.8 mostra a composição química do metal de base, do metal de adição, do valor calculado da terceira camada de solda com o diagrama de Schaeffler (3CT) e das medições realizadas para os seis tipos de gases de proteção quando se utilizou o arame eletrodo ER430. Verifica-se que os valores da composição química obtida com Ar puro ficaram (em geral) próximos da composição do arame eletrodo. A diferença encontrada está relacionada à diluição entre arame e metal de base e/ou erros de medição.

Com relação à influência do gás de proteção para os elementos estudados, pode-se notar que o carbono, o cromo, o manganês e o silício apresentaram variações que merecem ser analisada com mais detalhes. Os outros elementos ficaram com valor próximo ao esperado, as diferenças podem ser atribuída aos erros de medidas.

A Figura 5.4 mostra a variação da porcentagem de carbono no metal de solda em função do gás de proteção utilizado. Nota-se que com o aumento do teor de oxigênio na mistura com argônio não acarreta em mudanças significativas. Ao passo que quando se utilizou o dióxido de carbono houve um acréscimo de 0,027% do carbono, considerando 8%CO₂. Este aumento se deve a presença de carbono na composição química do gás de proteção. Este fato também foi observado por Liao; Chen (1998) ao analisar a influência do gás de proteção em um aço inoxidável austenítico.



A Figura 5.5 apresenta a variação da composição do cromo com a composição do gás de proteção. Verifica-se que uma diminuição do teor de cromo (aproximadamente 0,3%) independe do tipo de gás de proteção utilizado, comparando com o teor de cromo no arame. Este fato se deve provavelmente a formação de óxido de cromo na superfície do cordão, conforme pode ser observado na Figura 4.7 do Capítulo IV. Este fato também foi observado por Liao; Chen (1998) ao analisar a influência do gás de proteção em um aço inoxidável austenítico.

Tabela 5.8. Composições químicas para o arame ER430

Elem.	AISI 439	ER430	3CT	Ar	Ar+2%O ₂	Ar+4%O ₂	Ar+2%CO ₂	Ar+4%CO ₂	Ar+8%CO ₂
C	0,0095	0,0755	0,074	0,0785	0,0809	0,0811	0,0904	0,0904	0,1043
Co	-	-	-	0,0165	0,0169	0,0174	0,0173	0,0173	0,0172
Cr	17,1284	16,5	16,51	16,207	16,204	16,158	16,22	16,22	16,192
Cu	-	-	0,0	0,0367	0,0364	0,0352	0,0378	0,0378	0,0368
Mn	0,1434	0,308	0,3	0,2552	0,246	0,229	0,2515	0,2515	0,2325
Mo	-	-	0,0	0,0668	0,0671	0,0666	0,0668	0,0668	0,0662
N	0,0075	-	-	-	-	-	-	-	-
Nb	0,2009	-	0,0	0,0157	0,0159	0,0167	0,016	0,016	0,018
Ni	0,1777	-	0,0	0,208	0,207	0,207	0,21	0,21	0,208
P	0,0234	0,025	-	0,0199	0,0201	0,0199	0,02	0,02	0,0203
S	0,0027	0,0113	-	0,0095	0,01	0,0097	0,0095	0,0095	0,0096
Si	0,4032	0,43	0,43	0,411	0,4163	0,3878	0,4209	0,4209	0,3954
Sn	-	-	-	0,0066	0,0068	0,0066	0,007	0,007	0,0068
Ti	0,1984	0,0024	-	0,0083	0,0085	0,0087	0,009	0,009	0,0079
V	0,0507	-	-	0,099	0,0976	0,0979	0,0988	0,0988	0,0969
W	-	-	-	0,1471	0,1467	0,1477	0,1472	0,1472	0,1451

As Figuras 5.6 e 5.7 apresentam a variação da composição química do manganês e do silício com a variação na composição do gás de proteção. Verifica-se que o aumento tanto do dióxido de carbono como do oxigênio geram uma diminuição na presença daqueles elementos no cordão de solda. Observa-se também uma diminuição do teor destes elementos comparado com o teor encontrado no arame eletrodo. Estes fatos se devem provavelmente a formação de óxidos, conforme observado na Figura 4.7 do Capítulo IV. O manganês e o silício são elementos utilizados também com desoxidantes na poça de fusão.

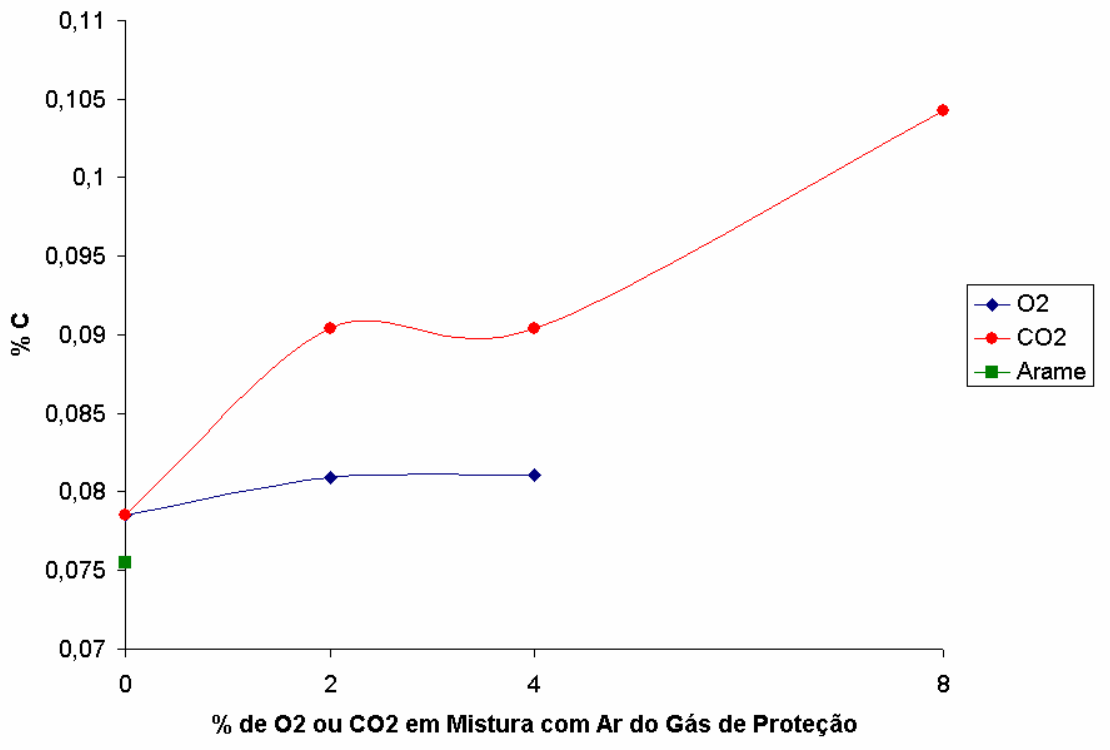


Figura 5.4. Porcentagem de Carbono para o ER430

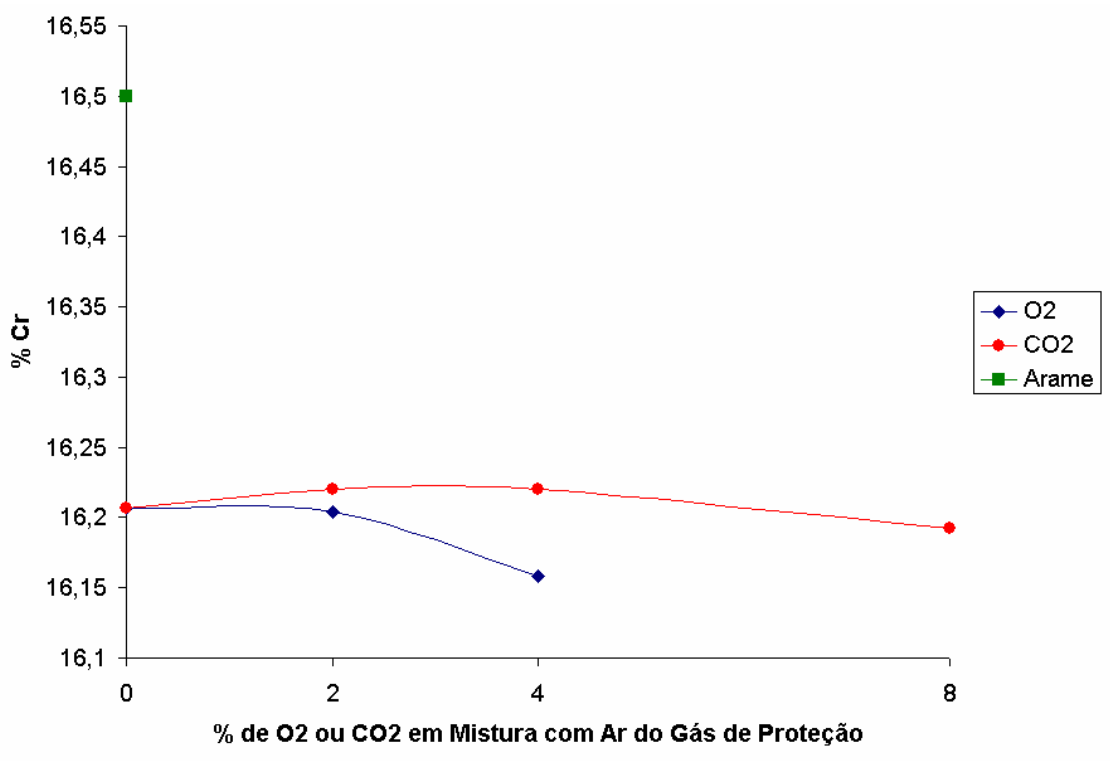


Figura 5.5. Porcentagem de Cromo para o ER430

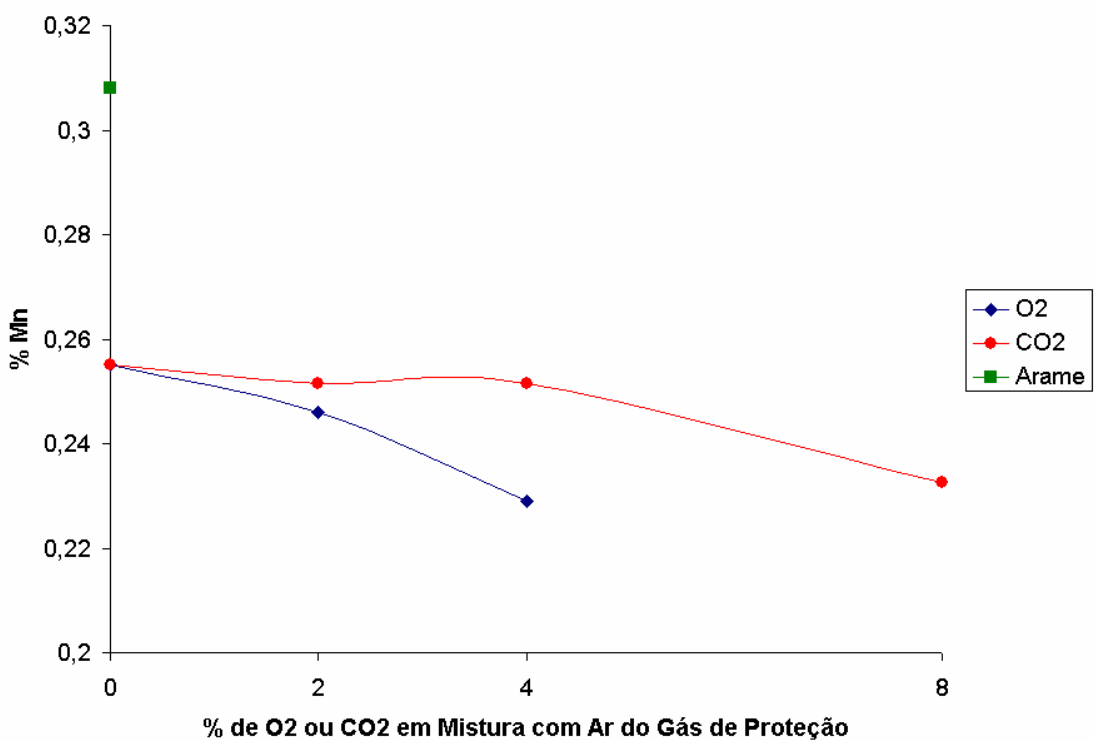


Figura 5.6. Porcentagem de Manganês para o ER430

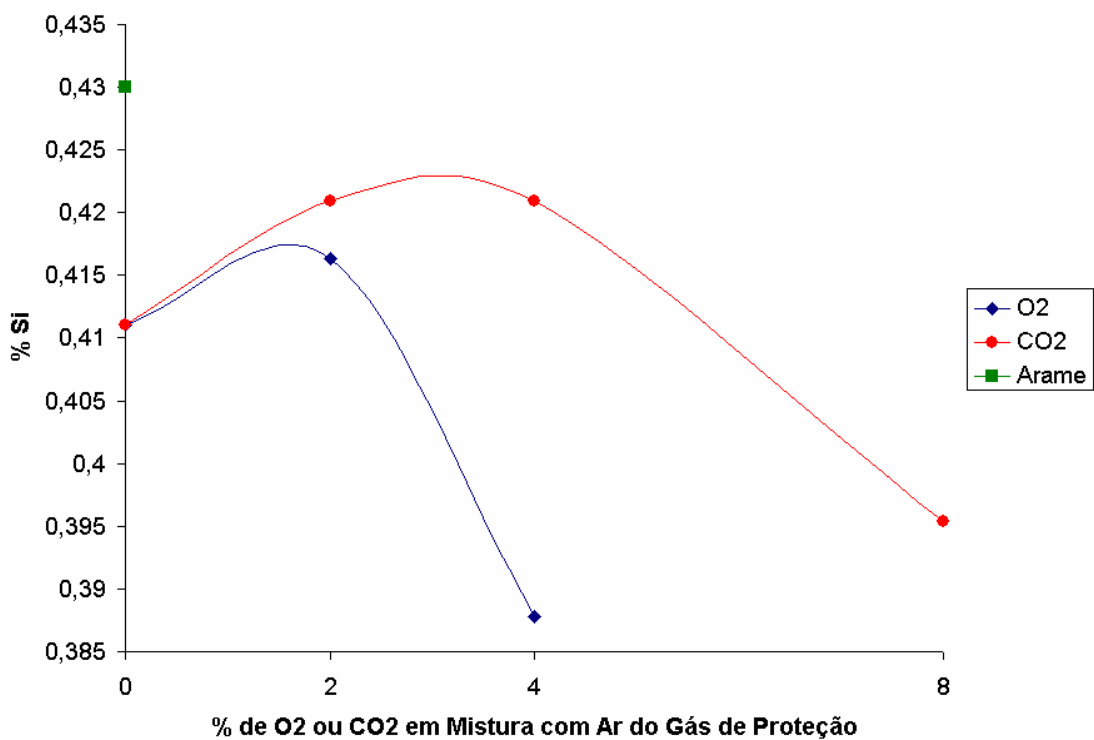


Figura 5.7. Porcentagem de Silício para o ER430



5.2.2 Composição química do arame ER430Ti

A Tabela 5.9 mostra a composição química do metal de base, do metal de adição, do valor calculado da terceira camada de solda com o diagrama de Schaeffler e das medições realizadas para os seis tipos de gases de proteção quando se utilizou o arame eletrodo ER430Ti.

Um fato interessante mostrado na Tabela 5.9 é que o molibdênio e o níquel apresentaram valores maiores que os encontrados no arame eletrodo, que não se deve à influência do metal de base utilizado, pois este também possui um valor menor que o encontrado no cordão. É verificado ainda que os valores da composição química obtida com Ar puro ficaram (em geral) próximos da composição do arame eletrodo. A diferença encontrada está relacionada à diluição entre arame e metal de base e/ou erros de medição.

Com relação à influência do gás de proteção para os elementos estudados, pode-se notar que o carbono, o manganês, o silício e o titânio apresentaram variações que merecem ser analisada com mais detalhes. Os outros elementos ficaram com valor próximo ao esperado, as diferenças podem ser atribuída aos erros de medidas.

Tabela 5.9. Composições químicas para o arame ER430Ti

Elem.	AISI 439	ER430Ti	3CT.	Ar	Ar+2%O ₂	Ar+4%O ₂	Ar+2%CO ₂	Ar+4%CO ₂	Ar+8%CO ₂
C	0,0095	0,1077	0,107	0,0869	0,0823	0,0774	0,087	0,0908	0,0935
Co	-	0,25	-	0,0124	0,0131	0,0136	0,014	0,0131	0,0133
Cr	17,1284	17,45	17,45	17,391	17,489	17,477	17,444	17,515	17,5
Cu	-	0,16	0,16	0,0601	0,0585	0,0589	0,059	0,062	0,0632
Mn	0,1434	0,65	0,64	0,5511	0,5594	0,5431	0,562	0,5625	0,5576
Mo	-	0,036	0,04	0,0532	0,0532	0,0531	0,0532	0,0534	0,0529
N	0,0075	-	-	-	-	-	-	-	-
Nb	0,2009	-	-	0,0409	0,0411	0,041	0,0412	0,0413	0,0412
Ni	0,1777	0,4	0,4	0,486	0,488	0,488	0,484	0,488	0,487
P	0,0234	-	-	0,0171	0,0169	0,018	0,0165	0,0174	0,0175
S	0,0027	0,0024	-	0,0012	0,0006	0,0011	0,001	0,0011	0,0008
Si	0,4032	1,04	1,03	0,8617	0,8628	0,8852	0,8624	0,8783	0,8745
Sn	-	-	-	0,0069	0,0068	0,007	0,0071	0,0069	0,0068
Ti	0,1984	0,35	-	0,3229	0,3045	0,208	0,2982	0,2734	0,2466
V	0,0507	-	-	0,0515	0,0524	0,0517	0,0515	0,052	0,051
W	-	-	-	0,0279	0,028	0,0285	0,0286	0,0279	0,0276

A Figura 5.8 mostra a variação da porcentagem de carbono no metal de solda em função do gás de proteção utilizado. Nota-se que com relação ao arame eletrodo há uma diminuição da quantidade de carbono independentemente do gás de proteção utilizado, resultado contrário ao obtido com o arame ER430. Esta diminuição se deve provavelmente a

presença de titânio e/ou erros de medição. Novos estudos deverão ser realizados para verificar o que realmente está ocorrendo.

A Figura 5.9 mostra a variação da porcentagem de cromo no metal de solda em função do gás de proteção utilizado. Pode-se notar que independentemente do gás de proteção utilizado uma pequena variação ocorre na quantidade de cromo.

As Figuras 5.10 e 5.11 mostram respectivamente a variação da porcentagem de manganês e silício no metal de solda em função do gás de proteção utilizado. Comparando com o arame eletrodo, o silício e o manganês diminuem independentemente do gás de proteção utilizado. Este fato se deve provavelmente a formação de óxidos, conforme observado na Figura 4.8 do Capítulo IV.

A Figura 5.12 mostra a variação da porcentagem de titânio no metal de solda em função do gás de proteção utilizado. Pode-se perceber que há uma diminuição da quantidade de titânio independente do gás de proteção utilizado, sendo esta queda mais pronunciada para o oxigênio. Esta queda na quantidade de titânio pode estar relacionada com a diminuição do teor de carbono (Figura 5.8). Nova análise deve ser realizada para determinar o motivo desta queda dos teores de titânio e carbono.

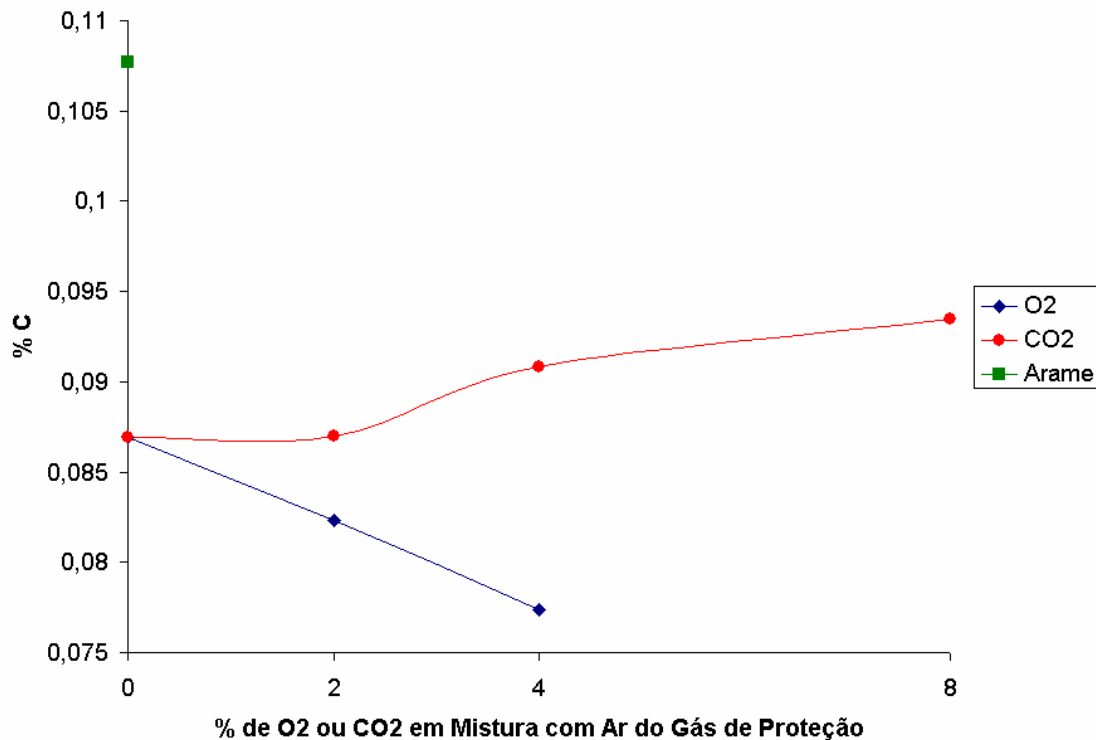


Figura 5.8. Porcentagem de Carbono para o ER430Ti

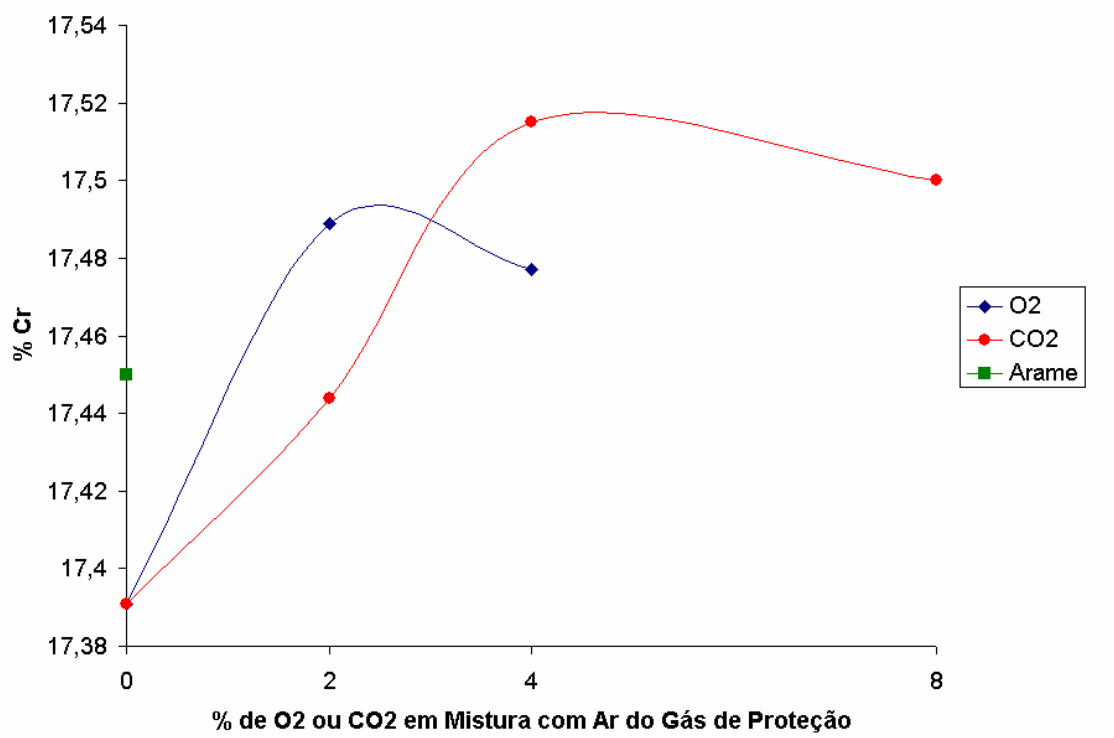


Figura 5.9. Porcentagem de Cromo para o ER430Ti

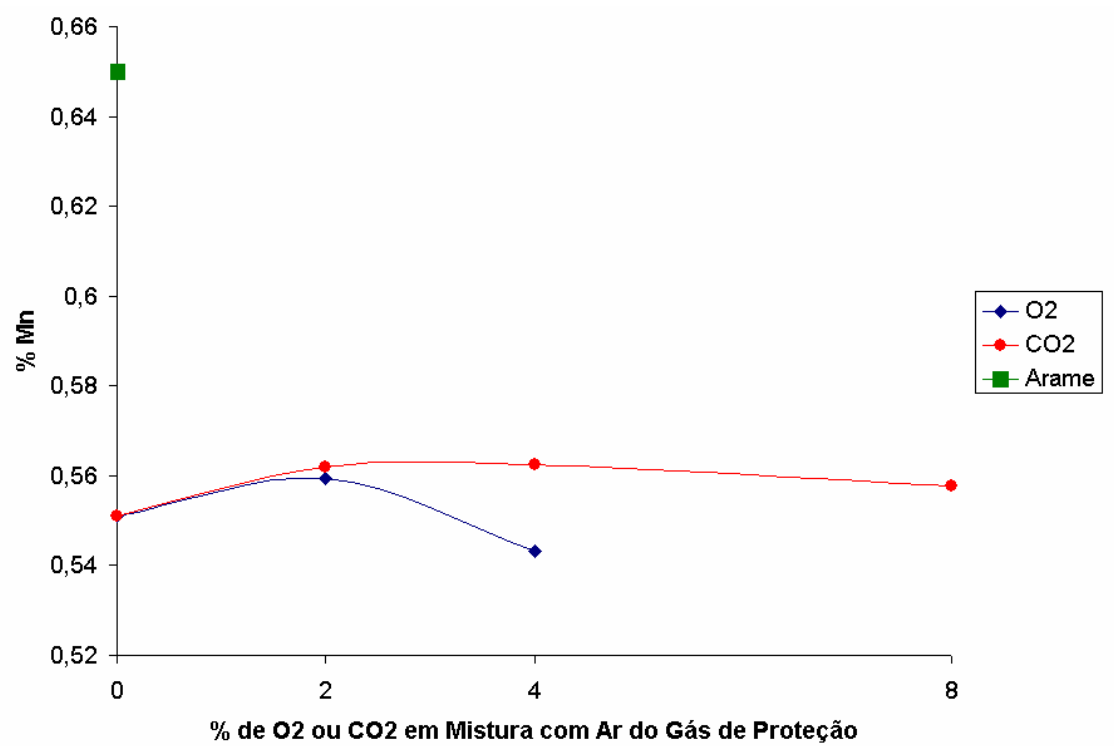


Figura 5.10. Porcentagem de Manganês para o ER430Ti

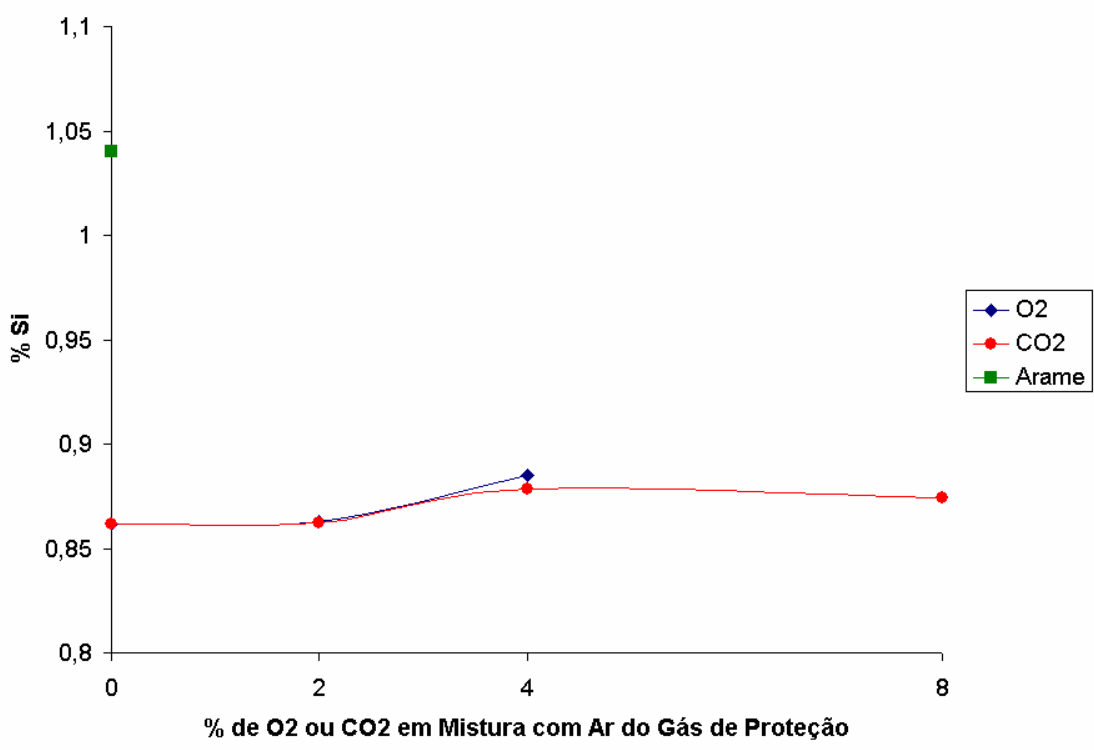


Figura 5.11. Porcentagem de Silício para o ER430Ti

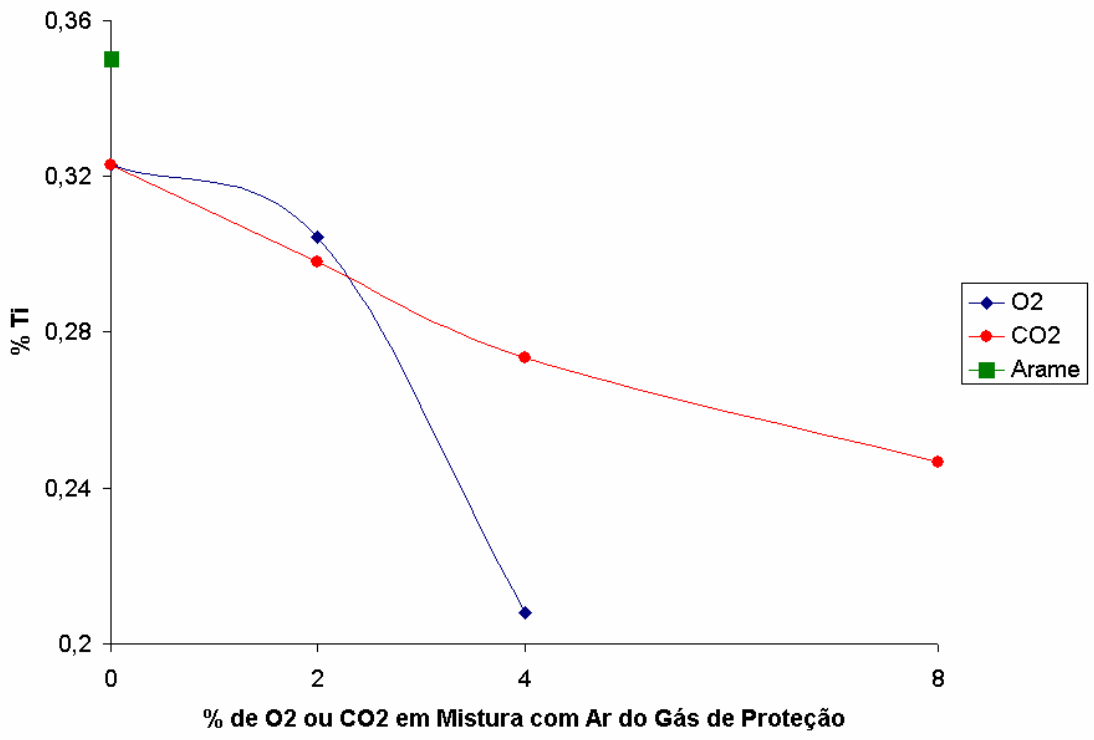


Figura 5.12. Porcentagem de Titânio para o ER430Ti

5.2.3 Composição química do arame ER430LNb

A Tabela 5.10 mostra a composição química do metal de base, do metal de adição, do valor calculado da terceira camada de solda com o diagrama de Schaeffler e das medições realizadas para os seis tipos de gases de proteção quando se utilizou o arame eletrodo ER430LNb.

Verifica-se que os valores da composição química obtida com Ar puro ficaram (em geral) próximos da composição do arame eletrodo. A diferença encontrada está relacionada a diluição entre arame e metal de base e/ou erros de medição.

Com relação à influência do gás de proteção para os elementos estudados, pode-se notar que o carbono, o cromo, o manganês, o nióbio e o silício apresentaram variações que merecem ser analisada com mais detalhes. Os outros elementos ficaram com valor próximo ao esperado, as diferenças podem ser atribuída aos erros de medidas.

Tabela 5.10. Composições químicas para o arame ER430LNb

Elem.	AISI 439	ER430LNb	3CT	Ar	Ar+2%O ₂	Ar+4%O ₂	Ar+2%CO ₂	Ar+4%CO ₂	Ar+8%CO ₂
C	0,0095	0,027	0,026	0,0179	0,017	0,0168	0,0271	0,0375	0,0464
Co	-	0,27	-	0,018	0,0179	0,0176	0,0183	0,0177	0,0174
Cr	17,1284	17,66	17,63	18,089	18,058	18,098	18,144	18,035	18,042
Cu	-	0,19	0,18	0,1118	0,0933	0,0951	0,0958	0,0938	0,094
Mn	0,1434	0,425	0,41	0,3622	0,3514	0,3316	0,3568	0,3401	0,3368
Mo	-	0,034	0,03	0,0496	0,0494	0,0496	0,0495	0,0493	0,0493
N	0,0075	-	-	-	-	-	-	-	-
Nb	0,2009	0,44	0,43	0,4689	0,4626	0,4416	0,4636	0,4545	0,4506
Ni	0,1777	0,215	0,22	0,253	0,252	0,251	0,25	0,251	0,252
P	0,0234	-	-	0,0179	0,0177	0,018	0,0178	0,0178	0,0178
S	0,0027	0,0035	-	0,0017	0,002	0,0021	0,0018	0,0018	0,0018
Si	0,4032	0,43	0,43	0,367	0,382	0,3419	0,3651	0,3559	0,3482
Sn	-	-	-	0,0073	0,0076	0,0075	0,0075	0,0076	0,0078
Ti	0,1984	0,0039	-	0,0093	0,0098	0,0092	0,0098	0,0097	0,0101
V	0,0507	-	-	0,0976	0,0972	0,0968	0,0976	0,0961	0,0961
W	-	-	-	0,018	0,0182	0,0174	0,0177	0,0163	0,0178

A Figura 5.13 mostra a variação da porcentagem de carbono no metal de solda em função do gás de proteção utilizado. Pode-se notar que com o aumento de oxigênio na mistura com argônio não houve uma mudança significativa. Ao passo que quando se utilizou o dióxido de carbono houve um aumento em torno de 0,027% do carbono, que foi o mesmo aumento observado para o arame eletrodo ER430 (Figura 5.4). Este aumento pode ser explicado devido ao carbono contido no gás de proteção. Liao; Chen (1998) também observaram este fato, conforme já mencionado.

A Figura 5.14 mostra a variação da porcentagem de cromo no metal de solda em função do gás de proteção utilizado. Pode-se notar que tanto com o aumento de oxigênio, quanto com o de dióxido de carbono houve um acréscimo na quantidade de cromo em relação ao arame eletrodo.

As Figuras 5.15 e 5.16 mostram a variação da porcentagem de manganês e silício respectivamente no metal de solda em função do gás de proteção utilizado. Nota-se que há uma tendência de diminuição dos dois elementos independentemente do gás de proteção utilizado em relação ao arame eletrodo. Este fato pode ser explicado devido ao aumento de óxido formado com o aumento destes elementos no gás de proteção, conforme pode ser verificado na Figura 4.9 do Capítulo IV.

A Figura 5.16 mostra a variação da porcentagem de nióbio no metal de solda em função do gás de proteção utilizado. Pode-se perceber que há uma diminuição da quantidade de nióbio independente do tipo de gás de proteção. Entretanto, esta variação pode estar relacionada ao erro de medição, pois fica em torno de 0,02% de nióbio.

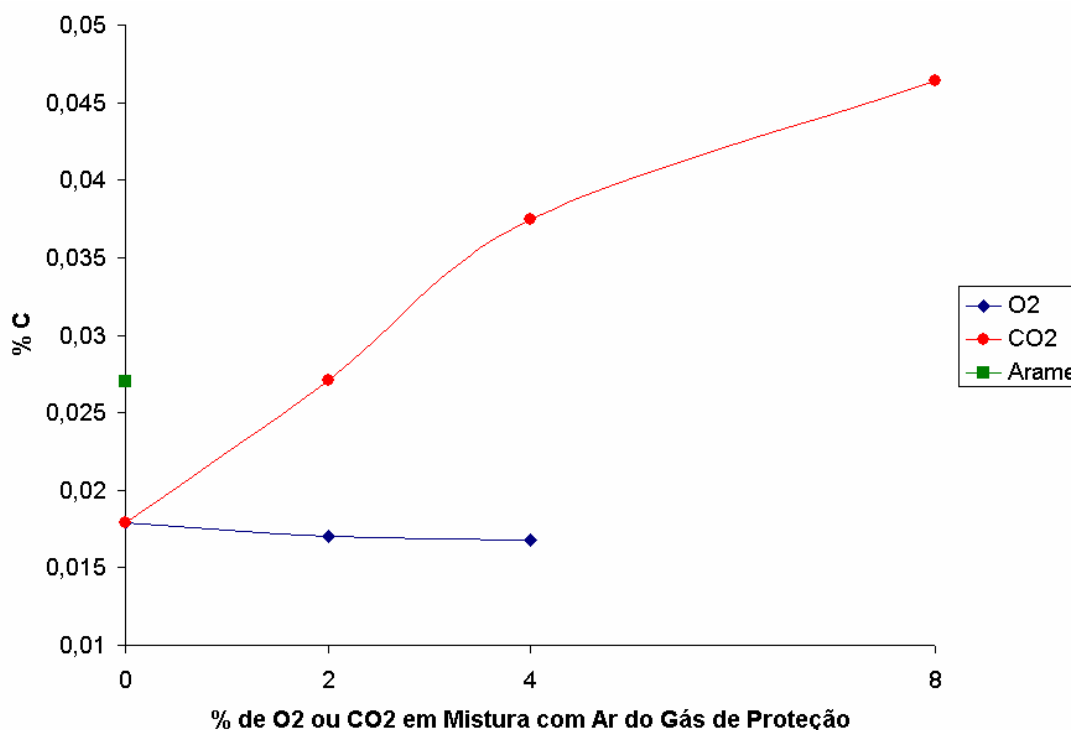


Figura 5.13. Porcentagem de Carbono para o ER430LNb

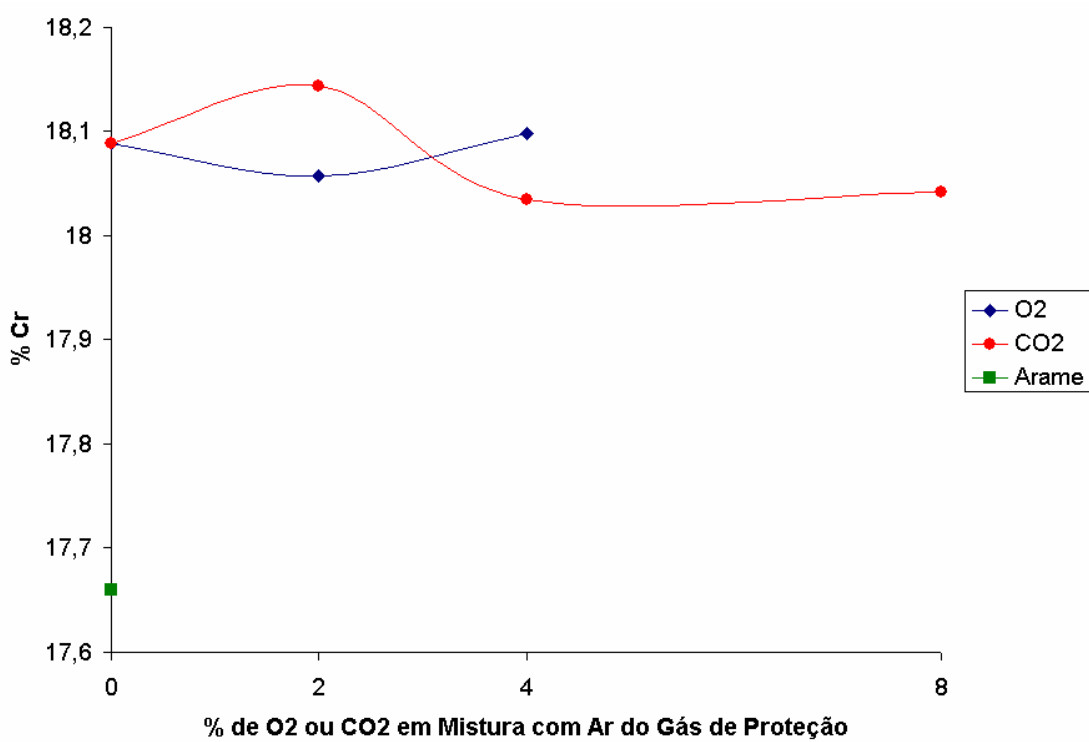


Figura 5.14. Porcentagem de Cromo para o ER430LNb

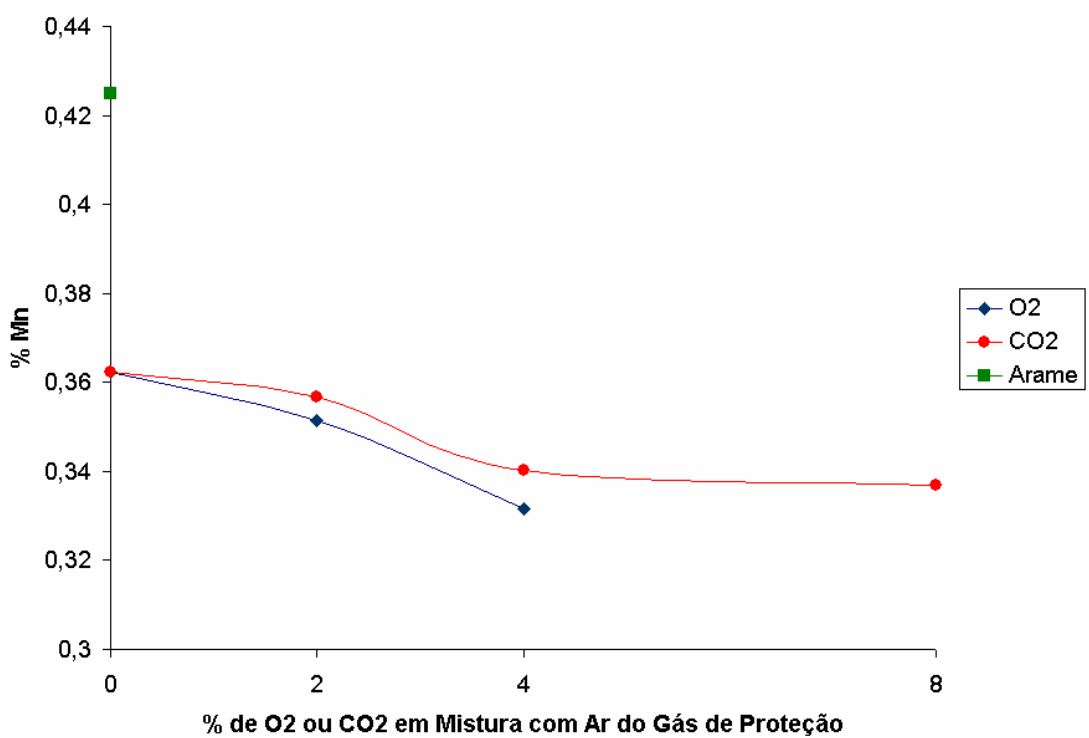


Figura 5.15. Porcentagem de Manganês para o ER430LNb

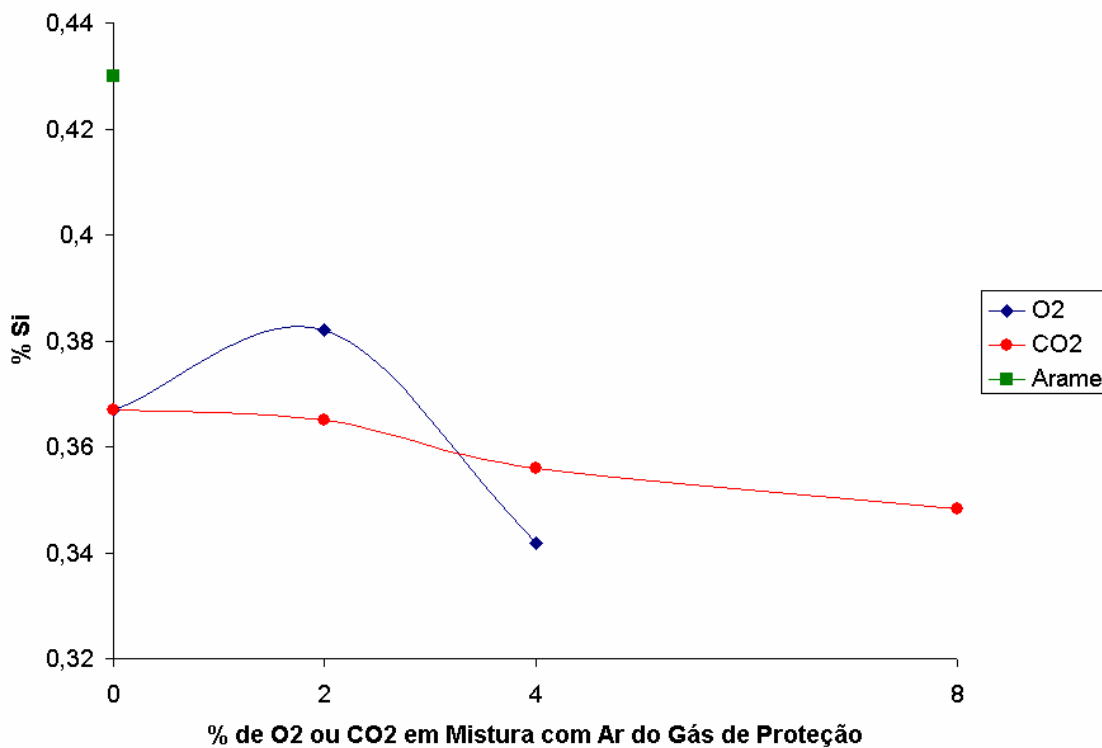


Figura 5.16. Porcentagem de Silício para o ER430LNb

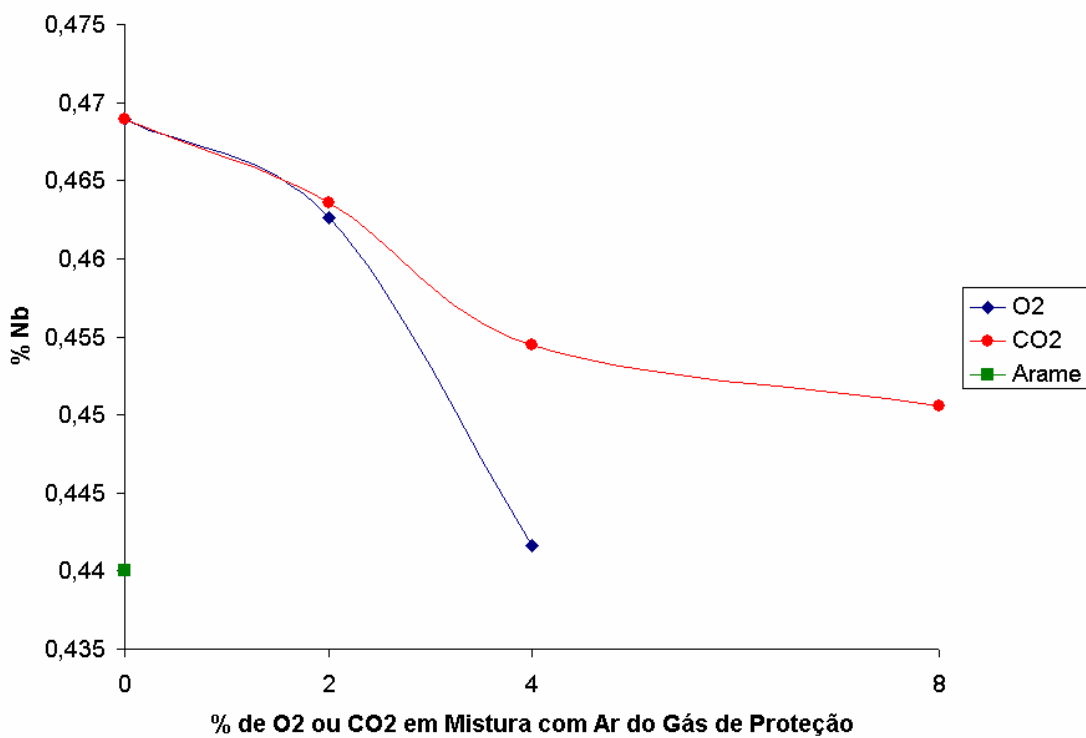


Figura 5.17. Porcentagem de Nióbio para o ER430LNb

5.3 Microestrutura

Nesta etapa foram realizadas análises na zona fundida do último cordão dos corpos de prova com três camadas. Como já mencionado os corpos de prova foram atacados utilizando Vilella's e analisados por microscopia óptica, conforme apresentado no Capítulo III. A análise será dividida em três etapas, sendo os subitens referentes aos arames eletrodos utilizados.

5.3.1. Microestrutura do arame ER430

A Figura 5.18 apresenta o último cordão de solda da última camada onde será realizada a análise da microestrutura. As Figuras 5.19 a 5.24 apresenta a microestrutura da zona fundida (centro do cordão) do corpo de prova para o eletrodo ER430 e respectivamente os gases de proteção Ar, Ar+2%O₂, Ar+4%O₂, Ar+2%CO₂, Ar+4%CO₂ e Ar+8%CO₂. As imagens foram realizadas por microscopia óptica onde (a) possui um aumento de 25X e (b) um aumento de 500X. Nas Figuras α representa a matriz ferrítica, M representa martensita e p os precipitados.

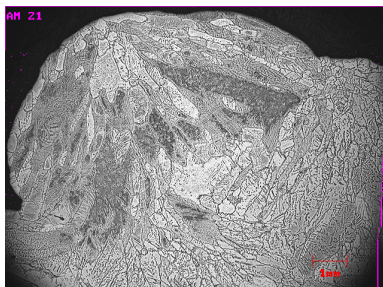
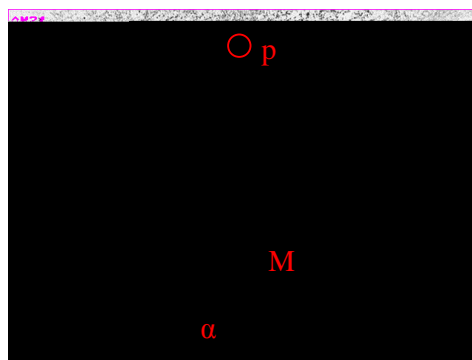


Figura 5.18. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430 e gás de proteção Ar.
Microscopia óptica 8X



(a)



(b)

Figura 5.19. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430 e gás de proteção Ar.

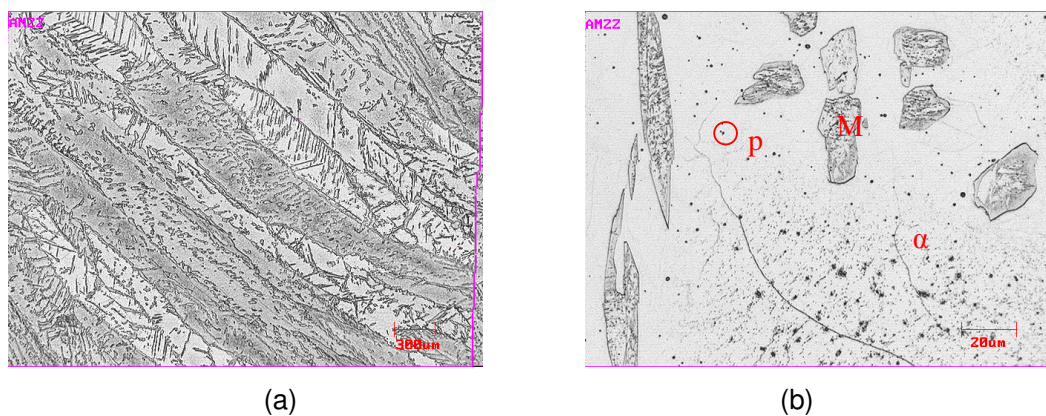


Figura 5.20. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430 e gás de proteção Ar+2%O₂.

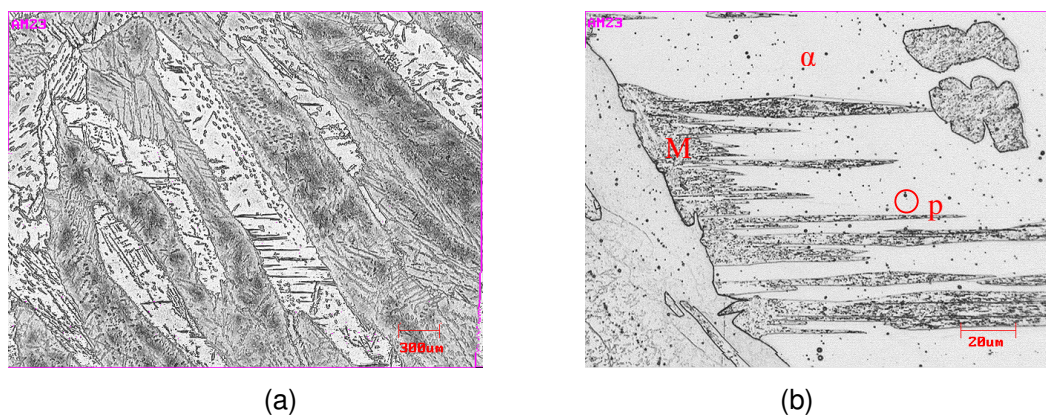


Figura 5.21. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430 e gás de proteção Ar+4%O₂.

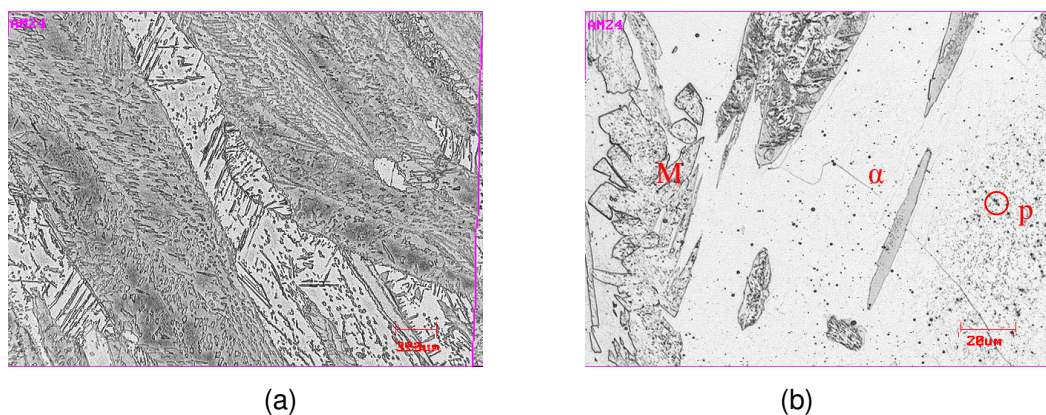


Figura 5.22. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430 e gás de proteção Ar+2%CO₂.

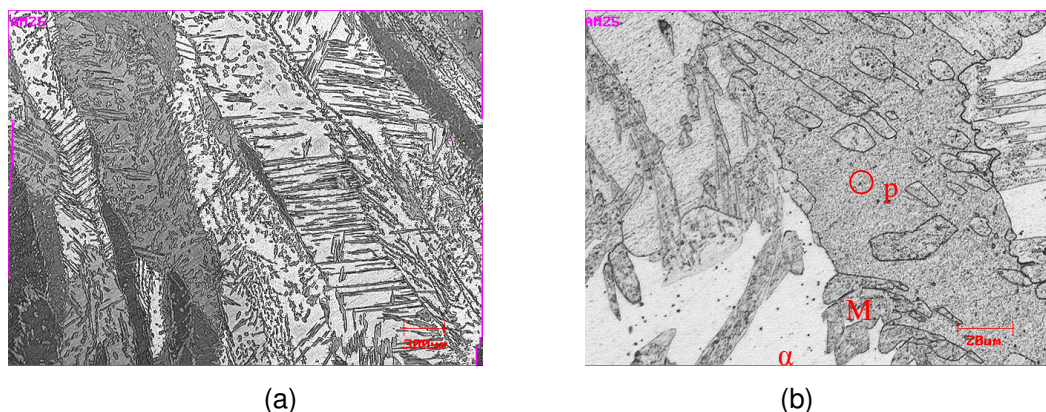


Figura 5.23. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430 e gás de proteção Ar+4%CO₂.

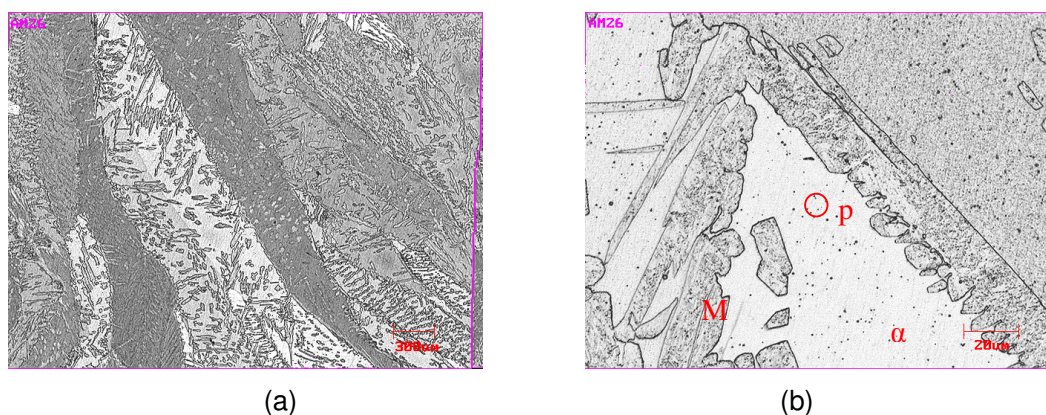


Figura 5.24. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430 e gás de proteção Ar+8%CO₂.

Analisando as Figura 5.19 a 5.24 observa-se grãos colunares, sendo uma matriz ferrítica com precipitações de martensita nos contornos de grãos. Observa-se também a presença de precipitados, com maior concentração no interior do grão. Este fato fica mais evidente na Figura 5.19 (b).

Com o aumento do teor de oxigênio ao argônio não é possível observar com clareza mudança na quantidade de precipitados, bem como na quantidade de martensita formada. Trabalhos futuros poderão ser realizados com o objetivo de estudar com mais clareza o efeito do oxigênio na quantidade de precipitados e de martensita no cordão de solda.

Com o aumento do teor de dióxido de carbono percebe-se que ocorre um aumento na quantidade de martensita de contorno de grãos, isto pode ser comprovado também pelo aumento do teor de carbono no cordão de solda (Figura 5.4). Modenesi (2001) cita que a presença de elementos gamagênicos, particularmente o carbono expande o campo de

existência da austenita para maiores teores de cromo, podendo com isto sofrer transformação de ferrita em austenita, que nos resfriamento pode transformar em martensita. Quanto à quantidade de precipitados não é possível observar sem uma análise mais profunda (trabalho futuro).

5.3.2. Microestrutura do arame ER430Ti

As Figuras 5.25 a 5.30 apresentam a microestrutura da zona fundida dos corpos de prova onde foi utilizado o eletrodo ER430Ti e respectivamente os gases de proteção Ar, Ar+2%O₂, Ar+4%O₂, Ar+2%CO₂, Ar+4%CO₂ e Ar+8%CO₂. As imagens foram realizadas por microscopia óptica onde (a) possui um aumento de 25X e (b) um aumento de 500X. Nas Figuras α representa a matriz ferrítica, M representa martensita e p os precipitados.

Analisando as Figura 5.25, 5.26 e 5.28 observa-se grãos colunares, sendo uma matriz ferrítica com precipitações tanto no interior quanto nos contornos de grãos. Já nas figuras 5.27, 5.29 e 5.30 nota-se uma matriz ferrítica, precipitados e estruturas martensíticas nos contornos de grão.

Quando se adiciona 2% de oxigênio ao argônio percebe-se um aumento da quantidade de precipitados nos contornos de grão (Figura 5.26(b)) em comparação com o argônio puro (Figura 5.25 (b)). Com o aumento para 4% de oxigênio percebe-se a presença de martensita nos contornos de grão. É interessante observar que o aumento do teor de oxigênio acarreta, em uma análise visual, no aumento do tamanho de grão.

Para as misturas com dióxido de carbono (acima de 2% CO₂) percebe-se um aumento na quantidade de martensita de contorno de grãos, conforme evidenciado na Figura 5.30 (b), tornando-se formato de agulha.

Comparando a microestrutra do cordão de solda do ER430 com o ER430Ti verifica-se que o tamanho de grão diminuiu com a presença do Ti no metal de adição. Além disso, percebeu-se também uma diminuição na quantidade de martensita de contorno de grão e a presença maior de carboneto na matriz ferrítica. Modenesi (2001) cita que aços inoxidáveis ferríticos que contém titânio, existe uma substituição de carbonetos e nitretos de cromo por carbonitretos de titânio, que são mais estáveis, limitando a dissolução de carbono e nitrogênio na ferrita a altas temperaturas, diminuindo o efeito austenitizante, reduzindo, portanto, a formação de martensita.

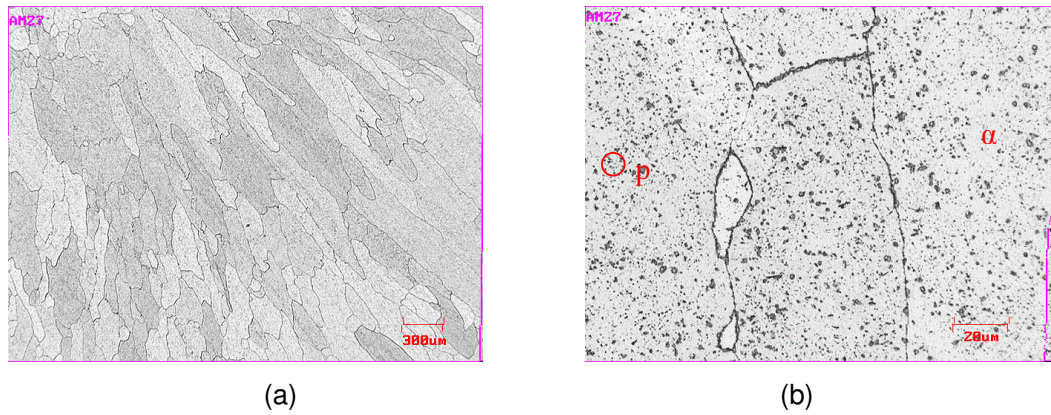


Figura 5.25. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430Ti e gás de proteção Ar.

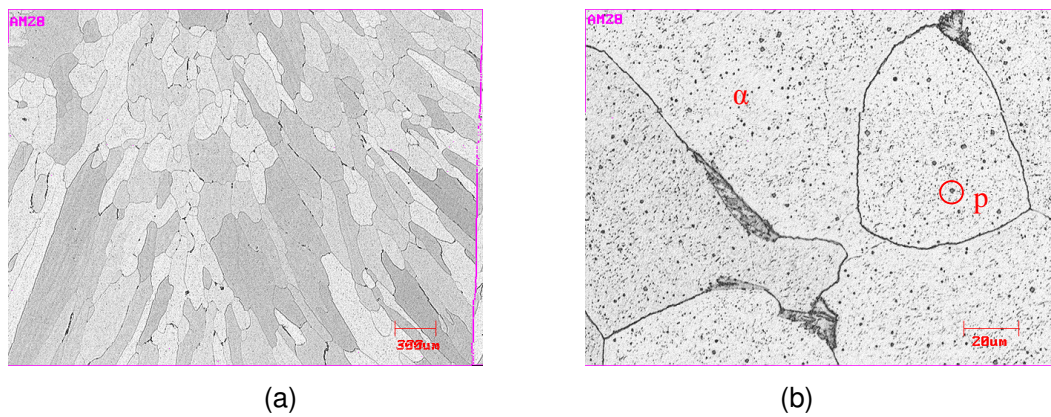


Figura 5.26. Microestrutura da ZF do eletrodo ER430Ti e gás de proteção Ar+2%O₂.

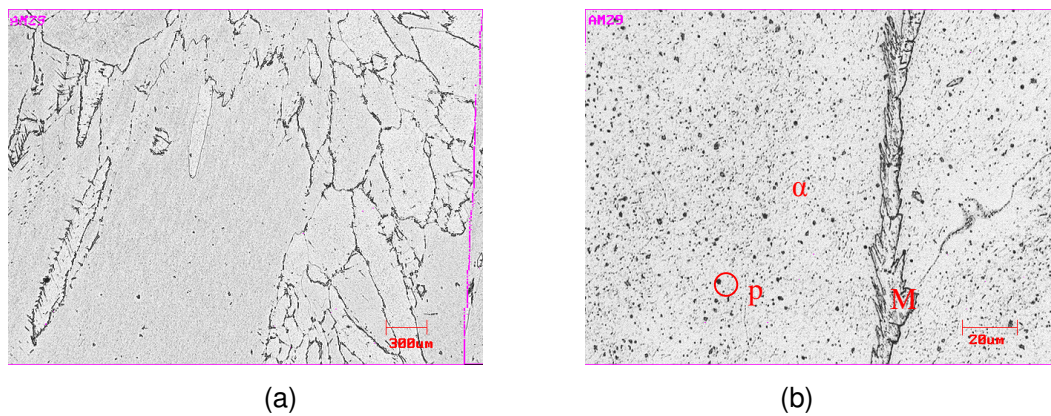


Figura 5.27. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430Ti e gás de proteção Ar+4%O₂.

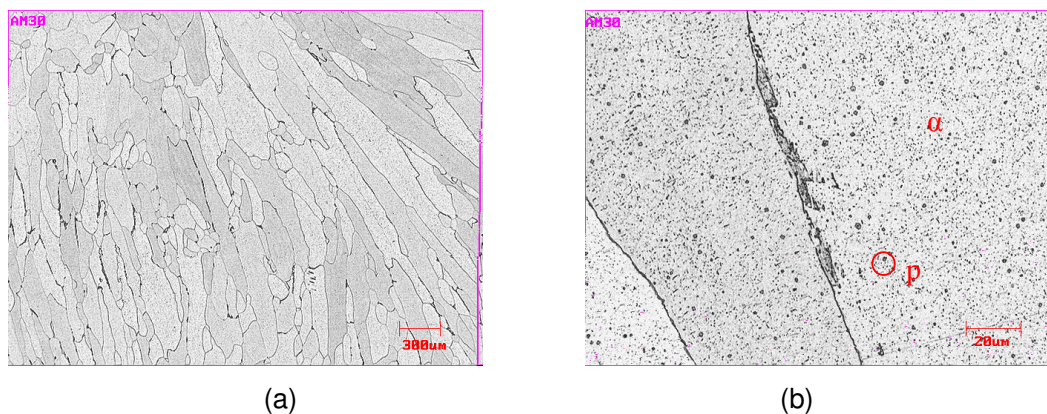


Figura 5.28. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430Ti e gás de proteção Ar+2%CO₂.

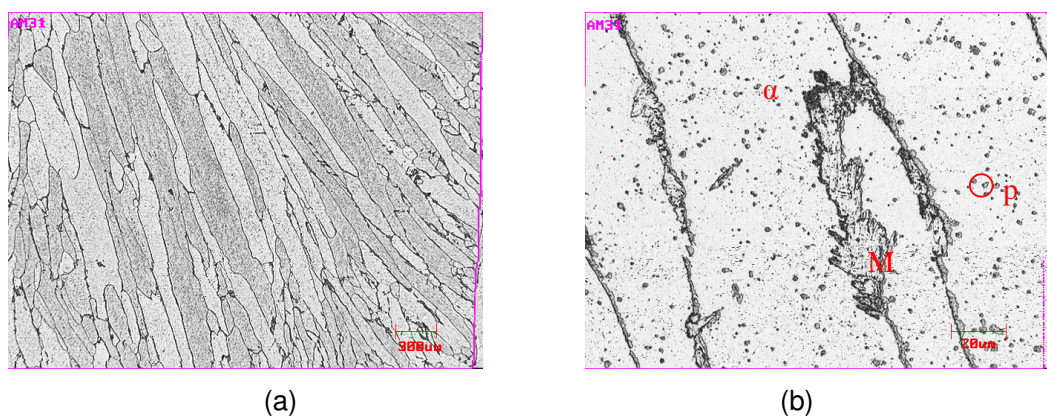


Figura 5.29. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430Ti e gás de proteção Ar+4%CO₂.

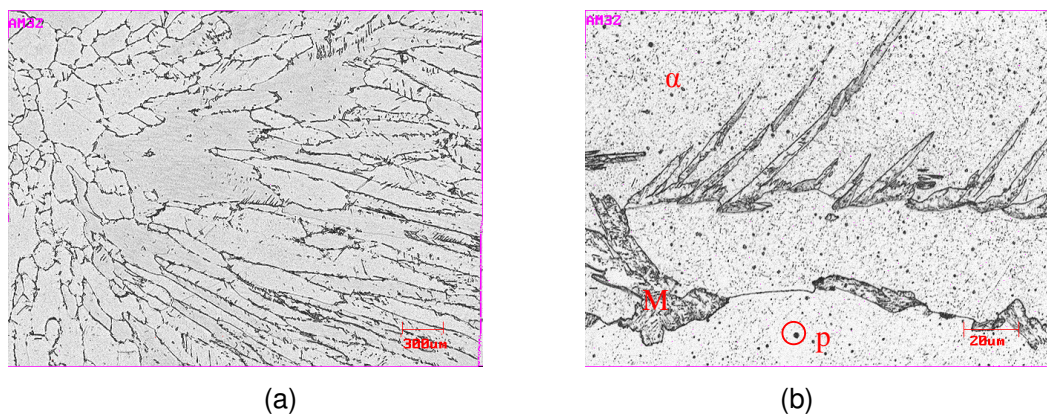


Figura 5.30. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430Ti e gás de proteção Ar+8%CO₂.

5.3.3. Microestrutura do arame ER430LNb

As Figuras 5.31 a 5.36 apresentam a microestrutura da zona fundida dos corpos de prova onde foram utilizados o eletrodo ER430LNb e respectivamente os gases de proteção Ar, Ar+2%O₂, Ar+4%O₂, Ar+2%CO₂, Ar+4%CO₂ e Ar+8%CO₂. As imagens foram realizadas por microscopia óptica onde (a) possui um aumento de 25X e (b) um aumento de 500X. Nas Figuras α representa a matriz ferrítica e p os precipitados.

Analisando as Figura 5.31 a 5.36 observa-se uma matriz ferrítica, com grãos colunares e grosseiros. Notam-se ainda precipitados tanto no interior dos grãos quanto nos contornos destes.

Com o aumento do teor tanto de oxigênio, quanto de dióxido de carbono ao argônio não é possível observar com clareza mudanças na quantidade de precipitados para o tipo de análise utilizada nesta dissertação. Trabalhos futuros poderão ser realizados com o objetivo de estudar com mais clareza o efeito do oxigênio na quantidade de precipitados no cordão de solda.

Observa-se que o arame eletrodo 430LNb não apresenta a formação de martensita para os tipos de gases de proteção utilizados neste trabalho. Entretanto a estrutura granular apresenta de uma forma mais grosseira que a do arame ER430TI, mais próxima a do arame ER430. Modenesi (2001) cita que o mesmo fenômeno que ocorre com a presença do titânio corre também com a presença de nióbio, ou seja, nos aços inoxidáveis ferríticos que contém nióbio, existe uma substituição de carbonetos e nitretos de cromo por carbonitretos de nióbio, que são mais estáveis, diminuindo o efeito austenitizante, independentemente da temperatura, reduzindo, portanto, a formação de martensita.

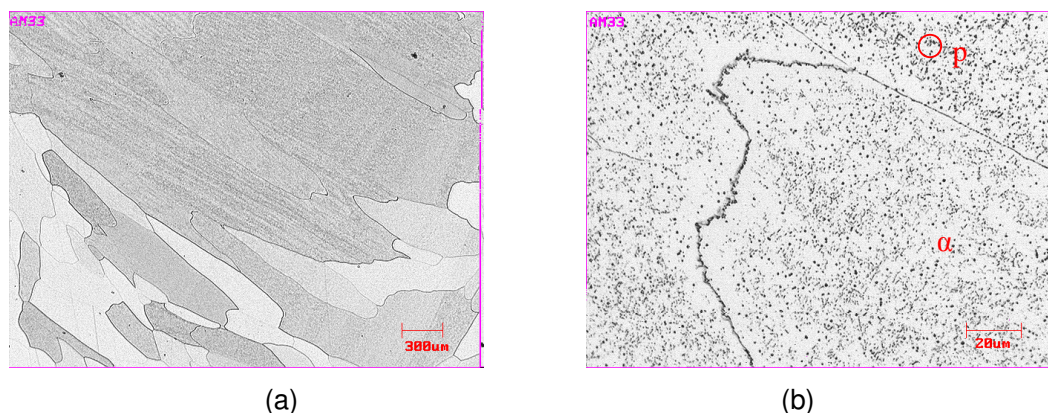


Figura 5.31. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430LNb e gás de proteção Ar.

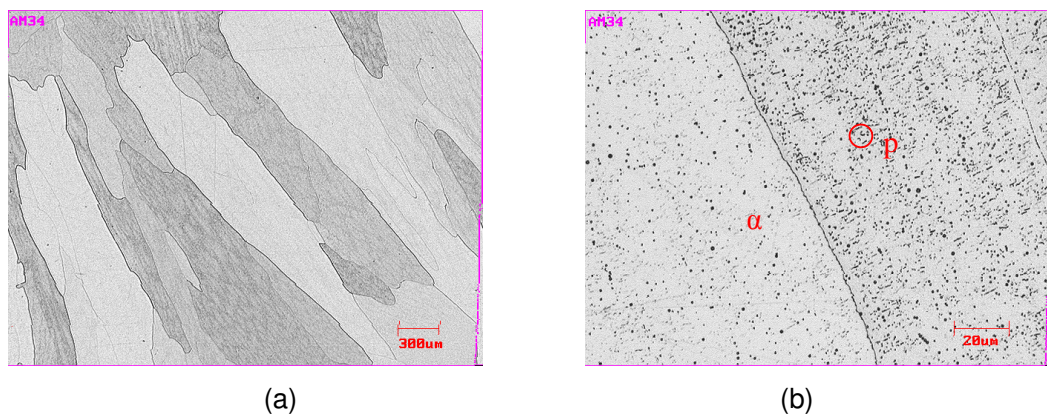


Figura 5.32. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430LNb e gás de proteção Ar+2%O₂.

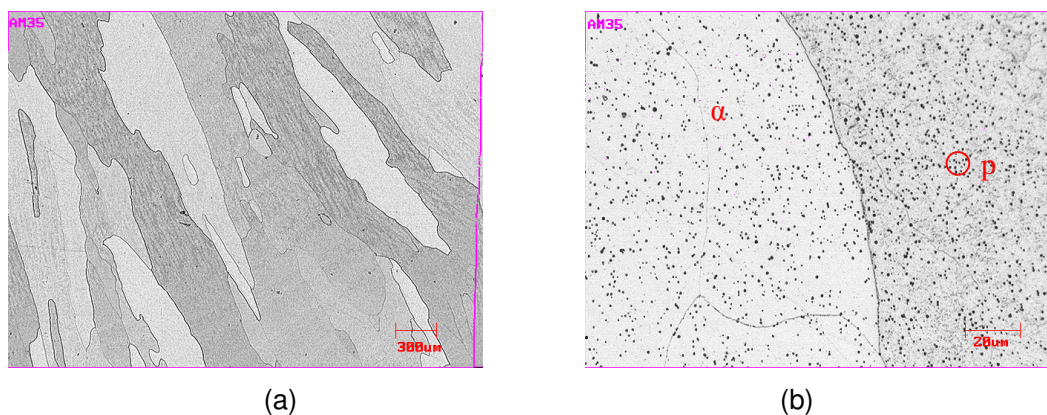


Figura 5.33. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430LNb e gás de proteção Ar+4%O₂.

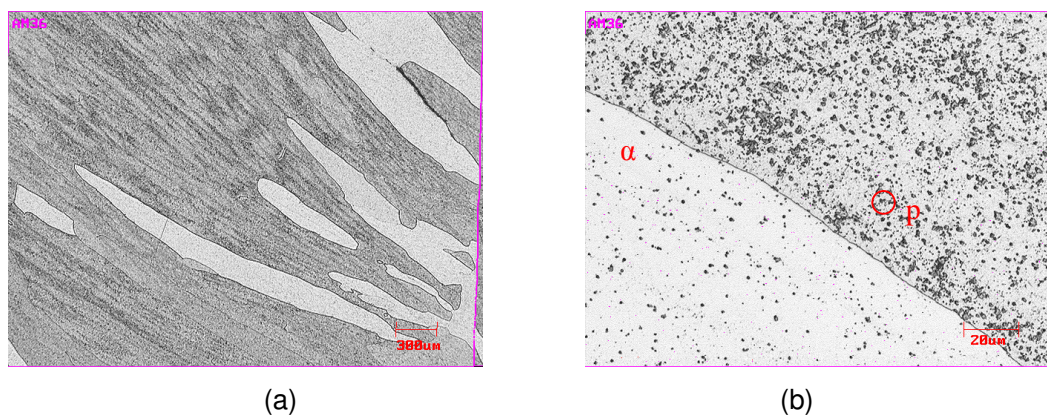


Figura 5.34. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430LNb e gás de proteção Ar+2%CO₂.

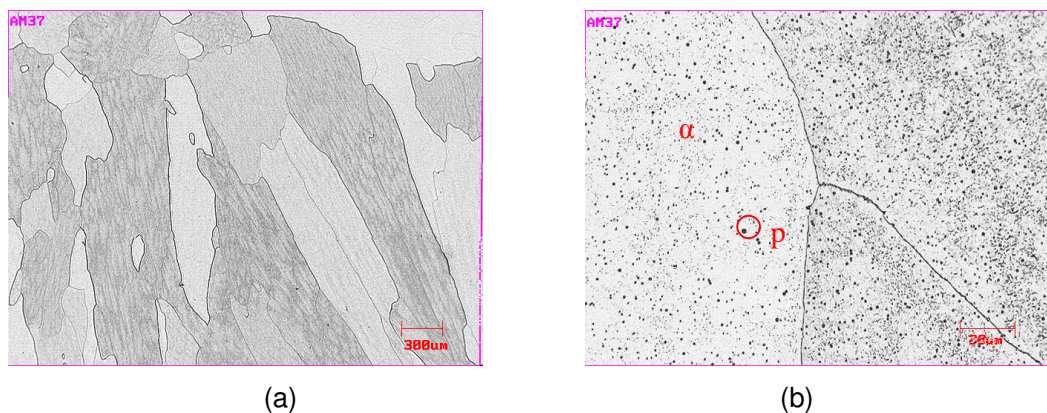


Figura 5.35. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430LNb e gás de proteção Ar+4%CO₂.

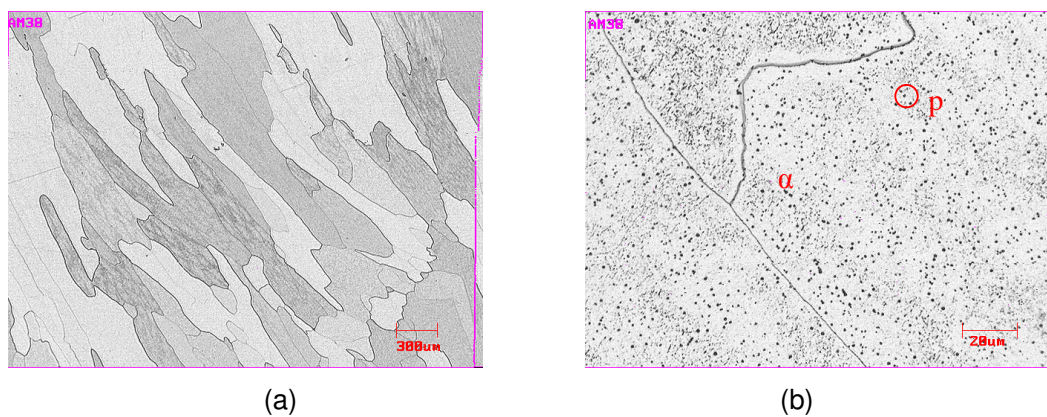


Figura 5.36. Microestrutura da zona fundida do eletrodo ER430LNb e gás de proteção Ar+8%CO₂.

5.4 Medições de Dureza

A Tabela 5.11 mostra as médias e variância das medidas de dureza Vickers realizadas no centro da zona fundida dos dezoito corpos de prova, a tabela completa pode ser encontrada no Anexo 1, Tabelas A12 e A13.

A Figura 5.37 apresenta as medidas de dureza Vickers realizada na matriz ferrítica em função do gás de proteção utilizado para os corpos de prova onde se utilizou o metal de adição ER430. Nota-se que não houve uma variação significativa nas medidas de durezas encontradas na matriz dos corpos de prova.

A Figura 5.38 apresenta as medidas de dureza Vickers realizada na martensita em função do gás de proteção utilizado para os corpos de prova onde se utilizou o metal de adição ER430. Nota-se que não houve uma variação significativa nas medidas de durezas encontradas na martensita.

Tabela 5.11. Tabela de medidas de dureza

Arame	Gás	Média HV α	Média Desvio α	HV Martensita	Desvio Martensita
ER430	Ar	183,253	3,114	643,377	66,519
	Ar+2%O2	161,523	0,774	619,500	67,112
	Ar+4%O2	171,867	9,436	751,040	36,609
	Ar+2%CO2	168,040	31,992	550,620	84,889
	Ar+4%CO2	165,843	22,664	705,220	95,307
	Ar+8%CO2	166,937	6,015	688,297	85,970
ER430 Ti	Ar	210,460	5,688	-	-
	Ar+2%O2	226,443	11,507	-	-
	Ar+4%O2	190,940	27,544	309,117	41,718
	Ar+2%CO2	210,667	0,926	-	-
	Ar+4%CO2	193,433	33,743	283,980	13,319
	Ar+8%CO2	206,763	2,830	377,870	35,529
ER430 LNb	Ar	176,133	2,897	-	-
	Ar+2%O2	189,413	5,583	-	-
	Ar+4%O2	183,597	6,015	-	-
	Ar+2%CO2	179,017	2,360	-	-
	Ar+4%CO2	194,767	13,482	-	-
	Ar+8%CO2	191,670	2,710	-	-

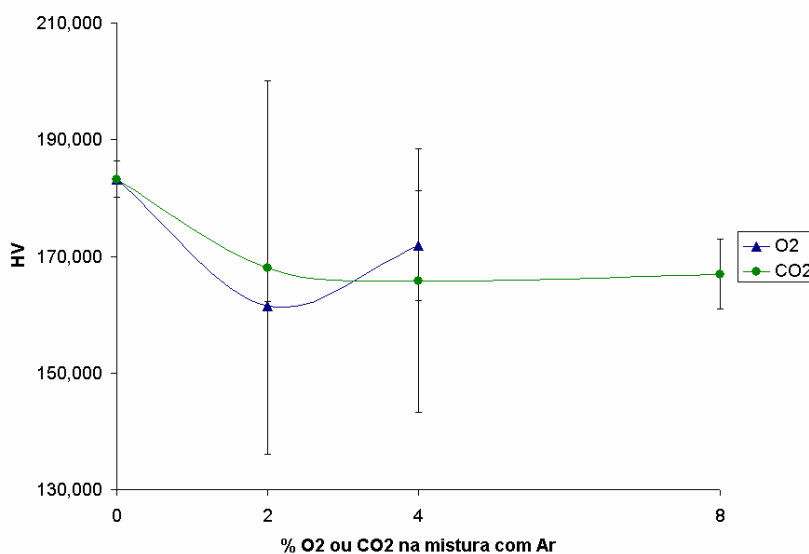


Figura 5.37. Gráfico das medidas de dureza para o arame ER430 na matriz

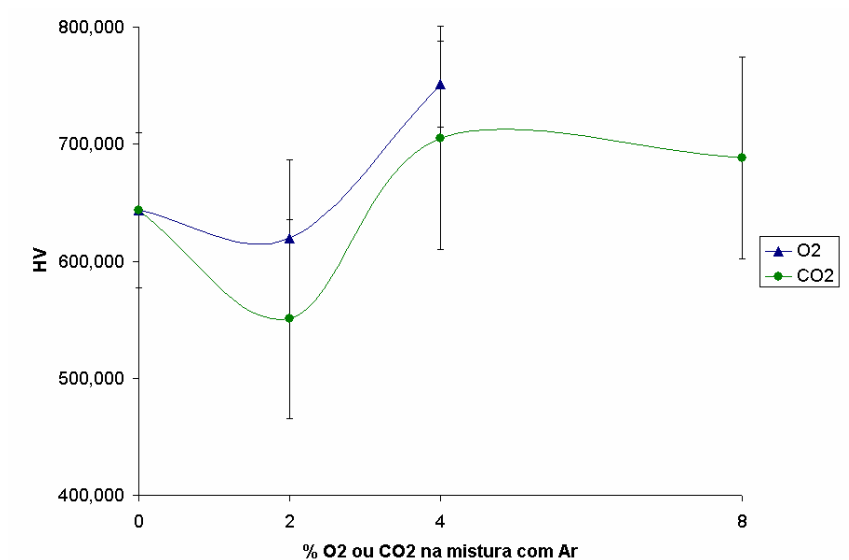


Figura 5.38. Gráfico das medidas de dureza para o arame ER430 na martensita

A Figura 5.39 apresenta as medidas de dureza Vickers realizada na matriz ferrítica em função do gás de proteção utilizado para os corpos de prova onde se utilizou o metal de adição ER430Ti. Nota-se que não houve uma variação significativa nas medidas de durezas encontradas na matriz dos corpos de prova.

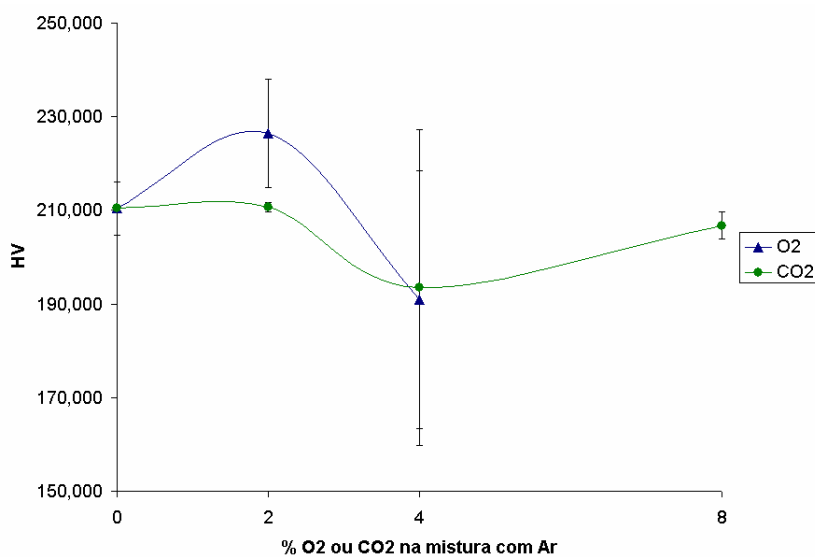


Figura 5.39. Gráfico das medidas de dureza para o arame ER430Ti na matriz

A Figura 5.40 apresenta as medidas de dureza Vickers realizada na martensita em função do gás de proteção utilizado para os corpos de prova onde se utilizou o metal de adição ER430Ti. Nota-se que houve um aumento, na média, na dureza com o aumento de 4 para 8% de dióxido de carbono. Os corpos de prova onde foram utilizados os gases argônio, misturas com 2% de oxigênio e misturas com 2% de dióxido de carbono não foi possível realizar a medição na martensita, uma vez que esta fase não foi observada ou eram muito pequenas, impossibilitando as medições.

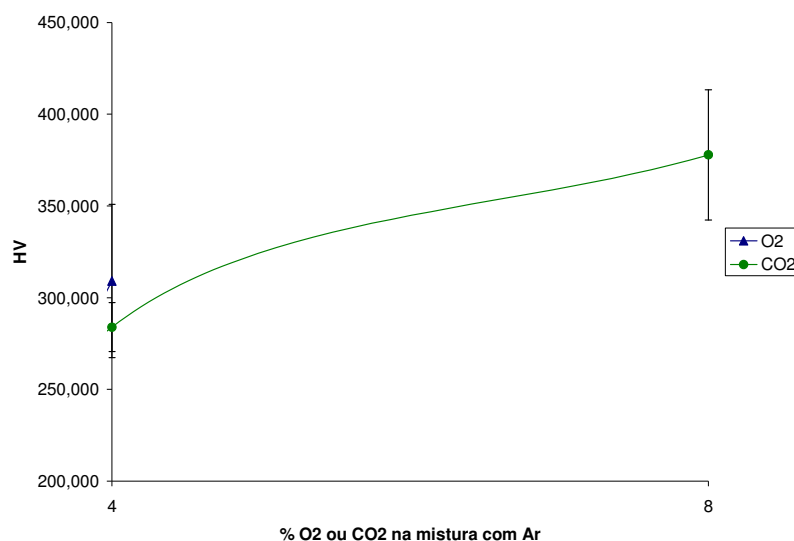


Figura 5.40. Gráfico das medidas de dureza para o arame ER430Ti na martensita

A Figura 5.40 apresenta as medidas de dureza Vickers realizada na matriz ferrítica em função do gás de proteção utilizado para os corpos de prova onde se utilizou o metal de adição ER430LNb. Nota-se que não houve uma variação significativa nas medidas de durezas encontradas na matriz dos corpos de prova quando utilizado o metal de adição ER430LNb.

Não se realizou medição na martensita para os corpos de prova que se utilizou o metal de adição ER430LNb, pois não se constatou a presença desta fase nos corpos de prova.

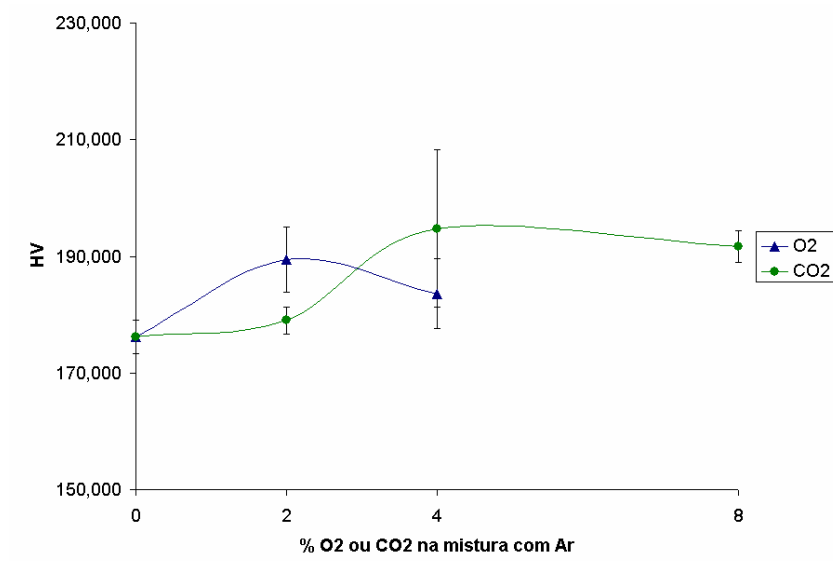


Figura 5.40. Gráfico das medidas de dureza para o arame ER430LNb na matriz

CAPÍTULO VI

CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos durante o trabalho foi possível chegar as seguintes conclusões:

1. Verificou-se que o aumento da DBCP gera uma diminuição no valor da corrente média de soldagem, independente do tipo de gás de proteção utilizado. Ainda com relação à corrente média, há uma tendência de aumento desta com o aumento tanto de oxigênio como de dióxido de carbono na mistura com argônio, independente do valor da DBCP.
2. A frequência de curto-circuito tende a aumentar com a adição de oxigênio ou dióxido de carbono na mistura com argônio, independente do valor da DBCP.
3. A presença do titânio como elemento estabilizante modifica de forma significativa a frequência de curto-circuito.
4. O aumento da adição tanto de oxigênio como de dióxido de carbono na mistura com argônio gera um aumento na quantidade de escória no cordão de solda, sendo este efeito menos pronunciado com a utilização de eletrodos estabilizado, principalmente a base de nióbio.



5. Com relação à composição química da terceira camada do arame eletrodo ER430, verificou-se que o teor de carbono aumenta com o aumento da quantidade de dióxido de carbono no gás de proteção. Há uma diminuição do teor de cromo independente do tipo de gás de proteção utilizado. Ocorre uma diminuição de manganês e silício com o aumento tanto do dióxido de carbono como do oxigênio devido à formação de óxidos.
6. Com relação à composição química do arame ER430Ti, há uma diminuição da quantidade de carbono independentemente do gás de proteção utilizado. O mesmo ocorre com silício e o manganês devido provavelmente a formação de óxidos. Ocorre também uma diminuição da quantidade de titânio em comparação com o arame eletrodo.
7. Com relação à composição química do arame ER430LNb percebe-se um aumento no teor de carbono com o aumento do teor de dióxido de carbono na mistura do gás de proteção. Ocorre uma diminuição de manganês e silício independentemente do gás de proteção utilizado devido ao aumento de óxido formado no cordão de solda
8. Com relação à microestrutura para o arame eletrodo ER430 observam-se grãos colunares grosseiros, sendo uma matriz ferrítica com precipitações de martensita nos contornos de grãos. Com o aumento do teor de dióxido de carbono percebe-se que ocorre um aumento na quantidade de martensita de contorno de grãos.
9. Com relação à microestrutura para o arame eletrodo ER430Ti observam-se grãos mais finos e somente há presença de martensita para teores a partir de 4% tanto de oxigênio quanto de dióxido de carbono, tornando-se formato de agulha para 8% de dióxido de carbono.
10. Observa-se que o arame eletrodo 430LNb não apresenta a formação de martensita. Mas a estrutura granular apresenta uma forma grosseira, próxima a do ER430.

CAPÍTULO VII

PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

Com o intuito de aprimorar e complementar as informações obtidas neste trabalho são realizadas a seguir sugestões para aprimorar o estudo do efeito do gás de proteção na soldagem de aços inoxidáveis ferrítico:

1. Realizar um estudo não somente na zona fundida, mas também na zona termicamente afetada, região esta onde se acumulam os maiores problemas da soldabilidade.
2. Realizados estudos com mais clareza sobre o efeito do gás de proteção na quantidade de precipitados e de martensita no cordão de solda.
3. Determinar a quantidade de nitrogênio presente no cordão de solda para uma análise detalhada da influência dos elementos intersticiais no cordão de solda.
4. Realizar testes mecânicos, e de impacto para aprimorar o estudo.

CAPÍTULO VIII

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

ACESITA, Disponível em: <www.acesita.com.br/port/aco_inox/pdf/apostila_aco_inox_soldagem.pdf>. Acesso em 23 fev. 2006.

ASM SPECIALTY HANDBOOK, **Stainless Steels**, first edition, Materials Park, 1994.

ASM, **ASM Handbook**, ASM International, Welding, Brazing and Soldering, V. 6, USA, 1993, 1229p.

AWS - AMERICAN WELDING SOCIETY, **Welding Handbook**, Welding Processes, V. 1, 2 e 4, 8ª Edição, USA, 1991, 955p.

AWS - AMERICAN WELDING SOCIETY, **Welding Power Handbook**, USA, 1992, 208p.

BAIXO, C. E.; DUTRA, J. C., Processo MIG/MAG: Metodologia para Determinação de Relações Paramétricas Tensão/Corrente para Transferência Curto-Circuito, **XVII Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem**, Recife, p. 265-283, 1991.

BAIXO, C. E.; DUTRA, J. C. Influência da Taxa de Variação da Corrente na Regularidade em Soldagem MIG/MAG por Curto-Circuito, **XXI Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem**, Caxias do Sul, p. 903-920, 1995.

BALMFORTH, M. C.; LIPPOLD, J. C. A New Ferritic-Martensitic Stainless Steel Constitution Diagram. **Welding Journal**, V. 79, n. 12, p. 339s-345s, Dec. 2000

BENNETT, B. Effects of Shielding Gas in Pulsed MIG Welding, **Joining & Materials**, p. 38-40junho1989.

BRANDI, S. D. ; TANIGUCHI, Celio ; LIU, S. . Analysis of Metal Transfer in Shielded Metal Arc Welding. **Welding Journal**, v. 70, n. 10, p. 261-270, 1991.

CEDRÉ, E. D.; MORALES, F. R.; RICO, M. T.; CRESPO, A. C.; PÉREZ, M. R.; MÉNDEZ, T. M. O.; MOREJÓN, J. A. P. Disminución del Nivel de Salpicadura en las Soldadura GMAW con la Utilización de Mezclas de CO₂+O₂ como Gas de Protección. **Soldagem Inspeção**, V. 11, N. 1, p. 34-38, Jan/Mar 2006.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**, 7ª Edição, ABM, São Paulo, Brasil, 2002, 599 p.

DILLENBECK, V. R.; CASTAGNO, L. The Effects of Various Shielding Gases and Associated Mixtures in GMA Welding of Mild Steel, **Welding Journal**, pp 45-49 set. 1987.

DUTRA, J.C. Análise estatística de estabilidade de arco em soldagem MIG/MAG com transferência por curto-circuito. In: **Encontro Nacional de Tecnológica da Soldagem ABS**, Anais... São Paulo: ABS, V.1, p. 327-347, 1989.

ESAB, Disponível em: <www.esab.com.br>. Acesso em 08 ago. 2006.

FARIAS, J. P. Magnésio Metálico como Componente do Revestimento na Soldagem com Eletrodos ao C-Mn-Ni, 1993, Tese de Doutorado - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

FERRARESI, V. A.; FIGUEIREDO, K. M.; Ong, T. H. Metal Transfer in the Aluminum Gás Metal Arc Welding. **J. of the Braz. Soc. of Mech. Sci. & Eng.**, V. XXV, N. 3, p. 229-234, Jul./Sep 2003.

FONSECA , A. F.; AVELAR, R. C., MODENESI, P. J. Efeito da Variação nas Características de Arames na Soldagem GMAW por Curto-Circuito, **XXII Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem**, Blumenau-SC, p. 187-196, 1996.

GUPTA, S. R.; GUPTA, P. C.; REHFELDT, D. **Influence of Some Welding Parameters on Arc Ignition in MAG Welding**, p. 1345-1357, 1980.

GUPTA, S. R.; GUPTA, P. C.; REHFELDT, D. **Process Stability and Spatter Generation During Dip Transfer in MAG Welding**, p. 1-32, 1983.

GUPTA, S. R.; GUPTA, P. C.; REHFELDT, D. Application of Statistical Analysis for Process Stability Evaluation in GMA Welding, **IIW/IIS** doc N. 212-710-88, 1988.

HILTON, D. E.; NORRISH, J. Shielding Gases for Arc Welding, **Welding & Metal Fabrication**, p.189-196, may/june, 1988.

JÖNSSON, P. G., MURPHY, A. B. and SZEKELY, J. Oxygen Additions on Argon-Shielded Gas Metal Arc Welding Processes, Welding Research Supplement - **Welding Journal**, V. 74, N. 2, p. 48-s 58-s, fev. 1995.

KARLSSON, L., Aços Inoxidáveis Passado, Presente e Futuro, **Revista Solução**, p. 45-51, Abril, 2005.

KOBAYASHI, T; SUGIYAMA, T. **IIW** Doc. XIZ-E-33-82, XII-B-25-82, 1982.

KOTECKI, D. Welding Stainless Steel. **Advanced Materials & Processes** 155, n. 5, p. 41-44, May 1999.

LIAO, M. T., CHEN, W. J., The effect of shielding-gas compositions on the microstructure and mechanical properties of stainless steel weldments, **Materials Chemistry and Physics**, 55, p. 145-155, 1998.

LIMA; A. C.; FERRARESI, V. A. Estudo dos Modos de Transferência Metálica de um Arame Tubular Autoprottegido com Variações da Distância de Bico de Contato-Peça. **Soldagem Inspeção**, V. 11, N. 3, p. 164-172, Jul/Set 2006.

LIU, S.; SIEWERT, T. A.; LAN, H. G. Metal Transfer Mode in Gas Metal Arc Welding, **ASM International - Trends in Welding Research**, p. 475-479, 1989

LIU, S.; SIEWERT, T. A. Metal Transfer In Gas Metal Arc Welding: Droplet Rate, **Welding Research Supplement - Welding Journal**, p. 52s-58s, fev. 1989.



LUCAS, W. Process Stability in MIG Welding, **Second International Conference on Computer Technology in Welding**, Cambridge, p. 329-336, 1983.

LUCAS, W. Choosing a Shielding Gas - Part 2, **Welding & Metal Fabrication**, p 269 – 276, jul. 1992.

LULA, R. A.: **Stainless steel**. American Society for Metals, Ohio, USA, 1989.

LUNDQVIST, B., **Aspects of Gas**, 9415(U) 11a3772 Tf 826ba371.88024()0.471d [(W)18.8984(e)0.940121(I)-

0.34889(ã.940121(I))0.2896(n)0.940121(I)0.9415(U)11a3772 Tf 826ba371.88024()0.471d [(W)18.8984(e)0.940121(I)-



MODENESI, P. J.; NIXON, J. H. Arc Instability Phenomena in GMA Welding, **Welding Research Supplement - Welding Journal**, p 219s - 224s, sep. 1994.

MODENESI, P.J., AVELAR, R.C. de. The Influence of Small Variations of Wire Characteristics on Gas Metal Arc Welding Process Stability, **Journal of Materials Processing Technology**, 86, p. 226-232, 1999.

MODENESI, P. J., **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**, Volume 1, SENAI, Osasco, 2001.

MOHANDAS, T.; REDDY, G. M.; NAVEED, M. A comparative evaluation of gas tungsten and shielded metal arc welds of a ferrítico stainless steel,

REDDY, G. M.; MOHANDAS, T. Explorative studies on grain refinement of ferrítico stainless steel welds. **Journal of Materials Science Letters**, 20, p 721-723, 2001.

RENAUDOT, N.; et al. **430LNb – A new ferritic wire for automotive exhaust applications**. 2000, 8p.

RESENDE, A. D.; CAMPOS, H. F. D.; MODENESI, P. J.; BALSAMO, P. S. S. Caracterização de Arames de Aços Inoxidáveis Ferríticos e Autenítico para Soldagem MIG, **XXXII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem ABS**, 2006

SCHWARZ; B.; TESSIN, F. ESAB high-alloyed welding consumables for ferritic stainless steel exhaust systems, **Svetsaren The Esab Welding and Cutting Journal**, V. 58 N.2, p. 27, 2003.

SCOTTI, A. (1991). **Process Modelling to Establish Control Algorithms for Automated GMAW**, PhD Thesis, Cranfield Institute of Technology, UK, setembro de 1991, 273 p.

SCOTTI, A. Mapping transfer modes for stainless steel gas metal arc welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v5, nº 4 2000.

SENCÁK, V. Method of stability evaluation of free flight arc process, **Zvaranie – Svarovani – Welding**, N. 3, p. 6-8, 1994.

SILVA; A. V.; MODENESI, P. J. Uma Avaliação da Transferência por Curtos-Circuitos na Soldagem GMAW, **XX Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem**, Contagem-MG, p. 593-607, 1994.

SIMEÃO, L. Luz no Túnel. **Revista do Instituto Nacional dos Distribuidores de Aço** Edicao 67 - março/abril 2004. Disponível em: <www.inda.org.br/revista_materia.php?Codigo=28>. Acesso em: 15 Ago. 2006.

STENBACKA, N., PERSSON, K, **Shielding gases for gas-metal arc welding of stainless steels**, AGA AB Inovation, Suécia, 1992.

STRASSBURG F. W., **Schweissen nichtrostender Stahle**, DVS Band 67, DCS GmbH, Dusseldorf, FRG, 1976.



SUBAN, M; TUSEK, J. Dependence of the melting rate in MIG/MAG welding on the type of the shielding gas used. **Journal of Materials Processing Technology** 119 (2001) 185-192.

URMSTON, S. (1996). Quality - All Things to All Welders?, **Welding & Metal Fabrication**, p. 150-152, abril 1996.

VAIDYA, V. V. Shielding Gas Mixtures for Semiautomatic Welds. **Welding Journal**, V. 81 n. 9, S. 2002.

XIE, M. **Process monitoring as a mean to ensure quality and to increase productivity in robotized GMA short arc welding**, Proceedings of the Int. Conf. on the Joining of Materials, Ed. The European Institute for the Joining of Materials, Denmark, p. 117-126, 1990.

ANEXO 1

TABELAS COMPLETAS.

Conforme indicado nos Capítulos IV e V neste anexo pode-se encontrar as Tabelas completas dos testes realizados.

Tabela A1. Testes realizados para a definição dos parâmetros de soldagem.

T.	U [V]	V _{ALIM} [m/min]	Gás	DBCP	KS	KD	I _M [A]	I _E [A]	U _M [V]	U _E [V]	Aspecto do Cordão
1	20	5,3	Ar	12	20	20	169	194	20,1	22,6	Regular/Pouco óxido
2	21	5,3	Ar	14	17	17	172	190	20,9	22,7	Regular/Pouco óxido
3	20	5,3	Ar	14	20	20	158	184	20,2	22,6	Regular/Pouco óxido
4	21	5,3	Ar	15	17	17	168	184	20,9	22,7	Regular/Pouco óxido
5	22	5,3	Ar	14	18	20	170	189	21,5	23,3	Regular/Pouco óxido
6	20	6,3	Ar	15	20	20	189	214	20,2	22,9	Regular/Pouco óxido
7	20	6,3	Ar	18	20	20	187	210	20,3	23,0	Irregular/Pouco óxido
8	20	6,3	Ar	18	30	20	169	201	22,1	24,4	Irregular/Pouco óxido
9	20	6,3	Ar	20	20	20	171	195	20,4	23,1	Irregular/Pouco óxido
11	24	4,3	Ar+2% O ₂	18	20	20	156	160	24,2	24,5	Irregular/Pouco óxido
12	20	5,3	Ar+2% O ₂	14	22	20	179	188	20,2	21,5	Regular/Pouco óxido
13	20	5,3	Ar+2% O ₂	14	25	20	178	189	20,5	21,9	Irregular/Pouco óxido
14	20	5,3	Ar+2% O ₂	15	20	20	175	183	19,9	21,3	Regular/Pouco óxido
15	20	5,3	Ar+2% O ₂	15	25	20	175	186	20,5	21,8	Irregular/Pouco óxido

T.	U [V]	V _{ALIM} [m/min]	Gás	DBCP	KS	KD	I _M [A]	I _E [A]	U _M [V]	U _E [V]	Aspecto do Cordão
16	20	5,3	Ar+2% O ₂	15	30	20	172	185	21	22,2	Irregular/Pouco óxido
17	20	5,3	Ar+2% O ₂	16	15	20	158	178	19,2	20,4	Regular/Pouco óxido
18	20	5,3	Ar+2% O ₂	16	18	20	176	182	20,6	21,9	Regular/Pouco óxido
19	20	5,3	Ar+2% O ₂	16	20	20	177	185	20,9	22,2	Regular/Pouco óxido
20	20	5,3	Ar+2% O ₂	18	15	20	162	171	19,2	20,5	Regular/Pouco óxido
21	20	5,3	Ar+2% O ₂	18	18	20	164	171	19,7	21	Regular/Pouco óxido
22	20	5,3	Ar+2% O ₂	18	20	20	163	171	19,9	21,2	Regular/Pouco óxido
23	20	6,3	Ar+2% O ₂	15	20	20	204	213	20,2	21,7	Irregular/Pouco óxido
24	20	6,3	Ar+2% O ₂	15	20	20	187	197	21,4	22,8	Irregular/Pouco óxido
25	20	6,3	Ar+2% O ₂	18	20	20	190	199	20,3	21,7	Irregular/Pouco óxido
26	20	6,3	Ar+2% O ₂	18	20	20	186	193	20,3	21,7	Irregular/Pouco óxido
27	24	6,3	Ar+2% O ₂	18	20	20	198	202	24,3	25,1	Irregular/Pouco óxido
28	20	6,3	Ar+2% O ₂	18	25	20	191	200	20,9	22,3	Irregular/Pouco óxido
29	20	6,3	Ar+2% O ₂	18	30	20	187	198	21,4	22,7	Irregular/Pouco óxido
30	20	6,3	Ar+2% O ₂	18	30	20	187	197	21,4	22,8	Irregular/Pouco óxido
31	20	6,3	Ar+2% O ₂	20	20	20	181	190	20,3	21,7	Irregular/Pouco óxido
32	20	6,3	Ar+2% O ₂	20	20	20	172	183	20,3	21,8	Irregular/Pouco óxido
33	20	4,3	Ar+4% O ₂	18	20	20	151	158	20,3	21,4	Irregular/Médio óxido
34	24	4,3	Ar+4% O ₂	18	20	20	155	155	24,2	24,4	Irregular/Médio óxido
35	20	5,3	Ar+4% O ₂	18	18	20	174	180	19,6	21,7	Irregular/Médio óxido
36	20	5,3	Ar+4% O ₂	18	19	20	174	180	19,2	21,2	Regular/Médio óxido
37	20	5,3	Ar+4% O ₂	18	20	20	171	178	19,9	21,2	Regular/Médio óxido
38	20	5,3	Ar+4% O ₂	18	22	20	171	181	20,5	21,5	Regular/Médio óxido
39	20	6,3	Ar+4% O ₂	15	20	20	200	209	20,3	21,7	Irregular/Médio óxido
40	20	6,3	Ar+4% O ₂	18	20	20	196	201	20,3	21,7	Irregular/Médio óxido
41	24	6,3	Ar+4% O ₂	18	20	20	198	200	24,3	24,9	Irregular/Médio óxido
42	20	6,3	Ar+4% O ₂	18	30	20	200	214	21,3	22,7	Irregular/Médio óxido

T.	U [V]	V _{ALIM} [m/min]	Gás	DBCP	KS	KD	I _M [A]	I _E [A]	U _M [V]	U _E [V]	Aspecto do Cordão
43	20	5,3	Ar + 2% CO ₂	16	15	20	169	196	19,4	20,9	Regular/Pouco óxido
44	20	5,3	Ar + 2% CO ₂	16	20	18	171	182	19,9	21,6	Regular/Pouco óxido
45	20	5,3	Ar + 2% CO ₂	16	20	20	167	181	20,2	21,8	Regular/Pouco óxido
46	20	5,3	Ar + 2% CO ₂	16	25	20	168	181	20,9	22,4	Irregular/Pouco óxido
47	20	5,3	Ar + 2% CO ₂	16	25	25	170	182	20,3	21,7	Irregular/Pouco óxido
48	20	5,3	Ar + 2% CO ₂	18	14	20	165	183	19,1	20,9	Regular/Pouco óxido
49	20	5,3	Ar + 2% CO ₂	18	15	15	162	176	20,2	21,9	Regular/Pouco óxido
50	20	5,3	Ar + 2% CO ₂	18	15	18	167	177	19,7	21,4	Regular/Pouco óxido
51	20	5,3	Ar + 2% CO ₂	18	15	20	166	180	19,3	21,1	Regular/Pouco óxido
52	20	5,3	Ar + 2% CO ₂	18	18	20	165	177	19,9	21,6	Regular/Pouco óxido
53	20	5,3	Ar + 2% CO ₂	18	20	20	163	174	20,3	21,8	Regular/Pouco óxido
54	20	6,3	Ar + 2% CO ₂	15	20	20	179	214	20,1	21,4	Irregular/Pouco óxido
55	20	6,3	Ar + 2% CO ₂	18	20	20	187	207	20,2	21,8	Irregular/Pouco óxido
56	20	6,3	Ar + 2% CO ₂	18	30	20	184	206	21,2	22,6	Irregular/Pouco óxido
57	20	6,3	Ar + 2% CO ₂	20	25	20	133	174	21,4	22,6	Irregular/Pouco óxido
58	20	5,3	Ar + 4% CO ₂	15	20	20	178	191	20,2	21,9	Regular/Médio óxido
59	20	5,3	Ar + 4% CO ₂	18	15	20	169	184	19,3	21,1	Regular/Médio óxido
60	20	5,3	Ar + 4% CO ₂	18	18	20	168	180	19,9	21,6	Regular/Médio óxido
61	20	5,3	Ar + 4% CO ₂	18	20	20	166	178	20,3	21,9	Regular/Médio óxido
62	20	5,3	Ar + 4% CO ₂	18	22	20	171	179	20,2	21,6	Regular/Médio óxido
63	20	5,3	Ar + 4% CO ₂	18	23	20	168	177	20,3	21,8	Irregular/Médio óxido
64	20	5,3	Ar + 4% CO ₂	18	25	20	169	179	20,6	22,1	Irregular/Médio óxido
65	20	5,3	Ar + 4% CO ₂	18	30	20	165	177	21,1	22,4	Irregular/Médio óxido
66	20	6,3	Ar + 4% CO ₂	15	20	20	201	217	20,2	21,9	Irregular/Médio óxido
67	20	6,3	Ar + 4% CO ₂	18	18	20	190	204	19,8	21,7	Irregular/Médio óxido
68	20	6,3	Ar + 4% CO ₂	18	20	20	178	207	21,4	24,0	Irregular/Médio óxido
69	20	6,3	Ar + 4% CO ₂	18	25	20	190	221	20,6	22,1	Irregular/Médio óxido

T.	U [V]	V _{ALIM} [m/min]	Gás	DBCP	KS	KD	I _M [A]	I _E [A]	U _M [V]	U _E [V]	Aspecto do Cordão
70	20	6,3	Ar + 4% CO ₂	18	30	20	204	218	21,6	23,2	Irregular/Médio óxido
71	20	6,3	Ar + 4% CO ₂	20	20	20	181	198	20,2	21,9	Irregular/Médio óxido
72	20	4,3	Ar + 8% CO ₂	18	20	20	148	156	20,3	21,6	Irregular/Alto óxido
73	24	4,3	Ar + 8% CO ₂	18	20	20	150	155	24,3	24,8	Irregular/Alto óxido
74	20	5,3	Ar + 8% CO ₂	18	15	20	170	184	19,3	21	Irregular/Alto óxido
75	20	5,3	Ar + 8% CO ₂	18	18	20	168	188	19,9	21,4	Regular/Alto óxido
76	20	5,3	Ar + 8% CO ₂	18	20	20	154	182	20,2	21,5	Regular/Alto óxido
77	20	5,3	Ar + 8% CO ₂	18	23	20	170	177	20,3	21,8	Irregular/Alto óxido
78	20	5,3	Ar + 8% CO ₂	18	24	20	170	178	20,5	22	Irregular/Alto óxido
79	20	5,3	Ar + 8% CO ₂	18	25	20	169	177	20,6	22	Irregular/Alto óxido
80	20	6,3	Ar + 8% CO ₂	18	20	20	195	204	20,3	22,6	Irregular/Alto óxido
81	24	6,3	Ar + 8% CO ₂	18	20	20	196	201	24,3	25,2	Irregular/Alto óxido

Obs.: V_{SOLD}=20 cm/min e Vazão do gás=14 l/min

Onde:

- VALIM é a velocidade de alimentação; K_S é a indutância de subida; K_D é a indutância de descida; I_M é a corrente média; I_E é a corrente eficaz; U_M é a tensão média; U_E é a tensão eficaz.

Tabela A2. Resultados dos ensaios com variação na DBCP

T.	Gás	DBCP [mm]	I _M [A]	I _M (Média) [A]	Desvio I _M	I _E [A]	U _M [V]	U _E [V]	f _{CC} [Hz]	f _{CC} (Média) [HZ]	Desvio f _{CC}
1	Ar	12	169	169,5	0,7	194	20,1	22,6	169,6	160,2	13,3
2			170			195	20,1	22,4	150,8		
3		14	158	157,5	0,7	184	20,2	22,6	165,6	152,9	17,9
4			157			181	20,1	22,3	140,2		
5		16	149	150,0	1,0	174	20,1	22,6	179,6	171,1	10,7
6			151			176	20,2	22,4	174,6		
7			150			174	20,2	22,4	159,0		
8		18	149	150,0	1,0	170	20,0	21,8	171,2	149,9	18,8
9			150			170	20,0	21,7	142,4		
10			151			169	19,9	21,4	136,0		

T.	Gás	DBCP [mm]	I _M [A]	I _M (Média) [A]	Desvio I _M	I _E [A]	U _M [V]	U _E [V]	f _{cc} [Hz]	f _{cc} (Média) [HZ]	Desvio f _{cc}
11	Ar + 2%O ₂	12	178	180	2,0	189	19,9	21,2	191,2	177,5	16,4
12			180			192	19,9	21,3	159,4		
13			182			191	19,9	21,3	182,0		
14		14	168	168,7	0,6	177	19,9	21,1	181,2	163,9	15,6
15			169			181	19,9	21,2	150,8		
16			169			178	19,9	21,2	159,6		
17		16	162	160	1,7	172	19,9	21,3	176,6	168,7	9,9
18			159			170	19,9	21,2	171,8		
19			159			171	19,9	21,2	157,6		
20		18	158	156	2,0	166	19,9	21,2	160,4	169,2	9,3
21			156			165	19,9	21,2	179,0		
22			154			163	19,9	21,2	168,2		
23		12	190	189	1,4	196	19,9	21,3	194,0	193,7	2,3
24			190			195	19,9	21,3	194,0		
25			189			195	19,9	21,3	190,6		
26			187			193	19,9	21,4	196,2		

T.	Gás	DBCP [mm]	I _M [A]	I _M (Média) [A]	Desvio I _M	I _E [A]	U _M [V]	U _E [V]	f _{cc} [Hz]	f _{cc} (Média) [HZ]	Desvio f _{cc}
52	Ar + 4%CO ₂	12	182	179,8	2,2	189	19,9	21,4	209,6	203,2	5,7
53			181			188	19,9	21,4	197,2		
54			177			186	19,9	21,4	199,8		
55			179			186	19,9	21,4	206,0		
56		14	180	178,3	1,7	189	19,9	21,5	193,0	197,8	6,9
57			176			185	19,9	21,4	199,4		
58			179			187	19,9	21,5	206,8		
59			178			188	19,9	21,5	191,8		
60		16	166	164,3	1,5	175	19,9	21,4	212,4	193,9	17,3
61			164			173	19,9	21,3	191,2		
62			163			174	19,9	21,3	178,2		
63		18	160	161,5	2,4	168	19,9	21,4	207,4	204,4	4,0
64			164			173	19,9	21,4	207,6		
65			159			168	19,9	21,3	199,2		
66			163			173	19,9	21,3	203,2		
67		Ar + 8%CO ₂	12	186	185,5	1,0	193	19,9	21,5	198,0	201,4
68	186			192			19,9	21,5	205,2		
69	184			192			19,9	21,5	198,2		
70	186			192			19,9	21,5	204,0		
71	14		180	178,5	1,7	186	19,9	21,5	218,8	216,5	6,2
72			177			184	19,9	21,5	207,6		
73			180			186	19,9	21,5	221,8		
74			177			185	19,9	21,5	217,8		
75	16		176	175,0	2,7	184	19,9	21,5	185,8	219,0	24,0
76			171			177	19,9	21,5	220,4		
77			176			182	19,9	21,5	242,4		
78			177			183	19,9	21,5	227,4		
79	18		169	167,7	1,5	176	19,9	21,5	216,2	213,5	5,9
80			166			174	19,9	21,5	206,8		
81			168			176	19,9	21,5	217,6		

Onde:

- VALIM é a velocidade de alimentação;
- K_S é a indutância de subida;
- K_D é a indutância de descida;
- I_M é a corrente média;
- I_E é a corrente eficaz;
- U_M é a tensão média;
- U_E é a tensão eficaz;
- f_{cc} é a frequência de curto-circuito.

Tabela A.3. Medições de penetração nos cordões de solda do arame ER430

Teste	Gás de Proteção	Pe 1 [mm]	Pe 2 [mm]	Pe 3 [mm]	Pe Média [mm]	Desvio Penetração
1	Ar	2,735	1,423	1,575	1,911	0,718
2	Ar+2%O ₂	3,292	2,757	2,676	2,908	0,335
3	Ar+4%O ₂	2,820	3,032	2,678	2,843	0,178
4	Ar+2%CO ₂	2,909	2,761	3,435	3,035	0,354
5	Ar+4%CO ₂	2,554	3,232	3,222	3,003	0,389
6	Ar+8%CO ₂	2,944	3,147	2,815	2,969	0,167

Obs.: Pe é a penetração

Tabela A.4. Medições de reforço nos cordões de solda do arame ER430

Teste	Gás de Proteção	Re 1 [mm]	Re 2 [mm]	Re 3 [mm]	Re Média [mm]	Desvio Reforço
1	Ar	3,391	3,239	3,392	3,341	0,088
2	Ar+2%O ₂	3,964	3,905	3,671	3,847	0,155
3	Ar+4%O ₂	3,824	3,681	3,454	3,653	0,187
4	Ar+2%CO ₂	4,027	3,708	4,141	3,959	0,224
5	Ar+4%CO ₂	3,768	4,022	4,091	3,960	0,170
6	Ar+8%CO ₂	4,036	4,115	3,687	3,946	0,228

Obs.: Re é reforço

Tabela A.5. Medições de largura nos cordões de solda do arame ER430

Teste	Gás de Proteção	L 1 [mm]	L 2 [mm]	L 3 [mm]	Largura Média [mm]	Desvio Largura
1	Ar	8,931	11,106	11,812	10,616	1,502
2	Ar+2%O ₂	8,799	8,636	9,636	9,024	0,537
3	Ar+4%O ₂	9,340	9,512	9,607	9,486	0,135
4	Ar+2%CO ₂	9,029	9,142	9,386	9,186	0,182
5	Ar+4%CO ₂	8,698	8,936	9,137	8,924	0,220
6	Ar+8%CO ₂	9,079	9,529	9,504	9,371	0,253

Obs. L é Largura

Tabela A.6. Medições de penetração nos cordões de solda do arame ER430Ti

Teste	Gás de Proteção	Pe 1 [mm]	Pe 2 [mm]	Pe 3 [mm]	Pe Média [mm]	Desvio Penetração
1	Ar	2,464	1,869	2,963	2,432	0,548
2	Ar+2%O ₂	2,798	3,241	3,118	3,052	0,229
3	Ar+4%O ₂	3,625	2,634	3,123	3,127	0,496
4	Ar+2%CO ₂	1,810	3,329	2,927	2,689	0,787
5	Ar+4%CO ₂	2,701	2,788	2,492	2,660	0,152
6	Ar+8%CO ₂	2,727	2,340	1,986	2,351	0,371

Obs.: Pe é a penetração

Tabela A.7. Medições de reforço nos cordões de solda do arame ER430Ti

Teste	Gás de Proteção	Re 1 [mm]	Re 2 [mm]	Re 3 [mm]	Re Média [mm]	Desvio Reforço
1	Ar	4,266	4,493	4,864	4,541	0,302
2	Ar+2%O ₂	4,446	4,326	4,390	4,387	0,060
3	Ar+4%O ₂	4,351	4,549	4,585	4,495	0,126
4	Ar+2%CO ₂	4,588	4,411	4,325	4,441	0,134
5	Ar+4%CO ₂	4,350	3,909	3,865	4,041	0,268
6	Ar+8%CO ₂	3,994	4,169	3,960	4,041	0,112

Obs.: Re é reforço

Tabela A.8. Medições de largura nos cordões de solda do arame ER430Ti

Teste	Gás de Proteção	L 1 [mm]	L 2 [mm]	L 3 [mm]	L Média [mm]	Desvio Largura
1	Ar	7,878	8,463	7,132	7,824	0,667
2	Ar+2%O ₂	7,556	7,452	8,077	7,695	0,335
3	Ar+4%O ₂	8,074	8,018	7,502	7,865	0,315
4	Ar+2%CO ₂	7,147	7,901	7,155	7,401	0,433
5	Ar+4%CO ₂	8,497	9,280	8,851	8,876	0,392
6	Ar+8%CO ₂	8,305	8,801	8,878	8,661	0,311

Obs. L é Largura

Tabela A.9. Medições de penetração nos cordões de solda do arame ER430LNb

Teste	Gás de Proteção	Pe 1 [mm]	Pe 2 [mm]	Pe 3 [mm]	Pe Média [mm]	Desvio Penetração
1	Ar	3,057	3,175	3,348	3,193	0,146
2	Ar+2%O ₂	2,673	4,005	2,459	3,046	0,838
3	Ar+4%O ₂	2,542	2,401	2,335	2,426	0,106
4	Ar+2%CO ₂	2,433	3,448	3,098	2,993	0,516
5	Ar+4%CO ₂	2,933	3,396	3,618	3,316	0,349
6	Ar+8%CO ₂	2,888	2,759	3,117	2,921	0,181

Obs.: Pe é a penetração

Tabela A.10. Medições de reforço nos cordões de solda do arame ER430LNb

Teste	Gás de Proteção	Re 1 [mm]	Re 2 [mm]	Re 3 [mm]	Re Média [mm]	Desvio Reforço
1	Ar	4,204	4,143	4,076	4,141	0,064
2	Ar+2%O ₂	3,943	4,021	4,240	4,068	0,154
3	Ar+4%O ₂	3,605	3,677	3,963	3,748	0,189
4	Ar+2%CO ₂	4,146	4,207	3,998	4,117	0,107
5	Ar+4%CO ₂	4,107	4,187	4,226	4,173	0,061
6	Ar+8%CO ₂	3,950	4,141	4,951	4,347	0,531

Obs.: Re é reforço

Tabela A.11. Medições de largura nos cordões de solda do arame ER430LNb

Teste	Gás de Proteção	L 1 [mm]	L 2 [mm]	L 3 [mm]	L Média [mm]	Desvio Largura
1	Ar	8,465	8,045	9,205	8,572	0,587
2	Ar+2%O ₂	9,901	9,021	9,337	9,420	0,446
3	Ar+4%O ₂	10,222	9,130	9,155	9,502	0,623
4	Ar+2%CO ₂	9,090	9,428	9,467	9,328	0,207
5	Ar+4%CO ₂	8,996	8,935	9,359	9,097	0,229
6	Ar+8%CO ₂	9,069	9,707	9,791	9,522	0,395

Obs. L é Largura

Tabela A.12. Tabela de medidas de dureza na matriz ferrítica

Arame	Gás	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Média HV α	Média Desvio α
ER430	Ar	181,93	181,02	186,81	183,253	3,114
	Ar+2%O2	161,97	161,97	160,63	161,523	0,774
	Ar+4%O2	179,45	161,3	174,85	171,867	9,436
	Ar+2%CO2	131,25	189,33	183,54	168,040	31,992
	Ar+4%CO2	182,62	140,06	174,85	165,843	22,664
	Ar+8%CO2	172,61	160,63	167,57	166,937	6,015
ER430 Ti	Ar	216,81	208,74	205,83	210,460	5,688
	Ar+2%O2	235,76	229,99	213,58	226,443	11,507
	Ar+4%O2	203,78	159,32	209,72	190,940	27,544
	Ar+2%CO2	211,57	209,72	210,71	210,667	0,926
	Ar+4%CO2	208,74	216,81	154,75	193,433	33,743
	Ar+8%CO2	209,58	206,79	203,92	206,763	2,830
ER430 LNb	Ar	174,85	174,1	179,45	176,133	2,897
	Ar+2%O2	184,35	195,4	188,49	189,413	5,583
	Ar+4%O2	190,3	178,67	181,82	183,597	6,015
	Ar+2%CO2	176,47	179,45	181,13	179,017	2,360
	Ar+4%CO2	183,54	191,04	209,72	194,767	13,482
	Ar+8%CO2	189,33	191,04	194,64	191,670	2,710

Tabela A.13. Tabela de medidas de dureza na martensita

Arame	Gás	Medida 1	Medida 2	Medida 3	HV Martensita	Desvio Martensita
ER430	Ar	575,96	708,96	645,21	643,377	66,519
	Ar+2%O2	585,06	696,84	576,6	619,500	67,112
	Ar+4%O2	775,57	708,96	768,59	751,040	36,609
	Ar+2%CO2	481,06	645,21	525,59	550,620	84,889
	Ar+4%CO2	696,84	804,44	614,38	705,220	95,307
	Ar+8%CO2	614,38	667,87	782,64	688,297	85,970
ER430 Ti	Ar	-	-	-	-	-
	Ar+2%O2	-	-	-	-	-
	Ar+4%O2	351,94	306,81	268,6	309,117	41,718
	Ar+2%CO2	-	-	-	-	-
	Ar+4%CO2	291,67	268,6	291,67	283,980	13,319
	Ar+8%CO2	402,14	394,38	337,09	377,870	35,529
ER430 LNb	Ar	-	-	-	-	-
	Ar+2%O2	-	-	-	-	-
	Ar+4%O2	-	-	-	-	-
	Ar+2%CO2	-	-	-	-	-
	Ar+4%CO2	-	-	-	-	-
	Ar+8%CO2	-	-	-	-	-

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)