



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Câmpus de Ilha Solteira

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**“Influência da atmosfera protetora no cordão de solda
obtido através dos processos de soldagem GMAW e
FCAW”**

Alcindo Fernando Moreira

ORIENTADOR: Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia - UNESP – Campus de Ilha
Solteira, para obtenção do título de Mestre
em Engenharia Mecânica.
Área de Conhecimento: Materiais e
Processos de Fabricação.

Ilha Solteira – SP

2008

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Seção Técnica de Aquisição e Tratamento da Informação
Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação da UNESP - Ilha Solteira.

- | | |
|-------|---|
| M838i | <p>Moreira, Alcindo Fernando.</p> <p>Influência da atmosfera protetora no cordão de solda obtido através dos processos de soldagem GMAW e FCAW / Alcindo Fernando Moreira. -- Ilha Solteira : [s.n.], 2008
146 f. : il.</p> <p>Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2008</p> <p>Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Bibliografia: p. 134-146</p> <p>1. Soldagem. 2. Gases. 3. Argônio. 4. Dióxido de carbono.</p> |
|-------|---|

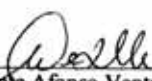
**INFLUÊNCIA DA ATMOSFERA PROTETORA NO CORDÃO DE SOLDA
OBTIDO ATRAVÉS DOS PROCESSOS DE SOLDAGEM GMAW E FCAW.**

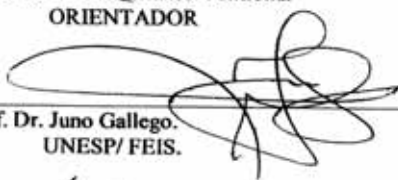
ALCINDO FERNANDO MOREIRA

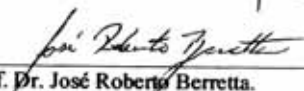
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA NA ÁREA DE CONHECIMENTO EM
MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO E APROVADA EM SUA
FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA DA FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA
UNESP.

Prof. Dr. Vicente Lopes Júnior
Coordenador

Banca Examinadora


Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella.
ORIENTADOR


Prof. Dr. Juno Gallego.
UNESP/ FEIS.


Prof. Dr. José Roberto Berretta.
IPEN

Ilha Solteira – SP
2008

*Dedico este trabalho a todas as
pessoas que, de uma forma ou de
outra, contribuíram para que o mesmo
se realizasse.*

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de agradecer a Deus por estar presente durante cada instante da minha vida.

Aos meus pais Roque Moreira e Olair Therezinha Bimbatti Moreira e à minha irmã Maria Helena Bimbatti Moreira pelo apoio em todos os momentos.

Ao meu orientador Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella pela ajuda e confiança em mim depositada.

A meu amigo Thiago Antonini Alves pelo companheirismo e amizade sincera.

A CAPES, pelo apoio financeiro.

A SERVTEC pela cooperação para a realização do experimento.

A todos os professores do curso de Engenharia Mecânica de UNESP – Ilha Solteira por colaborarem com a minha formação profissional e pessoal.

A todos os técnicos e funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica que contribuíram, de forma direta ou indireta, para a concretização deste trabalho.

LISTA DE PUBLICAÇÕES

MOREIRA, A.F.; GALLEGU, J.; TOKIMATSU, R.C.; VENTRELLA, V.A. The effect of shielding gas mixture on inclusion distribution for mig welding process. In: CSBMM - Congresso da Sociedade Brasileira de Microscopia e Microanálise. 02 p., Búzios, Rio de Janeiro, 2007.

MOREIRA, A.F.; GALLEGU, J.; TOKIMATSU, R.C.; VENTRELLA, V.A. Avaliação da influência de gases de proteção contendo diferentes teores de O_2 e CO_2 nas características de revestimentos soldados empregados em áreas cavitadas. In: 62º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 10 p., Vitória, ES, 2007.

MOREIRA, A.F.; GALLEGU, J.; TOKIMATSU, R.C.; YAMAKAMI, W.J.; VENTRELLA, V.A. Efeito da adição de CO_2 na atmosfera protetora em processos de soldagem com arame tubular AWS E309LT-1. In: 4º COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. 10 p., São Pedro, SP, 2007.

MOREIRA, A.F.; GALLEGU, J.; TOKIMATSU, R.C.; YAMAKAMI, W.J.; VENTRELLA, V.A. Caracterização do metal de solda obtido com arame sólido AWS E-70S-6 em função da adição de CO_2 no gás de proteção. In: CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Ciências e Engenharia dos Materiais. 10 p., Foz do Iguaçu, PR, 2006.

MOREIRA, A.F.; GALLEGU, J.; TOKIMATSU, R.C.; YAMAKAMI, W.J.; VENTRELLA, V.A. Caracterização de revestimentos soldados com arame tubular AWS E-309LT-1 em função da adição de CO_2 no gás de proteção. CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Ciências e Engenharia dos Materiais. 10 p., Foz do Iguaçu, PR, 2006.

MOREIRA, A.F.; ZUCATO, J.T.G.; GALLEGU, J.; TOKIMATSU, R.C.; YAMAKAMI, W. J.; VENTRELLA, V. A. Caracterização do Metal de Solda Obtido com Arame Sólido AWS E70-S6 em Função da Adição de CO_2 no Gás de Proteção. In: Anais do XIV CREEM - Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica. 2 p., Uberlândia, MG, 2007.

MOREIRA, A.F.; MARIANO, N.A.; GALLEGU, J.; TOKIMATSU, R.C.; VENTRELLA, V.A. Some aspects of non-metallic inclusions on the formation of acicular ferrite in steel weld metal. In: XXI Congresso da Sociedade Brasileira de Microscopia e Microanálise. v. 1, Búzios, RJ, 2007.

MOREIRA, Alcindo F. Influência da atmosfera protetora no cordão de solda obtido através dos processos de soldagem GMAW e FCAW. Unesp – Universidade Estadual Paulista. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), p.146, 2008.

RESUMO

O objetivo deste trabalho é verificar a influência da atmosfera protetora nas características geométricas do cordão de solda, na susceptibilidade a formação de porosidades e inclusões, na microestrutura, na dureza e nas taxas de deposição e diluição do metal de solda obtido através das soldagens GMAW e FCAW, com arame sólido AWS E70S-6 e tubular AWS E309LT-1, respectivamente, visando otimizar o processo de recuperação por soldagem de turbinas Francis de aço carbono danificadas por erosão cavitacional. Para tanto, foram feitas deposições “bead on plate” com arames de 1,2 mm de diâmetro sobre chapas de aço carbono ASTM A-36. Utilizou-se como gás de proteção: Argônio puro, CO₂ puro, misturas binárias Argônio/CO₂, Argônio/O₂ e uma mistura ternária Argônio/CO₂/O₂. No caso da soldagem FCAW, a taxa de deposição parece não ter estrita relação com o tipo de gás empregado, parecendo ser mais dependente da corrente de soldagem. Já parâmetros como largura, altura, penetração, taxa de diluição, nível de porosidades/inclusões e fração de ferrita parecem sofrer influência direta da composição química do gás de proteção empregado. No caso da soldagem GMAW, a taxa de deposição, largura, altura, penetração, taxa de diluição e nível de porosidades/inclusões demonstraram estar diretamente relacionados ao tipo de gás de proteção empregado. Não foi observada uma significativa variação nos valores de dureza do metal de solda obtidos com o processo FCAW devido a mudança na composição química do gás de proteção. Já os picos de dureza encontrados na ZTA para esse processo podem ser decorrentes da formação de carbonetos de cromo. No caso da soldagem GMAW, o que se pode observar foi uma queda na dureza desde o metal de solda até o metal de base. Os elevados valores de dureza do metal de solda para esse tipo de soldagem podem estar associados ao aumento de temperabilidade dessa região ocasionado pela diluição de um metal de adição com alto teor de manganês em sua composição.

Palavras-chave: soldagem, gás de proteção, argônio, dióxido de carbono.

MOREIRA, Alcindo F. Influence of shielding gas in the weld metal characteristics on GMAW and FCAW welding. Unesp – Universidade Estadual Paulista. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), p.146, 2008.

ABSTRACT

The goal of this study is to verify the influence of shielding gas composition in the geometric aspects of weld metals like width, height and depth, besides dilution and deposition rates. Besides this analyses were made upon the volumetric fraction of porosities/inclusions and upon the ferrite fraction to the austenitic weld metal. Additionally was withdrawn microhardness Vickers profiles from weld metal up base metal. Weld metals have been made with “bead on plate” deposition of wires AWS E309LT-1 and AWS E70S-6, both with 1,2 mm diameter, upon carbon steel ASTM A-36 plates by FCAW and GMAW welding process, respectively. The shielding gases employed were: pure Argon, pure CO₂, binary mixtures of Argon/CO₂, Argon/O₂ and shielding gas containing Argon/CO₂/O₂. Related to the FCAW process, the deposition rate didn't show a direct relationship with the chemical composition of shielding gas, being more dependent of the welding current. Parameters like width, height, depth, dilution rate, porosity/inclusion levels and ferrite fraction showed to keep a direct relation to the chemical composition of the shielding gas. To the GMAW process, deposition rate, width, height, depth, dilution ratio and porosity/inclusion levels maintained a direct relation to the chemical composition of shielding gas. It wasn't observed a significative variation upon microhardness values of the weld metals produced with FCAW process because of the change in the shielding gas employed. In the GMAW welding, it was observed an abatement on the microhardness profile from the weld metal upto the base metal because, of, probably, the quenching increase in this area by the dilution of a metal with a high quantity of Manganese manganese coming from wire composition.

Keywords: welding, shielding gas, argon, carbon dioxide.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1	Erosão cavitacional em turbina hidráulica tipo Francis.	022
Figura 2.2	Representação esquemática de um equipamento de soldagem GMAW.	029
Figura 2.3	Exemplo de alimentador de arame utilizado na soldagem GMAW.	033
Figura 2.4	Exemplo de sistema de translado da tocha utilizado na soldagem GMAW.	034
Figura 2.5	Ferrita Acicular (AF).	053
Figura 2.6	Ferrita com Segunda Fase Alinhada (FS - A).	054
Figura 2.7	Ferrita com Segunda Fase Não-Alinhada (FS - NA).	054
Figura 2.8	Ferrita Primária (PF).	055
Figura 2.9	Ferrita de Contorno de Grão (GF).	055
Figura 2.10	Taxa de corrosão em função da quantidade de Cromo para ligas expostas a uma atmosfera industrial.	068
Figura 2.11	Diagrama pseudo-binário Fe-18%Cr-Ni de aços com teor de Carbono inferior a 0,03%C.	071
Figura 2.12	Morfologias da ferrita na Zona Fundida (ZF) para aços inoxidáveis austeníticos.	073
Figura 3.1	Representação esquemática da soldagem “ <i>bead on plate</i> ”: Largura do cordão de solda (W), Profundidade do cordão (D) e Reforço do cordão (H).	080
Figura 3.2	Balança eletrônica utilizada para a pesagem dos corpos de prova.	080
Figura 3.3	Representação esquemática dos gases de proteção utilizados na soldagem FCAW.	081
Figura 3.4	Representação esquemática dos gases de proteção utilizados na soldagem GMAW.	082
Figura 3.5	Aparato experimental utilizado para a soldagem e aquisição de dados.	083
Figura 3.6	Sistema de aquisição dos tempos de arco aberto durante a realização dos cordões.	083

Figura 3.7	Totalidade de CDP'S utilizados para a realização de medidas de parâmetros geométricos do cordão.	085
Figura 3.8	Trajectoria das indentações para obtenção dos valores de microdureza Vickers.	087
Figura 4.1	Tempos de arco aberto na soldagem FCAW para cada tipo de mistura gasosa ensaiada. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO ₂ , c) 96%Ar + 4%CO ₂ , d) 92%Ar + 8%CO ₂ , e) 85%Ar + 15%CO ₂ , f) 80%Ar + 20%CO ₂ , g) 75%Ar + 25%CO ₂ , h) 100%CO ₂ , i) 90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂ , j) 98%Ar + 2%O ₂ .	088
Figura 4.2	Tempos de arco aberto na soldagem GMAW para cada do tipo de mistura gasosa ensaiada. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO ₂ , c) 96%Ar + 4%CO ₂ , d) 92%Ar + 8%CO ₂ , e) 85%Ar + 15%CO ₂ , f) 80%Ar + 20%CO ₂ , g) 75%Ar + 25%CO ₂ , h) 100%CO ₂ , i) 90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂ , j) 98%Ar + 2%O ₂ .	089
Figura 4.3	Taxas de deposição e respectivas correntes médias para a soldagem FCAW em função do percentual de CO ₂ contido na matriz de Argônio.	092
Figura 4.4	Taxas de deposição e respectivas correntes médias para a soldagem FCAW em função do percentual de CO ₂ contido na matriz de Argônio + 2%O ₂ .	092
Figura 4.5	Taxas de deposição e respectivas correntes médias para a soldagem GMAW em função do percentual de CO ₂ contido na matriz de Argônio.	093
Figura 4.6	Taxas de deposição e respectivas correntes médias para a soldagem GMAW em função do percentual de CO ₂ contido na matriz de Argônio + 2%O ₂ .	093
Figura 4.7	Comparação entre os valores de taxa de deposição em função do percentual de CO ₂ na matriz de Argônio e respectivas correntes médias para a soldagem GMAW com resultados encontrados na literatura.	095
Figura 4.8	Macrografias dos cordões de solda para o processo de soldagem FCAW em função do tipo de atmosfera protetora. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO ₂ , c) 96%Ar + 4%CO ₂ , d) 92%Ar + 8%CO ₂ , e) 85%Ar + 15%CO ₂ , f) 80%Ar + 20%CO ₂ , g) 75%Ar + 25%CO ₂ , h) 100%CO ₂ , i) 90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂ , j) 98%Ar + 2%O ₂ .	096
Figura 4.9	Macrografias dos cordões de solda para o processo de soldagem GMAW em função do tipo de atmosfera protetora. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO ₂ , c) 96%Ar + 4%CO ₂ , d) 92%Ar + 8%CO ₂ , e) 85%Ar + 15%CO ₂ , f) 80%Ar + 20%CO ₂ , g) 75%Ar + 25%CO ₂ , h) 100%CO ₂ , i) 90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂ , j) 98%Ar + 2%O ₂ .	097

Figura 4.10	Perfis macrográficos binarizados da seção transversal dos cordões de solda para o processo de soldagem FCAW em função do tipo de atmosfera protetora. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO ₂ , c) 96%Ar + 4%CO ₂ , d) 92%Ar + 8%CO ₂ , e) 85%Ar + 15%CO ₂ , f) 80%Ar + 20%CO ₂ , g) 75%Ar + 25%CO ₂ , h) 100%CO ₂ , i) 90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂ , j) 98%Ar + 2%O ₂ .	098
Figura 4.11	Perfis macrográficos binarizados da seção transversal dos cordões de solda para o processo de soldagem GMAW em função do tipo de atmosfera protetora. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO ₂ , c) 96%Ar + 4%CO ₂ , d) 92%Ar + 8%CO ₂ , e) 85%Ar + 15%CO ₂ , f) 80%Ar + 20%CO ₂ , g) 75%Ar + 25%CO ₂ , h) 100%CO ₂ , i) 90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂ , j) 98%Ar + 2%O ₂ .	099
Figura 4.12	Perfis macrográficos binarizados da região diluída dos cordões de solda para o processo de soldagem FCAW em função do tipo de atmosfera protetora. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO ₂ , c) 96%Ar + 4%CO ₂ , d) 92%Ar + 8%CO ₂ , e) 85%Ar + 15%CO ₂ , f) 80%Ar + 20%CO ₂ , g) 75%Ar + 25%CO ₂ , h) 100%CO ₂ , i) 90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂ , j) 98%Ar + 2%O ₂ .	100
Figura 4.13	Perfis macrográficos binarizados da região diluída dos cordões de solda para o processo de soldagem GMAW em função do tipo de atmosfera protetora. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO ₂ , c) 96%Ar + 4%CO ₂ , d) 92%Ar + 8%CO ₂ , e) 85%Ar + 15%CO ₂ , f) 80%Ar + 20%CO ₂ , g) 75%Ar + 25%CO ₂ , h) 100%CO ₂ , i) 90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂ , j) 98%Ar + 2%O ₂ .	101
Figura 4.14	Altura (H), largura (W) e penetração (D) em função do percentual de CO ₂ na matriz de Argônio e respectivos valores de corrente média ($I_{méd}$) observados durante a soldagem FCAW.	104
Figura 4.15	Altura (H), largura (W) e penetração (D) em função do percentual de CO ₂ na matriz de Argônio +2%O ₂ e respectivos valores de corrente média observados durante a soldagem FCAW.	105
Figura 4.16	Altura (H), largura (W) e penetração (D) em função do percentual de CO ₂ na matriz de Argônio e respectivos valores de corrente média observados durante a soldagem GMAW.	107
Figura 4.17	Altura (H), largura (W) e penetração (D) em função do percentual de CO ₂ na matriz de Argônio +2%O ₂ e respectivos valores de corrente média observados durante a soldagem GMAW.	108

Figura 4.18	Taxa de diluição em função do percentual de CO ₂ na matriz de Argônio e respectivos valores de corrente média observados durante a soldagem FCAW.	109
Figura 4.19	Taxa de diluição em função do percentual de CO ₂ na matriz de Argônio + 2%O ₂ e respectivos valores de corrente média observados durante a soldagem FCAW.	110
Figura 4.20	Taxa de diluição em função do percentual de CO ₂ na matriz de Argônio e respectivos valores de corrente média observados durante a soldagem GMAW.	110
Figura 4.21	Taxa de diluição em função do percentual de CO ₂ na matriz de Argônio + 2%O ₂ e respectivos valores de corrente média observados durante a soldagem GMAW.	111
Figura 4.22	Micrografia do metal de solda de cordões obtidos utilizando diferentes atmosferas protetoras para o processo de soldagem FCAW. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO ₂ , c) 96%Ar + 4%CO ₂ , d) 92%Ar + 8%CO ₂ , e) 85%Ar + 15%CO ₂ , f) 80%Ar + 20%CO ₂ , g) 75%Ar + 25%CO ₂ , h) 100%CO ₂ , i) 90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂ , j) 98%Ar + 2%O ₂ . Ataque: Villela.	112
Figura 4.23	Micrografia do metal de solda de cordões obtidos utilizando diferentes atmosferas protetoras para o processo de soldagem GMAW. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO ₂ , c) 96%Ar + 4%CO ₂ , d) 92%Ar + 8%CO ₂ , e) 85%Ar + 15%CO ₂ , f) 80%Ar + 20%CO ₂ , g) 75%Ar + 25%CO ₂ , h) 100%CO ₂ , i) 90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂ , j) 98%Ar + 2%O ₂ . Ataque: Nital 2%.	113
Figura 4.24	Imagens microscópicas do metal de solda sem ataque químico de cordões obtidos através do processo FCAW sob diferentes atmosferas protetoras. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO ₂ , c) 96%Ar + 4%CO ₂ , d) 92%Ar + 8%CO ₂ , e) 85%Ar + 15%CO ₂ , f) 80%Ar + 20%CO ₂ , g) 75%Ar + 25%CO ₂ , h) 100%CO ₂ , i) 90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂ , j) 98%Ar + 2%O ₂ .	114
Figura 4.25	Imagens microscópicas do metal de solda sem ataque químico de cordões obtidos através do processo GMAW sob diferentes atmosferas protetoras. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO ₂ , c) 96%Ar + 4%CO ₂ , d) 92%Ar + 8%CO ₂ , e) 85%Ar + 15%CO ₂ , f) 80%Ar + 20%CO ₂ , g) 75%Ar + 25%CO ₂ , h) 100%CO ₂ , i) 90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂ , j) 98%Ar + 2%O ₂ .	115
Figura 4.26	Valores da fração volumétrica (V_V) e do número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V) em função do percentual de CO ₂ na matriz de Argônio para o processo de soldagem FCAW.	117

Figura 4.27	Valores da fração volumétrica (V_V) e do número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V) em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio + 2% O_2 para o processo de soldagem FCAW.	117
Figura 4.28	Valores da fração volumétrica (V_V) e do número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V) em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio para o processo de soldagem GMAW.	118
Figura 4.29	Valores da fração volumétrica (V_V) do número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V) em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio + 2% O_2 para o processo de soldagem GMAW.	118
Figura 4.30	Fração em área de ferrita em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio para o processo de soldagem FCAW.	120
Figura 4.31	Fração em área de ferrita em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio + 2% O_2 para o processo de soldagem FCAW.	120
Figura 4.32	Perfis de microdureza Vickers HV [kgf/mm^2] para uma carga de 0,1kgf em função do tipo de atmosfera protetora utilizada na soldagem FCAW. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2% CO_2 , c) 96%Ar + 4% CO_2 , d) 92%Ar + 8% CO_2 , e) 85%Ar + 15% CO_2 , f) 80%Ar + 20% CO_2 , g) 75%Ar + 25% CO_2 , h) 100% CO_2 , i) 90%Ar + 8% CO_2 + 2% O_2 , j) 98%Ar + 2% O_2 .	128
Figura 4.33	Perfis de microdureza Vickers HV [kgf/mm^2] para uma carga de 0,1kgf em função do tipo de atmosfera protetora utilizada na soldagem GMAW. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2% CO_2 , c) 96%Ar + 4% CO_2 , d) 92%Ar + 8% CO_2 , e) 85%Ar + 15% CO_2 , f) 80%Ar + 20% CO_2 , g) 75%Ar + 25% CO_2 , h) 100% CO_2 , i) 90%Ar + 8% CO_2 + 2% O_2 , j) 98%Ar + 2% O_2 .	129

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1	Tipos de gases de proteção comumente usados na soldagem GMAW para vários materiais e suas principais características.	046
Tabela 3.1	Composição química do metal de base e dos consumíveis (%massa).	079
Tabela 3.2	Matriz dos gases de proteção.	081
Tabela 3.3	Parâmetros de soldagem comuns para as soldagens FCAW e GMAW.	082
Tabela 4.1	Tempos de arco aberto para a soldagem FCAW sob diferentes atmosferas protetoras.	090
Tabela 4.2	Tempos de arco aberto para a soldagem GMAW sob diferentes atmosferas protetoras.	090
Tabela 4.3	Taxa de deposição (T_{dep}), tensão média ($V_{méd}$) e corrente média ($I_{méd}$) para a soldagem FCAW sob diferentes atmosferas protetoras.	091
Tabela 4.4	Taxa de deposição (T_{dep}), tensão média ($V_{méd}$) e corrente média ($I_{méd}$) para a soldagem GMAW sob diferentes atmosferas protetoras.	091
Tabela 4.5	Altura (H), largura (W), penetração (D), tensão média ($V_{méd}$) e corrente média ($I_{méd}$) para a soldagem FCAW sob diferentes atmosferas protetoras.	102
Tabela 4.6	Altura (H), largura (W), penetração (D), tensão média ($V_{méd}$) e corrente média ($I_{méd}$) para a soldagem GMAW sob diferentes atmosferas protetoras.	102
Tabela 4.7	Taxa de diluição (T_{dil}), tensão média ($V_{méd}$) e corrente média ($I_{méd}$) para a soldagem FCAW sob diferentes atmosferas protetoras.	103
Tabela 4.8	Taxa de diluição (T_{dil}), tensão média ($V_{méd}$) e corrente média ($I_{méd}$) para a soldagem GMAW sob diferentes atmosferas protetoras.	103
Tabela 4.9	Diâmetro de Ferret (d), número de porosidades/inclusões por unidade de área (N_A), número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V), fração em área de porosidades/inclusões (A_A) e fração volumétrica de porosidades/inclusões (V_V) em função do tipo de atmosfera protetora utilizada na soldagem FCAW.	116

Tabela 4.10	Diâmetro de Ferret (d), número de porosidades/inclusões por unidade de área (N_A), número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V), fração em área de porosidades/inclusões (A_A) e fração volumétrica de porosidades/inclusões (V_V) em função do tipo de atmosfera protetora utilizada na soldagem GMAW.	116
Tabela 4.11	Comparação de parâmetros quantitativos referentes a porosidades/inclusões retirados da literatura com os obtidos no presente trabalho.	119
Tabela 4.12	Fração em área de ferrita (F_F) em função do tipo de atmosfera protetora para o processo de soldagem FCAW.	120
Tabela 4.13	Dureza Vickers e respectiva localização em relação a um ponto base dentro da região do metal de solda para a soldagem FCAW sob diferentes atmosferas protetoras.	122
Tabela 4.14	Dureza Vickers e respectiva localização em relação a um ponto base dentro da região do metal de solda para a soldagem GMAW sob diferentes atmosferas protetoras.	125

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

A	Austenita - “ <i>Austenite</i> ”
A_A	Fração em área de porosidades/inclusões
AC	Corrente Alternada - “ <i>Alternate Current</i> ”
AISI	“ <i>American Iron and Steel Institute</i> ”
AF	Ferrita Acicular - “ <i>Acicular Ferrite</i> ”
Ar	Argônio
ASTM	“ <i>American Society for Testing and Materials</i> ”
AWS	“ <i>American Welding Society</i> ”
B	Boro
C	Carbono
$\underline{C}$	Carbono monoatômico absorvido pela poça de fusão
CCD	Sistema de Translado com Câmera Acoplada - “ <i>Charge-Coupled Device</i> ”
CDP	Corpo de prova
CDP’S	Corpos de prova
CEPEL	Centro de Pesquisa de Energia Elétrica da Eletrobrás
CFC	Cúbica de Faces Centradas
CO	Monóxido de Carbono
CO ₂	Dióxido de Carbono
Cr	Cromo
D	Penetração do cordão
d	Diâmetro de Ferret
DC	Corrente Direta - “ <i>Direct Current</i> ”
F	Ferrita - “ <i>Ferrite</i> ”
FC	Ferrita com Carbonetos Agregados - “ <i>Ferrite and Carbide Aggregate</i> ”
FCAW	Soldagem a Arco com Arame Tubular - “ <i>Flux Cored Arc Welding</i> ”
Fe	Ferro
F_F	Fração em área de ferrita
FN	Número de Ferrita - “ <i>Ferrite Number</i> ”
FS	Ferrita com Segunda Fase - “ <i>Ferrite With Second Phase</i> ”
FS (A)	Ferrita com Segunda Fase Alinhada - “ <i>Ferrite With Aligned Second Phase</i> ”

FS (NA)	Ferrita com Segunda Fase Não-Alinhada - “ <i>Ferrite With Nonaligned Second Phase</i> ”
GF	Ferrita de Contorno de grão - “ <i>Grain-boundary Ferrite</i> ”
GMAW	Soldagem a Arco com Arame Sólido - “ <i>Gas Metal Arc Welding</i> ”
GMAW – S	GMAW – Curto Circuito (“ <i>Short Circuit</i> ”)
H	Altura do cordão
He	Hélio
HI	Aporte Térmico - “ <i>Heat Input</i> ”
HSLA	Alta Resistência e Baixa Liga - “ <i>High Strength Low Alloy</i> ”
HV	Dureza Vickers - “ <i>Hardness Vickers</i> ”
I	Corrente de soldagem
$I_{\text{méd}}$	Corrente média de soldagem
l	Comprimento energizado do eletrodo [mm]
M	Martensita - “ <i>Martensite</i> ”
MAG	Soldagem a Arco com Arame Sólido e Gás Ativo - “ <i>Metal Active Gas</i> ”
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	Soldagem a Arco com Arame Sólido e Gás Inerte - “ <i>Metal Inert Gas</i> ”
MO	Microscopia Ótica
N_A	Número de porosidades/inclusões por unidade de área
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
N_V	Número de porosidades/inclusões por unidade de volume
N_2	Gás nitrogênio
O	Oxigênio monoatômico
$\underline{O}$	Oxigênio monoatômico absorvido pela poça de fusão
O_p	Oxigênio potencial
O_2	Gás oxigênio
P	Fósforo
PF	Ferrita Primária - “ <i>Primary Ferrite</i> ”
RMS	Raiz Média Quadrática - “ <i>Root Mean Square</i> ”
S	Enxofre
SAW	Soldagem com Arco Submerso - “ <i>Submerged Arc Welding</i> ”
Si	Silício

SMAW	Soldagem a Arco com Eletrodo Revestido - “ <i>Shielded Metal Arc Welding</i> ”
Ta	Tântalo
T _{dep}	Taxa de deposição
T _{dil}	Taxa de diluição
Ti	Titânio
T.I.M.E.	Transferência Ionizada com Elevada Energia de Fusão - “ <i>Transferred Ionized Molten Energy</i> ”
TF	Taxa de Fusão do arame [mm/s]
V	Tensão de soldagem
v	Velocidade de soldagem
V _{méd}	Tensão média de soldagem
V _V	Fração volumétrica de porosidades/inclusões
W	Largura do cordão de solda
W.P.I.	“ <i>Worcester Polytechnic Institute</i> ”
WRC	“ <i>Welding Research Council</i> ”
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada
α	Contribuição do aquecimento do eletrodo pelo arco [mm/s A]
β	Contribuição do aquecimento do eletrodo por efeito Joule [1/s A ²]
δ	Delta
η	Eficiência térmica de transferência
μ	Fator oxidante
σ	Sigma
σ_e	Tensão limite de escoamento
σ_f	Tensão limite de fadiga
σ_r	Tensão limite de resistência

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	019
1.1. OBJETIVO	021
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	022
2.1. CAVITAÇÃO	022
2.1.1. FADIGA SUPERFICIAL VS EROSÃO CAVITACIONAL	024
2.2. PROCESSOS DE SOLDAGEM GMAW E FCAW	026
2.2.1. EQUIPAMENTO DE SOLDAGEM GMAW	029
2.2.1.1. FONTE DE SOLDAGEM GMAW	029
2.2.1.2. ALIMENTADOR DE ARAME	032
2.2.1.3. SISTEMA DE TRANSLADO DA TOCHA	033
2.2.1.4. GASES DE PROTEÇÃO	034
2.2.1.4.1. CARACTERÍSTICAS BÁSICAS DE ALGUNS GASES DE PROTEÇÃO	038
2.2.1.4.1.1. ARGÔNIO (Ar)	038
2.2.1.4.1.2. HÉLIO (He)	040
2.2.1.4.1.3. DIÓXIDO DE CARBONO (CO ₂)	041
2.2.1.4.1.4. OXIGÊNIO (O ₂)	043
2.2.1.4.1.5. NITROGÊNIO (N ₂)	044
2.2.1.4.1.6. HIDROGÊNIO (H ₂)	045
2.2.1.4.2. TRANSFERÊNCIA METÁLICA NAS SOLDAGENS GMAW E FCAW	048
2.2.1.5. ARAMES SÓLIDOS	051
2.2.1.5.1. SOLDABILIDADE DE AÇOS AO CARBONO	052
2.2.1.5.1.1. TRINCAS INDUZIDAS PELO HIDROGÊNIO	059
2.2.1.5.1.2. TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO	063
2.2.1.5.1.3. DECOESÃO LAMELAR	065
2.2.1.5.1.4. POROSIDADES	066
2.2.1.6. ARAMES TUBULARES	067
2.2.1.6.1. SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO	068
3. MATERIAIS E MÉTODOS	079
3.1. METAIS DE BASE E DE ADIÇÃO	079
3.2. PROCEDIMENTOS E PARÂMETROS DE SOLDAGEM	080
3.3. OBTENÇÃO DE PARÂMETROS MACROESTRUTURAIS DO CORDÃO	084
3.4. OBTENÇÃO DE PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS DO CORDÃO	086
3.5 ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS	087
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	088
5. CONCLUSÕES	131
6. SUJESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	133
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	134

1. INTRODUÇÃO

Atualmente, o crescente desenvolvimento econômico mundial tem acelerado a busca de novas tecnologias com o intuito de conferir um maior nível de conforto aos seus consumidores. Desde então o consumo de energia tem aumentado, pois o trabalho que antes era realizado pelo homem ou animais passou para as máquinas, muito mais precisas e eficientes.

Esse consumo crescente de energia tem preocupado os governantes de todo o mundo, tanto na questão de oferta quanto na questão de como essa energia foi gerada. Hoje em dia é comum estarmos familiarizados com os termos “energia limpa”, “energia suja”, “tratado de Kioto”, “aquecimento global”, “efeito estufa”, entre outros, que nada mais são que termos relacionados à geração, controle e conseqüências do consumo de energia em termos globais. Desse modo, se torna cada vez mais imprescindível a racionalização da geração e do uso de energia, nas suas mais diversas formas, química, mecânica ou elétrica.

Em termos de Brasil a produção de energia por usinas hidrelétricas, considerada uma fonte de “energia limpa”, ou seja, cuja geração não produz resíduos deletérios ao meio ambiente, conta com 92% do total produzido. O potencial hidráulico a ser explorado é de grande envergadura, em torno de 206.992 MW e, nos últimos anos, tem-se observado um crescimento médio da demanda em torno de 5%, sendo que em algumas regiões este crescimento chega a 20%. Para atender a este aumento da demanda as usinas hidrelétricas instaladas têm operado em seus limites máximos, o que tem contribuído para o incremento de ocorrência de cavitação nas turbinas hidráulicas.

Levantamentos efetuados pelo CEPEL (Centro de Pesquisa de Energia Elétrica da Eletrobrás), mostraram que os gastos com a recuperação das turbinas hidráulicas no Brasil são da ordem de US\$ 13.000.000,00 (treze milhões de dólares), isto considerando apenas despesas com mão-de-obra e materiais empregados nos reparos.

Os danos causados pela erosão cavitacional em componentes de turbinas hidráulicas têm envolvido não apenas custos elevados de reparo, mas considerável perda de energia gerada por indisponibilidade das unidades geradoras, limitação da flexibilidade operacional do sistema e redução da vida útil dos equipamentos afetados.

Assim, em termos de Brasil, ou qualquer outro país no qual a fonte principal de fornecimento de energia elétrica seja decorrente da geração em usinas hidrelétricas, o processo de erosão cavitacional tem um papel decisivo na quantidade e qualidade da energia gerada.

Atualmente, é cada vez mais comum o reparo de áreas cavitadas em turbinas hidráulicas utilizando os processos GMAW (*“Gas Metal Arc Welding”*) e FCAW (*“Flux Cored Arc Welding”*) em razão de suas inúmeras vantagens em relação ao processo SMAW (*“Shielded Metal Arc Welding”*). Além disso, os processos GMAW e FCAW têm apresentado ao longo dos anos contínuos desenvolvimentos devido às suas boas flexibilidades e custos reduzidos, sendo esses processos os mais adequados à mecanização. Como melhorias nos processos GMAW e FCAW pode-se citar a introdução das tecnologias arco pulsado, fonte sinérgica, o uso de arames tipo *“Metal Cored”*, o emprego de alimentadores de arames mais confiáveis em termos de precisão e a utilização de misturas de gases de proteção especialmente destinadas ao aumento da taxa de deposição, como é o caso, por exemplo, dos processos T.I.M.E. (*“Transferred Ionized Molten Energy”*), *“Rapid Melt”*, *“Rapid Arc”*, *Linfast®*, entre outros.

O processo de T.I.M.E. foi resultado de 20 anos de desenvolvimento pelo W.P.I. (*“Worcester Polytechnic Institute”* - Canada). Tal processo é baseado no processo GMAW convencional. A diferença entre eles consiste no tipo de gás de proteção utilizado. A inovação do processo T.I.M.E. é a utilização de um gás de proteção com 4 (quatro) componentes nas quantidades $65\%Ar + 26,5\%He + 8\%CO_2 + 0,5\%O_2$.

Com o mesmo objetivo de aumento de produtividade a AGA®, em conjunto com os pesquisadores Bengtsson (1992, p. 1 - 178) e Grollmund (1993, p. 39 – 42), tem desenvolvido dentro do programa PROCESSAMENTO RÁPIDO (*“Rapid Processing”*) dois processos de soldagem também baseados na soldagem MAG (*“Metal Active Gas”*), o *“RAPID ARC”* e o *“RAPID MELT”*.

De acordo com Lucas (1992, p. 269 – 276), várias misturas foram e ainda estão sendo testadas pelos fabricantes de gases com a finalidade de melhorar a produtividade e reduzir os defeitos na soldagem GMAW. As principais composições que se tem notícia são: $Ar + O_2$, $Ar + CO_2$ e $Ar + CO_2 + O_2$, com percentuais variados de CO_2 e O_2 .

Assim, torna-se necessário o conhecimento dos vários fatores que influenciam a soldagem GMAW e FCAW, tanto do ponto de vista processual quanto de propriedades mecânicas desejadas ao produto acabado para que se possa obter uma solda de qualidade e no menor tempo possível.

Um parâmetro que exerce grande influência tanto em termos de processamento de soldagem quanto no comportamento mecânico do componente acabado é o tipo de gás de proteção utilizado.

1.1. OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é verificar a influência da atmosfera protetora nas características geométricas do cordão de solda, na susceptibilidade a formação de porosidades e inclusões, na microestrutura, na dureza e nas taxas de deposição e diluição do metal de solda obtido através das soldagens GMAW e FCAW, com arame sólido AWS E70S-6 e tubular AWS E309LT-1, respectivamente, visando otimizar o processo de recuperação por soldagem de turbinas Francis de aço carbono danificadas por erosão cavitacional.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. CAVITACÃO

O termo cavitação faz referência ao processo físico de formação de bolhas de vapor por diminuição da pressão, ou, de forma análoga, de implosão ou colapso de bolhas de vapor por aumento de pressão a uma temperatura praticamente constante.

A cavitação pode ser encontrada em todo dispositivo sujeito a um gradiente positivo de pressão. A remoção de material sólido da superfície do componente mecânico em contato com o fluxo de fluido é o principal dano causado pela cavitação. A Figura 2.1 ilustra os efeitos gerados pelo processo de erosão cavitacional ocorrido em uma turbina hidráulica tipo Francis.



Figura 2.1 Erosão cavitacional em turbina hidráulica tipo Francis.

Diversos autores como Knapp (1970, 578 p.), Eisenberg (1966, p. 241 - 286) e Tullis (1989, p. 119 - 166), admitem dois mecanismos para explicar o dano cavitacional:

- Baseia-se na geração de ondas de choque causada pela implosão das bolhas de vapor, cuja pressão estimada está na ordem de 10^3 kpsi (6895 MPa);
- Baseia-se nos “micro-jatos” que são formados quando a bolha entra em colapso num campo de pressão assimétrico. Esses “micro-jatos” de alta velocidade atingem a

superfície do componente, retirando pequenas quantidades de material e formando pontos de nucleação de trincas.

No entanto, Richman (1990, p. 63 - 82), ao trabalhar com dados experimentais de outros autores, concluiu que a erosão cavitacional é melhor explicada como um processo de fadiga. Segundo ele, a resistência ao dano cavitacional, medida tanto por um tempo de incubação quanto por uma taxa de perda de massa, está diretamente relacionada com o limite de fadiga (σ_f). Esta propriedade depende fortemente do encruamento cíclico, não podendo ser relacionada com nenhuma propriedade monotônica do material.

O dano cavitacional tem sido observado em sólidos de composição química e propriedades mecânicas variadas, tais como: borrachas, plástico, vidro, quartzo, concreto e todo tipo de metais, sejam eles dúcteis ou frágeis, duros ou macios, quimicamente ativos ou inertes.

Segundo estudos de Karimi (1986, p. 1 - 26), o mesmo constatou que:

- A dureza só é um bom indicador de resistência à cavitação quando são comparados materiais similares;
- A resiliência, definida aqui como a área sob o gráfico da curva tensão deformação para cdp's (corpos de prova) em tração, mostrou-se adequada apenas para materiais muito dúcteis;
- A tenacidade, definida aqui como o quociente entre o quadrado do limite de resistência e o dobro do módulo de elasticidade, mostrou-se adequada para materiais frágeis;
- Limite de escoamento, estrição, coeficiente de encruamento e combinações destes parâmetros não são bons indicadores de resistência ao dano cavitacional.

De um modo geral, pode-se dizer que materiais que apresentam alta tenacidade ao impacto possuem também uma boa resistência ao dano cavitacional.

Marques (2003, p. 47 – 59) notou que para o caso de materiais expostos a meios corrosivos e com variações no campo de pressão, de tal modo a permitir o fenômeno da cavitação, há uma sobreposição entre o dano corrosivo e o cavitacional, de forma que a perda de massa total causada pela ação simultânea destes dois mecanismos é maior que aquela causada pela ação de somente um tipo de dano em particular.

Madania (1993, p. 113 – 116) observou que a presença de partículas em suspensão na erosão de válvulas controladoras de fluxo sujeitas à cavitação também potencializa o dano cavitacional.

Tem-se notado na prática que todos os tipos de turbinas hidráulicas, desde a Francis de baixa velocidade a Kaplan de alta velocidade são susceptíveis a erosão cavitacional. Bombas centrífugas e de fluxo axial também sofrem pelo mesmo dano. Desse modo, a necessidade de prevenção e controle da cavitação impõe sérias limitações tanto ao projeto quanto ao regime de trabalho de muitos equipamentos hidráulicos.

Com o intuito de melhor compreender a dinâmica e as variáveis envolvidas na erosão cavitacional de componentes hidráulicos, foram desenvolvidos os chamados ensaios de desgaste cavitacional acelerado. Existem basicamente dois tipos de ensaios de dano cavitacional acelerado:

- Os que promovem fluxo de fluido;
- Os que não promovem fluxo de fluido (equipamentos de vibração ultra-sônica).

A partir destes ensaios, o dano cavitacional pode ser quantificado pelo número de crateras por unidade de área por unidade de tempo, pela rugosidade superficial, ou, mais comumente, pela perda de massa por unidade de tempo. Contudo, Gulich (1987, p. 605 - 612) afirma que os resultados de ensaios de dano cavitacional por vibração ultra-sônica não podem ser transferidos diretamente para máquinas hidráulicas e que a análise e predição do desgaste deve ter como base a observação de parâmetros extraídos de plantas hidráulicas por um longo período de tempo.

2.1.1. FADIGA SUPERFICIAL VS EROSÃO CAVITACIONAL

O mecanismo mais aceito atualmente para explicar o processo de erosão cavitacional em turbinas hidráulicas considera que a perda de material na superfície ocorre devido a incidência de “micro-jatos” provenientes da implosão de bolhas de fluido vaporizado. Esses “micro-jatos” de fluido podem retirar material de 2 formas:

- Quando a pressão sobre a superfície excede o limite de resistência do material;
- Quando a pressão sobre a superfície é maior que o limite de fadiga (σ_f) e o número de ciclos de tensão a que o material foi submetido supera o número máximo de ciclos antes da fratura para aquele nível de tensão aplicado.

De acordo com Zeemann (1998a, p. 21 – 23), fadiga é um mecanismo de iniciação e propagação de trincas em componentes que estão submetidos a carregamentos cíclicos sob tensões trativas e inferiores ao limite de escoamento do material.

Os fatores que mais influenciam no processo de fadiga são intensidade, flutuação e frequência da tensão aplicada.

Apesar de macroscopicamente o nível de tensão estar abaixo do limite de escoamento do material, microscopicamente, devido à existência de concentradores de tensão como rasgos, furos, variações bruscas de seção, riscos, porosidades, presença de inclusões de baixa resistência mecânica, ou, pela existência de tensões residuais localizadas, o nível de tensionamento supera o limite elástico, causando uma deformação plástica pontual no material, gerando uma nova trinca, que será o local propício para a futura deformação. Este processo segue sucessivamente até que a seção efetiva de material não suporte o tensionamento para o qual foi projetada e falhe repentinamente.

Os concentradores de tensão são determinantes na falha por fadiga, mais até do que o nível de tensão aplicada em serviço. Os efeitos dos concentradores de tensão são mais intensos se o material se encontra em um meio corrosivo, pois acentuam o processo de formação da trinca.

Três fatores são considerados responsáveis pela menor resistência à fadiga de juntas soldadas:

- Tensões residuais;
- Concentradores de tensão relacionados à geometria do cordão de solda;
- Presença de defeitos como inclusões e porosidades.

No caso da avaliação de procedimentos de soldagem na resistência à fadiga, o que vale é avaliar como a solda se comporta no componente real, pois o aspecto superficial, nível, flutuação e frequência das tensões aplicadas e o contato com o meio a que a junta está submetida exercem papéis preponderantes sobre a resistência à fadiga. Por isso, a avaliação fiel do comportamento em fadiga deve ser realizada durante o desenvolvimento do produto.

De modo geral, os seguintes critérios podem ser adotados para aumentar a resistência à fadiga de juntas soldadas:

- Se possível, diminuir tensões residuais por meio de alívio de tensões;
- Adotar processos/procedimentos de soldagem que minimizem defeitos como inclusões e porosidades;

- Melhorar ao máximo o acabamento superficial;
- Realizar “shoot-peening” sobre o material para induzir tensões superficiais compressivas;
- Selecionar um material resistente à corrosão para o meio de trabalho ao qual se encontra.

2.2. PROCESSOS DE SOLDAGEM GMAW E FCAW

Por volta de 1920 teve início o desenvolvimento de processos de soldagem que utilizavam proteção gasosa. Foi constatado, a partir de pesquisas realizadas, que a presença destes gases facilitava a abertura do arco, protegia o metal de solda da contaminação atmosférica e proporcionava a adição de elementos de liga desejáveis no interior do cordão. O desenvolvimento do processo eletrodo revestido, ou SMAW (“*Shielded Metal Arc Welding*”), no final desta década reduziu o interesse por outros processos devido a sua simplicidade e baixo custo. Estudos acerca do uso do processo SMAW mostraram que o principal gás formado pela queima do fluxo era o CO₂. Assim, iniciaram-se testes para a aplicação do CO₂ como gás de proteção gasosa, até que, na década de 1950, este tipo de atmosfera protetora passou a ser aceita comercialmente, de acordo com AWS (1991, 955 p.).

Com o início da segunda guerra mundial surgiu a necessidade de processos de soldagem mais produtivos. Assim, o processo SMAW foi cedendo espaço para outros tipos de processos que possibilitassem maior automação e produtividade.

Seguindo essa tendência, foi desenvolvido por Kennedy, em 1948, o processo de soldagem denominado MIG (“*Metal Inert Gas*”). Cinco anos mais tarde, em 1953, surgia uma variante, o processo MAG (“*Metal Active Gas*”). Segundo Tremonti (1998, p. 14 - 17), a simples mudança de gás inerte no processo MIG para gás ativo no processo MAG é responsável por um grande número de alterações no comportamento da soldagem. Tais processos são também conhecidos como GMAW (“*Gas Metal Arc Welding*”), onde a característica do tipo de gás de proteção utilizado definirá se trata-se de um processo MIG ou MAG. A alta produtividade, aplicabilidade a uma larga faixa de espessuras, soldagem em todas as posições e facilidade de automatização são as principais características do processo GMAW.

Na tentativa de reunir a praticidade e qualidade do processo SMAW com a produtividade do processo MAG, surgiu, por volta de 1954, um processo de soldagem a arco elétrico que combinava a proteção gasosa a base de CO₂ com o uso de arames com fluxo

interno, proporcionando um avanço ainda maior na qualidade do cordão de solda gerado. Tal processo foi denominado FCAW (“*Flux Cored Arc Welding*”).

De acordo com Starling (2004, p.185 – 191), a soldagem FCAW alia as principais vantagens do processo GMAW, as quais:

- Elevadas taxas de deposição;
- Elevado rendimento;
- Qualidade da solda;
- Fácil automação.

Com os benefícios da soldagem SMAW, tais como:

- Simplicidade e versatilidade;
- Possibilidade de ajuste da composição química do metal de solda;
- Qualidade e proteção do cordão para utilizações em campo.

Posteriormente, surgiram variações deste processo como, por exemplo, aquele que utiliza arames tubulares que não necessitam de gases de proteção (auto-protegidos) ou aquele que usa fluxo aglomerado para a proteção do cordão SAW (“*Submerged Arc Welding*”).

Em termos de equipamento de soldagem poucas são as diferenças entre o processo FCAW e o GMAW. A principal diferença no tocante a fonte de soldagem está no nível de densidade de corrente (A/mm^2) envolvida em cada processo. O processo GMAW, em decorrência do tipo de arame que utiliza (arames sólidos), trabalha com menores densidades de corrente. Já o processo FCAW, por utilizar arames com fluxo interno (arames tubulares), restringem a condução de corrente apenas na região metálica que envolve o fluxo. Considerando que o fluxo possui pouca ou nenhuma condutividade elétrica, essa restrição à passagem de corrente faz com que a densidade de corrente e, conseqüentemente, a taxa de deposição, sejam maiores no processo FCAW se comparado ao processo GMAW para mesmos níveis de corrente e quando são utilizados arames de mesmo diâmetro nominal, tal como afirmam Allen (1990, p. 274 – 282) e Stekly (1989, p. 238 – 240).

Esse comportamento também foi verificado por Suban (2001, p. 185 – 192) ao estudar o efeito do tipo de atmosfera protetora e do comprimento energizado do arame sobre a taxa de deposição de arames sólidos e tubulares. De acordo com o autor, a taxa de deposição depende diretamente da corrente de soldagem, do tipo de arame e do comprimento energizado. Assim, arames tubulares apresentam maiores taxas de deposição que arames sólidos de mesmo

diâmetro, quando ambos estão sujeitos a mesma intensidade de corrente. No caso dos estudos de Suban (2001, p. 185 – 192), as diferenças entre as taxas de deposição para os dois tipos de arames foi da ordem de 0,4 kg/h para baixas correntes e de 1,5 kg/h para correntes elevadas. Segundo Vaidya (2002, p. 43 – 48) e Lathhabai (1985, p. 303(s) – 313(s)), a procura por maiores taxas de deposição está fazendo com que arames sólidos estejam sendo substituídos por arames tubulares.

O início de pesquisas com o intuito de conhecer os principais parâmetros relacionados ao aumento de produtividade do processo GMAW se iniciou anos após a sua criação. Um dos primeiros estudos extensivos sobre a taxa de deposição foi realizado por Wilson (1956, p. 1(s) – 8(s)). Ele investigou experimentalmente a relação entre a taxa de deposição de arames sólidos sob várias atmosferas protetoras.

A pequena diferença existente entre as fontes de soldagem empregadas nos processos GMAW e FCAW pode ser melhor compreendida quando são comparadas soldagens feitas com arame sólido e arame tubular tipo “*Metal Cored*”. Arames tubulares tipo “*Metal Cored*” possuem um fluxo constituído basicamente por pós-metálicos em seu interior, sendo assim, sua condutividade elétrica se aproxima bastante da condutividade elétrica de arames sólidos de mesmo material, o que reflete em similares densidades de corrente e taxas de deposição. Tal fato foi observado por Norrish (1992, 375 p.), o qual constatou que a soldagem de arames com núcleo de pó metálico, tipo “*Metal Cored*”, tem comportamento similar à soldagem de arames sólidos quando sujeitos às mesmas condições. Starling (2004a, p. 31 – 37) em seus estudos chegou às mesmas conclusões, observando que arames tipo “*Metal Cored*” apresentam taxas de fusão do arame muito próximas à de arames maciços para um mesmo gás de proteção e comprimento energizado do eletrodo.

O efeito da densidade de corrente na soldagem com arames tipo “*Metal Cored*” também foi pesquisado por Starling (2005, p. 1 - 10). De acordo com este autor, arames tipo “*Metal Cored*” requerem maiores níveis de corrente que os empregados na soldagem com arames tubulares com alma de fluxo (rutílicos ou básicos) de mesmos diâmetros nominais, quando se deseja as mesmas características do arco. Adicionalmente, Starling (2004a, p. 31 – 37) constatou que arames tubulares rutílico e básico apresentaram praticamente as mesmas taxas de deposição quando sujeitos aos mesmos parâmetros/procedimentos de soldagem.

Desse modo, a principal diferença entre o equipamento de soldagem GMAW e o FCAW está no tipo de arame utilizado para a soldagem e nos níveis de corrente envolvidos.

2.2.1. EQUIPAMENTO DE SOLDAGEM GMAW

O equipamento de soldagem GMAW, assim como o FCAW, é constituído basicamente por uma fonte de soldagem, por um alimentador de arame, por um cilindro, ou conjunto de cilindros com misturador para o gás de proteção, por um cabo de energia, por um cabo condutor de arame e gás de proteção, pelo rolo de arame e pela pistola ou tocha de soldagem. A facilidade de automação desse processo permite que seja inserido sem dificuldades um equipamento destinado ao traslado da tocha, tornando o processo semi-automático. A Figura 2.2 ilustra, esquematicamente, um equipamento para a soldagem GMAW.

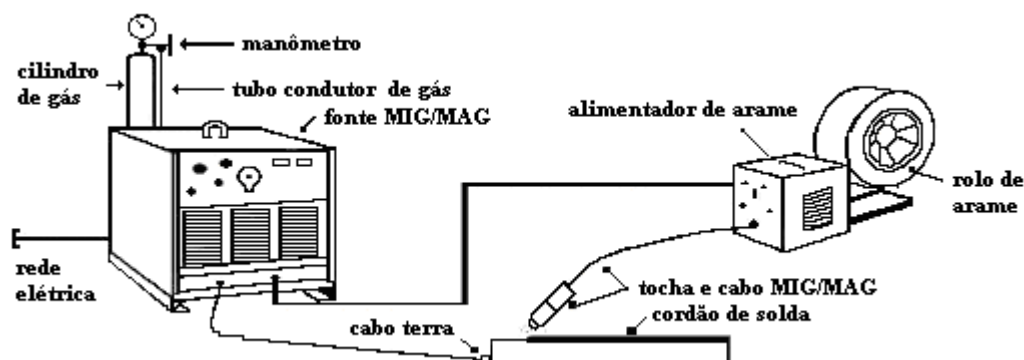


Figura 2.2 Representação esquemática de um equipamento de soldagem GMAW. (<http://www.miningtechnical.co.za/welding.html>, julho, 2007).

2.2.1.1. FONTE DE SOLDAGEM GMAW

Na soldagem GMAW ou FCAW existem praticamente dois tipos principais de fontes de soldagem:

- Fontes que fornecem corrente contínua;
- Fontes que fornecem corrente alternada.

Dentro desse conjunto existem fontes que possibilitam o ajuste da forma e intensidade dos sinais de corrente e tensão que é entregue ao arame para a abertura do arco com intuito de conferir melhores características operacionais ao processo. São elas:

- Fontes não-microprocessadas (arco pulsado);
- Fontes microprocessadas (sinérgico).

Fontes convencionais que fornecem corrente contínua permitem o ajuste de parâmetros como tensão, corrente e polaridade do arame (CC^+ para arame positivo e CC^- para arame negativo). A grande desvantagem das fontes de corrente contínua está relacionada com a estabilidade do arco e com a dificuldade em se manter um determinado tipo de transferência metálica desejada (curto-circuito, globular ou “*spray*”) durante todo o processo de soldagem.

Para Medeiros (1989, p. 44 – 49), as limitações das fontes convencionais foram parcialmente resolvidas com a introdução das fontes pulsadas, nas quais a corrente é continuamente modulada entre um valor de base e um valor de pico, ficando a corrente média situada na faixa associada à transferência globular.

No entanto, as fontes pulsadas têm limitações, que estão associadas ao formato e frequência da tensão entregue pela rede.

Com a evolução dos computadores e da eletrônica de potência surgiu uma nova concepção de fonte de soldagem para os processos GMAW e FCAW, a fonte de soldagem com transferência controlada ou sinérgica.

De acordo com Matsuda (1984, p. 1 – 6, 1985, p. 13 – 20, 1983, p. 12 - 18), o processo sinérgico permite ao usuário selecionar parâmetros pré-definidos, ou inseri-los, de forma a obter um determinado tipo de transferência metálica desejada durante toda a soldagem.

Freqüentemente, nem todas as variáveis que afetam a qualidade e a configuração geométrica final do cordão de solda podem ser conhecidas ou quantificadas com facilidade. Como exemplo pode-se citar o efeito causado por um metal base não completamente isento de impurezas superficiais, o efeito do calor absorvido pela peça sobre o formato do cordão, o efeito causado por condições ambientais como pressão, temperatura, fluxo de ar, umidade, etc. Toda essa complexidade contribui para dificultar o projeto relacionado à solda e o equipamento necessário para produzi-la. Assim, torna-se necessário o desenvolvimento de técnicas que permitam a previsão com elevado grau de confiabilidade das características finais da solda e que levem em consideração o maior número possível de variáveis envolvidas no processo.

Um tipo de técnica para a previsão das características finais da solda muito pesquisada atualmente é a análise via modelamento matemático. Um exemplo de modelamento matemático é aquele que utiliza redes neurais artificiais. Redes neurais artificiais consistem num método de solução de problemas dotados de inteligência artificial. Tal método se baseia na interligação de processadores na tentativa de simular o funcionamento do cérebro de organismos inteligentes, executando ações, errando e aprendendo com os próprios erros. Segundo Klomp (1993, p. 129 – 157), uma grande rede neural artificial pode conter centenas

ou milhares de unidades de processamento enquanto o cérebro de um organismo inteligente pode conter muitos bilhões.

Fernandes (2002, p. 9 – 13) utilizou um modelamento por redes neurais artificiais para prever a geometria do cordão de solda em função de parâmetros de soldagem e tipo de arame. Ele concluiu que o modelamento por redes neurais artificiais se mostrou uma ferramenta bastante útil para previsão da geometria do cordão, sobretudo quando é levado em conta o diâmetro médio da gota como parâmetro de entrada.

Vitek (2000, p. 33(s) – 40(s)) também utilizou um modelamento por redes neurais artificiais para a predição do FN (*“Ferrite Number”*) para uma dada faixa de composição de aços inoxidáveis. Segundo o autor, o modelamento para o cálculo do FN utilizando redes neurais artificiais se mostrou adequado para o problema, apresentando boa acuracidade.

Com a tecnologia disponível atualmente se tornou possível automatizar totalmente os processos GMAW ou FCAW e ainda ter o controle de parâmetros geométricos do cordão através da aquisição, tratamento e processamento de imagens obtidas do arco e da poça de fusão. Em Alfaro (2003, p. 1 - 29) é mostrado um esquema da montagem de uma câmera CCD (*“Charge-Coupled Device”*) em uma tocha de soldagem GMAW. Esta configuração permite que a câmera se mova juntamente com a tocha, sendo capaz de adquirir imagens do arco, do eletrodo, da poça de fusão e do chanfro. Após o tratamento das imagens por um programa adequado são utilizados algoritmos que retornam valores para parâmetros de soldagem que confirmam as características geométricas desejadas ao cordão de solda. Em Nomura, (1994, 448 p.) pode ser encontrada uma análise qualitativa das imagens obtidas na soldagem GMAW pulsada. Atenção especial é dada a distribuição de brilho dos *“pixels”* nas direções vertical e horizontal das imagens.

Em Song (1993a, p. 921 – 926) um sistema de captação e processamento de imagens é utilizado para estimar a largura do cordão com base na observação de imagens obtidas a partir da poça de fusão. Neste trabalho, as velocidades de soldagem e de alimentação do arame são controladas de maneira a se obter valores desejados para a largura e penetração do cordão. Desse modo, o sistema de captação e tratamento de imagens é utilizado como dispositivo de reentrada de dados para o algoritmo que calcula e controla as velocidades de soldagem e alimentação.

Em virtude de não se encontrar sensores capazes de estimar a penetração, Song (1993, p. 975 – 980) utilizou um método que estima a penetração a partir de medidas de temperatura na parte inferior da chapa soldada.

2.2.1.2. ALIMENTADOR DE ARAME

O alimentador de arame é um componente destinado a condução controlada do arame através do cabo condutor até a ponta da tocha de soldagem onde ocorrerá a sua fusão e transferência em direção ao metal base. Tal componente é de extrema importância na estabilidade do arco e no tipo de transferência metálica desejada, pois de nada adianta a escolha adequada de corrente, tensão, distância bico de contato/peça, tipo de gás de proteção, velocidade de soldagem e velocidade de alimentação do arame se a mesma estiver sujeita a variações no valor estipulado.

Se a taxa de alimentação de arame for igual a Taxa de Fusão (TF) o processo de soldagem deverá operar de forma estável e contínua. Divergências entre os valores de taxa de fusão e taxa de alimentação do arame resultará na extinção do arco, ou por curto-circuito, ou pelo crescimento excessivo do arco.

De acordo com Norrish (1988, p. 17 – 22) a relação entre a taxa de fusão e a corrente pode ser expressa pela Equação 2.1.

$$TF = \alpha I + \beta l I^2 \quad 2.1$$

Onde:

TF – representa a taxa de fusão do arame [mm/s];

α - representa a contribuição do aquecimento do eletrodo pelo arco (CC^+) [mm/sA];

β - representa a contribuição do aquecimento do eletrodo por efeito Joule [$1/sA^2$];

l – comprimento energizado do eletrodo [mm];

I – corrente de soldagem [A].

A Figura 2.3 ilustra um exemplo de alimentador de arame utilizado na soldagem GMAW.



Figura 2.3 Exemplo de alimentador de arame utilizado na soldagem GMAW. (http://commons.wikimedia.org/wiki/Image:Welding_wire_feeder-Miller-D60-side-triddle.jpg, julho, 2007.).

2.2.1.3. SISTEMA DE TRANSLADO DA TOCHA

Trata-se de um componente mecânico destinado a translação da tocha para as soldagens GMAW e FCAW semi-automáticas. Do mesmo modo que o sistema de alimentação do arame, esse tipo de componente exerce influência significativa sobre a estabilidade do arco, tipo de transferência metálica, formato geométrico do cordão, eficácia da proteção gasosa e energia de soldagem. Como visto, tal componente também necessita estar bem calibrado para proporcionar uma soldagem que possibilite condições processuais desejadas. A Figura 2.4 ilustra um tipo de sistema de translado da tocha utilizado na soldagem GMAW.



Figura 2.4 Exemplo de sistema de translado da tocha utilizado na soldagem GMAW. (<http://www.weldreality.com/flux-cored-bug-o-2.gif>, julho, 2007).

2.2.1.4. GASES DE PROTEÇÃO

De acordo com Abington Welding Training Module (1994, 82 p.) a maioria das operações de soldagem requerem alguma forma de atmosfera protetora para a proteção do metal de solda. Para tanto, são empregadas várias técnicas como as que utilizam gás de proteção adicional, arames com fluxo, arames com fluxo e gás de proteção adicional, fluxo em pó, soldagem sob vácuo, soldagem sob atmosfera controlada, etc. Costa (1994, p. 6 – 8) lembra que no caso da soldagem FCAW com arames tubulares auto-protégidos não é necessário a utilização de gás de proteção adicional, pois estes arames geram sua própria atmosfera protetora com a queima do fluxo interno.

Conforme Kou (2002, 480 p.) e Kim (1998, p. 488(s) – 493(s)), diferentes técnicas de proteção promovem diferentes graus de proteção durante a soldagem. Assim, em soldagem, os gases de proteção, segundo sua natureza e composição, têm uma influência preponderante na estabilidade do arco, no tipo de transferência de metal do eletrodo à peça, nas perdas por projeções, na geração de fumos e sobre as características geométricas e propriedades mecânicas do cordão. Além disto, o gás também tem influência nas perdas de elementos químicos, na temperatura da poça de fusão, na sensibilidade à fissuração e porosidade, na facilidade de execução da soldagem em diversas posições e no rendimento da solda, o que pode ser traduzido em custos de soldagem.

As três principais características de um gás de proteção são:

- Potencial de Ionização – Diferença de potencial necessária para remover um elétron de um átomo de gás, tornando este um íon.

A ignição e a estabilidade do arco são grandemente influenciadas pelo potencial de ionização dos gases de proteção. Gases com baixo potencial de ionização, como o Argônio, têm seus átomos facilmente transformados em íons e isto ajuda a manter um arco suave e estável, tal como foi observado por Lyttle e Stapon (1990, p. 21 – 27);

- Condutividade Térmica – está relacionada com a capacidade de transferência do calor gerado com a abertura do arco para o metal de base. A condutividade térmica dos gases varia em função da temperatura.

Gases que possuem elevada condutividade térmica transferem mais calor para o metal de base, influenciando, assim, tanto características geométricas quanto microestruturais do cordão.

- Potencial de Oxidação – está relacionado com o potencial que determinado gás tem de promover a oxidação. A natureza oxidante do gás de proteção afeta o desempenho e as propriedades do arco e do depósito de solda resultante.

Conforme estudos de Costa (2007, p. 182 – 187) a presença de O_2 no gás de proteção favorece a estabilidade do arco promove uma região de maior limpeza catódica nas adjacências do cordão.

Misturas de gases com alto teor de Oxigênio, tais como CO_2 puro, ou mesmo Argônio com elevados teores de CO_2 , O_2 , ou ambos, possibilitam a transferência de menores quantidades de elementos de liga contidos no eletrodo para o cordão de solda. Esta perda de elementos de liga como Si, Mn, Al e Ti por oxidação pode afetar as propriedades mecânicas do cordão, tal como afirmam Lyttle e Stapon (1990, p. 21 – 27).

Menores potenciais de oxidação promovem a redução da tensão do arco, gerando uma menor potência de arco e, portanto, menor penetração.

Segundo Jonsson (1995, p. 48(s) – 58(s)) e Lyttle e Stapon (1990, p. 21 – 27) a presença de um elemento oxidante suaviza o perfil do cordão de solda, reduz seu ângulo de molhamento e a altura do reforço, melhora a penetração e reduz a formação de mordeduras, tanto pela geração de filmes que melhoram as condições de molhamento da poça de solda através da diminuição da tensão superficial na interface poça/metal base quanto pela estabilização da posição da raiz do arco.

Na soldagem GMAW ou FCAW, os gases de proteção empregados podem ter tanto uma característica inerte, como no caso de misturas a base de Argônio ou Hélio, nas quais os elementos químicos presentes no gás de proteção não migram para o interior do metal de solda, quanto uma característica ativa, para o caso de misturas que utilizam proporções de CO_2 ou O_2 , onde os elementos químicos presentes no gás de proteção tenderão a migrar para o interior do metal de solda, causando alterações no teor de Carbono e na quantidade de porosidades e inclusões de óxidos, tal como afirma Wainer (1992, 504 p.).

Os gases nobres (Argônio ou Hélio) são preferidos por razões metalúrgicas, enquanto o CO_2 puro é preferido por razões econômicas. Assim, o CO_2 é utilizado como gás de proteção em razão do seu baixo preço, porém, seu uso tem sido limitado devido a problemas com respingos, perdas de elementos de liga por oxidação e baixa performance na soldagem fora de posição.

Argônio puro também é indesejável na soldagem de aços, pois existe grande dificuldade em se conferir características geométricas ideais ao cordão. Por isso, uma mistura à base de Argônio contendo uma certa quantidade de gás oxidante (Oxigênio ou CO_2), é necessária para se obter um arco estável e de maior energia. No entanto, de acordo com Mukhopadhyay (2006, p. 262 – 268), esta quantidade não deve ser muito alta, pois pode levar a uma grande formação de escória superficial e tornar impossível a obtenção de um arco “spray”, quando necessário.

Conforme (http://www.losinox.com.br/downloads/palestra_batatais.pdf, 2007) os principais tipos de gases de proteção utilizados na soldagem GMAW e FCAW são: Ar, CO_2 , He, H_2 , N_2 , O_2 ou a misturas entre eles. Em (<http://www.cavsteel.com.br/info/03.pdf>, 2007) estes gases de proteção, segundo suas características, se encontram divididos em ativos e inertes da seguinte forma:

i GASES ATIVOS

Estes, por sua vez, estão subdivididos em oxidantes, redutores e parcialmente reativos.

- Oxidantes – CO_2 e O_2 ;
- Redutores – H_2 ;
- Parcialmente reativos - N_2 .

ii GASES INERTES

- Argônio;
- Hélio.

Ao se fazer a escolha do tipo de gás de proteção devem ser considerados os seguintes fatores:

- Processo de soldagem;
- Metal Base;
- Metal de adição;
- Tipo de transferência metálica desejada;
- Velocidade de soldagem;
- Largura, altura e profundidade do cordão desejadas;
- Taxa de diluição desejada;
- Acabamento final.

A função primária dos gases de proteção é proteger a poça de fusão contra os efeitos nocivos da atmosfera circundante. Outras funções do gás de proteção estão relacionadas com a manutenção do arco e com a transferência de massa. Quando sujeito a uma diferença de potencial o gás se ioniza, gerando elementos positivamente carregados e liberando elétrons. O movimento destes íons e elétrons será o responsável pela geração de calor e transferência de massa entre o metal base e o arame. A energia necessária para o processo de ionização é tomada do arco. Para se ionizar, o gás de proteção realiza um processo endotérmico, absorvendo a energia do arco voltaico (energia de ionização), e, ao encontrar o metal base, o processo é revertido, fazendo com que íons e elétrons se recombinem e liberem a energia anteriormente acumulada para a poça de fusão. Quanto maior a energia de ionização, maior a diferença de potencial necessária entre o arame e a peça para ignitar o arco, em processos que utilizam corrente contínua (“*Direct Current*” - DC), ou para ignitar e reignitar o arco, em processos que utilizam corrente alternada (“*Alternate Current*” - AC). Tais dificuldades se traduzem em instabilidades no arco. Por isso, gases com baixa energia de ionização, como o Argônio, por exemplo, não apresentam tais dificuldades e oferecem um arco estável e de fácil abertura. Tal fato pôde ser comprovado em um estudo realizado por Medeiros (1989, p. 44 – 49) onde, no processo sinérgico, considerando-se os mesmos metais de adição, obteve-se arcos mais estáveis com a utilização de Ar + 20%CO₂ que para CO₂ puro. Tal fato foi

observado para os 2 (dois) diâmetros de arame testados (1,2 e 1,6 mm). Neste mesmo estudo notou-se que praticamente não ocorreram respingos para os dois tipos de arames testados (AWS E 71T-5 e AWS E 71T-1) quando da utilização de Ar + 20%CO₂. Já com a proteção de CO₂ puro verificou-se a formação de gotas grandes, cujo tamanho era tanto maior quanto maior o diâmetro do arame, originando uma transferência assimétrica e com muitos respingos. Além disso, soldas que utilizaram Ar + 20%CO₂ apresentaram melhor aspecto e limpeza superficial.

Além do tipo de gás de proteção existem outros fatores geradores de instabilidades durante a soldagem, tais como: presença de substâncias nocivas à soldagem (graxas, óleos, tintas, umidade, óxidos, etc) sobre a superfície do metal base, má escolha de parâmetros/procedimentos de soldagem (distância bico/peça, corrente, tensão, velocidade de alimentação do arame e velocidade de soldagem) e, ainda, possíveis imperfeições superficiais existentes no metal base. Pereira (2002, p. 3 – 10) pesquisou a influência do volume depositado por unidade de comprimento sobre a molhabilidade do cordão no interior de chanfros estreitos para o processo GMAW pulsado. Segundo este autor, a relação entre a área superficial do chanfro e o volume de metal depositado não é o único parâmetro causador da falta de molhabilidade (ou irregularidade de deposição) do cordão de solda. Além disso, verificou que a irregularidade de deposição do cordão não é diretamente proporcional ao ângulo e a folga do chanfro, conforme modelo teórico proposto por Scotti (1991, 273 p.), verificando-se a influência de outros parâmetros de soldagem que o modelo teórico não previu como o tipo de gás de proteção e o comprimento do arco. Gases de proteção a base de CO₂ geraram cordões com maior pressão de arco, fazendo com que ocorressem poucos desvios das gotas para as paredes do chanfro, melhorando a molhabilidade. Arcos mais curtos (menores tensões médias) também melhoraram o direcionamento das gotas para o metal de solda, melhorando a molhabilidade.

2.2.1.4.1. CARACTERÍSTICAS BÁSICAS DE ALGUNS GASES DE PROTEÇÃO

2.2.1.4.1.1. ARGÔNIO (Ar)

Suas características principais são:

- Inerte;
- Monoatômico;

- Pureza exigida para soldagem 99,99%;
- Penetração reduzida;
- Favorece a limpeza;
- Menor custo;
- Maior disponibilidade;
- Baixo potencial de ionização (em torno de 15,7 V);
- Baixa condutividade térmica;
- Ideal para soldagem de chapas finas;
- Facilita a abertura do arco;
- Arco estável;
- Baixa quantidade de respingos
- 10X mais pesado que o Hélio;
- 1,5X mais pesado que o ar atmosférico;
- Tende a formar uma cobertura protetora sobre a poça.

Argônio puro é considerado como o gás de proteção que possibilita as melhores abertura e estabilidade do arco na soldagem GMAW. Estudos realizados por Barra (1998, p. 1 - 9) indicam que a mistura gasosa contendo 99%Ar + 1%O₂ apresentou uma ligeira melhora na estabilidade do arco em comparação com a mistura contendo 92%Ar + 8%CO₂. Este fato foi constatado através da observação dos oscilogramas de tensão e da quantidade de salpicos gerados na soldagem. Desse modo, acredita-se que um menor percentual de gás ativo na mistura venha a melhorar a estabilidade do arco e, conseqüentemente, o processo de transferência metálica.

Conforme Lesnewieh (1990, p. 6 – 8) a adição de O₂ ou CO₂ no gás de proteção a base de Argônio causa oxidação, levando a perda de alguns elementos de liga e gerando inclusões. Em geral, a presença de inclusões é maléfica às propriedades do cordão. No entanto, para Kluken (1989, p. 1335 – 1349), certas inclusões de óxidos promovem a formação de Ferrita Acicular (“*Acicular Ferrite*” - AF), a qual contribui para aumentar a tenacidade do metal de solda.

Mukhopadhyay (2006, p. 262 – 268) promoveu uma investigação comparativa da influência da composição do gás de proteção sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de cordões de solda de arames sólidos e tubulares. Para o autor, constituintes microestruturais como AF, GF (“*Grainboundary Ferrite*”) e FS (“*Ferrite Second*”) presentes no metal de solda

de aços HSLA (“*High Strength Low Alloy*”) são influenciados pelo teor de O_2 e CO_2 no gás de proteção. Também foi observado que a medida que aumentaram os teores de O_2 e CO_2 no gás de proteção cresceram o tamanho médio e a fração volumétrica das inclusões, em contrapartida houve uma diminuição nos percentuais de Mn e Si presentes no metal de solda.

De acordo com Brownlee (1986, p. 245 – 250) a máxima fração volumétrica de AF está associada com uma alta densidade de inclusões dentro de uma faixa de tamanho crítico da ordem de $0,5\mu m$. Assim, uma concentração de inclusões adequada é condição necessária para a nucleação de AF. Para Liu (1986, p. 139(s) – 149(s)), excessivamente altos teores de inclusões resultam em uma população de inclusões com diâmetro médio menor que o diâmetro de Zener, o qual restringe o crescimento de grãos de austenita ao seu redor, promovendo a formação de ferrita de contorno de grão GF.

Conforme Farrar (1976, p. 578 – 581), uma recomendação básica para o caso onde não se disponibilizam informações que possibilitem um controle rigoroso das fases presentes na microestrutura do metal de solda é a de se evitar frações volumétricas de inclusões a níveis muito elevados, pois estas podem iniciar uma fratura prematura tanto por se tornarem concentradores de tensão quanto por proporcionarem a nucleação de fases com baixa resistência mecânica.

2.2.1.4.1.2. HÉLIO (He)

Suas características principais são:

- Inerte;
- Monoatômico;
- Pureza exigida para soldagem 99,99%;
- Arco de maior temperatura se comparado ao Argônio para determinadas amperagem e comprimento de arco;
- Arco estável;
- Tende a deixar rapidamente a área sobre a poça, assim, a vazão de He deverá ser 2 a 3 vezes a de Argônio para garantir a mesma proteção;
- Potencial de ionização 24,5V.

Dalpiaz (1999, p. 7 – 16) ao estudar o efeito de algumas misturas ternárias de proteção a base de Ar-He- CO_2 e Ar-He- O_2 sobre aspectos macro e micrográficos do cordão de solda na

soldagem MAG pulsado observou que a adição de Hélio aumentou a largura e penetração do cordão.

2.2.1.4.1.3. DIÓXIDO DE CARBONO (CO₂)

Suas características principais são:

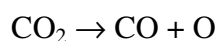
- Boa velocidade de soldagem;
- Alta energia de ionização;
- Alta condutividade térmica;
- Ideal para soldagem de chapas grossas;
- Excelente penetração;
- Grande quantidade de respingos;
- Arco instável.

Os processos de difusão de carbono e de oxidação se desenvolvem a medida que os elementos químicos presentes no metal de solda reagem com o oxigênio monoatômico, formando óxidos, ou com o próprio carbono, promovendo sua entrada ou saída do metal de solda, o que dependerá de sua concentração. Para Machado (1996, 477 p.), atmosferas protetoras ricas em CO₂ apresentam uma tendência de transferência ou retirada de carbono da poça de fusão, o que irá depender do teor de carbono presente no metal de solda.

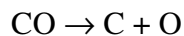
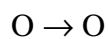
Uygur (2004, p. 35 – 40) estudou o efeito que a composição do gás de proteção a base de Ar-CO₂-O₂ exerce sobre parâmetros de resistência à tração, fadiga e tenacidade na soldagem MIG de aço baixo carbono. A partir dos resultados desse estudo concluiu que o aumento do percentual de CO₂ na mistura Ar – CO₂ levou a aumentos nos valores da tensão limite de escoamento, da tensão limite de resistência, da tensão limite de fadiga e do número de ciclos para ocorrer a falha sob um mesmo nível de tensão. Aumentos do percentual de CO₂ na mistura Ar – CO₂ também provocaram diminuições nos valores de alongamento (ductilidade) e tenacidade ao impacto para toda a faixa de temperatura ensaiada (-60 a 20°C).

Dalpiaz (1999, p. 7 – 16) explica o processo de dissociação de CO₂ na soldagem a arco da seguinte forma:

Dissociação iônica na abertura do arco.



Em contato com a poça de fusão o oxigênio monoatômico e o carbono, proveniente do monóxido de carbono, poderão ou não ser absorvidos.



Onde $\underline{\text{O}}$ e $\underline{\text{C}}$ representam o oxigênio e o carbono monoatômicos absorvidos pela poça de fusão.

Contudo, sobre a poça de fusão pode haver CO_2 não dissociado juntamente com CO , O e O_2 , este último fruto da recombinação de dois oxigênios monoatômicos.

Como pôde ser observado acima, o gás CO_2 , quando dissociado pelo arco elétrico, se torna fonte de carbono e oxigênio. Segundo Stebacka (1989, p. 41 - 47) o oxigênio potencial para um gás de proteção pode ser estimado através da Equação 2.2:

$$\text{O}_p = \text{O}_2 + \mu \text{CO}_2 \quad (2.2)$$

Onde μ é chamado fator oxidante e é, geralmente, tomado como $\frac{1}{2}$.

Misturas com alto nível de oxigênio potencial têm sua tenacidade ao impacto prejudicada pela formação de inclusões no metal de solda, as quais atuam como pontos concentradores de tensão e de propagação de trincas.

O aumento de oxigênio e hidrogênio na solda aumenta sua resistência, mas, em contrapartida, diminui sua tenacidade. Baixos percentuais de CO_2 e O_2 no gás de proteção geram poucas inclusões de óxidos, o que torna a microestrutura mais refinada, beneficiando a resistência ao impacto.

Bencoter (1991, p. 27 – 43) defende a idéia de que o nível de oxigênio no metal de solda depende do tipo de atmosfera protetora usada, e se ela é proveniente da queima de um fluxo ou de um gás ativo. No entanto, o fato marcante é que a presença de compostos a base de óxidos, quaisquer que sejam suas origens, reduz a tenacidade do metal de solda.

É válido lembrar que o oxigênio potencial dissolvido na poça de fusão não causa somente inclusões de óxidos. Se na poça de fusão existir uma quantidade suficiente de oxigênio dissolvido, este reage com o carbono presente no aço produzindo CO ou CO_2 , os quais causam porosidades quando o metal de solda se solidifica. A presença de porosidades,

de acordo com Kou (2002, 480 p.), também é responsável pela queda no nível das propriedades mecânicas do cordão.

Uma variada quantidade de pesquisas foi e ainda está sendo realizada com o objetivo de melhor compreender o efeito do teor oxigênio no gás de proteção sobre as propriedades mecânicas do metal de solda.

2.2.1.4.1.4. OXIGÊNIO (O₂)

Para processos de soldagem GMAW e FCAW o gás O₂ é comumente empregado como parte integrante de misturas protetoras que envolvem outros tipos de gases como: Ar, CO₂, Ar + CO₂ e Ar + CO₂ + He.

Conforme ASM Handbook (1995, 1299 p.), Liao (1999, p. 49 – 53) e Ignoto (1996, p. 227 – 238), para misturas do tipo Ar + O₂ a porcentagem de O₂ empregada pelos fabricantes varia de 1 a 2%.

Adições de O₂ em Argônio alteram a geometria do cordão, aumentando a penetração efetiva e a largura até cerca de 4%O₂. Adicionalmente, promovem um aumento do tamanho de grão pela exposição do metal de solda a temperaturas mais elevadas que as conseguidas utilizando Argônio puro.

Para Paris (2001, p. 1 - 9), a adição de O₂ na matriz de Argônio não causa alterações significativas na estabilidade do arco. Resultados semelhantes também foram obtidos por Jonsson (1995, p. 48(s) – 58(s)) quando estudou o efeito da adição de 2% e 5% de O₂ em Argônio, sendo somente verificado a diminuição da quantidade de respingos com o aumento da quantidade de O₂.

O efeito de pequenos percentuais de O₂ em Argônio sobre a estabilidade do arco na soldagem GMAW também foi alvo de estudo para Costa (2005, p. 1 - 10). Segundo este autor, misturas de proteção contendo Ar + 2%O₂ possibilitaram uma maior estabilidade do arco quando comparada àquela contendo Ar puro.

Adicionalmente, pesquisas realizadas pelo Departamento Técnico Soltronic (1980, p. 16 – 22) indicaram que a presença de O₂ reduz a tensão superficial do cordão de solda, promovendo maior molhabilidade. Este fenômeno ocorre pela formação de uma fina película de óxido de alta fluidez.

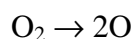
Cedré (2006, p. 34 – 38) ao estudar a influência que adições de O₂ em CO₂ geram na formação de respingos na soldagem GMAW constatou que a adição de O₂ em CO₂ diminui a tensão superficial da gota, facilitando o seu destacamento e gerando menos respingos.

Pesquisas acerca da adição de O₂ em CO₂ também foram realizadas por Zhiznyalov (1977, p. 40 – 44). Segundo este autor, tal procedimento melhora a abertura do arco, a forma do cordão, aumenta a penetração, a produtividade e diminui a possibilidade de porosidades no metal depositado.

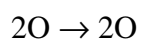
Segundo Kotecki (1998, p. 41 – 45) a diminuição da qualidade da solda pela adição de O₂ na mistura de proteção estaria relacionada à perda de elementos químicos por oxidação, que, conforme Lyttle (1990, p. 21 – 27) e Ferree (2000, p. 15 – 18), se intensifica para adições de O₂ superiores a 2%.

O processo de oxidação se desenvolve a medida que elementos químicos presentes no metal de solda reagem com o oxigênio monoatômico formando óxidos. Dalpiaz (1999, p. 7 – 16) explica o processo de dissociação de O₂ da seguinte forma:

Dissociação iônica na abertura do arco.



Em contato com a poça de fusão o oxigênio monoatômico poderá ou não ser absorvido



Onde O representa o oxigênio monoatômico absorvido pela poça de fusão.

No entanto, sobre a poça de fusão pode haver tanto oxigênio monoatômico quanto oxigênio diatômico, o qual não sofreu dissociação.

2.2.1.4.1.5. NITROGÊNIO (N₂)

O Nitrogênio é um tipo de gás de proteção normalmente utilizado na soldagem GMAW e FCAW de aços inoxidáveis austeníticos para proteção de raiz (“*Backing*”).

Define-se *Backing* como “o fluxo de gás no lado oposto ao da soldagem (lado oposto ao da poça de fusão)”. Em razão do aquecimento durante o processo de soldagem a raiz da solda fica mais vulnerável a ação do meio externo, assim, a proteção de raiz, como o próprio nome diz, é realizada com o intuito de proteger esta região contra os efeitos deletérios provenientes da atmosfera circundante. Para se evitar a formação de óxidos a vazão de gás deverá continuar depois de terminada a soldagem até que a temperatura da região da solda caia abaixo de 320°C. Quando for empregada a proteção de raiz deve ser dada preferência

para a utilização de Argônio como gás de purga. A mistura $N_2 + H_2$ apresenta vantagens em relação ao Argônio na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos.

O Nitrogênio, como gás de proteção, pode ser tanto usado puro quanto estar associado a outros gases como Argônio, Hélio e Hidrogênio, ou participando da composição na mistura entre alguns deles.

Quando o aço é soldado, parte do N_2 do gás de proteção se difunde para a poça de fusão e altera a sua composição química. Tal fato leva a um aumento do Ni_{eq} e, conseqüentemente, reduz a fração de ferrita- δ na microestrutura, tal como afirmam Shankar (2003, p. 359 – 382) e Kou (2002, 480 p.). Essa redução no percentual de ferrita- δ a níveis extremamente baixos na microestrutura (inferiores a 4%) é prejudicial contra resistência ao trincamento a quente.

De acordo com Barrada (2005, p. 1 - 12) na soldagem GTAW autógena quantidades crescentes de N_2 no gás de proteção promovem a diminuição do percentual de ferrita- δ , modificação de sua morfologia na microestrutura e a elevação da quantidade de Nitrogênio no metal de solda. Também foi observado que misturas ternárias (71%He + 24%Ar + 5% N_2 e 69,5%He + 23%Ar + 7,5% N_2) causaram maior redução na fração de ferrita que misturas binárias (95%Ar + 5% N_2 , 92,5%Ar + 7,5% N_2 , 95%He + 5% N_2 e 92,5%He + 7,5% N_2) para mesmos percentuais de N_2 no gás de proteção.

2.2.1.4.1.6. HIDROGÊNIO (H_2)

O Hidrogênio é comumente empregado como parte integrante da mistura com outros tipos de gases como Argônio e Nitrogênio para proteção de raiz gás na soldagem GMAW e FCAW de aços inoxidáveis austeníticos. O uso de tal gás na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos deve ser evitado em razão da possibilidade de aparecimento de trincas a frio. Adição de H_2 ao Argônio aumenta a temperatura do arco para uma determinada corrente. Normalmente utiliza-se de 1 a 8% H_2 na soldagem de inox e ligas de níquel e níquel-cobre. O H_2 atua como redutor inibindo formação de óxidos na superfície, porém, seu uso em pode causar porosidade. Adições de H_2 em Argônio aumentam a penetração e possibilitam o emprego de velocidades de soldagem maiores que as utilizadas para Argônio puro.

A Tabela 2.1 contém os tipos de gases de proteção comumente usados na soldagem GMAW de vários materiais e suas principais características.

Tabela 2.1 Tipos de gases de proteção comumente usados na soldagem GMAW para vários materiais e suas principais características.

Metal base	Tipo de gás	Propriedades do gás
Aço ao Carbono e baixa liga	Ar + CO ₂	Boa abertura e estabilidade do arco e baixo índice de respingos.
	Ar + O ₂	Boa abertura e estabilidade do arco, baixo índice de respingos. Ideal para a soldagem com transferência tipo “spray”.
	Ar + CO ₂ + O ₂	Boa abertura e estabilidade do arco, baixo índice de respingos. Recomendado para soldagem automática por apresentar excelente acabamento.
	CO ₂	Arco instável. A maior condutividade térmica o torna ideal para a soldagem de chapas grossas. Elevado índice de respingos.
Aço alta liga	Ar + O ₂	Arco de fácil abertura e estável. A presença de Oxigênio reduz a tensão superficial da gota, tornando a soldagem macia. Sem risco de carbonetação.
	Ar + CO ₂	Indicada para a soldagem de inoxidáveis em geral. Pode gerar transferências tipo curto-circuito ou “spray”.
Alumínio e suas ligas	Ar	Arco de fácil abertura e estável, baixo índice de respingos, Ideal para a soldagem de chapas finas.
	He + Ar	Mistura recomendada para a soldagem de chapas grossas devido à elevada condutividade térmica do Hélio. Maiores percentuais de Argônio favorecem a abertura e estabilidade do arco.
Cobre e suas Ligas	He + Ar	Mistura recomendada para a soldagem de chapas grossas devido à elevada condutividade térmica do Hélio. Maiores percentuais de Argônio favorecem a abertura e estabilidade do arco.
	Ar	Garante fácil abertura e estabilidade do arco. Especialmente indicado para soldagem de chapas finas ou processos que exijam baixo aporte térmico.
	Ar + He	Arco de fácil abertura e estável. Maiores percentuais de Hélio permitem a soldagem de chapas grossas.
Titânio	He + Ar	Mistura recomendada para a soldagem de chapas grossas devido à elevada condutividade térmica do Hélio. Maiores percentuais de Argônio favorecem a abertura e estabilidade do arco.

A eficiência dos gases de proteção depende de uma série de fatores, tais como:

- Densidade do gás;
- Vazão;
- Diâmetro do bocal;
- “Stick out”;
- Geometria da junta;
- Qualidade e pureza do gás;

- Velocidade de soldagem.

Para que a proteção do gás seja efetiva a vazão de gás deverá ser ajustada corretamente. Vazões baixas resultam em uma proteção ineficiente da poça de fusão, da mesma forma que altas vazões, pois é criada uma turbulência na saída do bocal, arrastando ar atmosférico para a região da poça de fusão.

Com o intuito de avaliar influência de gases de proteção contendo diferentes teores de CO₂ sobre as características dos revestimentos soldados visando o reparo de turbinas erodidas por cavitação, Cardoso (2003, p. 68 – 74) realizou um estudo e chegou às seguintes conclusões:

- O teor de Carbono dos cordões de solda é afetado pelo tipo de gás de proteção, acarretando variações microestruturais e de resistência mecânica. Os maiores teores de Carbono ocorreram para amostras soldadas com CO₂ puro, para ambos os arames ensaiados (arame sólido AWS E 410NiMo e arame tubular AWS E 309LT-1). Estes resultados apontam para a tendência de incorporação de Carbono no metal de solda quando são utilizados gases de proteção com maiores teores de CO₂;
- Os teores de desoxidantes como Mn e Si diminuem à medida que o percentual de CO₂ do gás de proteção aumenta.

De acordo com Kotecki (1999, p. 41 – 44) a adição de CO₂ em Argônio para a soldagem de inoxidáveis seria desaconselhável, já que o carbono seria absorvido pelo metal de solda potencializando o fenômeno de sensitização (corrosão intergranular).

Liao (1998, p.145 - 151) ao trabalhar com diferentes tipos de gases de proteção observou que a quantidade de inclusões de óxidos e o percentual de ferrita- δ dependem da composição do gás de proteção utilizado. Variações na quantidade de inclusões e no percentual de ferrita- δ afetam a tenacidade do metal de solda. Aumentos na quantidade de inclusões provocam a redução da tenacidade à temperatura ambiente. Elevados percentuais de ferrita- δ reduzem a tenacidade a baixas temperaturas.

Segundo Padilha (1994, 176 p.), maiores frações volumétricas de ferrita- δ acarretam maiores durezas e, conseqüentemente, perda de tenacidade.

Resultados semelhantes sobre a queda de tenacidade também foram obtidos por Pereira (2000, 116 p.). De acordo com este autor, na soldagem com o arame AWS E 410NiMo o emprego de atmosferas protetoras contendo CO₂ deveria ser descartado, pois um acréscimo no teor de Carbono do metal de solda poderia ocasionar aumento de dureza e perda

de tenacidade. No caso do arame tubular AWS E 309LT-1, misturas contendo elevadas quantidades de CO₂ podem ser empregadas sem problema, pois a queima do fluxo juntamente com a formação de escória evitaria a incorporação excessiva de Carbono proveniente do gás de proteção pelo metal de solda.

Estudos realizados por Marques (2003, p. 47 – 59) indicam que a resistência à cavitação é maior para materiais com menor nível de defeitos. Desse modo, pode-se estabelecer uma relação direta entre tenacidade e resistência à erosão cavitacional.

2.2.1.4.2. TRANSFERÊNCIA METÁLICA NAS SOLDAGENS GMAW E FCAW

Dependendo dos parâmetros de soldagem escolhidos e do tipo de gás de proteção, a transferência metálica nas soldagens GMAW ou FCAW pode assumir três formas:

- Curto-circuito ou “*Short Arc*” – transferência na qual o arco se estabelece e se interrompe a uma frequência determinada. Este tipo de transferência se caracteriza por apresentar grandes gotas de metal fundido;
- “*Spray*” – o metal fundido é transferido à poça de fusão sem interrupção do arco e em pequenas gotas;
- Globular – onde coexistem as transferências por curto-circuito e “*spray*”.

Segundo Souza (2000, p. 1 – 8), na soldagem GMAW ou FCAW a transferência metálica pode ser dividida em 3 estágios:

- Crescimento da gota presa ao arame;
- Deslocamento da gota;
- Destacamento da gota.

Matsuda (1984, p. 1 - 6) sugere que os diversos tipos de transferência metálica estão relacionados com o balanço de forças que atuam no destacamento das gotas e pelas características dos processos de soldagem.

Matsuda (1984, p. 1 – 6, 1985, p.13-20, 1983, p. 12-18) e Medeiros (1989, p. 44 – 49) ainda destacam que a energia térmica necessária para a fusão do arame tubular é proveniente tanto do efeito Joule causado pela passagem de corrente pela casca metálica de arame quanto pelo aquecimento promovido pelo arco elétrico na ponta do eletrodo.

De acordo com Starling (2004, p.185 – 191) o modo de transferência depende de inúmeros fatores, tais como:

- Parâmetros elétricos (intensidade, forma e frequência dos sinais de corrente e tensão);
- Polaridade do eletrodo;
- Diâmetro e composição do metal de adição;
- Composição final da atmosfera protetora;
- Comprimento energizado do eletrodo;
- Distância bico de contato à peça;
- Vazão do gás de proteção;
- Ambiente de trabalho (presença de correntes de ar na soldagem em campo).

Segundo Costa (1994, p. 6 – 8) e Starling (2005, p. 1 - 10) a soldagem com arames tubulares apresenta características de transferência metálica que pouco dependem do tipo de gás de proteção adicional utilizado, parecendo ser mais dependente das características do fluxo no interior do arame. Souza (2000, p. 1 – 8) chegou a uma conclusão semelhante a respeito da transferência metálica em arames tubulares. Segundo ele, as gotas de metal fundido são ocas e dependem muito da composição química do fluxo, do tempo de contato com a coluna de fluxo e do diâmetro nominal do arame, considerando-se mesmos níveis de corrente e comprimentos energizados do eletrodo. A variação no diâmetro médio das gotas neste estudo está mais relacionada com a produção e aprisionamento de gases no interior da gota pela queima do fluxo do que com a quantidade de massa da mesma. Assim, maiores tempos de contato com a coluna de fluxo aumentam o diâmetro médio das gotas, sem, contudo, alterar sua massa. Observou-se também que menores diâmetros de arame promovem menores diâmetros da gota para os dois tipos de arames testados (AWS E71T-1 (rutílico) e AWS E71T-5 (básico)) em virtude de um maior aquecimento do comprimento energizado do eletrodo.

Segundo Norrish (1992, 375 p.) arames tubulares básicos operam, normalmente, com transferência globular não axial quando sujeitos a correntes elevadas e transferência curto-circuito para baixas correntes. Já os arames tubulares rutilicos operam com transferência “*spray*” com formato dedicular a elevadas correntes.

Muitas pesquisas estão sendo realizadas sobre a soldagem GMAW – S (GMAW – “*Short Circuit*”) em virtude deste processo ser o mais indicado para a posição sobre-cabeça,

na união de chapas finas e de materiais que não podem ser submetidos a elevados aportes térmicos. Conforme Hermans (1993, p. 80 – 86) o maior problema que ocorre durante a soldagem GMAW – S é o comportamento instável do processo acompanhado pela formação de respingos.

Hermans (1999, p. 137(s) – 141(s)) buscou realizar um estudo para a obtenção de conhecimento acerca dos aspectos fundamentais do processo GMAW – S, com ênfase na estabilidade do processo. De acordo com o autor, a frequência de curto-circuito depende fortemente dos parâmetros de soldagem, em particular da velocidade de alimentação do arame e da voltagem do arco. Também foi observado que a oscilação da poça de fusão tem um papel decisivo na estabilidade do processo GMAW – S. No caso de uma poça de fusão com penetração parcial, a estabilidade máxima do processo ocorre quando a frequência de curto-circuito e a frequência de oscilação da poça de fusão são próximas.

Outras causas de instabilidades no processo GMAW – S podem estar relacionadas com:

- Curtos-circuitos instantâneos onde o eletrodo toca a poça por um período muito curto de tempo, mas nenhum material é transferido, tal como afirmam Cooksey (1962, p. 123 – 132) e Lewis (1964, p. 157 – 162);
- Falhas na reignição do arco;
- Variações na velocidade de alimentação do arame, conforme Quinn (1995, p. 115(s) – 121(s));
- Falta de planicidade e existência de irregularidades geométricas na superfície do metal base.

Como expresse anteriormente, parâmetros como intensidade, forma e frequência dos sinais de corrente e tensão influenciam significativamente no modo e na quantidade de massa transferida entre o arame e o metal base. Para Starling (2005, p. 1 - 10) aumentos na corrente requerem maiores velocidades de alimentação do arame para a manutenção das mesmas características de transferência metálica e comprimento do arco, o que possibilita a obtenção de maiores taxas de deposição. De modo geral, aumentos na corrente de soldagem resultam em redução do diâmetro médio das gotas e aumento da frequência de destacamento das mesmas.

Assim, parâmetros de soldagem como: tensão, corrente, velocidade de alimentação do arame, distância bico/peça e velocidade de soldagem, em conjunto com consumíveis de

soldagem (tipo de gás de proteção e arame), irão influenciar o modo de transferência metálica. Este, por sua vez, irá influenciar diversos aspectos operacionais, geométricos e processuais da soldagem, tais como:

- Nível de respingos e fumos;
- Possibilidade da soldagem fora de posição;
- Reforço, largura e penetração;
- Diluição;
- Taxa de deposição;
- Presença de defeitos e inclusões;
- Aspecto superficial.

Lima II (2005, p. 182 – 189) procurou obter um modelo matemático para a soldagem GMAW que relacionasse parâmetros mensuráveis sem utilização de técnicas de ensaios destrutivos, tais como: tensão, corrente, velocidade de soldagem e largura da poça de fusão, com parâmetros geométricos tais como: penetração, reforço, e larguras do cordão e da ZTA. Para tanto manteve constantes o tipo de gás de proteção (75% Ar + 25%CO₂) e o metal de adição. Seus resultados mostraram que a tensão tem influência significativa sobre a profundidade e a altura do cordão, a corrente tem influência marcante sobre a largura da ZTA e a velocidade de soldagem influencia fortemente a largura do cordão.

Diversas técnicas podem ser utilizadas para o estudo da transferência metálica, no entanto, as mais comumente empregadas podem ser agrupadas em três categorias:

- Métodos mecânicos - se baseiam no recolhimento e análise de gotas de metal de adição depositado sobre algum tipo de metal base especial;
- Métodos de cinematografia - se baseiam na aquisição e tratamento de imagens obtidas, sob alguma forma, do processo de transferência metálica;
- Métodos indiretos - se baseiam no recolhimento e análise de sinais que estejam relacionados, de alguma forma, com o processo de transferência metálica. Tais sinais podem ser, corrente, tensão, ruídos, luz, etc.

2.2.1.5. ARAMES SÓLIDOS

São arames contínuos e maciços, podendo, em alguns casos, como acontece com a maioria dos arames de aço carbono, serem protegidos por uma fina camada de cobre com o

objetivo de evitar a oxidação. Arames maciços podem ser usados para soldar diversos materiais, tais como: aço ao carbono, aços alta liga, aços HSLA, alumínio, cobre e aços inoxidáveis. Diferentemente do que ocorre com o arame tubular, a soldagem de arames maciços não apresenta escória e a proteção da poça de fusão é totalmente dependente do gás de proteção.

Soldagens que requerem elevada taxa de deposição, como acontece na recuperação do perfil hidrodinâmico de componentes de turbinas hidráulicas cavitadas, geralmente utilizam o processo GMAW. Nesses casos, inicialmente aplica-se um material que tenha um baixo custo e seja de fácil usinagem, como é o caso do arame maciço a base de aço ao carbono AWS E70S-6. Posteriormente, é feita a soldagem de revestimento com arames que utilizam materiais mais nobres como o Cavitalloy, Hidrolloy, ou mesmos arames a base de aço inox austenítico ou martensítico.

2.2.1.5.1. SOLDABILIDADE DE AÇOS AO CARBONO

Aços ao carbono são aqueles que contêm percentuais máximos de 2%C, 1,65%Mn, 0,6%Si e 0,6%Cu.

A soldabilidade desses aços depende de seus teores de C e Mn e dos níveis de impurezas. Para aços ao carbono onde o percentual de carbono está abaixo de 0,15% a soldabilidade é excelente, pois tais aços não são temperáveis. Aços onde o percentual de carbono está entre 0,15% e 0,30% são considerados de boa soldabilidade, mas existe a possibilidade de endurecimento e algumas precauções devem ser tomadas.

As fases que podem ser formadas quando da soldagem de um aço carbono baixa liga são as seguintes:

- Ferrita - F (*"Ferrite"*) – Solução sólida intersticial de ferro e carbono com estrutura CCC (Cúbica de Corpo Centrado);
- Ferrita de contorno de grão - GF (*"Grain-boundary Ferrite"*) – Ferrita pró-eutetóide que cresce longitudinalmente e é anterior a austenita de contorno de grão. Pode ser equiaxial ou poligonal;
- Ferrita Primária - PF (*"Primary Ferrite"*) – Ferrita formada imediatamente após a solidificação e não associada a austenita de contorno de grão;
- Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS (A) (*"Ferrite With Aligned Second Phase"*) – Ferrita com placas laterais;

- Ferrita com Segunda Fase Não-Alinhada - FS (NA) (*“Ferrite With Nonaligned Second Phase”*) – Ferrita com distribuição de microfases;
- Ferrita com Carbonetos Agregados - FC (*“Ferrite and Carbide Aggregate”*) – Ferrita refinada juntamente com estrutura de carbonetos;
- Ferrita Acicular - AF (*“Acicular Ferrite”*) – Pequenos grãos de ferrita não alinhados encontrados dentro dos grãos de austenita;
- Austenita - A (*“Austenite”*) – solução sólida intersticial de ferro e carbono com estrutura CFC (Cúbica de Faces Centradas);
- Martensita - M (*“Martensite”*) – solução sólida intersticial de ferro e carbono com estrutura tetragonal de corpo centrado TCC (Tetragonal de Corpo Centrado);

As Figuras 2.5, 2.6, 2.7, 2.8 e 2.9 ilustram algumas das principais fases encontradas após a soldagem de aços ao Carbono e baixa liga.

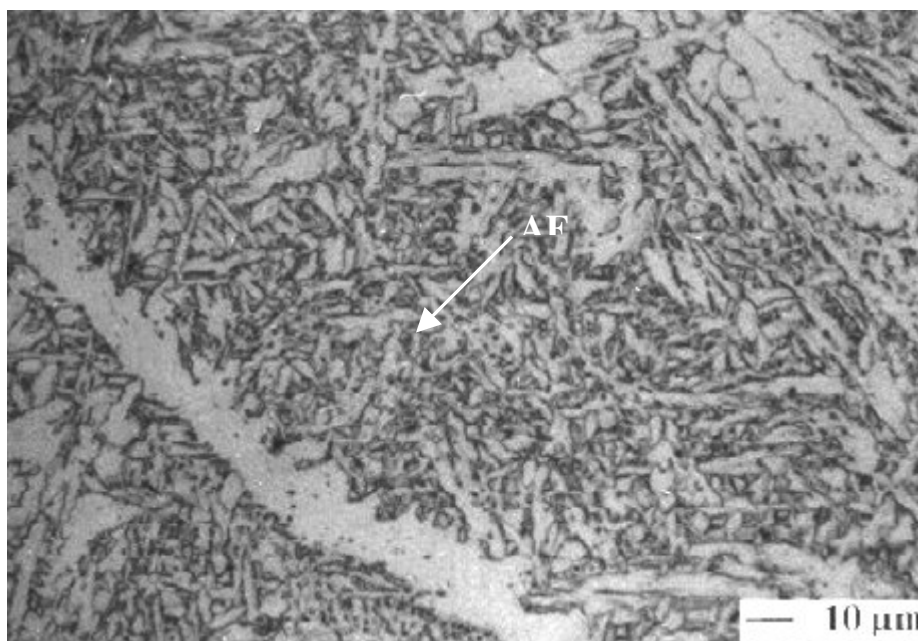


Figura 2.5 Ferrita Acicular (AF).

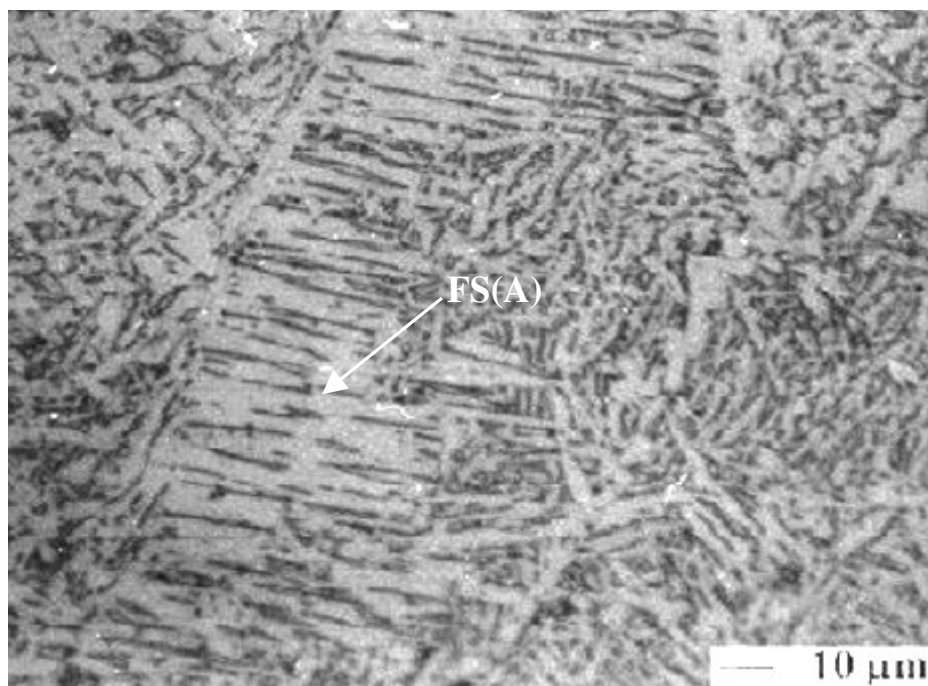


Figura 2.6 Ferrita com Segunda Fase Alinhada (FS - A).

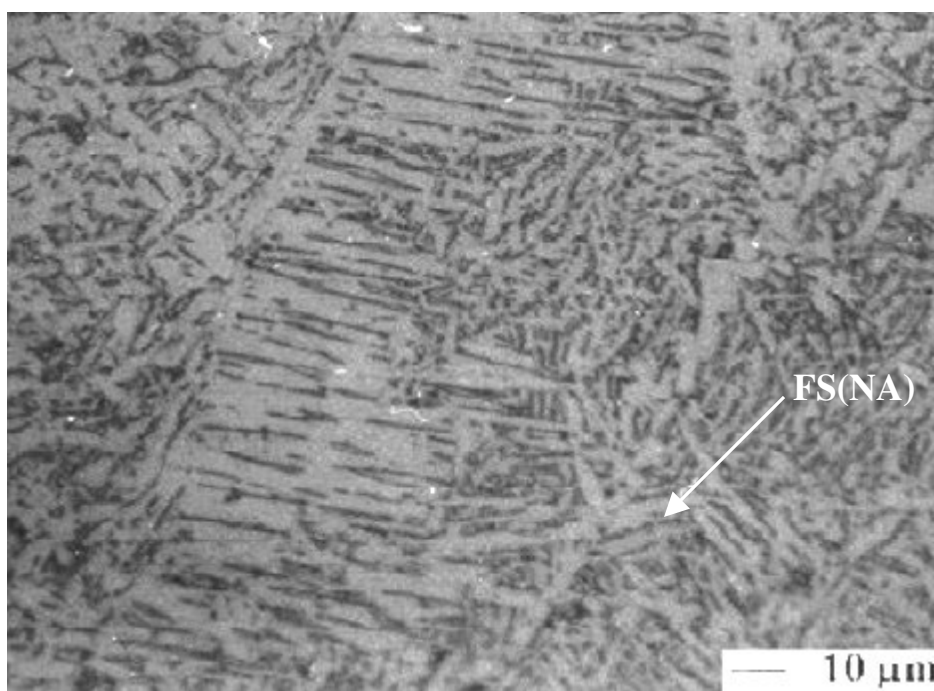


Figura 2.7 Ferrita com Segunda Fase Não-Alinhada (FS - NA).

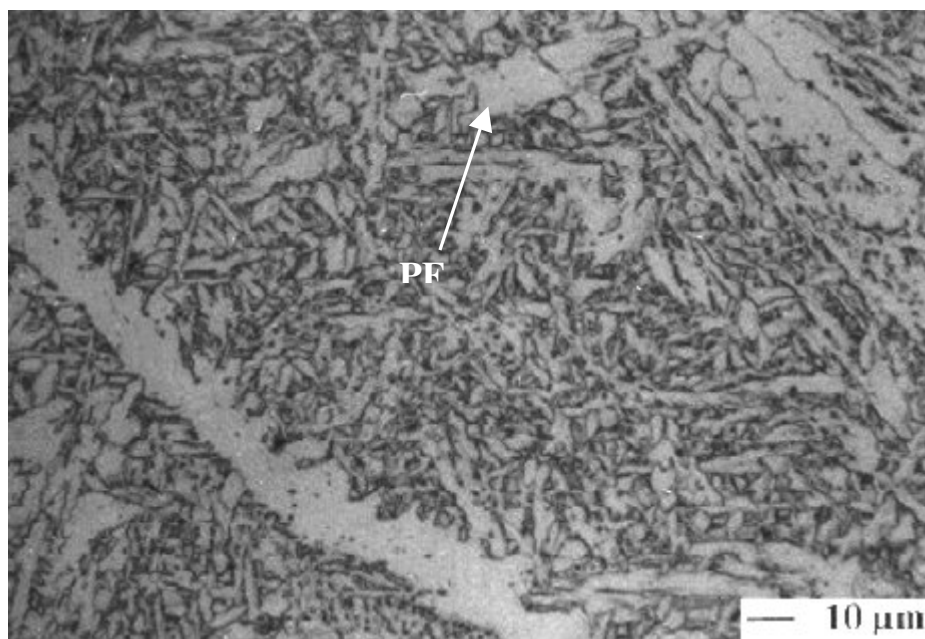


Figura 2.8 Ferrita Primária (PF).

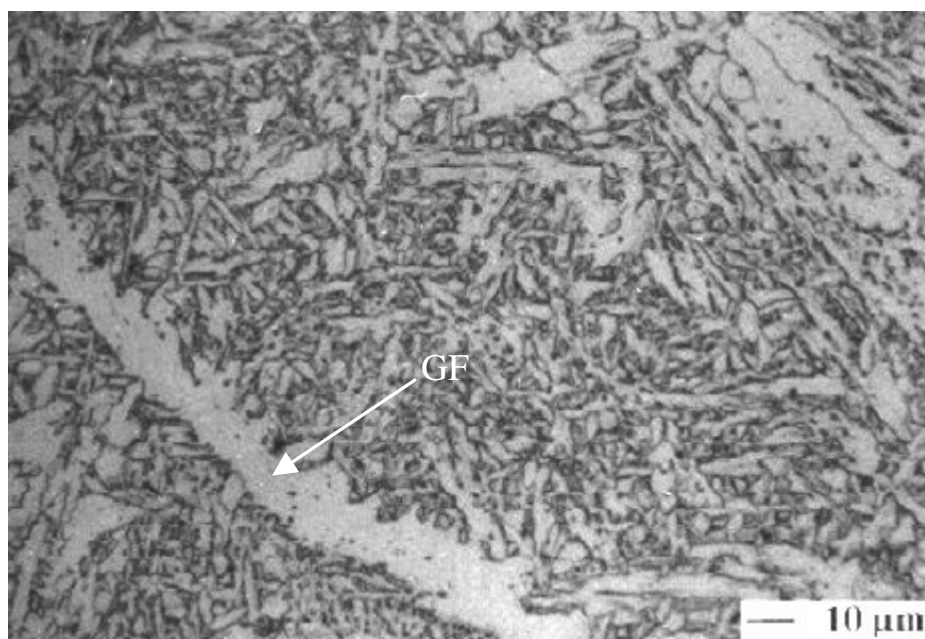


Figura 2.9 Ferrita de Contorno de Grão (GF).

Vários trabalhos encontrados na literatura como os de Lancaster (1999, 446 p.) e Kaçar (2005, p. 508 – 516) defendem a idéia de que a ferrita acicular (AF) é a microestrutura responsável pelo aumento na tenacidade de metais de solda de aço ao carbono baixa liga.

A AF é uma fase gerada pelo cisalhamento da matriz austenítica e pela difusão de Carbono para a austenita remanescente. Segundo Bhadeshia (2001, 448 p.) e Honeycomb

(1995, 103 p.) a presença de inclusões em uma quantidade adequada favorece a formação de ferrita acicular, promovendo um ganho de tenacidade.

Existem vários tipos de inclusões não-metálicas com potencial para nucleação de ferrita acicular, dentre elas: Ti_2O_3 , SiO_2 , Al_2O_3 , MnS , TiN , VN .

As plaquetas de ferrita acicular nucleiam heterogeneamente partindo de pequenas inclusões não metálicas e crescem em diferentes direções.

O refino dos grãos de ferrita acicular pode ser conseguido através da adição de elementos de liga como o Titânio e o Nióbio, os quais formarão carbonitreto e carbetos de Ti e Nb. Estes atuarão barrando a mobilização dos contornos de grão de austenita, inibindo o seu crescimento e fazendo com que a ferrita acicular formada em seu interior seja mais refinada.

Em termos de ferrita de segunda fase (FS), que é uma microestrutura formada quando existe uma difusão inadequada do ferro existente na matriz austenítica, suas propriedades mecânicas não favorecem a sua presença no metal de solda, especialmente porque o comprimento de suas placas é muito significativo em relação ao tamanho do grão, se tornando um trajeto preferencial para a propagação de trincas e conseqüente fragilização do material.

Souza (2004, p. 173 – 178) realizou estudos onde procurou avaliar a influência da energia de soldagem e da composição química do metal de solda sobre os valores médios de microdureza Vickers e sobre os percentuais de AF e PF presentes na microestrutura, chegando à conclusão que o efeito provocado pela composição química sobre a microdureza e sobre o percentual de AF foi superior ao efeito provocado pela energia de soldagem.

Especial atenção deve ser dada aos tipos de fases e seus percentuais na microestrutura. Segundo Maciel (1994, 194 p.) os principais microconstituintes de aços baixo carbono são a Ferrita Acicular (AF), a Ferrita Primária (PF) e a Ferrita de Segunda Fase (FS). A AF, por ser constituída de grãos extremamente finos, alia elevada resistência mecânica com uma razoável tenacidade. Já a PF é constituída de grãos grosseiros, podendo ser nucleada tanto nos contornos quanto no interior dos grãos de austenita, e se caracteriza por baixas dureza e resistência mecânica.

A presença de óxidos de ferro superficiais decorrentes da laminação a elevadas temperaturas aumenta a probabilidade de formação de inclusões durante a soldagem e pode ser necessário o uso de metais de adição com elevados percentuais de desoxidantes, ou proceder realizando a simples remoção da camada de óxidos antes de se efetuar a soldagem.

Alguns aços ao carbono podem ser tratados termicamente (normalizados ou temperados e revenidos) para otimização de suas propriedades mecânicas.

Em alguns casos, uma cuidadosa seleção do metal de adição deve ser feita na tentativa de aproximar as propriedades mecânicas do metal de solda às do metal base.

O aporte térmico deve, em certos casos, ser cuidadosamente controlado com a finalidade de não prejudicar as propriedades mecânicas da ZTA (Zona Termicamente Afetada).

O aporte térmico (“*Heat Input*” - HI) é definido segundo Zeemann (1998, p. 14 – 15) como: “a quantidade de energia transferida ao material por unidade de comprimento linear”. Tal parâmetro pode ser equacionado através da Equação 2.2:

$$HI = \eta \ V \ I / v \text{ (J/mm)} \quad (2.3)$$

Onde:

η – é a eficiência de transferência, a qual depende do tipo de processo de soldagem e atmosfera protetora;

V – é a tensão (V);

I – é a corrente (A);

v - é a velocidade de soldagem (mm/s).

Dalpiaz (1999, p. 7 – 16) ao investigar o efeito de algumas misturas gasosas a base de Ar-He-CO₂ e Ar-He-O₂ sobre juntas soldadas com o processo MAG pulsado, utilizando arame sólido AWS ER70S-6, pôde constatar que o aporte térmico influenciou significativamente na microestrutura do cordão.

Caso ocorra uma grande alteração microestrutural no metal de solda e ZTA, um tratamento térmico pós-soldagem deve ser realizado para restaurar a resistência e/ou tenacidade dessas regiões.

Aços médio carbono ($0,3 < \%C < 0,6$) podem ser satisfatoriamente soldados por qualquer tipo de processo de soldagem a arco elétrico, porém, algumas precauções devem ser tomadas. Os elevados teores de C e Mn ($0,6 < \%Mn < 1,65$) destes aços fazem com que eles sejam facilmente endurecíveis (elevada temperabilidade). Por isso, este tipo de material normalmente é utilizado na condição temperado e revenido. Em razão da grande probabilidade de formação de martensita após a soldagem, e da excessiva dureza desta, tratamentos térmicos de pré-aquecimento e pós-aquecimento são normalmente necessários.

ASM (1995, 1299 p.) atenta que a realização de pré-aquecimento pode ser necessária para materiais com elevados percentuais de Mn, na soldagem de chapas grossas, ou quando a junta a ser soldada possui elevado nível de restrições ao movimento.

Consumíveis e condições de soldagem que possibilitem um baixo nível de hidrogênio na região da solda também devem ser considerados para a redução da probabilidade de ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio.

O alto nível de resistência dessa classe de aços pode requerer o uso de metais de adição de alta liga, com a finalidade de igualar as propriedades mecânicas do metal de solda às do metal base, contudo, devido a alta temperabilidade desse tipo de metal de adição, certamente será necessário a realização de tratamentos térmicos pós-soldagem na região da solda na tentativa de restaurar a resistência e/ou tenacidade.

Aços alto carbono ($0,6 < \%C < 2$), não possuem boa soldabilidade devido a sua elevada temperabilidade, que proporciona a formação de uma martensita extremamente dura e frágil na região da solda. Consumíveis de soldagem que possibilitem um baixo nível de hidrogênio na região da solda, tratamentos térmicos de pré-aquecimento, pós-aquecimento, relaxamento de tensões e controle da temperatura de interpasse são essenciais para se evitar as trincas nesse tipo de material. Uma prática aconselhável para tentar se evitar o problema de trincas induzidas pelo hidrogênio é o uso de metais de adição a base de aço inox austenítico. No entanto, esse metal pode apresentar níveis de resistência mecânica diferentes daqueles encontrados no metal base, e esse é um importante fator a ser considerado.

As séries 11XX e 12XX de aços ao carbono contêm grandes quantidades de S e P para aumento de usinabilidade. Ambas as séries não apresentam boa soldabilidade devido ao aparecimento de trincas de solidificação e queda de resistência mecânica pela formação de inclusões.

Aços ao carbono fundidos podem ser feitos nas mesmas faixas de composição química que os forjados. Sendo assim, para uma dada composição química, a soldabilidade dos aços ao carbono fundidos e dos aços ao carbono forjados é semelhante. Defeitos oriundos da fundição ou decorrentes do trabalho mecânico podem ser reparados pela soldagem. É recomendado um cuidado maior na seleção de metais de adição para a soldagem de aços ao carbono fundidos tratados termicamente. Metais de adição a base de aços baixa liga são recomendados nesses casos, pois tem propriedades mecânicas similares às do aço ao carbono fundido tratado termicamente. Como nos casos anteriores, é recomendado o uso de consumíveis e condições de soldagem que possibilitem um baixo potencial de hidrogênio na região da solda.

Os aços ao carbono estão entre os metais de melhor soldabilidade. No entanto, essa classe de aços, dependendo da composição química, dos procedimentos/parâmetros de soldagem empregados e da taxa de resfriamento pode se tornar susceptível a um ou mais problemas de soldabilidade, dentre eles:

- Trincas induzidas pelo hidrogênio (trincas a frio);
- Trincas de solidificação (trincas a quente);
- Decoção lamelar;
- Presença de inclusões e porosidades;
- Variações de propriedades mecânicas tanto no metal de solda quanto na ZTA.

2.2.1.5.1.1. TRINCAS INDUZIDAS PELO HIDROGÊNIO

As trincas induzidas pelo hidrogênio (trincas a frio) são o mais sério problema de soldabilidade. Qualquer aço ao carbono temperável está susceptível a esse tipo de problema. Esse tipo de trinca resulta da combinação de 4 fatores:

- Microestrutura frágil;
- Presença de hidrogênio no metal de solda;
- Presença de tensões trativas no cordão de solda;
- Exposição a faixas específicas de temperatura (-100 a 200°C).

Trincas induzidas pelo hidrogênio ocorrem muitas horas após o resfriamento da solda (por isso o termo “trincas a frio”) devido a demora na difusão do hidrogênio atômico para áreas sujeitas a elevados níveis de tensões trativas. A combinação de 2 átomos de hidrogênio forma uma molécula de gás hidrogênio (H_2), de maior volume, o que, juntamente com elevados níveis de tensões trativas, faz com que o material trinque. As trincas podem ocorrer tanto na ZTA quanto no metal de solda, podendo ser longitudinais ou transversais. Para aços ao carbono as trincas a frio são mais comuns de ocorrerem na ZTA, pois os metais de adição usualmente empregados são de baixo carbono, gerando um metal de solda de baixa temperabilidade. Exceções poderão existir se um metal de adição de alta liga for utilizado, se o metal de solda adquiriu um aumento de temperabilidade pela diluição com o metal de base, ou se o processo de soldagem for SAW, onde o emprego de uma excessiva tensão de soldagem, juntamente com o uso de fluxos ativos, resulta na transferência de elevadas quantidades de Mn e/ou Si contidos no fluxo para o interior do metal de solda.

As trincas induzidas pelo hidrogênio podem ser divididas em:

- Trincas na ZTA - são frequentemente longitudinais. Trincas transversais na ZTA são menos comuns e irão ocorrer na presença de estruturas saturadas de carbono e sob condições que propiciem elevadas tensões longitudinais trativas.
- Trincas sob o cordão - se encontram mais ou menos paralelas a linha de fusão. Normalmente não se estendem até a superfície e podem ser de difícil detecção. Trincas sob o cordão irão se formar a baixos níveis de tensão na estrutura martensítica e quando elevados níveis de hidrogênio estiverem presentes.
- Trincas provenientes das junções reforço/metal base e raiz/metal base - se iniciam em áreas de elevada concentração de tensão. Essas trincas podem ocorrer em microestruturas pouco frágeis e a relativamente baixos níveis de hidrogênio. Esse tipo de trinca tem sua formação atrasada até que a quantidade de hidrogênio necessária se difunda para essas áreas.
- Trincas no metal de solda podem ser longitudinais ou transversais. No caso das longitudinais, estas se iniciam devido a concentradores de tensão existentes na raiz do metal de solda. Já as transversais se iniciam a partir de defeitos existentes no cordão, quando este estiver sujeito a tensões longitudinais trativas. As trincas no metal de solda nem sempre se estendem até a superfície.

Outro grave problema relacionado às trincas induzidas por hidrogênio é a sua dificuldade de detecção. O atraso natural para a formação dessas trincas requer que a inspeção não seja feita muito cedo, especialmente em soldas que sofrerão tensionamento externo quando colocadas em serviço. Algumas dessas trincas não podem ser detectadas por métodos de inspeção visual (líquidos penetrantes, partículas magnéticas, etc) em decorrência do fato de não se estenderem até a superfície. Exames radiográficos são mais sensíveis a falhas volumétricas, no entanto, tais exames podem não conseguir detectar trincas muito finas ou com orientações não favoráveis. Inspeções por ultra-som possibilitam encontrar as trincas se o operador for suficientemente capacitado.

Dada a dificuldade na detecção das trincas induzidas por hidrogênio, e da possibilidade desta levar a uma falha em serviço, é necessário ter conhecimento de algumas formas de evitá-las.

As microestruturas menos resistentes às trincas a frio são formadas por fases duras e frágeis. A martensita é de longe a estrutura mais susceptível encontrada nos aços ao carbono.

Em aços alto carbono, a martensita, quando formada, pode estar misturada com outras fases menos susceptíveis como a perlita, no entanto, dependendo do nível de dureza dessas fases, estas também se tornam susceptíveis ao trincamento. A própria martensita pode ser mais ou menos susceptível, o que dependerá de seu conteúdo de carbono. Uma estrutura martensítica saturada de carbono é mais dura, mais frágil e, assim, mais propensa a falhar.

A presença de hidrogênio no metal de solda também é fator necessário para as trincas a frio ocorrerem. As possíveis fontes de hidrogênio na região da solda podem ser:

- Umidade presente no fluxo de eletrodos;
- Graxas, óleos, tintas, mofo, etc, deixados sobre o metal de base ou presente na superfície dos eletrodos;
- Gotas provenientes de tochas resfriadas a água, atmosfera de proteção ineficiente ou com excesso de hidrogênio;
- Contato de ar atmosférico com a poça de fusão.

O hidrogênio gasoso é induzido a sua forma atômica pela intensa temperatura do arco. A solubilidade do hidrogênio atômico no ferro diminui com a temperatura. Resfriamentos rápidos, como os que ocorrem em soldagem, supersaturam o metal de solda de hidrogênio atômico. Devido a elevada difusibilidade do hidrogênio atômico através da ferrita, este tenderá a sair do metal de solda em materiais com altos percentuais dessa microestrutura.

A distribuição de hidrogênio no metal de solda e ZTA, e, conseqüentemente, a ocorrência de trincas a frio, é uma conseqüência das transformações de fase que ocorrem durante o resfriamento.

Juntas de metais dissimilares onde o teor de carbono (ou elementos de liga) do metal de adição é menor que o do metal de base farão com que, durante o processo de resfriamento, o hidrogênio atômico se difunda mais facilmente do metal de solda com microestrutura ferrítica para a ZTA de microestrutura ainda austenítica, onde a solubilidade do hidrogênio é maior e sua difusibilidade menor. Com o prosseguimento do resfriamento, a estrutura austenítica rica em hidrogênio se transforma em martensítica, que, por estar localizada em uma região com elevada concentração de hidrogênio pode levar a ocorrência de trincas a frio.

Analogamente, quando o teor de carbono (ou elementos de liga) do metal de adição é maior que o do metal base, ocorre a formação de uma estrutura austenítica no metal de solda, a qual retém o hidrogênio atômico não deixando que este se difunda para fora do metal de solda ou para regiões próximas a ZTA. A medida que o resfriamento continua até a

temperatura ambiente a estrutura austenítica se transforma em martensítica e o risco de trincamento a frio se eleva.

No caso da soldagem utilizando metal de adição a base de aço inox austenítico, não é formada martensita a temperatura ambiente e o hidrogênio permanece dissolvido na austenita, o que evita as trincas a frio tanto pela não fragilização da microestrutura quanto pela permanência do hidrogênio dissolvido na sua forma atômica.

As tensões a que o componente soldado está sujeito podem ser geradas internamente ou externamente. Tensões externas são aquelas provenientes de quando a junta é colocada em serviço. Tensões internas, ou residuais, são aquelas oriundas do processo de soldagem. Tais tensões estão relacionadas principalmente com: gradientes térmicos, desiguais expansões e contrações da junta e mudanças de volume resultantes das transformações de fase durante o resfriamento. As tensões residuais podem ser reduzidas pela não restrição ao movimento das partes a serem soldadas, por tratamentos térmicos ou por um adequado projeto da solda. Atualmente, um relaxamento de tensões residuais também é conseguido utilizando-se como metal de adição aço inox austenítico. Esse material, quando sujeito a tensionamento se deforma, aliviando o nível de tensionamento interno e possibilitando a formação de uma estrutura martensítica por deformação plástica a partir da austenita.

O uso de pré-aquecimento, controle da temperatura de interpasse e tratamentos térmicos pós-soldagem ajudam a aliviar o nível de tensionamento interno provocado pela soldagem. O desenvolvimento de juntas e processos de soldagem que reduzem o volume de metal de solda necessário para se obter uma boa união também irá ajudar a reduzir o nível de tensões residuais.

Trincas induzidas por hidrogênio normalmente não irão ocorrer fora da faixa de temperatura que vai de -100 a 200°C . Abaixo de -100°C o hidrogênio provavelmente se difunde muito vagarosamente e não permite que determinada área alcance uma concentração crítica. Já cima de 200°C , o hidrogênio se difunde rapidamente para fora do metal de solda, não tendo chance de alcançar uma concentração crítica.

Os mais eficazes meios de se prevenir as trincas induzidas por hidrogênio são:

- Uso de pré-aquecimento e controle da temperatura de interpasse, possibilitando uma menor taxa de resfriamento, o que gera uma microestrutura mais tenaz. Adicionalmente, a manutenção do metal de solda por mais tempo a elevadas temperaturas ajuda na difusão de hidrogênio para fora do metal de solda ou da ZTA;

- Controle do aporte térmico pode ser usado na tentativa de se diminuir a taxa de resfriamento, com benefício para a tenacidade e para a difusão de hidrogênio para fora do cordão;
- Realização de tratamentos térmicos pós-soldagem com a permanência do metal de solda a temperaturas acima de 200°C para permitir a difusão de hidrogênio para fora do cordão. A permanência por determinado período de tempo a esse nível de temperatura pode fazer com que parte da estrutura martensítica se transforme em outras microestruturas, tais como a bainita, podendo apresentar algum teor de ferrita, muito mais tenaz e resistente ao trincamento a frio. No entanto, a martensita revenida terá, geralmente, um maior nível de tenacidade que microestruturas obtidas a partir de processos isotérmicos. Tratamentos térmicos pós-soldagem para aços ao carbono são normalmente feitos entre 600 e 650°C. O tempo de exposição é, em geral, de 1h/in de espessura da chapa;
- Tratamento térmico de revenido. Na soldagem multipasse, a sobreposição entre os cordões de solda realizará um papel semelhante ao do tratamento térmico de revenido, onde o cordão superior criará condições propícias para o revenimento e relaxamento de tensões do cordão situado imediatamente abaixo;
- Uso de consumíveis e processos de baixo potencial de hidrogênio;
- Uso de metais de adição alternativos (inox austenítico).

2.2.1.5.1.2. TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO

As trincas de solidificação (trincas a quentes) ocorrem a elevadas temperaturas estando o material no seu estágio final de solidificação. Essas trincas são facilmente identificadas em razão de seguirem a linha de centro do cordão. Um inconveniente na sua detecção é o fato de que nem sempre atingem a superfície do metal de solda.

As trincas de solidificação ocorrem na zona final de solidificação do cordão, ou nas proximidades desta, devido a presença de tensões trativas de origem térmica. Sobre a superfície das trincas, quando observadas com auxílio de um microscópio eletrônico, é possível notar a presença de grande quantidade de óxidos e estruturas dendríticas.

As trincas de solidificação surgem em razão da formação de compostos com baixo ponto de fusão entre os contornos de grão do metal. Durante o processo de solidificação essas impurezas, ainda em estado líquido, não suportam as tensões térmicas e iniciam o

trincamento. Desse modo, as condições que mais influenciam as trincas de solidificação são a quantidade de impurezas, o tipo de junta e o nível de tensionamento durante a solidificação do metal de solda.

O nível de impurezas a base de S e P é um dos principais causadores das trincas de solidificação em metais de solda de aço carbono. Essas impurezas de baixo ponto de fusão serão segregadas para os contornos de grão. No caso do enxofre, ocorre a formação de FeS, o qual tende a formar um filme líquido entre os contornos de grão. A adição de uma suficiente quantidade de Mn irá proporcionar a formação preferencial de MnS. Esse composto se solidifica a elevadas temperaturas na forma de glóbulos, que é um tipo de microestrutura muito pouco susceptível ao trincamento.

A quantidade de carbono presente no metal de solda também exerce um forte efeito sobre o trincamento a quente. Maiores quantidades de C (Carbono) tendem a intensificar o trincamento. Para elevados percentuais de C aumentos na razão Mn/S são pouco efetivos, o que prejudica a formação de MnS em detrimento a FeS e, assim, gerando uma perda na resistência ao trincamento a quente.

Acredita-se que o efeito do teor de C esteja relacionado com as fases, ferrita- δ ou austenita, formadas durante a solidificação. A baixos percentuais de C no metal de solda, a ferrita- δ , a qual apresenta elevada solubilidade para S e P, se torna a primeira fase a ser formada. Para elevados percentuais de C, mais austenita é formada durante a solidificação. Como a solubilidade de S e P na austenita é baixa, uma maior quantidade de impurezas será formada nos contornos de grão. Desse modo, pode-se dizer que a ferrita- δ é uma fase benéfica contra o trincamento a quente, já a austenita é uma fase mais propensa a esse tipo de problema.

Consumíveis de soldagem são mantidos com baixos percentuais de S e P justamente para evitar o trincamento a quente.

Cordões côncavos tem uma grande tendência ao trincamento em virtude de sua superfície estar exposta a tensões trativas tangenciais. Por essa razão um formato de cordão levemente convexo é sempre preferido.

Elevadas velocidades de soldagem tendem a segregar as impurezas em direção a linha de centro do cordão e, por isso, devem ser evitadas.

A soldabilidade de aços ao carbono das séries 11XX e 12XX é prejudicada pela presença de grandes quantidades de S e P, intencionalmente adicionados para aumento da usinabilidade. A série 11XX é representativa para aços ao carbono resulfurizados, enquanto a

série 12XX é representativa para aços ao carbono resulfurizados e refosforizados. Altas quantidades de S também podem causar porosidades no metal de solda.

Na soldagem de um aço de usinagem fácil é recomendado que se utilize consumíveis e condições de soldagem que aliem um baixo potencial de hidrogênio com a presença de uma escória básica. O baixo potencial de hidrogênio irá reduzir a formação de impurezas e a tendência de trincamento a frio. Já a formação de uma escória básica reduz a quantidade de S e P no metal de solda. A escolha de processos/procedimentos de soldagem com a finalidade de se obter uma menor taxa de diluição também é recomendada.

Embora alguns cuidados possam ser tomados na soldagem de aços ao carbono das séries 11XX e 12XX na tentativa de se evitar trincas e porosidades, o mais correto a ser feito é não soldá-los. Especificações de soldagem recomendam que nenhum componente mecânico que será sujeito a soldagem seja fabricado com essas séries de aço.

2.2.1.5.1.3. DECOESÃO LAMELAR

É um tipo de trinca que ocorre no metal base e está localizada um pouco abaixo do metal de solda. Esse tipo de trinca aparece devido a combinação entre altas tensões de contração de origem térmica com uma baixa ductilidade da junta.

A decoesão é iniciada pela separação das interfaces entre as inclusões contidas no metal de base ou pela simples fratura das mesmas. A trinca se propaga através da ligação entre as decoesões contidas em um mesmo plano ou pela ligação através de “degraus” que unem decoesões contidas em diferentes planos.

Os fatores relacionados ao controle da decoesão lamelar estão intrinsecamente relacionados com:

- Quantidade e morfologia das inclusões contidas no metal base;
- Magnitude das tensões na direção normal à superfície da junta.

Durante a laminação a quente das chapas as inclusões se tornam alongadas na direção de laminação, ou seja, paralelas à superfície da chapa. A resistência na direção da espessura fica comprometida, pois a ligação metal/inclusão é muito mais fraca que a meta/metálico.

A magnitude das tensões induzidas durante a soldagem depende do tipo de junta, do grau de restrição imposto ao seu movimento, de sua espessura, da orientação e tamanho do cordão. Juntas em “L” ou em “T” feitas a partir de chapas grossas laminadas a quente são

mais susceptíveis a decoesão lamelar devido a direção de solidificação estar aproximadamente paralela a superfície da chapa e o tensionamento na direção normal ser elevado.

A presença de hidrogênio no metal de solda também acentua o processo de decoesão lamelar. Por essa razão, um pré-aquecimento da junta é, muitas vezes, benéfico na tentativa de minimizar o processo de decoesão, pois favorece a perda de hidrogênio por difusão. Dessa forma, o uso de processos e consumíveis de baixo potencial de hidrogênio é uma medida adequada na tentativa de se evitar o processo de decoesão lamelar. Medidas adicionais para se evitar a decoesão lamelar podem ser:

- Uso de metais base com elevada resistência na direção da espessura;
- Redução na quantidade de óxidos e impurezas do metal base;
- Adequado projeto da junta na tentativa de minimizar o tensionamento;
- Uso de consumíveis de baixa resistência mecânica na tentativa de minimizar as tensões residuais de soldagem;
- Realização de tratamento térmico de alívio de tensões.

2.2.1.5.1.4. POROSIDADES

Porosidades em metais de solda de aços ao carbono podem ser resultantes de uma excessiva quantidade de gases como monóxido de carbono, dióxido de carbono, nitrogênio, hidrogênio e oxigênio na região da poça de fusão. A presença de monóxido de carbono no metal de solda pode ser resultante tanto da reação entre o oxigênio com o carbono contido na poça de fusão quanto pela reação entre o dióxido de carbono e o oxigênio. É extremamente comum a utilização de consumíveis de soldagem com adições de elementos químicos desoxidantes tais como Si e Al. Aços ao carbono desoxidados, seja pela adição de elementos químicos desoxidantes em sua composição, seja pela fusão a vácuo, são muito pouco propensos a formação de porosidades decorrentes da formação de monóxido de carbono. Sendo assim, podem ser utilizados consumíveis de soldagem com baixo teor de desoxidantes para soldá-los.

As condições superficiais do metal base também podem alterar o nível de porosidades. A presença de óxidos de ferro na superfície a ser soldada adiciona oxigênio à poça de fusão. Assim, se torna uma boa prática a limpeza superficial antes de se realizar a soldagem.

A presença de nitrogênio é mais frequente e resulta em uma soldagem ruim. A quantidade de nitrogênio transferido ao metal de solda aumenta com a tensão do arco, com

grandes velocidades de soldagem, com a presença de uma atmosfera protetora ineficiente e com a instabilidade do arco.

Hidrogênio tem numerosas fontes, tais como: ar atmosférico, consumíveis de soldagem (principalmente fluxos) e contaminantes superficiais comuns para metal base (graxas, óleos, tintas, ferrugem, umidade, etc). A presença de hidrogênio também é causadora de porosidades no metal de solda, principalmente quando se combina com S presente no aço.

2.2.1.6. ARAMES TUBULARES

De acordo com o artigo Arames Tubulares (1990, 1 p.), arames tubulares são arames contínuos que têm em seu interior fluxos que permitem a soldagem dos mais diversos tipos de materiais, tais como: aços ao carbono, aços HSLA e aços inoxidáveis, além de poderem ser utilizados para depositar revestimentos duros sobre superfícies sujeitas à abrasão e ao impacto.

Lucas (1999, p. 22 – 24) lembra que o fluxo contido no interior desses arames pode ser rutilico ou básico, o que dependerá da composição química do mesmo.

- Fluxos ácidos ou rutilicos – Possuem grandes quantidades de óxido de titânio (rutila) e alguns silicatos;
- Fluxos básicos – Possuem grandes quantidades de carbonato de cálcio (calcáreo) e fluoreto de cálcio (fluorita).

A queima desse fluxo durante a abertura do arco traz inúmeros benefícios para o cordão de solda, tais como:

- Adição de elementos químicos desoxidantes como Mn, Si e Al;
- Adição de elementos de liga desejáveis a determinada aplicação;
- Proteção gasosa adicional nas vizinhanças da poça de fusão;
- Proteção térmica e química pela formação de uma camada de escória.

Um tipo de arame tubular muito usado atualmente tanto para a soldagem de reposição quanto para a de recobrimento de perfis de turbinas hidráulicas danificadas por erosão cavitacional é o AWS E309LT-1. Depósitos feitos utilizando arame 309L e recobertos por arame tubular ligado ao Cobalto, os quais foram soldados utilizando uma mistura de proteção composta de 92%Ar + 8%CO₂ (C-8), apresentaram bons resultados de resistência à cavitação.

2.2.1.6.1. SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO

Aços inoxidáveis é uma classe relativamente recente de materiais que surgiu no início do século XX quase que simultaneamente em vários países, tais como, Alemanha (1912), Inglaterra (1913), Estados Unidos (1915) e França (1917).

Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas que contêm Cromo, comumente Níquel e, em vários casos, outros elementos de liga. O Cromo é o principal responsável pela resistência à corrosão de tais aços devido ao fato de ser um elemento menos nobre que o Ferro nas séries eletroquímicas. Sendo assim, a maior afinidade do Oxigênio pelo Cromo leva a formação de uma camada passivante de óxido de Cromo na superfície destas ligas, que se torna uma barreira invisível, contínua, aderente, impermeável e praticamente insolúvel quando em contato com um grande número de reagentes. Quando esta camada é destruída e as condições são contrárias à sua regeneração espontânea, tal como a presença de um meio redutor (deficiente em Oxigênio), um aço inoxidável se torna muito pouco resistente à corrosão.

O efeito anti-corrosivo do Cromo aparece mesmo quando este se encontra presente em pequenas quantidades na liga. Assim, aços com apenas 5% de Cromo são muito mais resistentes à corrosão do que aços ao Carbono comuns. O comportamento de ligas com teores crescentes de Cromo frente à corrosão pode ser comprovado através da Figura 2.5, que mostra o efeito da quantidade de Cromo sobre a taxa de corrosão de superfícies expostas a uma atmosfera industrial.

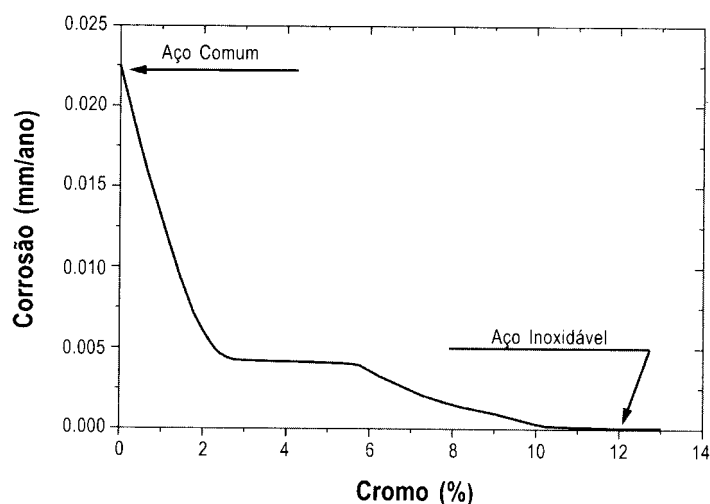


Figura 2.10 Taxa de corrosão em função da quantidade de Cromo para ligas expostas a uma atmosfera industrial (MODENESI, 2001, 100 p.).

Contudo, convencionalmente, o nome aço inoxidável é reservado a ligas Fe-C-Cr (Ferro- Carbono-Cromo) ou Fe-C-Cr-Ni (Ferro- Carbono-Cromo-Níquel) que contêm, no mínimo, de 10 a 12%Cr.

Outro elemento de liga muito comum nos aços inoxidáveis é o Ni. Este elemento, além de melhorar a resistência à corrosão em alguns meios, tende a alterar a estrutura cristalina do material que passa a ser austenítica (Cúbica de Face Centrada) para teores suficientemente elevados desse elemento.

Além de seus componentes principais Fe-C-Cr-Ni, os aços inoxidáveis podem conter adições de elementos químicos tais como Silício, Manganês e Nitrogênio, em decorrência, geralmente, de seu processo de fabricação ou de elementos como Alumínio, Molibdênio, Cobre, Tungstênio, Titânio, Nióbio e Cobalto, os quais são adicionados intencionalmente para conferir características especiais aos aços. Elementos como Oxigênio, Fósforo e Enxofre, são considerados como impurezas e, dessa forma, indesejáveis na composição química do aço. No entanto, a presença de Enxofre pode ser desejada em alguns casos para facilitar a usinabilidade do material.

Em virtude da multiplicidade de composições químicas e das características microestruturais que estas lhes conferem após o resfriamento, os aços inoxidáveis foram divididos nas seguintes categorias:

- Aços inoxidáveis martensíticos;
- Aços inoxidáveis austeníticos;
- Aços inoxidáveis ferríticos;
- Aços inoxidáveis duplex;
- Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação.

Os principais tipos de aços inoxidáveis austeníticos são:

- Resistentes à corrosão;
- Resistentes ao calor;
- Resistentes ao desgaste;
- Criogênicos.

Os aços inoxidáveis austeníticos formam o maior grupo de aços inoxidáveis em uso, representando cerca de 65 a 70% do total produzido. Essa classe de aços inoxidáveis possui as seguintes propriedades:

- Tenacidade e ductilidade superiores a da maioria dos aços, o que, segundo Marques (2003, p. 47 – 59) também se traduz em boa resistência à cavitação. Para Zeemann (1998b, p. 14 – 17), devido a presença de uma estrutura CFC (Cúbica de Faces Centradas) o aço inox austenítico não se fragiliza, e sempre apresenta comportamento dúctil, qualquer que seja a temperatura de serviço, estado de tensões ou taxa de carregamento. Estas propriedades são mantidas até temperaturas muito baixas, viabilizando sua utilização em sistemas de criogenia;
- Boa resistência mecânica e à corrosão a temperaturas elevadas, o que permite a sua utilização em temperaturas consideravelmente superiores à temperatura máxima de serviço de aços baixa liga ou de aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos;
- Elevada capacidade de endurecimento por deformação plástica com baixa perda de ductilidade. A medida que o aço inox austenítico sofre deformação ocorre o encruamento da estrutura austenítica e o material vai aumentando sua resistência e dureza. Adicionalmente, os baixos valores de limite de escoamento, σ_e próximo de $40\%\sigma_r$, fazem com que em serviço, quando ocorre a união entre os esforços previstos em projeto e as tensões residuais oriundas da soldagem, o material se deforme e alivie o tensionamento interno, de forma que, para a maioria das aplicações os aços inoxidáveis austeníticos não precisam de tratamentos térmicos pós-soldagem para alívio de tensões.
- Soldabilidade relativamente boa. A ausência de transformação martensítica durante a soldagem e sua boa tenacidade implicam em insensibilidade à fissuração por Hidrogênio;
- Não possuem propriedades magnéticas.

Existem diversos tipos de aços inoxidáveis austeníticos, mas as ligas mais utilizadas são aquelas contendo cerca de 18%Cr e 10% Ni. A Figura 2.6 representa o diagrama pseudo-binário Fe-18%Cr-Ni.

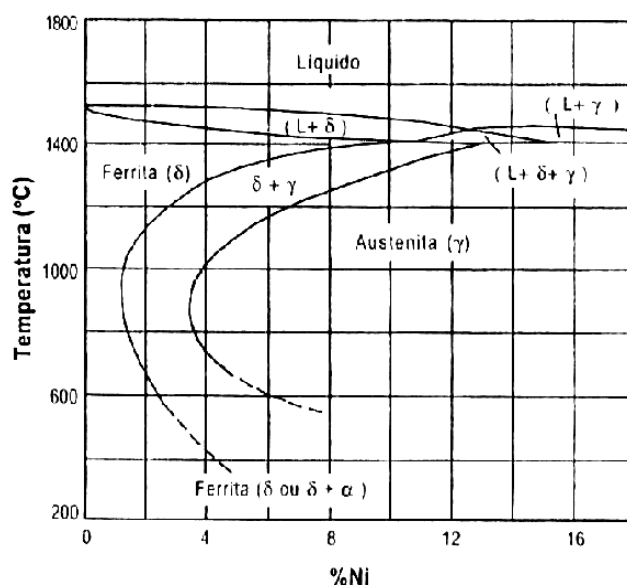


Figura 2.11 Diagrama pseudo-binário Fe-18%Cr-Ni de aços com teor de Carbono inferior a 0,03%C (MODENESI, 2001, 100 p.).

Segundo este diagrama, para teores de Níquel inferiores a 1% o material apresenta uma estrutura completamente ferrítica para qualquer temperatura entre a ambiente e a de início de fusão. Para teores mais elevados de Ni existe uma faixa de temperatura em que a liga é bifásica (austenita + ferrita- δ) e que se amplia com o aumento do teor desse elemento. Finalmente, acima de 3,5%Ni, existe um intervalo de temperatura em que a liga é completamente austenítica, e que se estende para teores mais elevados de Ni, enquanto a temperatura de início de formação de martensita (M_s) é diminuída. Até cerca de 7 a 8%Ni, M_s permanece acima da temperatura ambiente e o aço pode ser considerado do tipo martensítico. Para teores de Níquel superiores a esse nível é possível manter a estrutura austenítica à temperatura ambiente pelo abaixamento da M_s a níveis inferiores a temperatura ambiente, obtendo-se, dessa forma, os aços inoxidáveis austeníticos.

Aumentos na quantidade de Cromo ampliam a faixa de temperatura de existência da ferrita- δ e, conseqüentemente, torna necessário um aumento no teor de Níquel para a obtenção de uma estrutura austenítica a temperatura ambiente. Assim, em diversos aços inoxidáveis austeníticos, a austenita existe a temperatura ambiente como uma fase metaestável. Este é o caso, por exemplo, de aços do tipo 17%Cr-7%Ni (classificação AISI (“*American Iron and Steel Institute*”) 301), nos quais a austenita pode se transformar em martensita por deformação plástica a temperatura ambiente ou por um tratamento térmico a temperaturas inferiores a ambiente.

O efeito do Carbono sobre a estrutura dos aços inoxidáveis austeníticos, acima de cerca de 900°C, é similar ao do Níquel, isto é, ele tende a ampliar a faixa de temperaturas de existência da austenita e reduzir a quantidade de ferrita- δ presente a altas temperaturas. Entretanto, a solubilidade do Carbono na austenita diminui com a redução da temperatura, propiciando a precipitação de carbonetos de Cromo para a região dos contornos de grão e, assim, favorecendo a corrosão intergranular (sensitização). Por isso, os aços inoxidáveis austeníticos são geralmente usados após um tratamento térmico de solubilização, isto é, são aquecidos até temperaturas por volta de 1000 a 1100°C e resfriados rapidamente ao ar ou em água. Este tratamento tem como objetivos permitir a recristalização da microestrutura encruada, manter em solução sólida o Carbono e, com isto, dar ao material uma estrutura essencialmente austenítica, com uma menor quantidade possível de outros constituintes, em particular, carbonetos. Esta estrutura representa uma condição otimizada em termos de ductilidade e resistência à corrosão.

Nos aços inoxidáveis austeníticos uma solidificação com austenita primária, isto é, uma solidificação na qual a austenita é a primeira fase a se solidificar, ocorre para uma relação $Cr/Ni < 1,5$. Para relações $1,5 < Cr/Ni < 1,95$ nota-se que ocorre uma solidificação apresentando tanto ferrita- δ quanto austenita. Quando a relação $Cr/Ni > 1,95$ nota-se que o material se solidifica totalmente como ferrita- δ . No entanto, de acordo com Vitek (1983, p. 1833 – 1841) e Koseki (1997, p. 2385 – 2395), sob um rápido resfriamento ligas que normalmente solidificam em ferrita primária podem, em substituição, se solidificar em austenita primária.

A solidificação com austenita primária apresenta uma maior tendência à segregação na solidificação devido aos menores coeficientes de difusão dos elementos de liga nesta fase. Dependendo da composição química e da intensidade da segregação a solidificação com austenita primária pode levar à formação de uma estrutura completamente austenítica, ou à formação de ferrita entre as dendritas de austenita.

A microestrutura final da ZF (Zona Fundida) de um aço inoxidável austenítico dependerá da forma de solidificação do aço e das transformações subseqüentes no estado sólido. Esta microestrutura pode ser classificada de acordo com a morfologia da ferrita. As principais microestruturas encontradas para valores crescentes da relação Cr/Ni são:

- Austenita - Este tipo de microestrutura resulta da solidificação direta para austenita, sem formação de ferrita- δ ;

- Austenita + Ferrita – Resulta da solidificação em austenita primária com formação de ferrita localizada em contornos de grão ou de dendritas de austenita;
- Austenita + Ferrita em Espinha ou Vermicular – Resulta da solidificação em ferrita primária, com formação de austenita tanto nas etapas finais desta como no estado sólido. A ferrita remanescente se localiza ao longo do centro das dendritas de austenita. Esta costuma ser a morfologia mais encontrada em soldas de aço inoxidável austenítico;
- Austenita + Ferrita Laminar ou Rendilhada – Resulta da solidificação em ferrita primária com a transformação desta em austenita ao seu final, principalmente no estado sólido.
- Ferrita + Austenita de Widmanstätten – Neste caso, a solidificação ocorre somente com a formação de ferrita. A austenita é formada na matriz de ferrita já completamente solidificada, nucleando nos contornos de grão de ferrita e crescendo como placas para o interior dos grãos. A Figura 2.7 apresenta as estruturas anteriormente citadas.

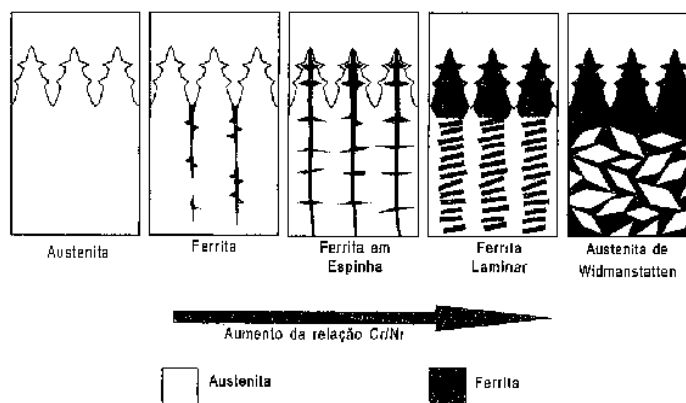


Figura 2.12 Morfologias da ferrita na Zona Fundida (ZF) para aços inoxidáveis austeníticos (MODENESI, 2001, 100 p.).

Para a maioria das aplicações a ferrita- δ , quando presente em teores não muito elevados, é um constituinte benéfico para a ZF, pois tende a atrair elementos formadores de inclusões tais como o P e S, reduzindo a tendência ao desenvolvimento de trincas a quente. Por outro lado, a quantidade de ferrita- δ deve ser controlada em aplicações em que a junta soldada necessita de uma ótima resistência à corrosão, uma alta tenacidade da solda a baixas temperaturas e quando a peça não puder apresentar qualquer magnetismo residual (a ferrita- δ por ser uma fase ferromagnética pode ser magnetizada enquanto a austenita não). A

quantidade de ferrita na microestrutura também deve ser controlada a fim de se evitar o trincamento a frio assistido pelo hidrogênio, já que este elemento possui uma elevada difusibilidade na ferrita.

A primeira versão de um diagrama que permitia a predição do teor de ferrita em componentes soldados de aço inoxidável foi feita por Schaeffler (1949, p. 680 – 680B). Desde sua criação, muitas modificações e melhorias têm sido propostas por diversos autores, tais como, Hull (1973, p. 193(s) – 203(s)), Kotecki (1992, p. 171(s) – 178(s)), Schneider (1960, p. 562 – 563) e Schofer (1974, p. 10(s) – 12(s)). A mais recente versão de diagrama constitucional para soldas de aço inoxidável é o diagrama WRC (*“Welding Research Council”*) – 1992.

Diagramas constitucionais que contam com expressões lineares simples para o cálculo de Cr_{eq} e Ni_{eq} ignoram interações entre os elementos presentes nestas expressões. De acordo com Szumachowisk (1984, p. 156(s) – 161(s)) e Self (1984, p. 282(s) – 288(s)) o peso associado ao conteúdo de Mn no percentual de ferrita pode variar dependendo do percentual de Cr, Ni e C contido na liga. Sendo assim, o desenvolvimento de novas metodologias que possibilitem uma estimativa mais acurada do percentual de ferrita na microestrutura estão sendo desenvolvidas, tais como o uso de equipamentos magnéticos, o uso de modelamentos por redes neurais artificiais e o uso de um método que utiliza a diferença de energia livre entre a ferrita e a austenita calculada com base na composição química. Este último método, desenvolvido por Babu (1997, p. 279 – 285), é chamado de *“Function Fit Model”*.

A partir de estudos realizados por Vitek (2000a, p. 41(s) – 50(s)) foi possível comparar os resultados obtidos através do modelamento por redes neurais artificiais com 13 nós de entrada de dados (FNN – 1999) com outros modelos de predição do número de ferrita (FN) para componentes soldados de aço inoxidável. Observou-se que a *“Function Fit Model”* e o diagrama WRC – 1992 apresentaram acuracidades semelhantes. Já o modelo por redes neurais artificiais utilizando 8 nós de entrada de dados mostrou uma significativa redução no valor do erro RMS (*“Root Mean Square”*). O FNN – 1999 com 13 nós de entrada de dados teve o menor erro RMS entre os modelamentos testados, apresentando 40% de melhora em relação ao WRC – 1992 e 27% de melhora em relação ao modelamento por redes neurais com 8 nós de entrada de dados.

Devido à sua menor condutividade térmica e maior resistividade elétrica, os aços inoxidáveis austeníticos necessitam de uma energia de soldagem cerca de 20 a 30% menor que a utilizada para os aços ao Carbono comuns. O simples emprego de energias de soldagem moderadas pode promover transformações indesejáveis na microestrutura destes aços pela

exposição de parte da junta a faixas de temperatura que favorecem a precipitação excessiva de carbonetos de Cr intergranulares. Tal fenômeno é conhecido como sensitização.

Quando um inox austenítico comum é exposto a temperaturas que variam na faixa de 425 a 870°C ocorre a precipitação de carbonetos e nitretos de Cr nos contornos de grão, fazendo com que o teor de Cr das regiões adjacentes aos contornos caia de tal modo a facilitar o processo corrosivo.

A intensidade da sensitização varia com a composição química, tempo de exposição, faixa de temperatura e taxa de resfriamento. Assim, um tempo de poucos segundos a uma temperatura intermediária dentro da faixa de temperatura de sensitização, 650°C, por exemplo, pode ser mais danoso do que muitos minutos a 425°C ou a 870°C.

Por ser extremamente prejudicial contra a resistência à corrosão dos inoxidáveis austeníticos surgiu a necessidade do desenvolvimento de alguns métodos de controle do processo de sensitização, entre eles:

- Tratamento térmico pós-soldagem de solubilização, o qual tem como objetivo recolocar o Carbono e o Cr contido nos carbonetos novamente em solução e assim restaurar a resistência à corrosão da liga. Este tratamento é feito através da permanência do material a temperaturas de, aproximadamente, 1040°C. É válido lembrar que a esta temperatura o aço inox deve estar bem protegido contra a oxidação em decorrência da elevada reatividade com o ar atmosférico. Adicionalmente, peças de grande espessura devem ser adequadamente suportadas para evitar distorções e seu resfriamento em água não é aconselhável;
- Utilização de aço inox austenítico de extra-baixo teor de carbono – ($0,03\%C_{\text{máx}}$), os quais são resistentes à precipitação de carbonetos de Cr na faixa de temperatura de sensitização em virtude de seu baixo teor de Carbono;
- Utilização de aço inox austenítico estabilizado a base de Nb + Ta ou Ti. Por possuírem uma maior afinidade química que a do Cr pelo C estes elementos possibilitam a formação de carbonetos preferenciais os quais precipitam quando a faixa de temperatura de sensitização é atingida, deixando em solução o Cr, que atuará no combate à corrosão.

Por se tratarem de materiais de alta liga, o procedimento de soldagem pode provocar a precipitação de certos elementos químicos, os quais também são responsáveis pela resistência ao desgaste ou a elevadas temperaturas, devido à exposição de certas áreas da junta a determinadas faixas de temperatura.

Aços resistentes ao desgaste possuem uma estrutura austenítica a temperatura ambiente, de modo que ao sofrerem trabalho mecânico a estrutura austenítica encrua e aumenta sua resistência e dureza. Ao se realizar a soldagem deste tipo de aço, certas regiões da junta podem ser submetidas a faixas de temperaturas que favoreçam a precipitação de elementos estabilizantes da austenita, o que pode levar ao aparecimento de martensita na microestrutura, que por ser muito frágil pode ser arrancada facilmente durante o serviço. Desse modo, recomenda-se realizar a soldagem com processos de alta intensidade e baixo aporte de calor a fim de se evitar o aquecimento de certas regiões da junta a temperaturas que possibilitem a precipitação.

No caso de aços resistentes a elevadas temperaturas, elevados percentuais de Carbono e Cromo são adicionados com o intuito de conferir resistência à fluência e à corrosão. O principal problema consiste em se realizar soldagem de manutenção em equipamentos que já sofreram algum tipo de aquecimento em serviço, pois pode ter ocorrido a precipitação de fases como do tipo σ , que elevam muito a dureza e resistência do aço, de modo que o risco de aparecimento de trincas durante e após a soldagem seja eminente.

Outro grave problema de soldabilidade característico dos aços inoxidáveis austeníticos são as trincas a quente.

De acordo com Shankar (2003, p. 359 – 382) as trincas a quente ocorrem devido à baixa solubilidade das impurezas na estrutura austenítica. Estas impurezas consistem de óxidos formados por elementos como B (Boro), S, P e Si (Silício), os quais possuem baixo ponto de fusão e, por isso, são arrastados até a última região a se solidificar, geralmente localizada no metal de solda. Desse modo, em virtude de sua baixa resistência mecânica e das tensões desenvolvidas durante o resfriamento da peça ocorre a fissuração do material. Uma variante da trinca a quente é a trinca de liquação, na qual os óxidos de baixo ponto de fusão se alojam nos contornos de grão situados entre o metal de solda e o metal base e, quando são aquecidos, perdem resistência mecânica e permitem a fissuração, mesmo sob um baixo nível de tensão.

As trincas a quente podem ser minimizadas ou prevenidas tanto através do correto controle do teor de ferrita- δ presente na microestrutura quanto pela minimização do teor de impurezas como B, S, P e Si contidos na liga, embora este último procedimento não seja muito utilizado por aumentar significativamente os custos para produção do aço.

É recomendado que se tenha um percentual de ferrita na microestrutura tal que promova a prevenção das trincas a quente sem, contudo, causar prejuízo à resistência à corrosão. Sendo assim, proporções de ferrita na microestrutura em torno de 4% são

consideradas suficientes para a prevenção das trincas a quente e insuficientes para causar uma redução efetiva na resistência à corrosão.

Em virtude dos problemas de soldabilidade apresentados pelos aços inoxidáveis austeníticos é recomendado que na soldagem destas ligas se evite os seguintes procedimentos:

- Pré-aquecimento do material, o qual pode aumentar a precipitação de carbonetos, causar deformação dimensional e elevar a tendência ao trincamento a quente;
- Selecionar consumíveis que não evitem trincamento a quente;
- Soldagem com elevada restrição da junta, onde, segundo Shibata (1999, p. 31 – 33) tal procedimento pode ocasionar tanto um aumento no tamanho do grão próximo a ZTA, levando a uma queda de tenacidade, quanto maiores deformações plásticas na peça decorrentes de gradientes térmicos;
- Utilização de moderados a altos aportes térmicos;
- Utilização de processos de soldagem de baixa intensidade térmica;
- Resfriamento lento ou pós-aquecimento da junta;
- Soldar a junta sem refrigeração;
- Realização de tratamentos térmicos pós-soldagem dentro da faixa de sensitização do material;
- Soldar um inoxidável resistente ao calor que já foi submetido a serviço a quente.

É desejável que na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos sejam utilizados metais de adição similares com um teor de elementos de liga tal que promova a presença de uma quantidade de ferrita na microestrutura de, aproximadamente, 4% na condição como soldado.

Metais de adição estabilizados ao Ti devem ser soldados com gás de proteção inerte em razão da grande reatividade deste elemento com o Oxigênio, sobretudo a elevadas temperaturas.

De acordo com Macedo (1998, p. 1 - 12) a utilização de N_2 como gás de proteção na soldagem de inox austenítico favoreceu a sua difusão para o interior do metal de solda, gerando maior estabilidade à fase austenítica e reduzindo o teor de ferrita- δ , o que contribuiu para o aparecimento de defeitos como trincas a quente e micro-rechupes.

Aumentos no percentual de H_2 em misturas a base de N_2 reduzem a tendência ao trincamento a quente. Segundo Macedo (1998, p. 1 - 12) a susceptibilidade ao trincamento a

quente foi eliminada com o emprego de um gás de proteção contendo 70%N₂+30%H₂, pois promoveu um aumento na quantidade de ferrita- δ presente na microestrutura, possivelmente pela manutenção do metal de solda a uma temperatura mais elevada. No entanto, tal mistura é inapta ao uso em decorrência de ser muito inflamável.

O uso de Ar como gás de proteção é recomendado para a maioria dos casos por ser um gás inerte e, desse modo, não influenciando na composição química do metal de solda.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. METAIS DE BASE E DE ADIÇÃO

Como metal de base para os ensaios de soldagem foram utilizadas chapas de aço carbono ASTM (“*American Society for Testing and Materials*”) A-36, cortadas nas dimensões 15 x 75 x 150 mm. Esse material, na condição como laminado, possui resistência à tração entre 400 e 500MPa e tensão limite de escoamento em torno de 250MPa.

A escolha do aço ao carbono A-36 se deve ao fato de que a maioria das turbinas hidráulicas tipo Francis tem suas partes fundidas utilizando este material. No caso das dimensões dos CDP’S, estas foram definidas tomando como base a disponibilidade de material e o dimensionamento usado em pesquisas anteriores, tais como a realizada por Suban (2001, p. 185 – 192), o qual empregou chapas de aço estrutural nas dimensões 15 x 70 x 250 mm com o objetivo de avaliar a dependência da taxa de fusão com o tipo de atmosfera protetora na soldagem GMAW.

Como metais de adição foram empregados o arame tubular de aço inoxidável austenítico E 309LT-1 (segundo a classificação AWS A 5.22) e o arame sólido de aço ao carbono com revestimento de cobre E70S-6 (segundo a classificação AWS A 5.18), ambos com diâmetro nominal de 1,2 mm.

As composições químicas nominais do metal de base e dos metais de adição estão representadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 Composições químicas nominais do metal de base e dos metais de adição (%massa).

Elementos	C	Mn	Si	S	P	Cu	Cr	Ni
ASTM A-36	0.25	0.80-1.20	0.15-0.40	0.05	0.04	0.2	-	-
AWS E309LT-1	0.02	1.43	0.20	0.024	0.017	0.25	24.8	13.7
AWS E70S-6	0.07-0.15	1.00-1.50	0.60-0.80	0.035	0.025	0.5	-	-

A composição química do fluxo, na maioria das vezes, não é divulgada pelo fabricante como uma maneira de garantir a exclusividade do produto e preservar seus direitos pelo desenvolvimento do mesmo.

3.2. PROCEDIMENTOS E PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Os processos de soldagem empregados para a realização dos experimentos foram o GMAW e o FCAW. Em ambos os processos a velocidade de soldagem foi mantida constante através da utilização de uma tartaruga de oxi-corte para translado da tocha, permanecendo o metal de base fixo. Foi utilizada uma fonte de soldagem multiprocessos da marca Lincoln Electric (modelo: Invertec V300I). Para deposição dos cordões optou-se pelo método “*bead on plate*” (deposição sobre uma barra chata). A Figura 3.1 mostra uma representação esquemática da chapa soldada (“*bead on plate*”) e a nomenclatura utilizada para a geometria do cordão de solda.

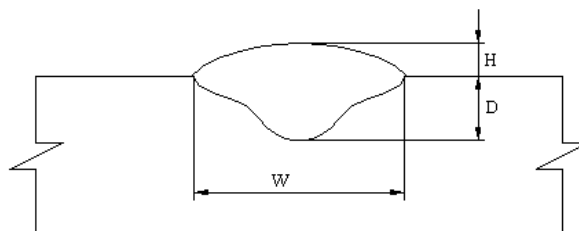


Figura 3.1 Representação esquemática da soldagem “*bead on plate*”: Largura do cordão de solda (W), Profundidade do cordão (D) e Reforço do cordão (H).

Antes de proceder a deposição foi removida a camada de carepa da superfície do metal de base através de lixamento manual seguido de retificação. Posteriormente a superfície do corpo de prova foi limpa com acetona.

Após a limpeza e antes de serem efetuados os cordões de solda as chapas foram pesadas em uma balança eletrônica Marte (modelo: AS 5500 C). A balança utilizada tem capacidade de carga máxima de 5000g e mínima de 0,25g. Sua incerteza foi estimada como sendo a metade do menor intervalo mensurável, ou seja, $\pm 0,005\text{g}$. A Figura 3.2 mostra uma balança eletrônica similar àquela utilizada no experimento.



Figura 3.2 Balança eletrônica similar àquela utilizada para a pesagem dos corpos de prova.

Como gases de proteção foram utilizados: Argônio puro, CO₂ puro, misturas binárias Argônio/CO₂, Argônio/O₂ e misturas ternárias Argônio/CO₂/O₂ (todos gases comerciais), totalizando 10 diferentes atmosferas protetoras, conforme apresentado na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 Matriz dos gases de proteção.

Nº do CDP	Argônio (%)	CO ₂ (%)	O ₂ (%)
1	100	-	-
2	98	2	-
3	96	4	-
4	92	8	-
5	85	15	-
6	80	20	-
7	75	25	-
8	-	100	-
9	90	8	2
10	98	-	2
11	100	-	-
12	98	2	-
13	96	4	-
14	92	8	-
15	85	15	-
16	80	20	-
17	75	25	-
18	-	100	-
19	90	8	2
20	98	-	2

As soldagens FCAW e GMAW sob 10 diferentes atmosferas protetoras possibilitaram a geração de 20 corpos de prova. Os corpos de prova com numeração de 1 a 10 são referentes à soldagem FCAW e os de 11 a 20 à soldagem GMAW.

As Figuras 3.3 e 3.4 representam esquematicamente os dados contidos na Tabela 3.2.

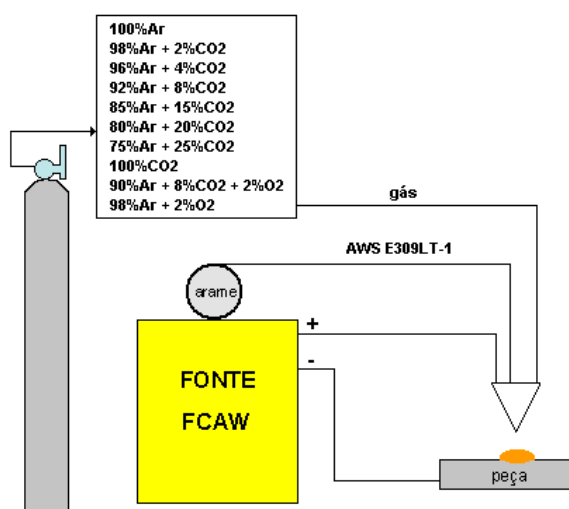


Figura 3.3 Representação esquemática dos gases de proteção utilizados na soldagem FCAW.

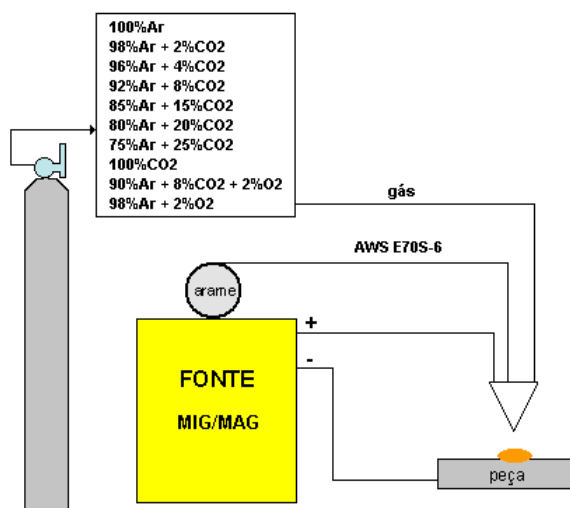


Figura 3.4 Representação esquemática dos gases de proteção utilizados na soldagem GMAW.

A Tabela 3.3 contém os parâmetros de soldagem comuns para os processos FCAW e GMAW.

Tabela 3.3 Parâmetros de soldagem comuns para as soldagens FCAW e GMAW.

Posição de soldagem: horizontal plana
Vazão do gás: 15 l/min
Velocidade de soldagem (v): 300 mm/min
Velocidade do arame: 6,35 m/min
Tensão (em aberto): 30V
Distância bico/peça: 20mm

A escolha dos valores para os parâmetros de soldagem foi baseada, principalmente, em valores utilizados por trabalhos semelhantes encontrados na literatura, tal como o realizado por Paris (2004, p. 1 – 6), além, é claro, da própria experiência acumulada com a utilização do equipamento de soldagem.

Para um monitoramento mais preciso do sinal de tensão entregue pela fonte ao eletrodo e do tempo de soldagem foi acoplado entre os terminais positivo e negativo da fonte um osciloscópio digital TECTRONIX (modelo: TDS 220, 100MHz). Também no caso do osciloscópio foi tomada como incerteza do instrumento, para a medição de tempo de soldagem, a metade do menor intervalo mensurável, ou seja, $\pm 0,05s$. A corrente de soldagem foi obtida a partir do amperímetro existente na própria fonte na condição de regime permanente (condição onde os valores de corrente apresentavam variações inferiores a $\pm 2A$

em relação a um valor médio). A Figura 3.5 ilustra o aparato experimental (equipamento de soldagem, osciloscópio e microcomputador) utilizado no experimento.



Figura 3.5 Aparato experimental utilizado para a soldagem e aquisição de dados.

A aquisição dos sinais de tensão em tempo real foi possível graças ao acoplamento do osciloscópio digital a um microcomputador, juntamente com a utilização de um programa específico de aquisição *Wavestar*[®]. O sistema de aquisição do tempo de arco aberto pode ser melhor visualizado e compreendido com auxílio da Figura 3.6.



Figura 3.6 Sistema de aquisição dos tempos de arco aberto durante a realização dos cordões.

Após a soldagem os corpos de prova foram limpos de todos os salpicos e escória (no caso da soldagem FCAW) e só então efetuada nova pesagem.

No presente trabalho optou-se por não relacionar nenhum tipo de parâmetro obtido a partir das soldagens FCAW e GMAW a valores de energia de soldagem ou “*Heat Input*”. Tal

fato se relaciona a necessidade da estimativa da eficiência térmica de transferência de energia por unidade de comprimento (η) para cada tipo de atmosfera protetora utilizada, tal como pode ser observado através da Equação 3.1.

$$HI = (\eta \ V \ I)/v \quad (3.1)$$

Onde:

HI - aporte térmico [J/mm];

η - eficiência térmica de transferência;

V - tensão [V];

I – corrente [A];

v – velocidade de soldagem [mm/s]

O valor preciso de η para um determinado tipo de gás depende, além da própria composição química do gás, da temperatura do arco. Como no momento da realização do experimento não se dispunha de nenhum dispositivo que possibilitasse uma estimativa confiável da temperatura do arco decidiu-se por não vincular nenhum dos valores dos parâmetros obtidos a partir da soldagem dos CDP'S a respectivos valores de energia de soldagem, pois uma estimativa errônea do valor de η para um determinado tipo de gás de proteção e condição de soldagem poderia levar a falsas conclusões.

3.3. OBTENÇÃO DE PARÂMETROS MACROESTRUTURAIS DO CORDÃO

Terminada a fase de pesagem e de posse dos dados referentes à soldagem, partiu-se para o cálculo dos valores da taxa de deposição (kg/h). Este parâmetro foi obtido pela razão entre a diferença da massa do corpo de prova (diferença entre a massa final e a inicial) e o tempo de soldagem.

Para o cálculo de parâmetros geométricos do cordão, tais como: altura, largura, penetração e diluição, foram retiradas 2 amostras de aproximadamente 10mm de comprimento da região central de cada CDP (Corpo de Prova), totalizando 40 CDP'S (Corpos de Prova). Esses 40 CDP'S estão representados através da Figura 3.7.



Figura 3.7 Totalidade de CDP'S utilizados para a realização de medidas de parâmetros geométricos do cordão.

Para o corte das amostras foi utilizada uma serra alternativa com corte refrigerado através de fluido emulsionável em água, a qual deixou riscos muito profundos na superfície, necessitando que fosse feita uma retificação para conferir uniformidade e acelerar o processo de preparo metalográfico. Concluída a retificação iniciou-se o lixamento, começando com lixa grana 80, passando por lixas grana 120, 220, 320, 400, 500, 600, 800, 1000 e terminando com a 1200. Terminado o lixamento, partiu-se para o polimento com alumina $1\mu\text{m}$. Em seguida, com o objetivo de delimitar as regiões compreendidas pelo metal de solda, zona termicamente afetada e metal de base, o cordão obtido por meio da soldagem GMAW com arame sólido de aço ao carbono foi atacado durante, aproximadamente, 10 segundos com o reagente Nital 2%. No caso do cordão confeccionado por meio da soldagem FCAW com arame tubular de aço inox austenítico, este foi atacado utilizando o reagente Villela por, aproximadamente, 70 segundos. Terminado o ataque, os CDP'S foram fotografados com uma câmera fotográfica digital Olympus (modelo: D-540) com resolução máxima de 3.1 Mpixels a partir da ocular de uma lupa (fabricante: Carl Zeiss). Com as imagens macrográficas já digitalizadas procedeu-se o tratamento das mesmas através de um programa adequado para obtenção das dimensões relacionadas aos aspectos geométricos do cordão, tais como: altura, largura e penetração. O tratamento das imagens também permitiu a delimitação das regiões compreendidas pelo metal de solda, zona termicamente afetada e metal de base. De posse dessas áreas, foi possível, com auxílio de outro programa computacional, denominado *Imagetool*[®], o cálculo da taxa de diluição (%).

3.4. OBTENÇÃO DE PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS DO CORDÃO

Terminada a fase de caracterização macrográfica, os CDP'S foram novamente lixados, agora iniciando com a lixa grana 600, passando pela 800, 1000 e finalizando com a 1200. Após o lixamento foi realizado o polimento com alumina 1 μ m e, posteriormente, 0,5 μ m. Acabada a fase de preparação das amostras, e não utilizando nenhum tipo de ataque químico, procedeu-se a captação de imagens do metal de solda para o cálculo de parâmetros relacionados a presença de inclusões e porosidades existentes no metal de solda. As imagens foram feitas com auxílio de uma câmera fotográfica digital Olympus (modelo: D-540) com resolução máxima de 3.1 Mpixels a partir da ocular de uma bancada para microscopia ótica Neophot 21 (fabricante: Carl Zeiss). Foram produzidas, aproximadamente, 50 imagens em pontos aleatórios dentro do metal de solda. O tratamento das imagens se iniciou com a utilização de um programa computacional adequado para binarização das imagens. Depois de binarizadas, as imagens foram tratadas através do programa *Imagetool*[®], o qual possibilitou a obtenção de parâmetros como a área total de inclusões e o número total de inclusões sobre a área analisada. De posse desses parâmetros foi possível o cálculo da fração em área ocupada pelas partículas (A_A), do número de partículas por unidade de área (N_A), do diâmetro de Ferret (d), do número de partículas por unidade de volume (N_V) e da fração volumétrica de partículas (V_V), representadas, respectivamente, pelas Equações abaixo:

$$A_A = \text{área total ocupada pelas partículas/área total analisada.} \quad (3.2)$$

$$N_A = \text{número de partículas observadas/área total analisada.} \quad (3.3)$$

$$d = ((4 \text{ Área média da inclusão})/\pi)^{1/2}. \quad (3.4)$$

$$N_V = N_A/d. \quad (3.5)$$

$$V_V = (4\pi/27) N_V (d)^3. \quad (3.6)$$

Acabada a fase de obtenção de imagens para caracterização do nível de inclusões e porosidades no metal de solda partiu-se para a caracterização microestrutural com ataque químico. Para tanto, os CDP'S foram novamente polidos com alumina 1 μ m e, posteriormente, 0,5 μ m para a remoção de qualquer tipo de óxido que pudesse vir a atrapalhar o ataque químico. Como já citado anteriormente, para a revelação das fases microestruturais presentes no metal de solda, ZTA e metal de base, o cordão obtido por meio da soldagem GMAW com arame sólido de aço ao carbono foi atacado durante, aproximadamente, 10 segundos com o

reagente Nital 2%. No caso do cordão confeccionado por meio da soldagem FCAW com arame tubular de aço inox austenítico, este foi atacado utilizando o reagente Villela por, aproximadamente, 70 segundos. Em seguida foram produzidas por volta de 30 imagens para cada CDP, partindo do metal de solda e chegando ao metal base. Da mesma maneira que as anteriores, estas imagens foram feitas com auxílio de uma câmera fotográfica digital Olympus (modelo: D-540) com resolução máxima de 3.1 Mpixels a partir da ocular de uma bancada para microscopia ótica Neophot 21.

No caso das imagens do metal de solda obtido na soldagem FCAW, procedeu-se o seu tratamento para binarização seguido da análise com o programa *Imagetool*[®], a qual possibilitou a estimativa do percentual em área de ferrita- δ existente na microestrutura.

3.5. ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS

Foram realizadas medidas de microdureza Vickers utilizando uma bancada para metalografia Neophot 21. Para realizar a indentação foi empregada uma carga de 0,1kgf e percorridas distâncias totais de, aproximadamente, 5mm desde o metal de solda até o metal base. Tal procedimento gerou por volta de 25 indentações por CDP. Durante este procedimento foram respeitados tanto a distância mínima entre indentações adjacentes quanto o tempo de carregamento, com a finalidade de minimizar erros na realização das medidas. A Figura 3.8 ilustra, esquematicamente, a trajetória das indentações sobre a área analisada para obtenção dos valores de microdureza.

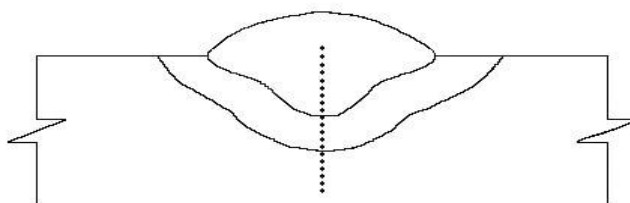


Figura 3.8 Trajetória das indentações para obtenção dos valores de microdureza Vickers.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os tempos de arco aberto na soldagem FCAW com arame tubular AWS E 309LT-1 obtidos com auxílio do osciloscópio para as diferentes misturas gasosas estão representados através da Figura 4.1.

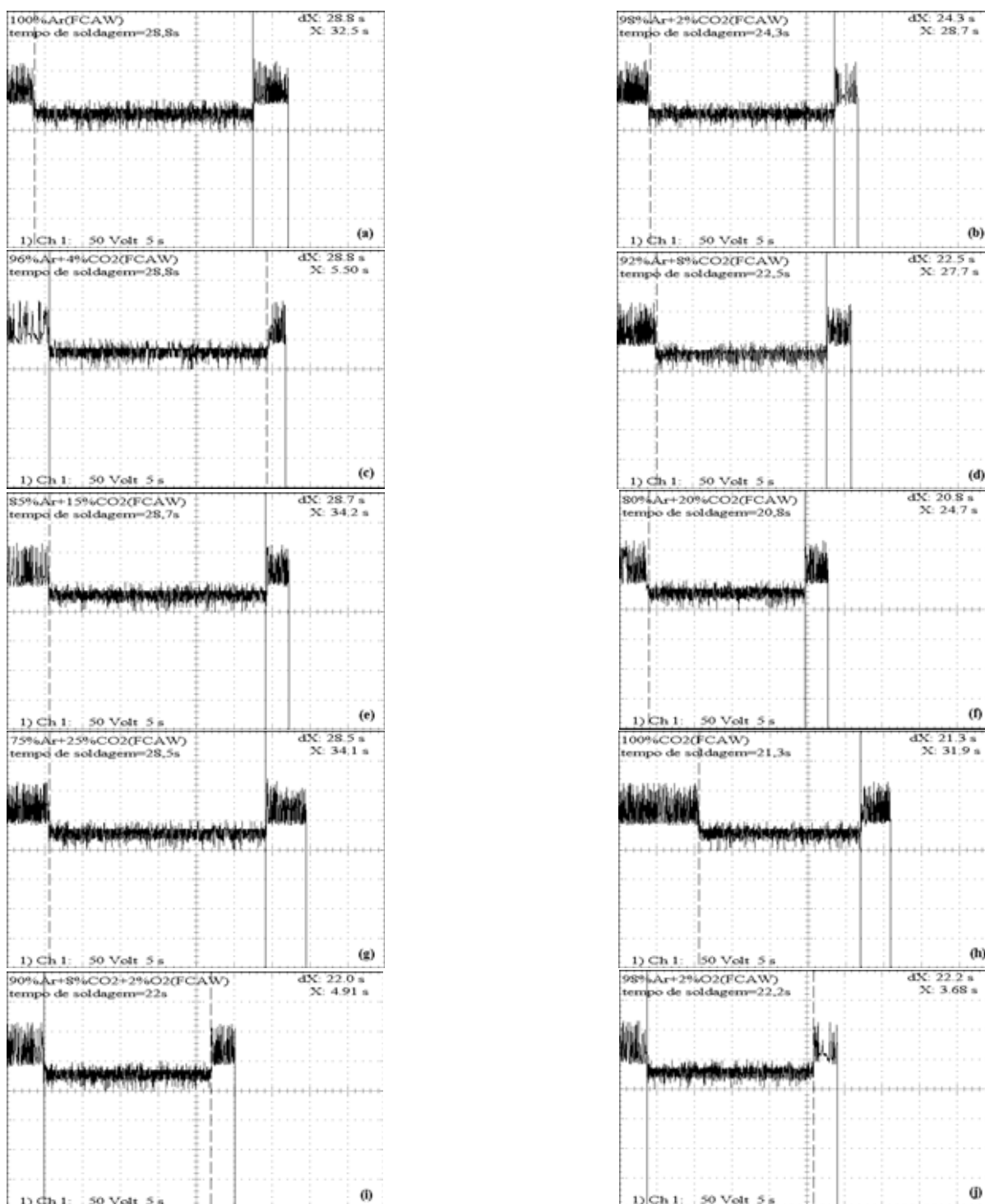


Figura 4.1 Tempos de arco aberto na soldagem FCAW para cada tipo de mistura gasosa ensaiada. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂.

Os tempos de arco aberto na soldagem GMAW com arame sólido AWS E 70S-6 obtidos com auxílio do osciloscópio para as diferentes misturas gasosas estão representados através da Figura 4.2.

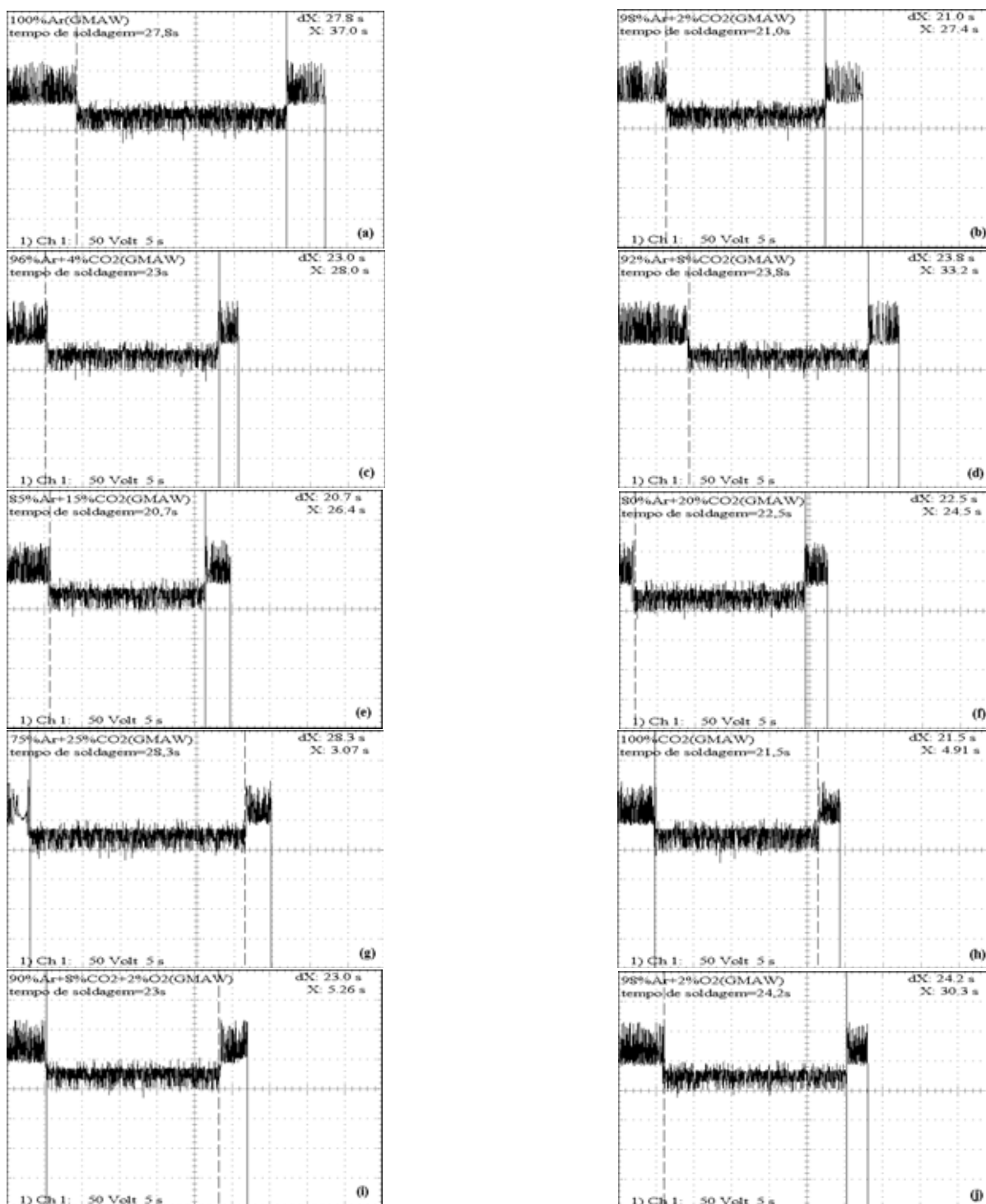


Figura 4.2 Tempos de arco aberto na soldagem GMAW para cada do tipo de mistura gasosa ensaiada. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂.

Ao se observar as Figuras 4.1 e 4.2, percebe-se claramente uma diferença entre os níveis de tensão nas condições antes, durante e após a abertura do arco. Esse comportamento do sinal de tensão possibilitou uma estimativa precisa do tempo de arco aberto, diminuindo a possibilidade de erros associados à medição desse parâmetro. Portanto, pode-se afirmar que a utilização de um osciloscópio integrado a um microcomputador se mostrou um método eficiente para a aquisição precisa do tempo de soldagem.

As Tabelas 4.1 e 4.2 apresentam os valores para os tempos de arco aberto em função da mistura de proteção utilizada para a confecção dos corpos de prova durante as soldagens FCAW e GMAW, respectivamente.

Tabela 4.1 Tempos de arco aberto para a soldagem FCAW sob diferentes atmosferas protetoras.

Nº do CDP	Tipo de gás	Tempo de arco aberto [s]
1	100%Ar	$28,8 \pm 0,05$
2	98%Ar + 2%CO ₂	$24,3 \pm 0,05$
3	96%Ar + 4%CO ₂	$28,8 \pm 0,05$
4	92%Ar + 8%CO ₂	$22,5 \pm 0,05$
5	85%Ar + 15%CO ₂	$28,7 \pm 0,05$
6	80%Ar + 20%CO ₂	$20,8 \pm 0,05$
7	75%Ar + 25%CO ₂	$28,5 \pm 0,05$
8	100%CO ₂	$21,3 \pm 0,05$
9	90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂	$22,0 \pm 0,05$
10	98%Ar + 2%O ₂	$22,2 \pm 0,05$

Tabela 4.2 Tempos de arco aberto para a soldagem GMAW sob diferentes atmosferas protetoras.

Nº do CDP	Tipo de gás	Tempo de arco aberto [s]
11	100%Ar	$27,8 \pm 0,05$
12	98%Ar + 2%CO ₂	$21,0 \pm 0,05$
13	96%Ar + 4%CO ₂	$23,0 \pm 0,05$
14	92%Ar + 8%CO ₂	$23,8 \pm 0,05$
15	85%Ar + 15%CO ₂	$20,7 \pm 0,05$
16	80%Ar + 20%CO ₂	$22,5 \pm 0,05$
17	75%Ar + 25%CO ₂	$28,3 \pm 0,05$
18	100%CO ₂	$21,5 \pm 0,05$
19	90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂	$23,0 \pm 0,05$
20	98%Ar + 2%O ₂	$24,2 \pm 0,05$

As Tabelas 4.3 e 4.4 contêm os valores para a taxa de deposição (T_{dep}) em função da mistura de proteção utilizada e correspondentes valores de tensão média ($V_{méd}$) e corrente média ($I_{méd}$) observados durante as soldagens FCAW e GMAW, respectivamente. Os valores

da taxa de deposição foram calculados com base na teoria de propagação de erros conforme (<http://dfn.if.usp.br/~suiade>, junho, 2007). Assim, levou-se em consideração tanto a incerteza associada à balança eletrônica quanto a incerteza associada a aquisição do tempo de soldagem através do osciloscópio.

Tabela 4.3 Taxa de deposição (T_{dep}), tensão média ($V_{méd}$) e corrente média ($I_{méd}$) para a soldagem FCAW sob diferentes atmosferas protetoras.

Nº CDP	Tipo de gás	T_{dep} [kg/h]	$V_{méd}$ [V]	$I_{méd}$ [A]
1	100%Ar	$2,562 \pm 0,004$	28,9	142 ± 2
2	98%Ar + 2%CO ₂	$2,563 \pm 0,005$	29,1	151 ± 2
3	96%Ar + 4%CO ₂	$2,538 \pm 0,004$	29,3	147 ± 2
4	92%Ar + 8%CO ₂	$2,576 \pm 0,006$	29,4	148 ± 2
5	85%Ar + 15%CO ₂	$2,521 \pm 0,004$	30,0	144 ± 2
6	80%Ar + 20%CO ₂	$2,562 \pm 0,006$	28,8	146 ± 2
7	75%Ar + 25%CO ₂	$2,526 \pm 0,004$	30,1	148 ± 2
8	100%CO ₂	$2,484 \pm 0,006$	28,8	144 ± 2
9	90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂	$2,520 \pm 0,006$	30,0	148 ± 2
10	98%Ar + 2%O ₂	$2,546 \pm 0,006$	30,1	152 ± 2

Tabela 4.4 Taxa de deposição (T_{dep}), tensão média ($V_{méd}$) e corrente média ($I_{méd}$) para a soldagem GMAW sob diferentes atmosferas protetoras.

Nº CDP	Tipo de gás	T_{dep} [kg/h]	$V_{méd}$ [V]	$I_{méd}$ [A]
11	100%Ar	$3,250 \pm 0,006$	25,8	210 ± 2
12	98%Ar + 2%CO ₂	$3,291 \pm 0,008$	23,6	200 ± 2
13	96%Ar + 4%CO ₂	$3,115 \pm 0,007$	28,6	204 ± 2
14	92%Ar + 8%CO ₂	$3,176 \pm 0,007$	27,4	204 ± 2
15	85%Ar + 15%CO ₂	$3,148 \pm 0,008$	27	204 ± 2
16	80%Ar + 20%CO ₂	$3,120 \pm 0,007$	26,8	204 ± 2
17	75%Ar + 25%CO ₂	$3,040 \pm 0,005$	27	196 ± 2
18	100%CO ₂	$3,215 \pm 0,008$	31,6	195 ± 2
19	90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂	$3,177 \pm 0,007$	26,2	204 ± 2
20	98%Ar + 2%O ₂	$3,198 \pm 0,007$	18,4	207 ± 2

Para uma melhor análise dos valores contidos nas Tabelas 4.3 e 4.4, foram representados graficamente os efeitos de aumentos nos percentuais de CO₂ considerando dois tipos de matrizes (Argônio e Argônio + 2%O₂). Esse procedimento também se estenderá para análise e representação de outros parâmetros de interesse.

As Figuras 4.3 e 4.4 representam graficamente os valores das taxas de deposição (T_{dep}) e respectivos valores de corrente média ($I_{méd}$) para a soldagem FCAW em função do percentual de CO₂ nos dois tipos de matrizes (Argônio e Argônio + 2%O₂).

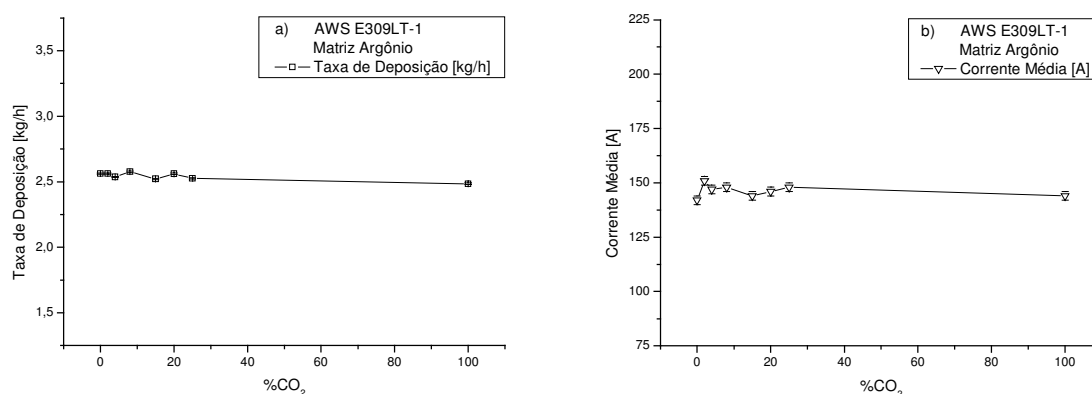


Figura 4.3 a) Taxas de deposição e b) Corrente média para a soldagem FCAW em função do percentual de CO_2 contido na matriz de Argônio.

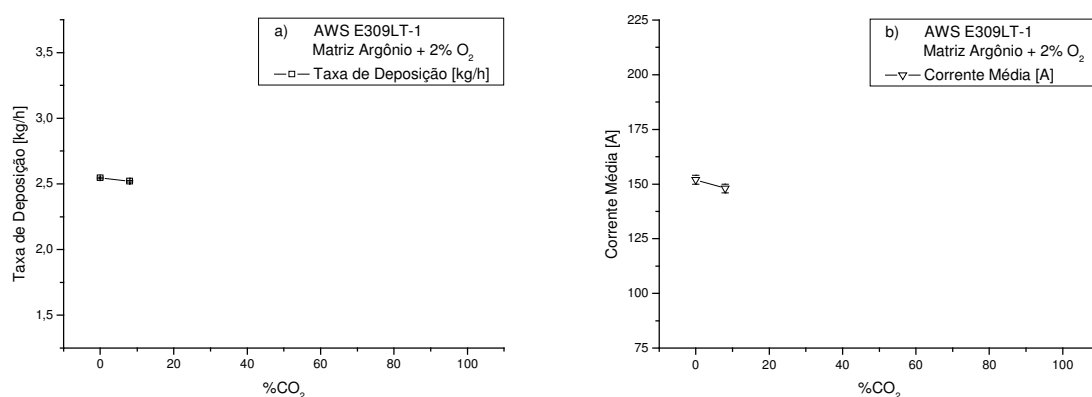


Figura 4.4 a) Taxa de deposição e b) Corrente média para a soldagem FCAW em função do percentual de CO_2 contido na matriz de Argônio + 2% O_2 .

Com relação às Figuras 4.3 e 4.4, observou-se que a taxa de deposição na soldagem FCAW não está intimamente relacionada ao tipo de gás de proteção utilizado. O que pode ser constatado foi uma dependência direta da taxa de deposição com a corrente de soldagem para as duas matrizes (Argônio e Argônio + 2% O_2), pois o comportamento das curvas $T_{\text{dep}} \times \% \text{CO}_2$ e $I_{\text{méd}} \times \% \text{CO}_2$ são praticamente os mesmos.

Starling (2004, p.185 – 191, 2005, p. 1 - 10) ao estudar a transferência metálica na soldagem com arames tubulares em função de variações na corrente e no tipo de gás de proteção (CO_2 puro e 75%Ar + 25% CO_2) chegou as mesmas conclusões que o presente estudo. Segundo Starling, o emprego de mesmas correntes de soldagem proporcionou insignificantes variações nas velocidades de alimentação do arame e, conseqüentemente, nas taxas de deposição para os dois tipos de gases testados, o que leva a crer que o tipo de gás não tem influência significativa sobre a taxa de deposição para o processo FCAW. Um outro estudo realizado por Starling (2004a, p. 31 – 37) também ajuda a reforçar a hipótese de que a

composição do gás de proteção não exerce um significativo efeito sobre a taxa de fusão de arames tubulares.

No presente estudo, como a velocidade de alimentação do arame permaneceu constante durante todo o experimento, era de se esperar que uma maior quantidade de respingos levaria a uma queda na taxa de deposição. Tal fato pôde ser comprovado através da observação da superfície dos CDP'S, as quais estavam praticamente isentas de respingos, o que se traduziu em uma pequena variação na taxa de deposição durante a soldagem FCAW, como esperado.

As Figuras 4.5 e 4.6 representam graficamente os valores das taxas de deposição (T_{dep}) e respectivos valores de corrente média ($I_{méd}$) para a soldagem GMAW em função do percentual de CO_2 nos dois tipos de matrizes (Argônio e Argônio + 2% O_2).

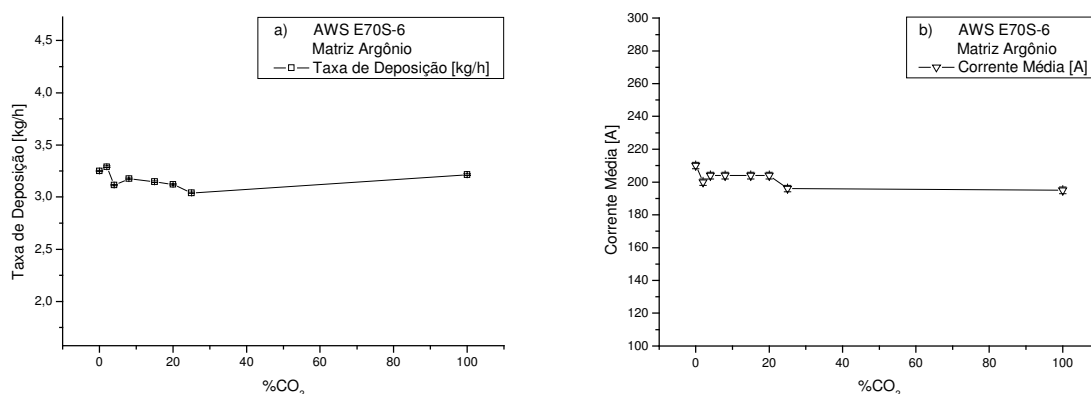


Figura 4.5 a) Taxa de deposição e b) Corrente Média para a soldagem GMAW em função do percentual de CO_2 contido na matriz de Argônio.

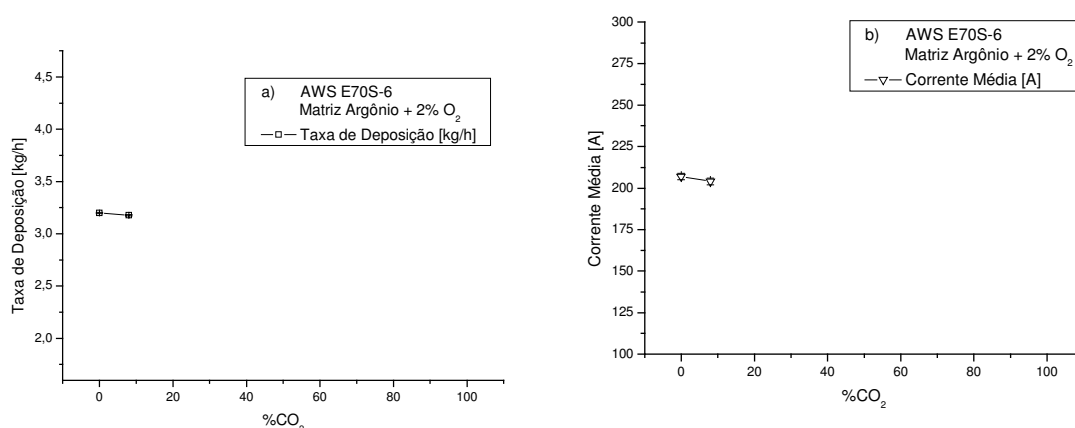


Figura 4.6 a) Taxa de deposição e b) Corrente média para a soldagem GMAW em função do percentual de CO_2 contido na matriz de Argônio + 2% O_2 .

Com relação às Figuras 4.5 e 4.6, observou-se que a taxa de deposição na soldagem GMAW parece sofrer influência direta tanto da corrente de soldagem quanto do percentual de

CO₂ contido na matriz, o qual exerce papel importante na estabilidade do arco, no modo de transferência metálica e, conseqüentemente, na geração de respingos. Groetelaars e Scotti (2007, p. 29 – 37) ao pesquisarem a influência do teor de CO₂ na soldagem GMAW duplo- arame de aço ao carbono (ABNT 1020) constataram que aumentos do percentual desse gás em Argônio diminuíam o comprimento do arco, geravam mais respingos e, assim, causavam uma diminuição dos valores da taxa de deposição.

Paris (2004, p. 1 - 6) verificou que existe uma influência de gases de proteção contendo frações variadas de Argônio, CO₂ e O₂, sobre a taxa de deposição. No entanto, a determinação de qual composição de gás maximiza a deposição fica dificultada em virtude da dificuldade de se manter alguns parâmetros de soldagem constantes no decorrer do experimento.

A dificuldade em se estimar com segurança o efeito isolado do tipo de gás de proteção sobre a taxa de deposição na soldagem GMAW pode ser compreendido mais claramente ao se analisar estudos realizados por Scotti (1998, p. 1 - 11). Tal autor procurou verificar os efeitos de diferentes níveis de O₂ em Argônio sobre a taxa de deposição e propriedades do arco na soldagem GMAW com aço inoxidável. Segundo ele, Argônio puro e 99%Ar + 1%O₂ apresentaram taxas de deposição similares para mesmas correntes e comprimento do eletrodo. Já a mistura 98%Ar + 2%O₂ apresentou a menor taxa de deposição das três misturas testadas, considerando-se mesmas correntes e comprimentos do arco.

Uma queda na taxa de deposição a medida que cresceu o percentual de O₂ em Argônio também foi verificada no presente estudo, no entanto, essa queda também foi acompanhada por uma queda de corrente, assim, nenhuma afirmação conclusiva pode ser feita a respeito do comportamento da taxa de deposição em função do teor de O₂ em Argônio neste caso.

Entrando no âmbito do desenvolvimento de modelamentos matemáticos para a previsão da taxa de deposição na soldagem GMAW, não foi observada nenhuma diferença significativa entre os valores de taxa de deposição estimados pelo modelamento de Suban (2001, p. 185 – 192), destinado ao processo GMAW com proteção gasosa composta de 65%Ar + 26,5%He + 8%CO₂ + 0,5%O₂ (processo T.I.M.E.) com o desenvolvido por Halmoy (1979, p. 49 – 57), o qual é aplicado à soldagem GMAW para gases de proteção a base de Ar + CO₂. A partir destes estudos pode-se então concluir que, segundo metodologias computacionais, no caso da soldagem GMAW, a influência do tipo de gás de proteção sobre a taxa de deposição é mínima. Esta afirmação está em desacordo com os resultados do presente trabalho, já que o excesso de respingos gerados durante a soldagem promove variações

significativas sobre a taxa de deposição, da ordem de até 250 g/h, parâmetro este que, dificilmente pode ser estimado com fidelidade por um modelamento matemático.

A Figura 4.7 compara os valores de taxa de deposição para a soldagem GMAW obtidos no presente trabalho com os encontrados por outros autores considerando-se mesmos valores do percentual de CO₂ na matriz de Argônio e respectivas correntes médias.

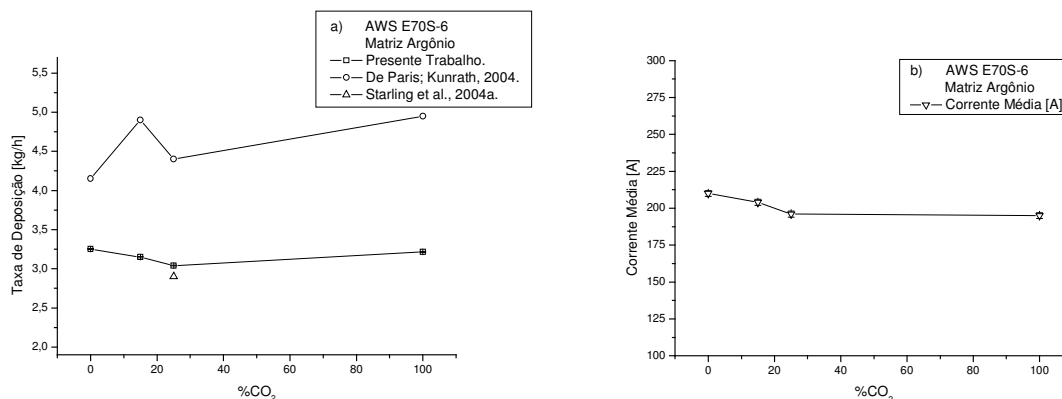


Figura 4.7 a) Taxa de deposição e b) Corrente média para a soldagem GMAW em função do percentual de CO₂ contido na matriz de Argônio

É possível observar a partir da Figura 4.7 que o valor da taxa de deposição para 75% Ar + 25% CO₂ obtido através do presente trabalho concorda bastante bem com o obtido por Starling (2004a, p. 31 – 37). Tal fato é decorrente da utilização de parâmetros/procedimentos de soldagem semelhantes. Já no caso dos valores de taxa de deposição gerados a partir de estudos realizados por Paris (2004, p. 1 - 6), nota-se que os mesmos são muito superiores aos demais para mesmas correntes e %CO₂. Esta discrepância de valores pode ser proveniente da utilização pelo autor em questão de maiores velocidades de alimentação do arame, já que tal parâmetro não foi mencionado no respectivo trabalho.

As Figuras 4.8, 4.10 e 4.12 representam, respectivamente, as macrografias, os perfis macrográficos binarizados da seção transversal e os perfis macrográficos binarizados da região diluída dos cordões de solda em função do tipo de atmosfera protetora para a soldagem FCAW.

As Figuras 4.9, 4.11 e 4.13 representam, respectivamente, as macrografias, os perfis macrográficos binarizados da seção transversal e os perfis macrográficos binarizados da região diluída dos cordões de solda em função do tipo de atmosfera protetora para a soldagem GMAW.

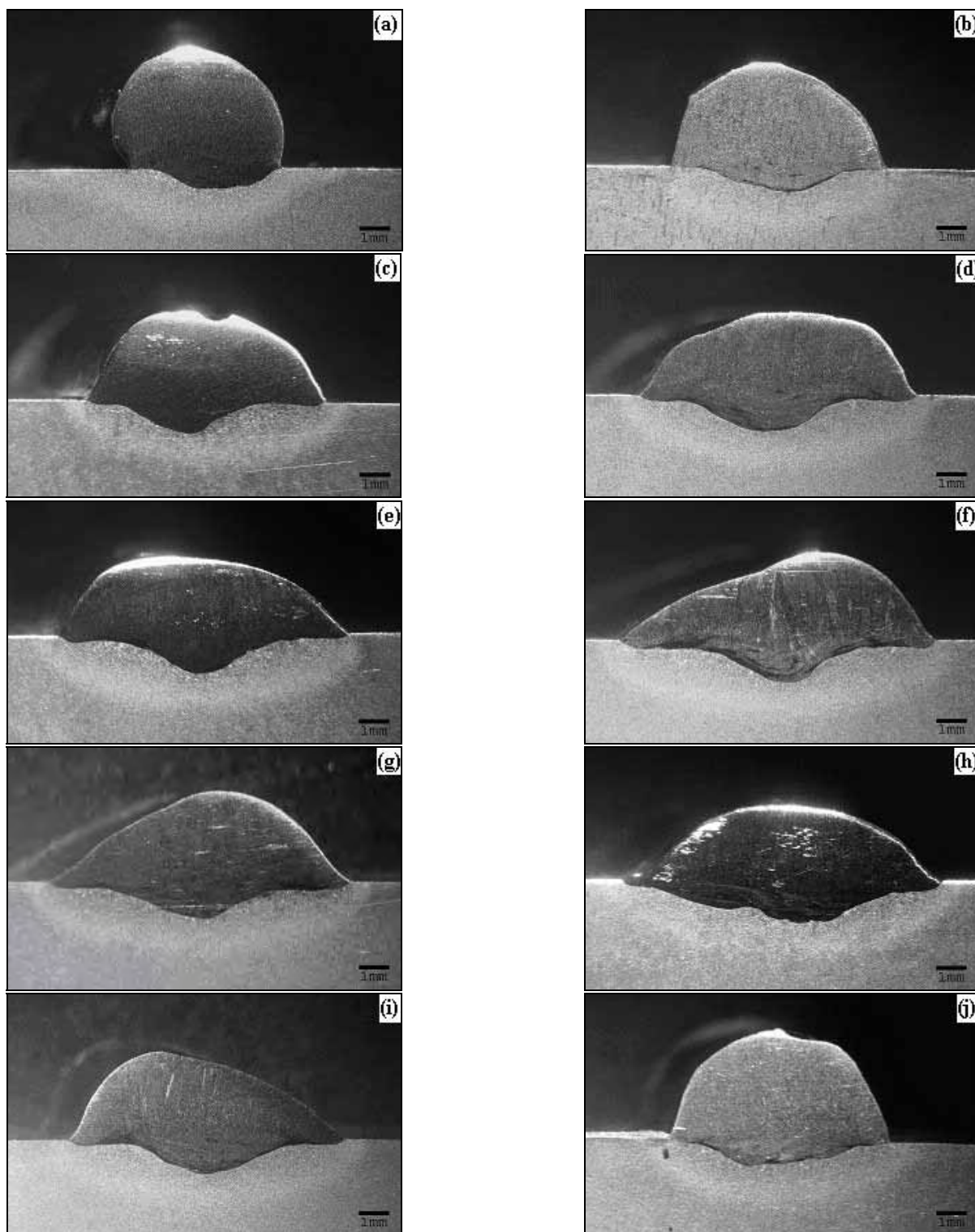


Figura 4.8 Macrografias dos cordões de solda para o processo de soldagem FCAW em função do tipo de atmosfera protetora. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂.

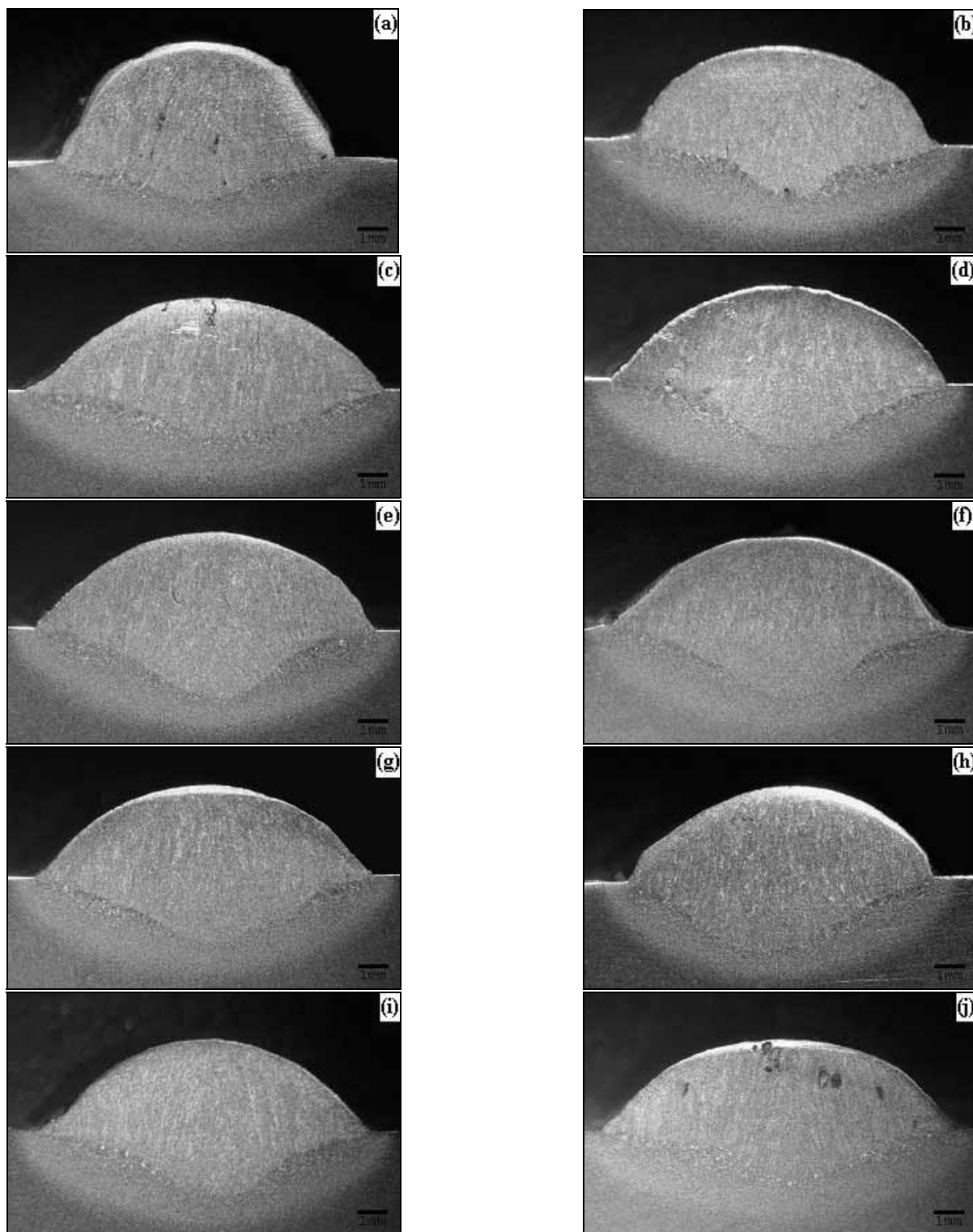


Figura 4.9 Macrografias dos cordões de solda para o processo de soldagem GMAW em função do tipo de atmosfera protetora. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂.

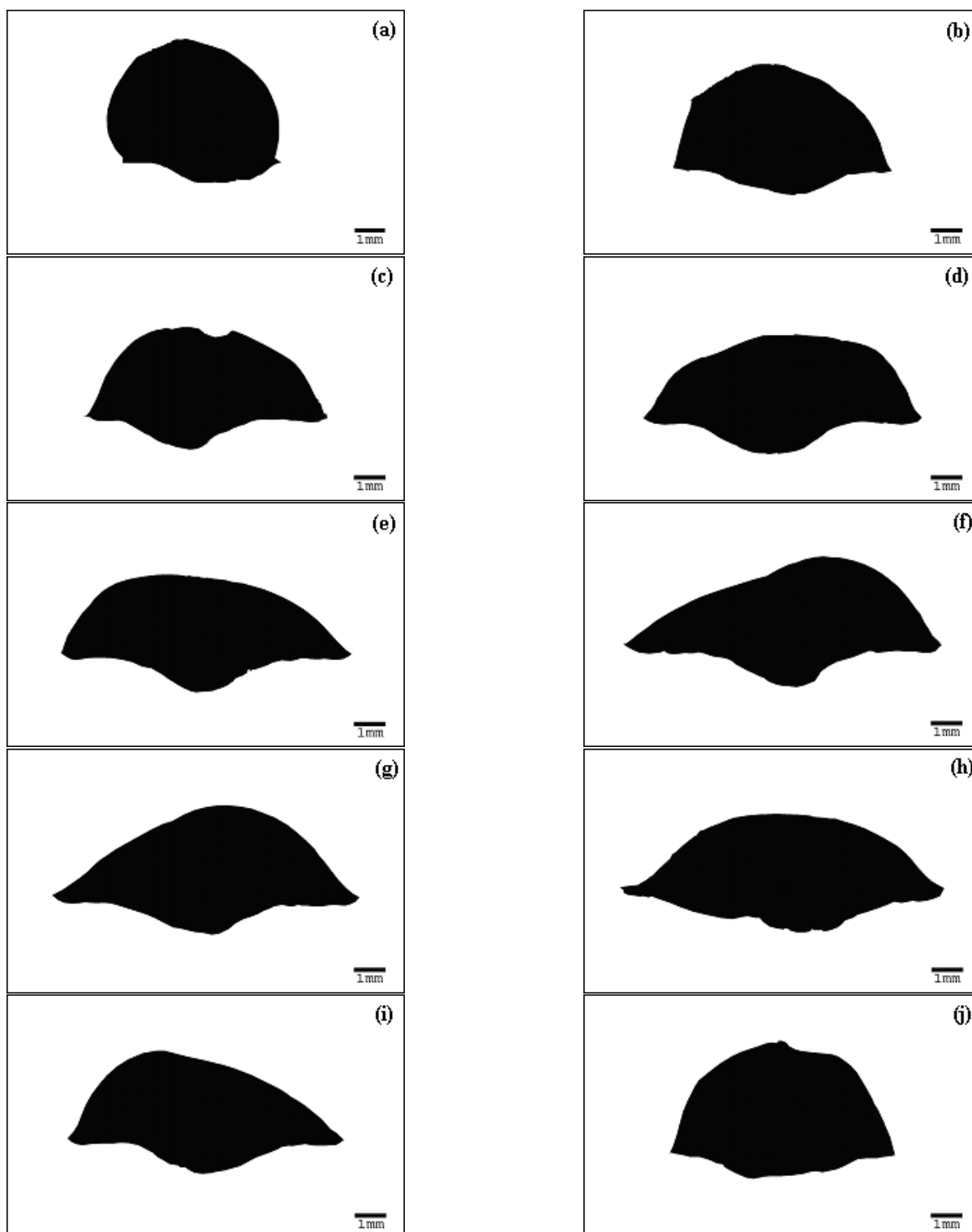


Figura 4.10 Perfis macrográficos binarizados da seção transversal dos cordões de solda para o processo de soldagem FCAW em função do tipo de atmosfera protetora. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂.

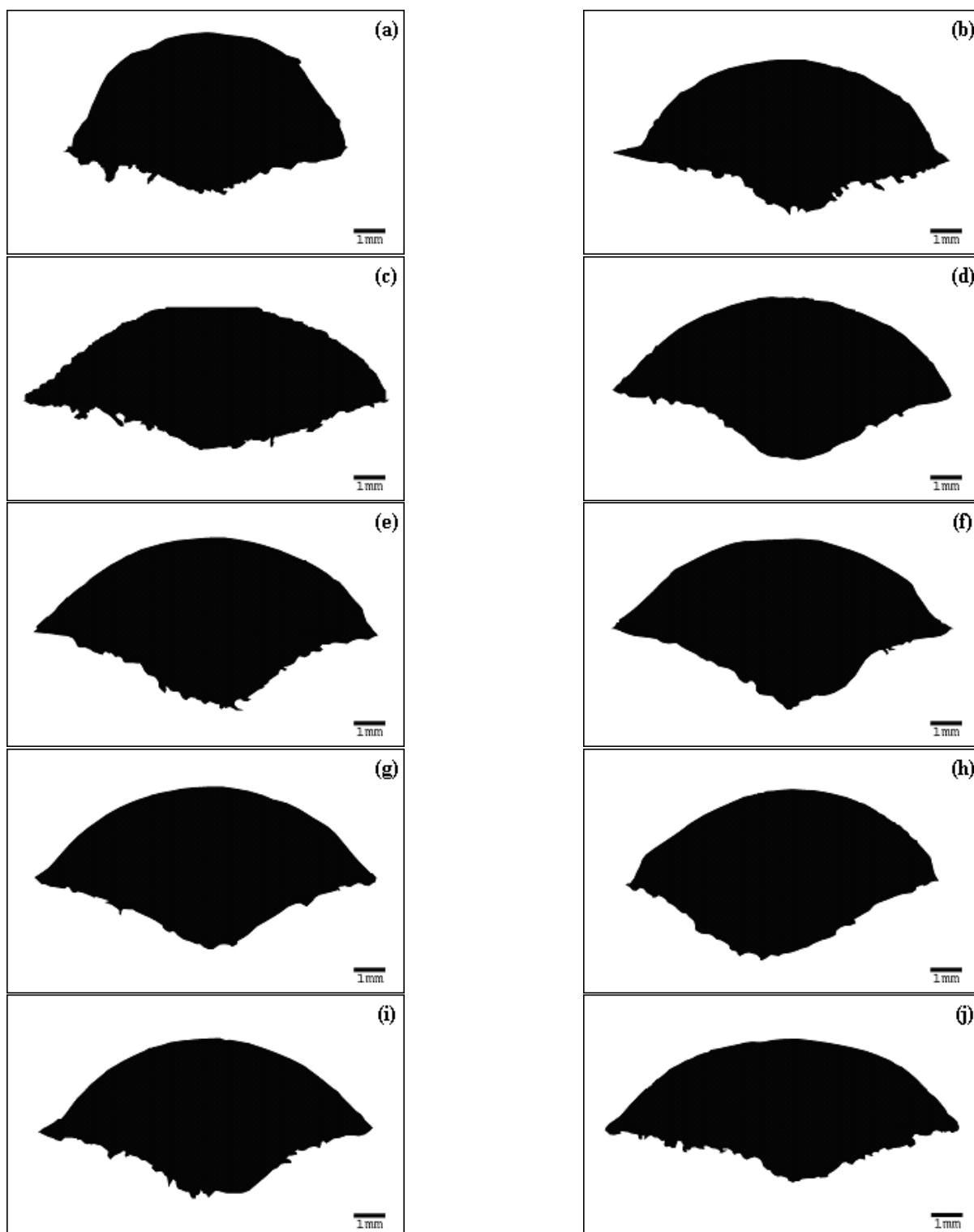


Figura 4.11 Perfis macrográficos binarizados da seção transversal dos cordões de solda para o processo de soldagem GMAW em função do tipo de atmosfera protetora. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂.

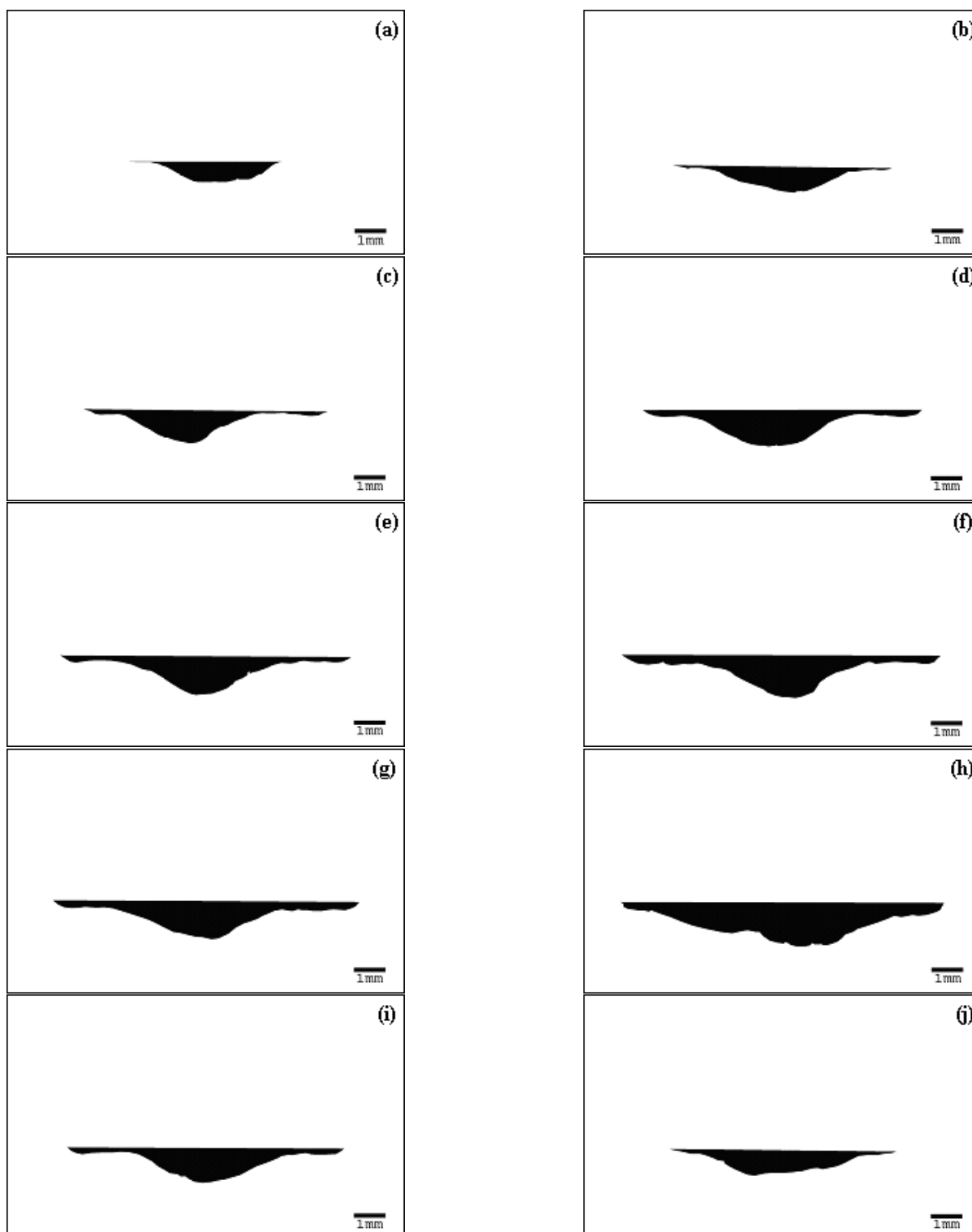


Figura 4.12 Perfis macrográficos binarizados da região diluída dos cordões de solda para o processo de soldagem FCAW em função do tipo de atmosfera protetora. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂.

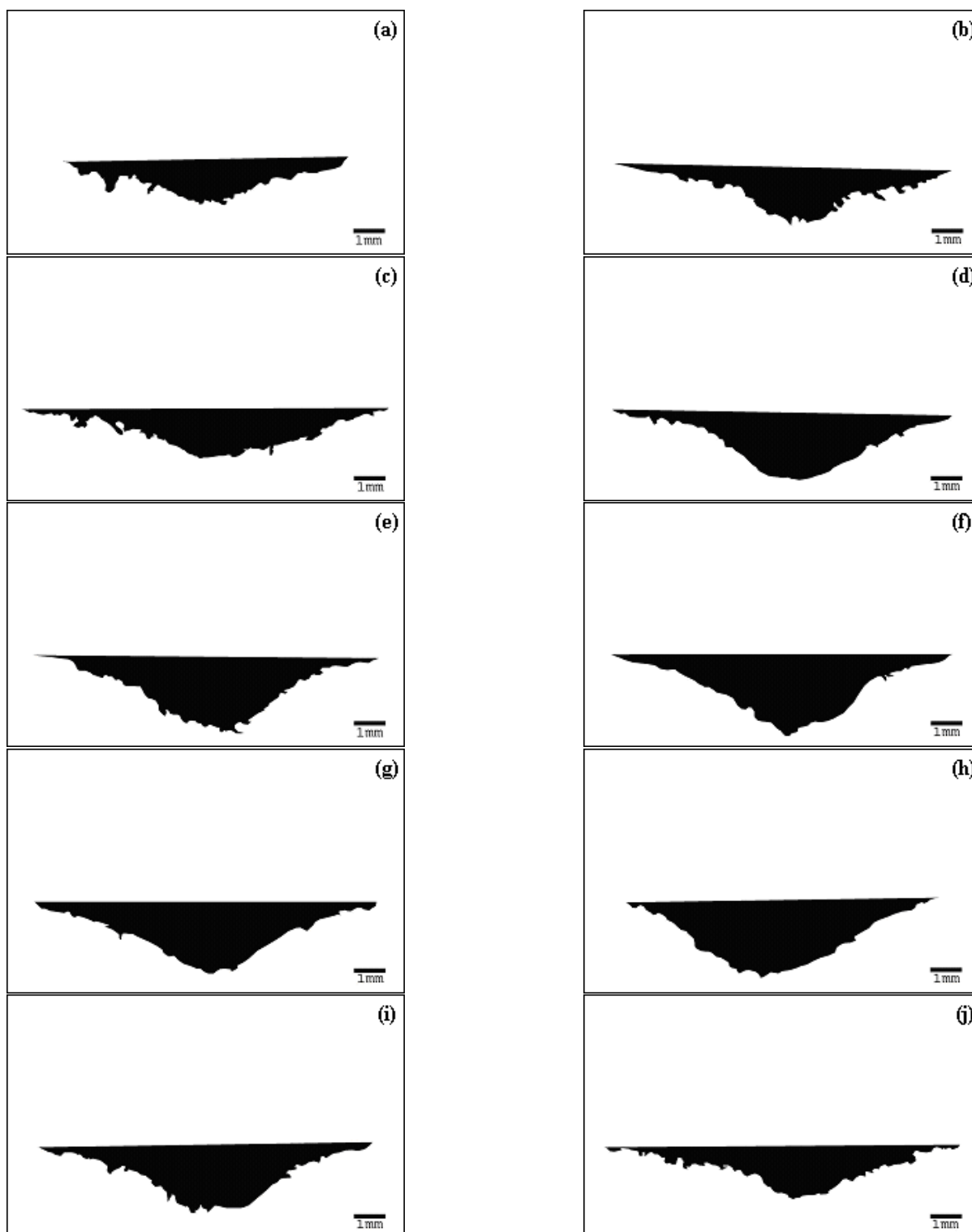


Figura 4.13 Perfis macrográficos binarizados da região diluída dos cordões de solda para o processo de soldagem GMAW em função do tipo de atmosfera protetora. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂.

A adição de 2%O₂ em Argônio promove uma atmosfera oxidante com potencial de oxigênio equivalente a de uma mistura contendo 4%CO₂ em Argônio, tal fato pode ser comprovado ao se observar as Figuras 4.9 (c) e 4.9 (j), as quais possuem um formato de cordão muito semelhante.

As Tabelas 4.5 e 4.6 contêm os valores médios acompanhados da respectiva incerteza (1 desvio-padrão) de parâmetros geométricos, tais como: altura (H), largura (W) e penetração (D) do cordão de solda em função do tipo de atmosfera protetora e correspondentes valores de tensão média ($V_{méd}$) e corrente média ($I_{méd}$) observados durante as soldagens FCAW e GMAW, respectivamente.

Tabela 4.5 Altura (H), largura (W), penetração (D), tensão média ($V_{méd}$) e corrente média ($I_{méd}$) para a soldagem FCAW sob diferentes atmosferas protetoras.

Nº CDP	Tipo de gás	H [mm]	W [mm]	D [mm]	$V_{méd}$ [V]	$I_{méd}$ [A]
1	100%Ar	4,17 ± 0,27	5,82 ± 0,38	0,68 ± 0,05	28,9	142 ± 2
2	98%Ar + 2%CO ₂	3,53 ± 0,25	7,11 ± 0,36	0,81 ± 0,06	29,1	151 ± 2
3	96%Ar + 4%CO ₂	2,92 ± 0,11	8,06 ± 0,40	1,02 ± 0,10	29,3	147 ± 2
4	92%Ar + 8%CO ₂	2,81 ± 0,25	8,97 ± 0,52	1,19 ± 0,13	29,4	148 ± 2
5	85%Ar + 15%CO ₂	2,58 ± 0,18	9,69 ± 0,63	1,25 ± 0,12	30,0	144 ± 2
6	80%Ar + 20%CO ₂	2,83 ± 0,14	9,97 ± 0,52	1,32 ± 0,13	28,8	146 ± 2
7	75%Ar + 25%CO ₂	2,76 ± 0,25	10,27 ± 0,76	1,25 ± 0,14	30,1	148 ± 2
8	100%CO ₂	2,48 ± 0,11	10,60 ± 0,72	1,53 ± 0,21	28,8	144 ± 2
9	90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂	3,06 ± 0,20	9,36 ± 0,62	1,04 ± 0,14	30,0	148 ± 2
10	98%Ar + 2%O ₂	3,58 ± 0,23	7,06 ± 0,50	0,96 ± 0,15	30,1	152 ± 2

Tabela 4.6 Altura (H), largura (W), penetração (D), tensão média ($V_{méd}$) e corrente média ($I_{méd}$) para a soldagem GMAW sob diferentes atmosferas protetoras.

Nº CDP	Tipo de gás	H [mm]	W [mm]	D [mm]	$V_{méd}$ [V]	$I_{méd}$ [A]
11	100%Ar	3,93 ± 0,07	9,05 ± 0,27	1,09 ± 0,27	25,8	210 ± 2
12	98%Ar + 2%CO ₂	3,16 ± 0,12	10,96 ± 0,25	1,73 ± 0,07	23,6	200 ± 2
13	96%Ar + 4%CO ₂	2,95 ± 0,06	11,80 ± 0,11	1,79 ± 0,13	28,6	204 ± 2
14	92%Ar + 8%CO ₂	3,02 ± 0,04	11,05 ± 0,08	2,20 ± 0,07	27,4	204 ± 2
15	85%Ar + 15%CO ₂	2,95 ± 0,08	11,15 ± 0,08	2,34 ± 0,07	27	204 ± 2
16	80%Ar + 20%CO ₂	3,16 ± 0,29	11,92 ± 0,99	2,15 ± 0,10	26,8	204 ± 2
17	75%Ar + 25%CO ₂	2,86 ± 0,11	11,24 ± 0,16	2,27 ± 0,03	27	196 ± 2
18	100%CO ₂	3,25 ± 0,14	10,12 ± 0,14	2,34 ± 0,08	31,6	195 ± 2
19	90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂	2,98 ± 0,08	11,01 ± 0,22	2,15 ± 0,08	26,2	204 ± 2
20	98%Ar + 2%O ₂	3,04 ± 0,03	11,52 ± 0,04	1,56 ± 0,04	18,4	207 ± 2

As Tabelas 4.7 e 4.8 contêm os valores médios acompanhados da respectiva incerteza (1 desvio-padrão) para a taxa de diluição (T_{dil}) em função da atmosfera protetora utilizada e

correspondentes valores de tensão média ($V_{\text{méd}}$) e corrente média ($I_{\text{méd}}$) observados durante as soldagens FCAW e GMAW, respectivamente.

Tabela 4.7 Taxa de diluição (T_{dil}), tensão média ($V_{\text{méd}}$) e corrente média ($I_{\text{méd}}$) para a soldagem FCAW sob diferentes atmosferas protetoras.

Nº CDP	Tipo de gás	T_{dil} [%]	$V_{\text{méd}}$ [V]	$I_{\text{méd}}$ [A]
1	100%Ar	$10,17 \pm 0,91$	28,9	142 ± 2
2	98%Ar + 2%CO ₂	$12,15 \pm 0,74$	29,1	151 ± 2
3	96%Ar + 4%CO ₂	$16,84 \pm 0,96$	29,3	147 ± 2
4	92%Ar + 8%CO ₂	$19,93 \pm 0,75$	29,4	148 ± 2
5	85%Ar + 15%CO ₂	$21,23 \pm 0,75$	30,0	144 ± 2
6	80%Ar + 20%CO ₂	$22,85 \pm 1,12$	28,8	146 ± 2
7	75%Ar + 25%CO ₂	$23,90 \pm 1,44$	30,1	148 ± 2
8	100%CO ₂	$32,17 \pm 1,23$	28,8	144 ± 2
9	90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂	$17,01 \pm 2,91$	30,0	148 ± 2
10	98%Ar + 2%O ₂	$13,85 \pm 0,54$	30,1	152 ± 2

Tabela 4.8 Taxa de diluição (T_{dil}), tensão média ($V_{\text{méd}}$) e corrente média ($I_{\text{méd}}$) para a soldagem GMAW sob diferentes atmosferas protetoras.

Nº CDP	Tipo de gás	T_{dil} [%]	$V_{\text{méd}}$ [V]	$I_{\text{méd}}$ [A]
11	100%Ar	$18,36 \pm 5,43$	25,8	210 ± 2
12	98%Ar + 2%CO ₂	$26,98 \pm 0,20$	23,6	200 ± 2
13	96%Ar + 4%CO ₂	$29,37 \pm 2,15$	28,6	204 ± 2
14	92%Ar + 8%CO ₂	$32,71 \pm 1,22$	27,4	204 ± 2
15	85%Ar + 15%CO ₂	$35,54 \pm 2,53$	27	204 ± 2
16	80%Ar + 20%CO ₂	$31,77 \pm 4,56$	26,8	204 ± 2
17	75%Ar + 25%CO ₂	$36,50 \pm 1,23$	27	196 ± 2
18	100%CO ₂	$36,57 \pm 0,76$	31,6	195 ± 2
19	90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂	$32,29 \pm 2,19$	26,2	204 ± 2
20	98%Ar + 2%O ₂	$27,17 \pm 1,59$	18,4	207 ± 2

A Figura 4.14 representa graficamente os valores de parâmetros geométricos do cordão de solda resultante da soldagem FCAW, tais como: altura (H), largura (W) e penetração (D) em função do percentual de CO_2 contido na matriz de Argônio e respectivos valores de corrente média.

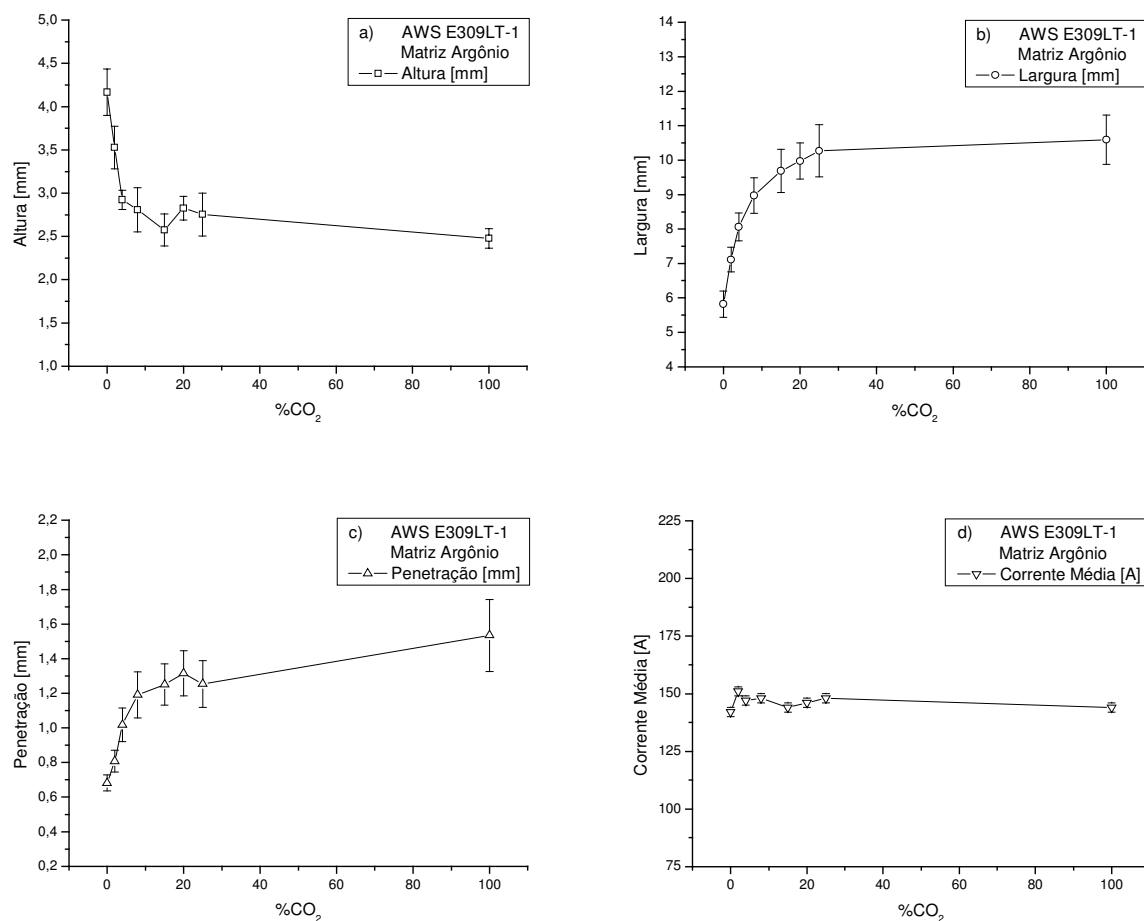


Figura 4.14 a) Altura (H), b) Largura (W), c) Penetração (D) e d) Corrente média ($I_{\text{méd}}$) em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio para a soldagem FCAW.

A Figura 4.15 representa graficamente os valores de parâmetros geométricos do cordão de solda resultante da soldagem FCAW, tais como: altura (H), largura (W) e penetração (D) em função do percentual de CO_2 contido na matriz de Argônio + 2% O_2 e respectivos valores de corrente média.

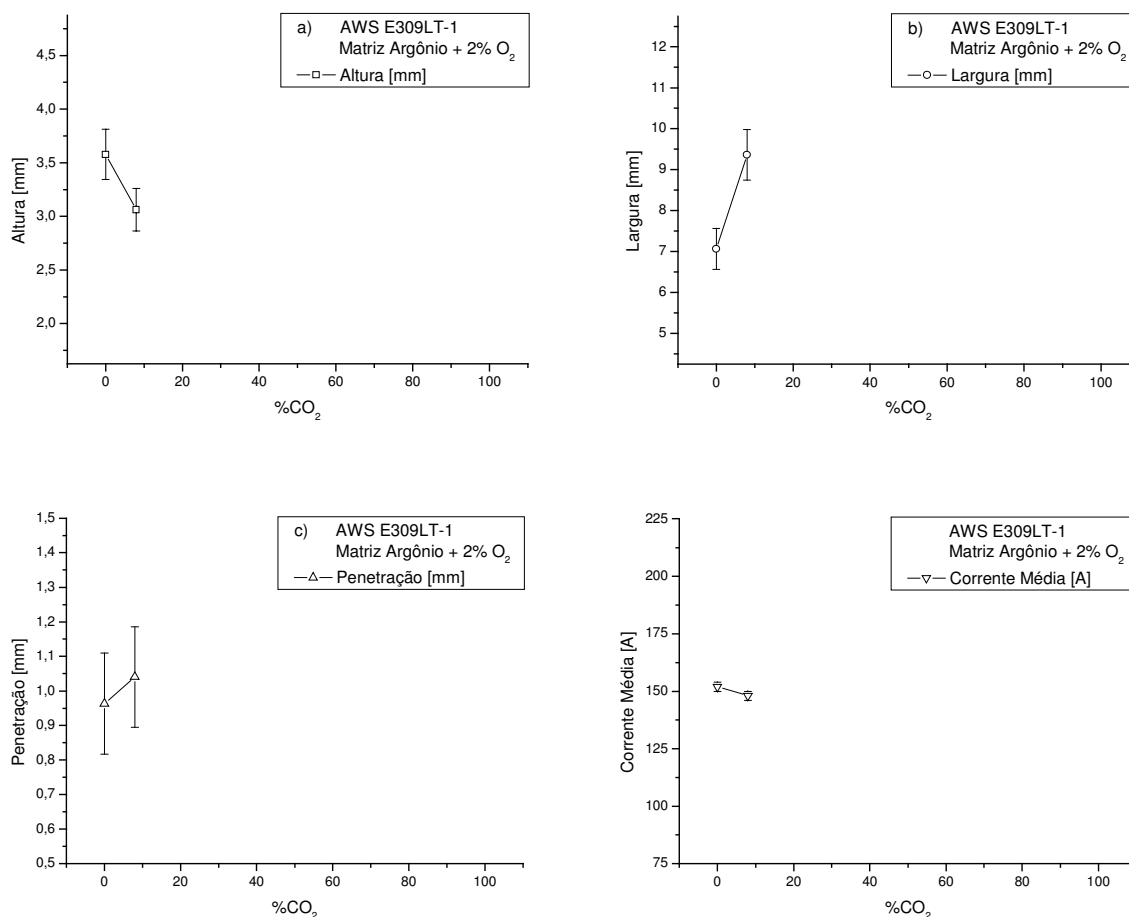


Figura 4.15 a) Altura (H), b) Largura (W), c) Penetração (D) e d) Corrente média em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio + 2% O_2 para a soldagem FCAW.

Com relação às Figuras 4.14 e 4.15, é possível observar que a medida que o percentual de CO_2 em ambas as matrizes aumentou o cordão se tornou mais largo, menos alto e mais profundo. Embora o efeito da corrente de soldagem sobre esses parâmetros não possa ser descartado completamente, neste caso específico, tal variável pareceu não ter significativa influência sobre os parâmetros geométricos. Esse comportamento pode ser decorrente do fato de que a variação experimentada pela corrente não seja suficiente para provocar variações significativas sobre os valores dos parâmetros geométricos. O mesmo comportamento relativo os valores dos parâmetros geométricos também foi verificado em estudos realizados por Kobayashi (2001, p. 1 - 11). De acordo com este autor, no caso da soldagem FCAW com arco

pulsado, considerando mesmas frequências e correntes médias, a penetração e a largura do cordão na soldagem com CO₂ puro foram superiores às obtidas na soldagem utilizando 75%Ar + 25%CO₂.

Mechev (1997, p. 24 - 27) já havia relatado que o CO₂ puro, comparativamente a mistura 75%Ar + 25% CO₂, apresenta uma maior velocidade do plasma e um grande fluxo de calor à peça, o que promove um aumento da movimentação de massa e elevadas pressões na poça de fusão, o que contribui para aumento da largura e penetração do cordão.

De acordo com Dillenbeck e Castagno (1987, p. 45 - 49), a combinação da baixa penetração e da menor quantidade de respingos torna o uso do Argônio puro desejável somente na soldagem de chapas finas, onde a excessiva fusão da chapa e o aspecto superficial são as características de principal interesse.

A Figura 4.16 representa graficamente os valores de parâmetros geométricos do cordão de solda resultante da soldagem GMAW, tais como: altura (H), largura (W) e penetração (D) em função do percentual de CO_2 contido na matriz de Argônio e respectivos valores de corrente média.

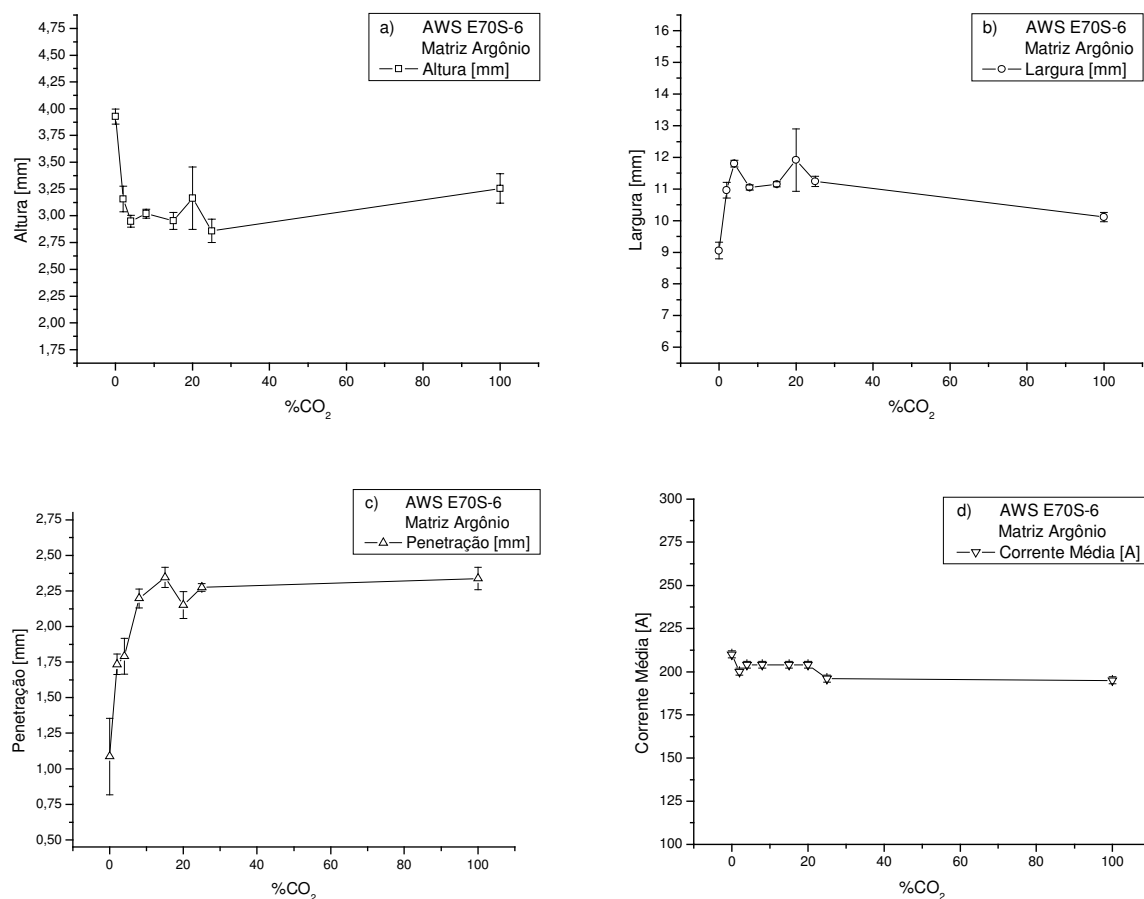


Figura 4.16 a) Altura (H), b) Largura (W), c) Penetração (D) e d) Corrente média em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio para a soldagem GMAW.

A Figura 4.17 representa graficamente os valores de parâmetros geométricos do cordão de solda resultante da soldagem GMAW, tais como: altura (H), largura (W) e penetração (D) em função do percentual de CO₂ contido na matriz de Argônio +2%O₂ e respectivos valores de corrente média.

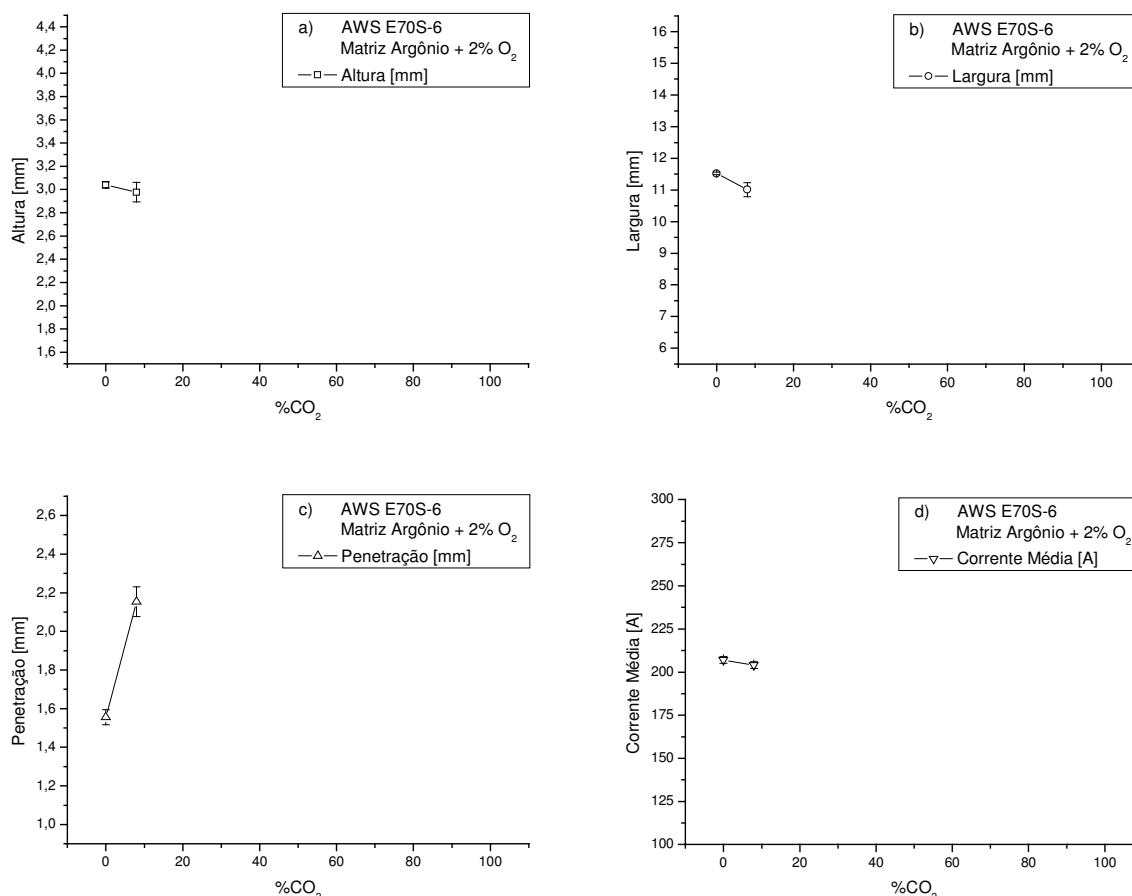


Figura 4.17 a) Altura (H), b) Largura (W), c) Penetração (D) e d) Corrente média em função do percentual de CO₂ na matriz de Argônio +2%O₂ para a soldagem GMAW.

Já em relação às Figuras 4.16 e 4.17, também é possível notar que a corrente de soldagem não apresentou uma influência significativa sobre os valores dos parâmetros geométricos em questão. No entanto, o percentual de CO₂ no gás de proteção já demonstra ser um fator que exerce uma maior influência sobre os valores dos parâmetros geométricos. Aumentos nos percentuais de CO₂ até 15% geraram diminuições na altura e aumentos na penetração. A partir desse percentual, os valores de altura e penetração apresentaram pequenas oscilações em seus valores.

O comportamento da largura do cordão em relação ao percentual de CO₂ no gás de proteção para a soldagem GMAW não seguiu exatamente o comportamento esperado, que

seria de aumento da largura a medida em que crescia o percentual de CO_2 no gás de proteção. As variações de largura do cordão de solda podem ser decorrentes da ausência de escória neste tipo de soldagem, o que deixaria o cordão de solda mais exposto às condições do meio ambiente, já que nem todos os cordões foram feitos em um mesmo dia e nem no mesmo horário e, assim, sujeitos a diferentes temperaturas ambiente. Adicionalmente, apesar do seccionamento do cordão ter seguido uma padronização para todos os CDP'S, o mesmo pode ter ocorrido em áreas que não representavam fielmente o comportamento geométrico predominante no restante do cordão, o que também pode ter contribuído para a ocorrência das discrepâncias observadas.

Também foi observado que um aumento do percentual de O_2 na matriz de Argônio gerou cordões menos altos, mais largos e mais profundos. Tal comportamento foi observado mesmo sob uma queda no nível de corrente entre as soldagens utilizando Argônio puro e $98\%\text{Ar} + 2\%\text{O}_2$, o que leva a crer que o efeito observado sobre os parâmetros geométricos tem sua origem diretamente ligada ao tipo de gás de proteção. Essa constatação está em acordo com estudos realizados por Paris (2001, p. 1 - 9) e Dalpiaz (1999, p. 7 – 16). Segundo estes autores adições de O_2 em Argônio promovem aumentos na largura do cordão.

Modenesi (2004, p. 219(s) – 224(s)) também verificou que o tipo de gás de proteção tem uma influência significativa sobre a geometria do cordão de solda, de forma que a presença de um componente oxidante no gás suaviza o perfil do cordão, reduzindo seu reforço e aumentando a penetração.

A Figura 4.18 representa graficamente os valores da taxa de diluição do cordão de solda resultante da soldagem FCAW em função do percentual de CO_2 contido na matriz de Argônio e respectivos valores de corrente média.

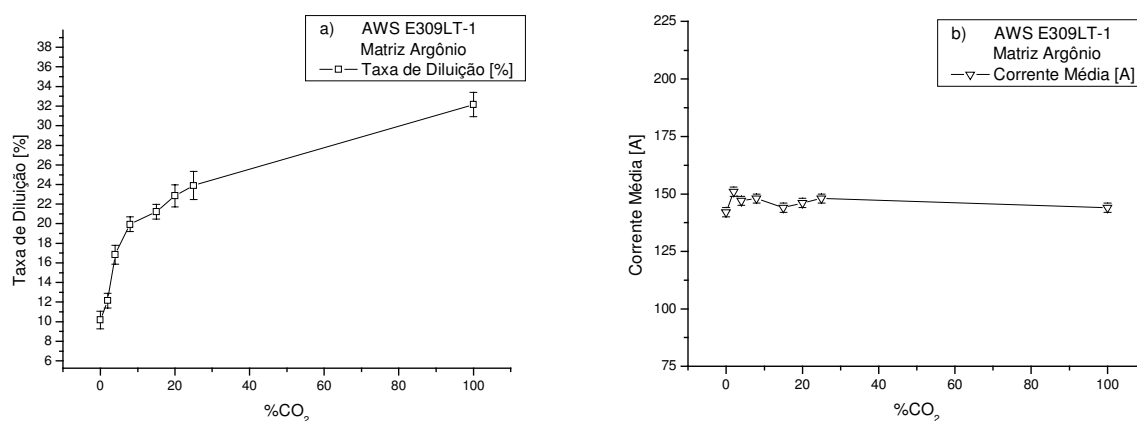


Figura 4.18 a) Taxa de diluição e b) Corrente média em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio para a soldagem FCAW.

A Figura 4.19 representa graficamente os valores da taxa de diluição do cordão de solda resultante da soldagem FCAW em função do percentual de CO_2 contido na matriz de Argônio + 2% O_2 e respectivos valores de corrente média.

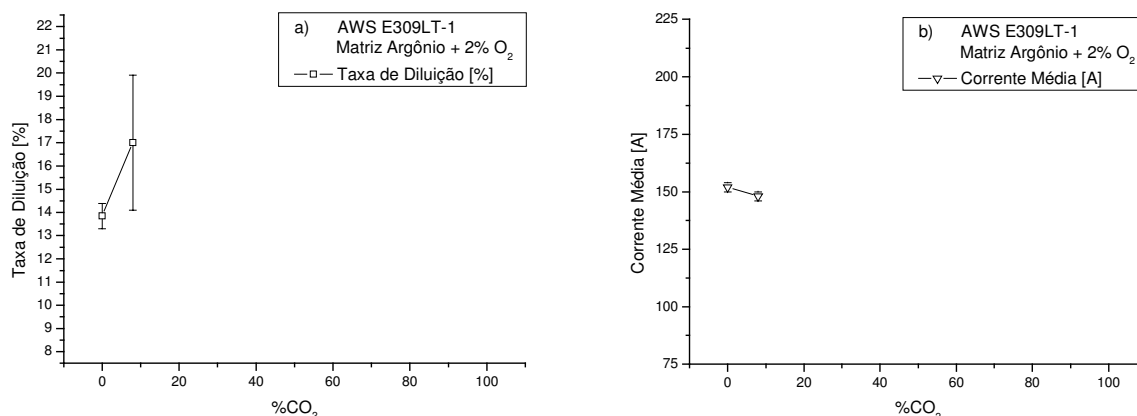


Figura 4.19 a) Taxa de diluição e b) Corrente média em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio + 2% O_2 para a soldagem FCAW.

Em relação às Figuras 4.18 e 4.19, foi constatado que a taxa de diluição aumenta a medida que cresce o percentual de CO_2 no gás de proteção. A influência da corrente de soldagem sobre tal parâmetro não pode ser negligenciada, mas, no presente caso, pode ser considerada como insignificante.

A Figura 4.20 representa graficamente os valores da taxa de diluição do cordão de solda resultante da soldagem GMAW em função do percentual de CO_2 contido na matriz de Argônio e respectivos valores de corrente média.

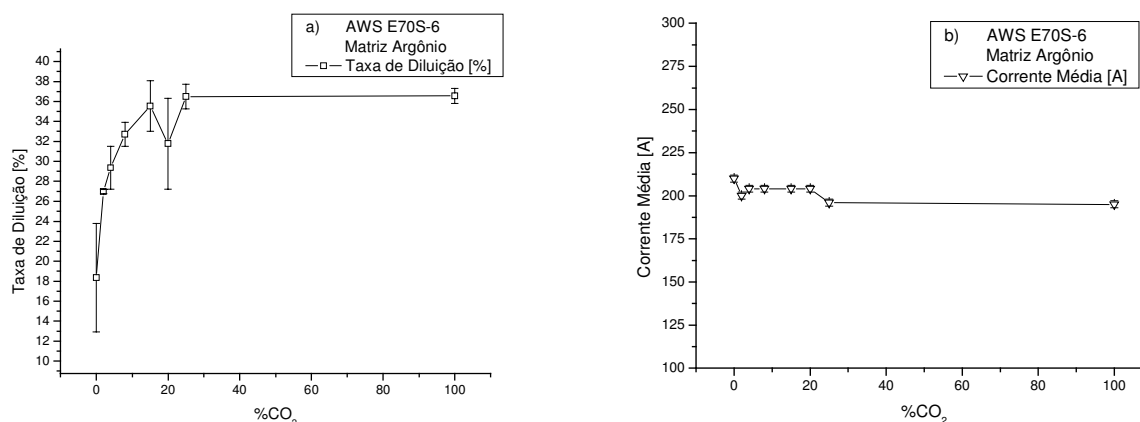


Figura 4.20 a) Taxa de diluição e b) Corrente média em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio para a soldagem GMAW.

A Figura 4.21 representa graficamente os valores da taxa de diluição do cordão de solda resultante da soldagem GMAW em função do percentual de CO_2 contido na matriz de Argônio + 2% O_2 e respectivos valores de corrente média.

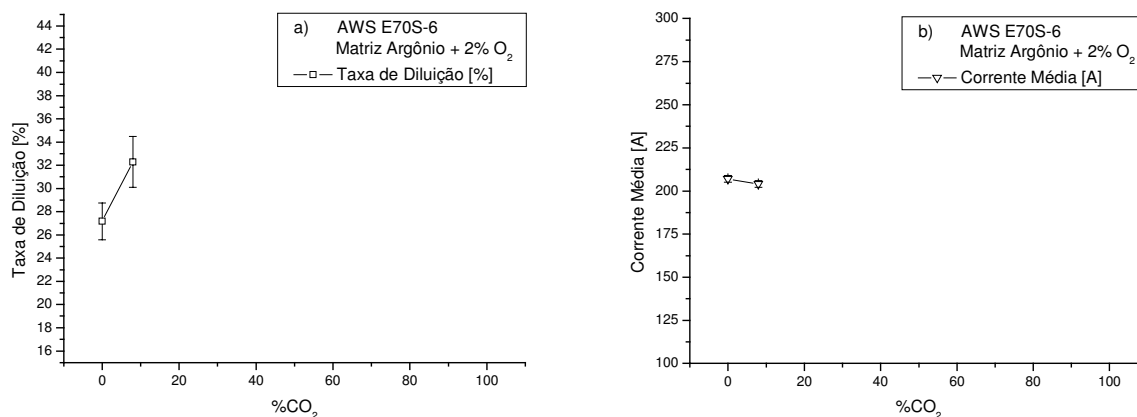


Figura 4.21 a) Taxa de diluição e b) Corrente média em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio + 2% O_2 para a soldagem GMAW.

Já em relação às Figuras 4.20 e 4.21, a taxa de diluição apresentou comportamento semelhante à obtida na soldagem FCAW, ou seja, a medida que o percentual de CO_2 no gás de proteção aumentou a taxa de diluição cresceu. Neste caso, como no anterior, a corrente de soldagem não apresentou significativa relação com a taxa de diluição, tal comportamento pode ser atribuído ao fato de as variações de corrente durante a realização da solda não serem suficientes para proporcionar alterações significativas nos valores de taxa de diluição, ficando a cargo do tipo gás de proteção as variações mais sensíveis sobre a taxa de diluição. Todavia, em ambos os casos discutidos anteriormente, não se pode afirmar que a corrente de soldagem não afete a taxa de diluição.

Groetelaars e Scotti (2007, p. 29 – 37), ao estudarem o efeito do percentual de CO_2 em Argônio para a soldagem MIG/MAG duplo-arame de aço ao Carbono (ABNT 1020), também constataram que aumentos no percentual de CO_2 promovem uma elevação dos valores de taxa de diluição para condições de soldagem onde foram mantidos constantes a corrente, a DBCP, a velocidade de alimentação, a velocidade de soldagem e o comprimento do arco.

As Figuras 4.22 e 4.24 representam, respectivamente, as micrografias com e sem ataque químico do metal de solda de cordões obtidos sob diferentes atmosferas protetoras para o processo de soldagem FCAW.

As Figuras 4.23 e 4.25 representam, respectivamente, as micrografias com e sem ataque químico do metal de solda de cordões obtidos sob diferentes atmosferas protetoras para o processo de soldagem e GMAW

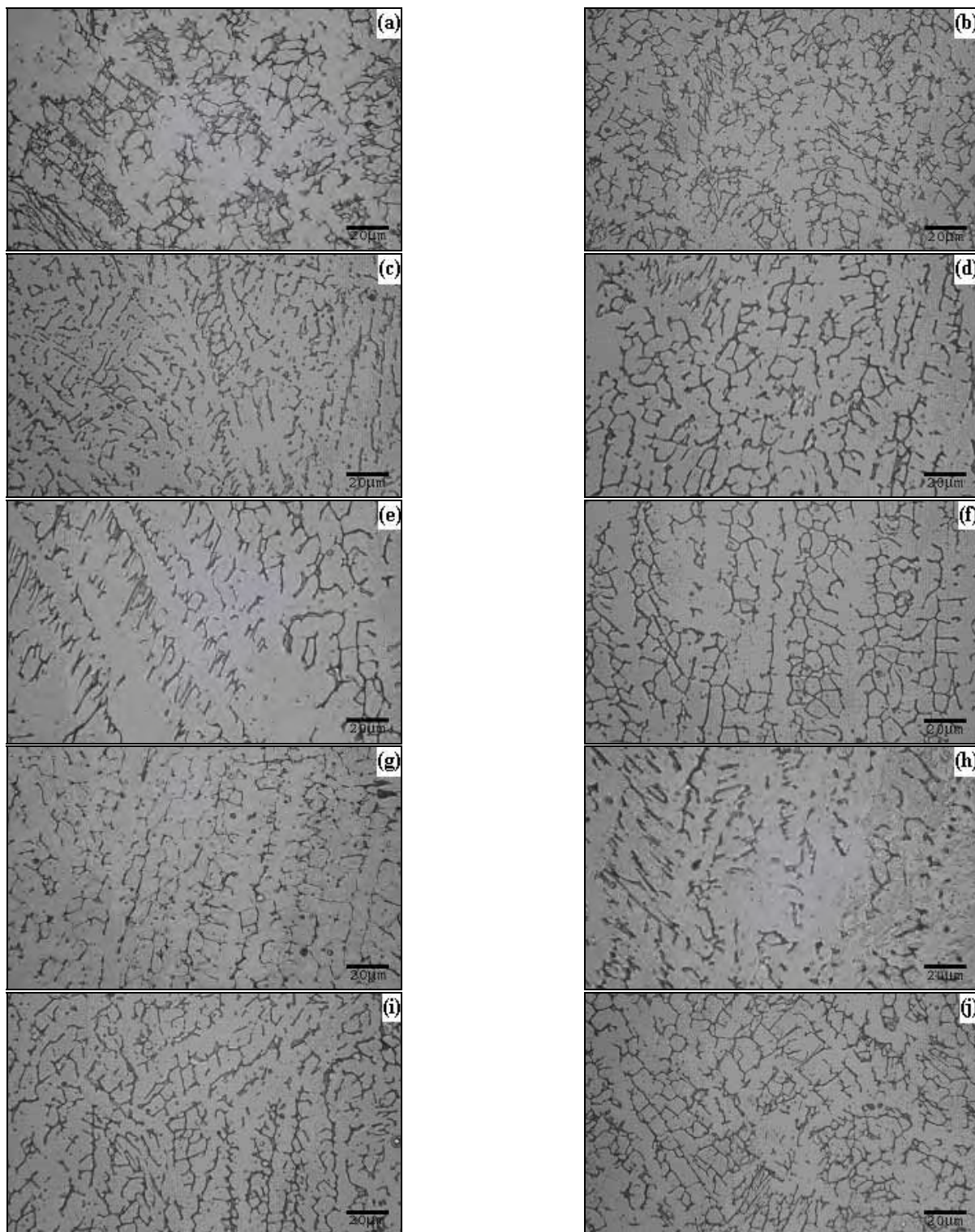


Figura 4.22 Micrografia do metal de solda de cordões obtidos utilizando diferentes atmosferas protetoras para o processo de soldagem FCAW. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂. Ataque: Villela.

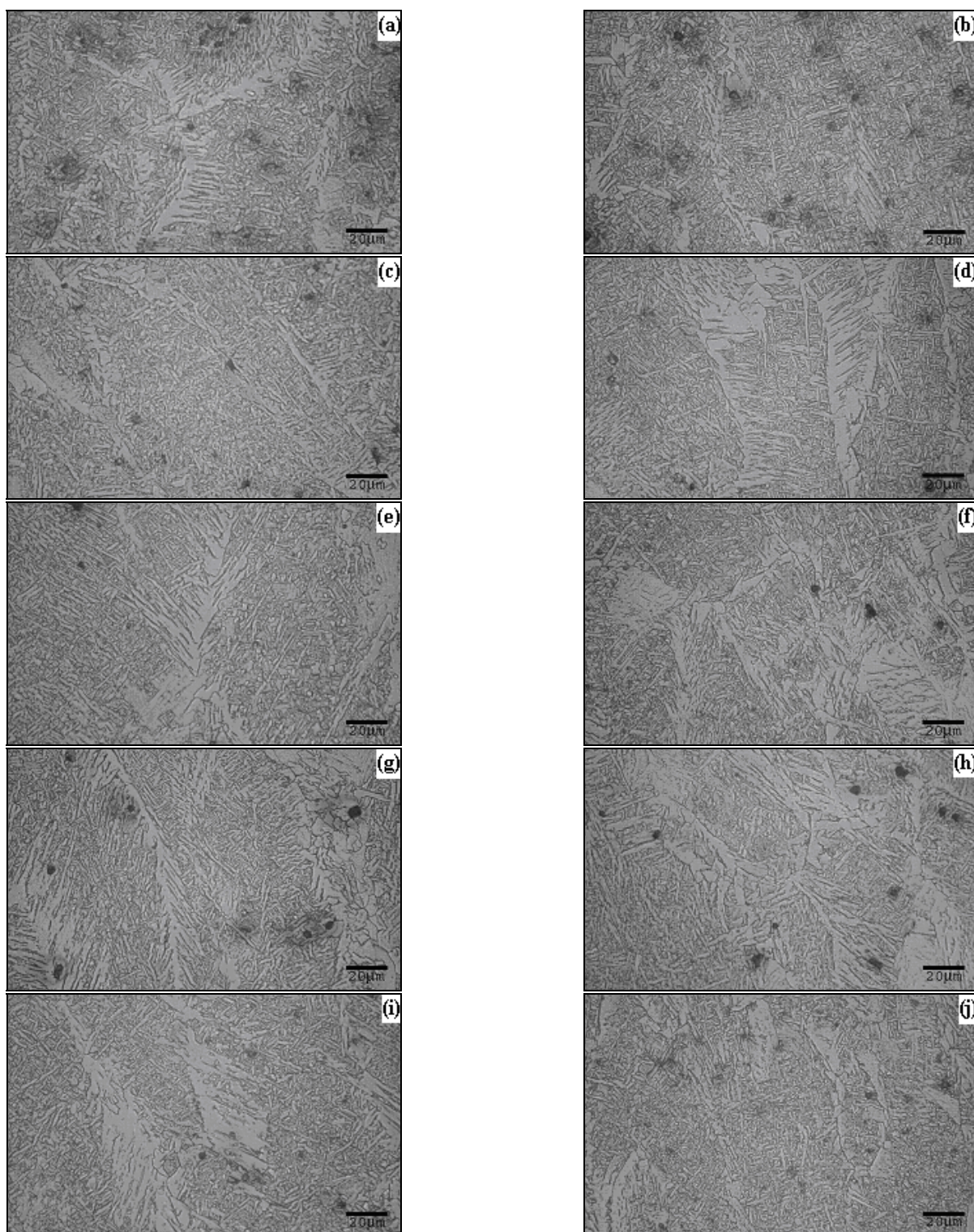


Figura 4.23 Micrografia do metal de solda de cordões obtidos utilizando diferentes atmosferas protetoras para o processo de soldagem GMAW. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂. Ataque: Nital 2%.

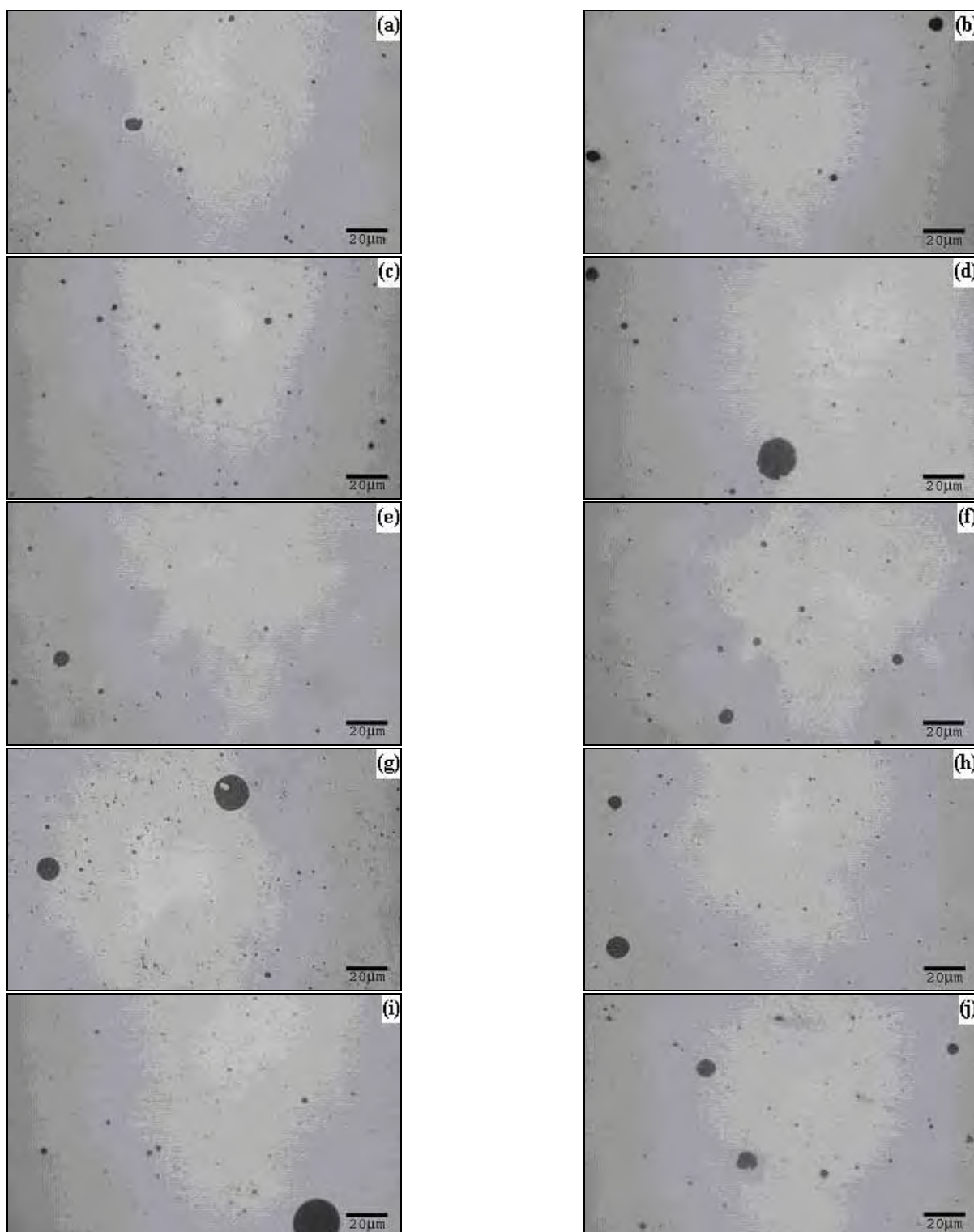


Figura 4.24 Imagens microscópicas do metal de solda sem ataque químico de cordões obtidos através do processo FCAW sob diferentes atmosferas protetoras. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂.

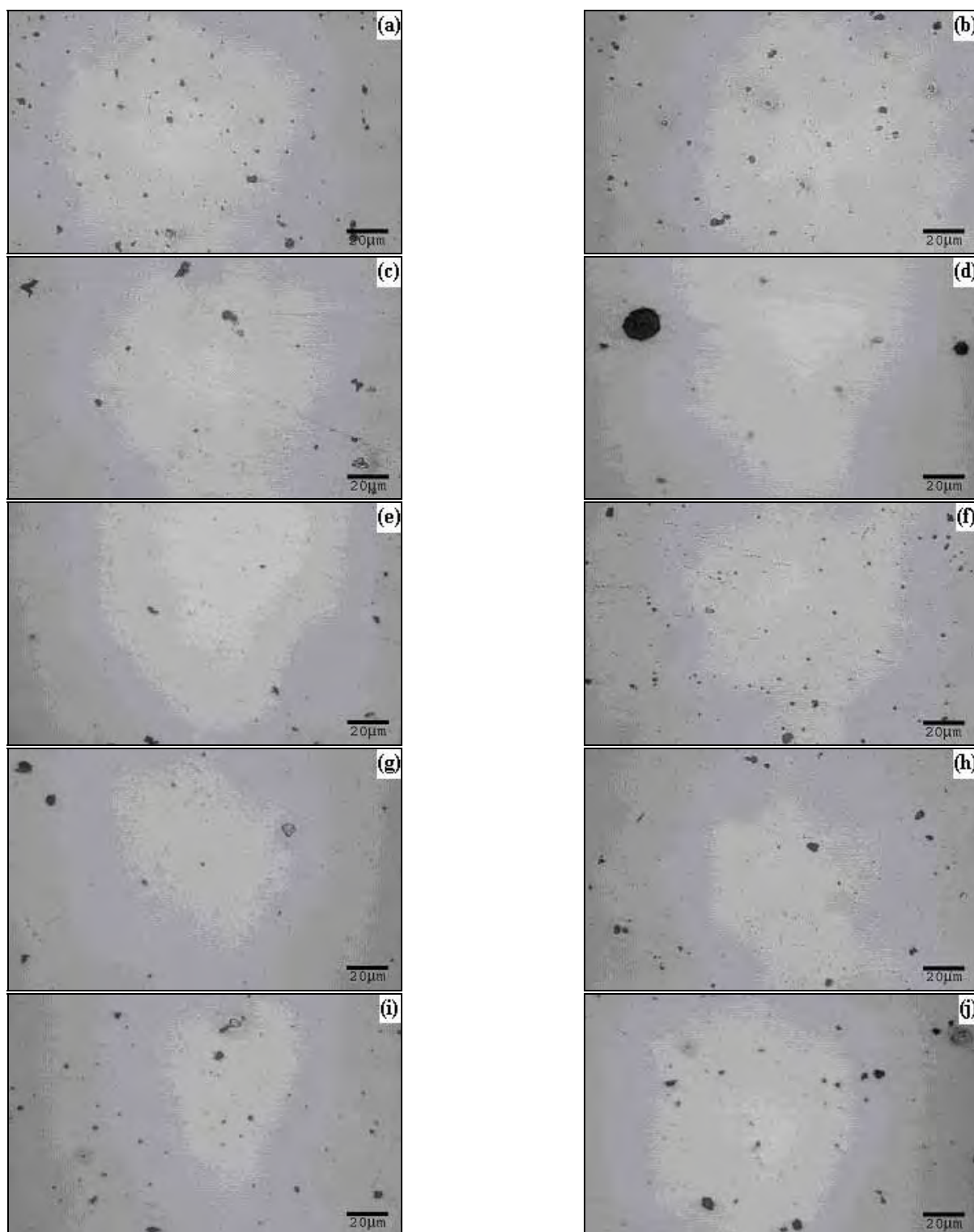


Figura 4.25 Imagens microscópicas do metal de solda sem ataque químico de cordões obtidos através do processo GMAW sob diferentes atmosferas protetoras. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂.

As Tabelas 4.9 e 4.10 contêm os valores do diâmetro de Ferret (d), do número de porosidades/inclusões por unidade de área (N_A), do número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V), bem como das frações em área (A_A) e volume (V_V) de porosidades/inclusões acompanhados pela respectiva incerteza (1 desvio-padrão), todos em função do tipo de atmosfera protetora utilizada nas soldagens FCAW e GMAW, respectivamente.

Tabela 4.9 Diâmetro de Ferret (d), número de porosidades/inclusões por unidade de área (N_A), número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V), fração em área de porosidades/inclusões (A_A) e fração volumétrica de porosidades/inclusões (V_V) em função do tipo de atmosfera protetora utilizada na soldagem FCAW.

Nº CDP	Tipo de gás	d [μm]	N_A [mm^{-2}]	N_V [mm^{-3}]	A_A [%]	V_V [%]
1	100%Ar	$0,996\pm0,207$	$3991,17\pm1049,50$	4008115 ± 1343230	$0,31\pm0,10$	$0,18\pm0,13$
2	98%Ar+2%CO ₂	$1,475\pm0,525$	$1695,81\pm761,63$	1149431 ± 658592	$0,29\pm0,16$	$0,17\pm0,21$
3	96%Ar+4%CO ₂	$1,868\pm0,686$	$1792,25\pm439,78$	959702 ± 423994	$0,49\pm0,34$	$0,29\pm0,34$
4	92%Ar+8%CO ₂	$1,652\pm0,596$	$1774,82\pm621,33$	1074183 ± 539924	$0,38\pm0,24$	$0,22\pm0,27$
5	85%Ar+15%CO ₂	$1,295\pm0,261$	$3639,69\pm1014,64$	2810843 ± 967486	$0,48\pm0,14$	$0,28\pm0,20$
6	80%Ar+20%CO ₂	$1,191\pm0,441$	$4121,88\pm743,62$	3461761 ± 1427041	$0,46\pm0,33$	$0,27\pm0,32$
7	75%Ar+25%CO ₂	$1,008\pm0,325$	$7279,38\pm2208,50$	7221187 ± 3194694	$0,58\pm0,33$	$0,34\pm0,37$
8	100%CO ₂	$0,975\pm0,344$	$4278,74\pm673,33$	4387931 ± 1696433	$0,32\pm0,22$	$0,19\pm0,21$
9	90%Ar+8%CO ₂ +2%O ₂	$2,143\pm0,575$	$1635,39\pm500,78$	763250 ± 310798	$0,59\pm0,26$	$0,35\pm0,32$
10	98%Ar+2%O ₂	$1,963\pm0,638$	$1516,30\pm420,61$	772377 ± 330146	$0,46\pm0,27$	$0,27\pm0,29$

Tabela 4.10 Diâmetro de Ferret (d), número de porosidades/inclusões por unidade de área (N_A), número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V), fração em área de porosidades/inclusões (A_A) e fração volumétrica de porosidades/inclusões (V_V) em função do tipo de atmosfera protetora utilizada na soldagem GMAW.

Nº CDP	Tipo de gás	d [μm]	N_A [mm^{-2}]	N_V [mm^{-3}]	A_A [%]	V_V [%]
11	100%Ar	$1,202\pm0,841$	$8377,39\pm1372,80$	6972218 ± 5010130	$0,95\pm1,32$	$0,56\pm1,25$
12	98%Ar+2%CO ₂	$2,114\pm1,832$	$6753,62\pm1398,65$	3194783 ± 2847356	$2,37\pm4,08$	$1,40\pm3,86$
13	96%Ar+4%CO ₂	$0,978\pm0,174$	$5336,08\pm1351,01$	5456023 ± 1687720	$0,40\pm0,10$	$0,24\pm0,15$
14	92%Ar+8%CO ₂	$1,596\pm0,472$	$1554,06\pm770,93$	973847 ± 562384	$0,31\pm0,10$	$0,18\pm0,19$
15	85%Ar+15%CO ₂	$1,444\pm0,441$	$1710,63\pm598,97$	1184884 ± 550355	$0,28\pm0,14$	$0,17\pm0,17$
16	80%Ar+20%CO ₂	$0,861\pm0,116$	$7378,14\pm1446,29$	8565874 ± 2039481	$0,43\pm0,08$	$0,25\pm0,12$
17	75%Ar+25%CO ₂	$1,481\pm0,347$	$1681,87\pm635,57$	1135284 ± 504585	$0,29\pm0,08$	$0,17\pm0,14$
18	100%CO ₂	$0,931\pm0,173$	$6021,61\pm874,63$	6470553 ± 1525478	$0,41\pm0,14$	$0,24\pm0,15$
19	90%Ar+8%CO ₂ +2%O ₂	$1,104\pm0,177$	$3761,69\pm1027,42$	3406793 ± 1078320	$0,36\pm0,06$	$0,21\pm0,12$
20	98%Ar+2%O ₂	$3,109\pm3,978$	$2713,07\pm955,67$	872668 ± 1158106	$2,06\pm5,22$	$1,22\pm4,96$

As Figuras 4.26 e 4.27 representam graficamente os valores da fração volumétrica (V_V) e do número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V) obtidos com o processo de soldagem FCAW em função do percentual de CO_2 nas matrizes a base de Argônio e Argônio + 2% O_2 , respectivamente.

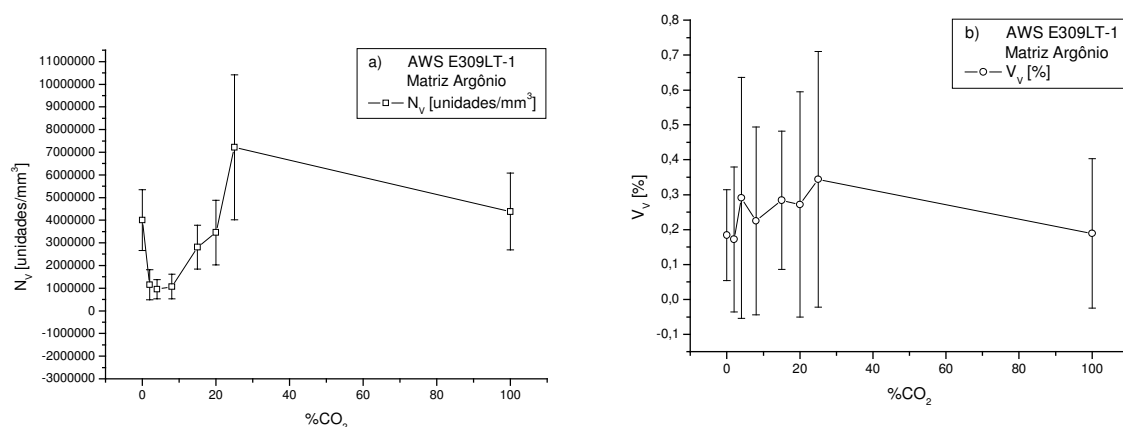


Figura 4.26 a) Número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V) e b) Fração volumétrica de porosidades/inclusões (V_V) em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio para o processo de soldagem FCAW.

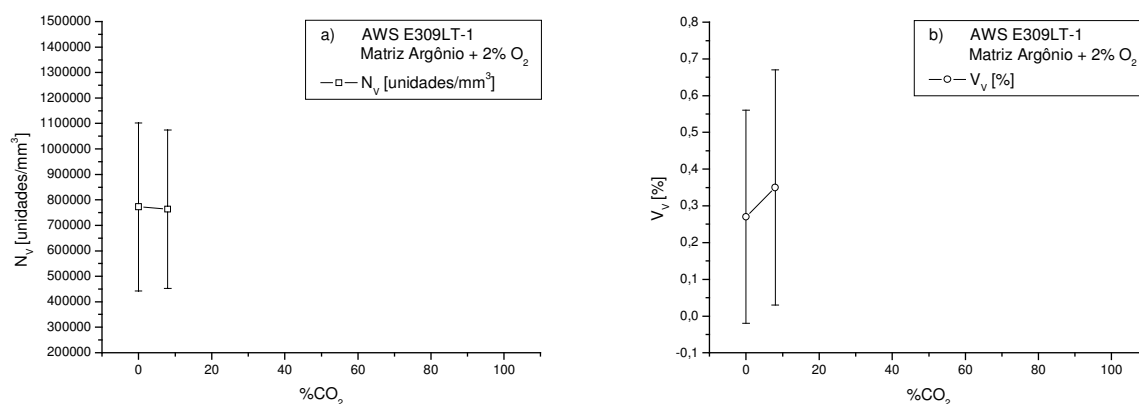


Figura 4.27 a) Número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V) e b) Fração volumétrica de porosidades/inclusões (V_V) em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio + 2% O_2 para o processo de soldagem FCAW.

A partir das Figuras 4.26 e 4.27 pode-se observar, considerando os altos desvio-padrão associados aos valores apresentados, que a medida que cresce o percentual de CO_2 no gás de proteção existe uma tendência de aumento da fração volumétrica (V_V) e da quantidade de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V). Resultados semelhantes sobre o aumento da fração volumétrica de inclusões a medida que cresce o percentual de CO_2 em Argônio na

soldagem FCAW com metal de adição AWS E309LT-1 também foram obtidos por Cardoso (2003, p. 68 – 74). De acordo com Lesnewieh (1990, p. 6 – 8) a adição de O_2 ou CO_2 em Argônio aumenta a quantidade de inclusões e porosidades.

As Figuras 4.28 e 4.29 representam graficamente os valores da fração volumétrica (V_V) e do número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V) obtidos com o processo de soldagem GMAW em função do percentual de CO_2 nas matrizes a base de Argônio e Argônio + 2% O_2 , respectivamente.

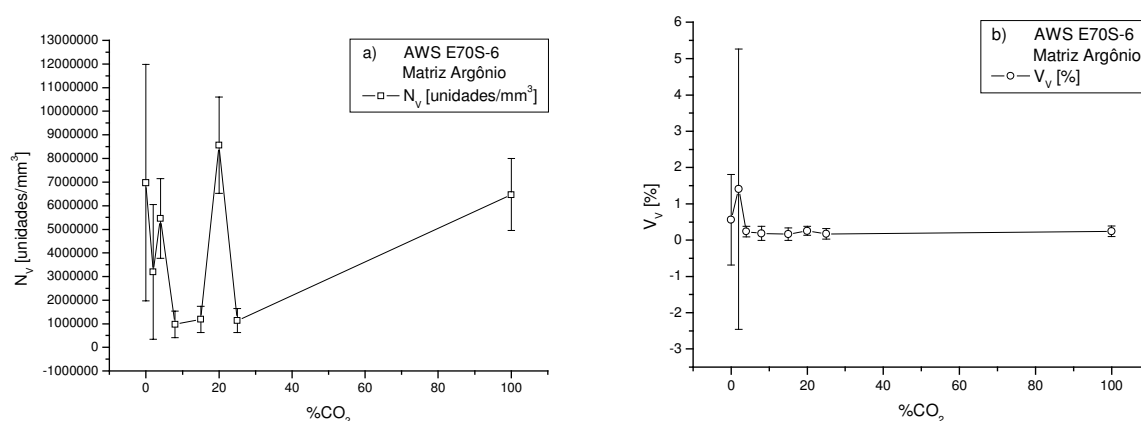


Figura 4.28 a) Número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V) e b) Fração volumétrica de porosidades/inclusões (V_V) em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio para o processo de soldagem GMAW.

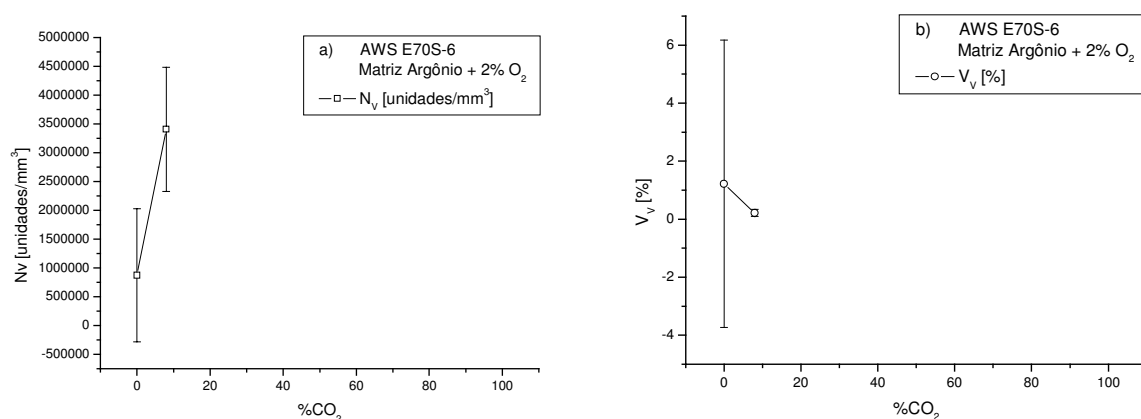


Figura 4.29 a) Número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V) e b) Fração volumétrica de porosidades/inclusões (V_V) em função do percentual de CO_2 na matriz de Argônio + 2% O_2 para o processo de soldagem GMAW.

Observando-se as Figuras 4.28 e 4.29, e também levando em consideração os elevados desvio-padrão associados aos valores apresentados, pode-se observar que, como no caso

anterior para a soldagem FCAW, aumentos no percentual de CO₂ no gás de proteção promovem o crescimento na quantidade de porosidades/inclusões por unidade de volume. No entanto, a fração volumétrica de porosidades/inclusões permanece praticamente invariável com o aumento no teor de CO₂ no gás de proteção.

O cálculo acurado de parâmetros microscópicos é uma tarefa difícil, principalmente quando não se dispõe de equipamentos que possibilitem uma maior confiabilidade aos resultados. Todavia, os resultados obtidos no presente trabalho podem ser considerados até certo ponto como satisfatórios, pois, conforme pode ser visto a partir da Tabela 4.11, a maioria dos valores de diâmetro de Ferret (d), fração volumétrica (V_V) e número de porosidades/inclusões por unidade de volume (N_V) encontrados via microscopia ótica se encontra dentro da faixa de valores obtidos por outros autores como Quintana (2001, p. 98(s) – 105(s)) e Schumann (1997, p. 1443 – 1450), os quais utilizaram microscopia eletrônica de varredura.

A Tabela 4.11 traz uma comparação entre dados referentes a metalografia quantitativa de porosidades/inclusões em cordões de solda retirados da literatura com os obtidos através do presente trabalho.

Tabela 4.11 Comparação de parâmetros quantitativos referentes a porosidades/inclusões retirados da literatura com os obtidos no presente trabalho.

Ref.	Processo	d [μm]	N_A [mm^{-2}]	N_V [mm^{-3}]	A_A [%]	V_V [%]	Técnica
[1]	FCAW	0,3-8,0	-	$(6-30) 10^7$	-	2,8	MEV
[*]	FCAW	0,98-2,14	1516,3-7279,4	$(0,76-7,22) 10^6$	0,3-0,6	0,2-0,4	MO
[2]	GMAW	0,2-0,4	-	-	0,1-2,8	-	MEV
[*]	GMAW	0,86-3,11	1554,1-8377,4	$(0,87-8,57) 10^6$	0,3-2,4	0,2-1,4	MO

Nota1: FCAW - (“*Flux Cored Arc Welding*”); GMAW - (“*Gas Metal Arc Welding*”); d – Diâmetro de Ferret; N_A - número de porosidades/inclusões por unidade de área (mm^2); N_V - número de porosidades/inclusões por unidade de volume (mm^3); A_A - fração em área ocupada pelas porosidades/inclusões; V_V fração em volume ocupado pelas porosidades/inclusões; MEV – microscopia eletrônica de varredura, MO – microscopia ótica; * - resultados obtidos a partir do presente trabalho.

Nota 2: Referências constantes na Tabela 4.9: [1] (QUINTANA, 2001, p. 98(s) – 105(s)) e [2] (SCHUMANN, 1997, p. 1443 – 1450).

A Tabela 4.12 contém os valores da fração em área de ferrita (F_F) encontrada no metal de solda em função do tipo de atmosfera protetora para o processo de soldagem FCAW.

Tabela 4.12 Fração em área de ferrita (F_F) em função do tipo de atmosfera protetora para o processo de soldagem FCAW.

Nº CDP	Tipo de gás	F_F [%]
1	100%Ar	$15,42 \pm 3,22$
2	98%Ar + 2%CO ₂	$15,69 \pm 1,45$
3	96%Ar + 4%CO ₂	$12,84 \pm 1,67$
4	92%Ar + 8%CO ₂	$15,17 \pm 1,67$
5	85%Ar + 15%CO ₂	$9,65 \pm 2,60$
6	80%Ar + 20%CO ₂	$13,56 \pm 2,19$
7	75%Ar + 25%CO ₂	$9,11 \pm 1,93$
8	100%CO ₂	$9,69 \pm 1,82$
9	90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂	$15,69 \pm 1,28$
10	98%Ar + 2%O ₂	$15,02 \pm 1,74$

As Figuras 4.30 e 4.31 representam graficamente os valores da fração em área de ferrita (F_F) referentes à soldagem FCAW em função do percentual de CO₂ nas matrizes de Argônio e Argônio + 2%O₂, respectivamente.

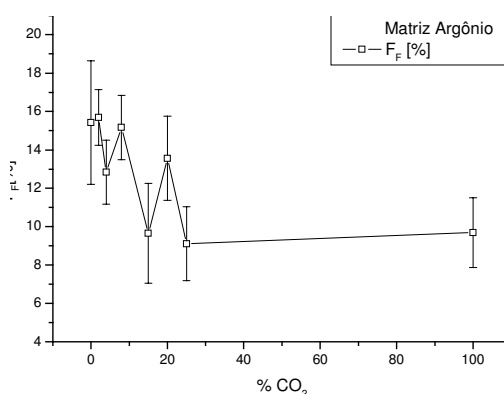


Figura 4.30 Fração em área de ferrita em função do percentual de CO₂ na matriz de Argônio para o processo de soldagem FCAW.

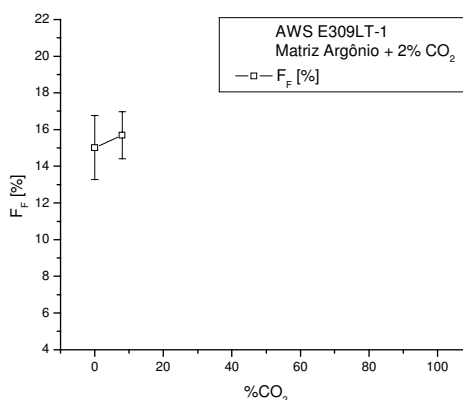


Figura 4.31 Fração em área de ferrita em função do percentual de CO₂ na matriz de Argônio +2%O₂ para o processo de soldagem FCAW.

Com relação às Figuras 4.30 e 4.31, nota-se uma tendência de diminuição da fração em área de ferrita a medida que aumenta o percentual de CO₂ na matriz de Argônio. Este comportamento está em concordância com o obtido em estudos feitos por Uygur (2004, p. 35 – 40), onde se observou uma diminuição na fração de ferrita com o aumento do percentual de CO₂ na mistura Ar – CO₂.

Para o caso de adições de CO₂ na matriz de Argônio + 2%O₂, houve uma tendência de aumento da fração em área de ferrita a medida que cresceu o percentual de CO₂. Tal comportamento foge do esperado, pois, em virtude do carbono ser um elemento que favorece a estabilização da austenita, um aumento em sua concentração nas imediações do arco deveria contribuir para uma diminuição da fração de ferrita na microestrutura. O que pode ter ocorrido neste caso é que um maior percentual de CO₂ na matriz Ar + 2%O₂ favoreceu um arco de maior temperatura, levando o metal de solda a permanecer a temperaturas mais elevadas e por um maior período de tempo, o que favorece a transformação da fase austenita para a fase ferrita e, assim, levando a um aumento da fração de ferrita na microestrutura. Segundo Zeemann (1998, p. 14 – 15) sabe-se que mesmo pequenas adições de gases ativos como CO₂ e O₂ em uma matriz de Argônio podem gerar um aumento nos valores de energia de soldagem. Comparando-se soldagens utilizando-se CO₂ e misturas variadas de Argônio/CO₂ sujeitas aos mesmos níveis de tensão, corrente e velocidade de soldagem, observa-se que tanto a estrutura de solidificação quanto as transformações no estado sólido são totalmente diferentes, pois existe um efeito similar ao de um “aumento” na energia de soldagem quanto maior a quantidade de CO₂ na mistura. Isto acontece porque o CO₂ apresenta um efeito de dissociação no arco e recombinação na poça com liberação de energia, o que faz com que a temperatura do metal líquido aumente.

As Tabelas 4.13 e 4.14 contêm as microdurezas Vickers “*Hardness Vickers*” [kgf/mm²] para uma carga de 0,1kgf e sua localização em relação a um ponto inicial dentro da região do metal de solda em função do tipo de atmosfera protetora para os processos de soldagem FCAW e GMAW, respectivamente.

Tabela 4.13 Dureza Vickers e respectiva localização em relação a um ponto base dentro da região do metal de solda para a soldagem FCAW sob diferentes atmosferas protetoras.

100%Ar	distância (mm)	Dureza Vickers	98%Ar 2%CO ₂	distância (mm)	Dureza Vickers	96%Ar 4%CO ₂	distância (mm)	Dureza Vickers	92%Ar 8%CO ₂	distância (mm)	Dureza Vickers
	0,00	200,99		0,00	216,75		0,00	176,65		0,00	238,23
	0,17	207,08		0,27	238,23		0,26	186,89		0,27	238,23
	0,44	213,45		0,55	238,23		0,53	200,99		0,53	220,12
	0,71	227,11		0,82	258,67		0,79	207,08		0,80	223,57
	0,97	227,11		1,08	230,73		1,05	216,75		1,07	216,75
	1,23	223,57		1,26	302,73		1,32	213,45		1,34	220,12
	1,50	234,43		1,44	397,46		1,58	216,75		1,50	238,23
	1,77	230,73		1,63	326,01		1,74	220,12		1,68	462,44
	1,93	238,23		1,79	281,86		1,91	414,56		1,85	258,67
	2,11	223,57		1,96	246,10		2,09	272,22		2,02	276,98
	2,29	373,74		2,13	238,23		2,26	292,01		2,19	238,23
	2,46	366,30		2,32	230,73		2,43	258,67		2,37	242,12
	2,63	234,43		2,50	223,57		2,61	220,12		2,54	238,23
	2,79	258,67		2,66	195,16		2,78	230,73		2,71	234,43
	2,96	250,19		2,83	216,75		2,95	198,04		2,88	227,11
	3,13	234,43		3,00	213,45		3,12	204,00		3,05	230,73
	3,30	234,43		3,18	210,23		3,29	234,43		3,22	216,75
	3,47	227,11		3,36	210,23		3,47	223,57		3,38	189,59
	3,64	223,57		3,53	203,10		3,64	192,34		3,54	198,04
	3,80	230,73		3,70	176,65		3,80	230,73		3,71	189,59
	4,07	216,75		3,97	176,65		3,97	186,89		3,87	207,08
	4,34	230,73		4,26	198,04		4,15	204,00		4,04	213,45
	4,61	210,23		4,54	198,04		4,44	176,65		4,31	195,16
	4,86	223,57		4,80	200,99		4,70	181,66		4,60	210,23
	5,14	198,04		5,06	181,66		4,96	179,13			
	5,42	176,65									
	5,68	198,04									

Tabela 4.13 Continuação.

85%Ar 15%CO ₂	+distância (mm)	Dureza Vickers	80%Ar 20%CO ₂	+distância (mm)	Dureza Vickers	75%Ar 25%CO ₂	+distância (mm)	Dureza Vickers	100% CO ₂	distância (mm)	Dureza Vickers
	0,00	230,73		0,00	238,23		0,00	258,67		0,00	263,07
	0,21	216,75		0,28	267,59		0,22	267,59		0,28	258,67
	0,33	223,57		0,55	242,12		0,42	238,23		0,55	258,67
	0,45	216,75		0,81	242,12		0,57	272,22		0,83	263,07
	0,63	216,75		1,08	238,23		0,74	314,04		1,09	297,30
	0,80	223,57		1,35	242,12		0,91	308,31		1,36	558,30
	0,98	366,30		1,62	254,38		1,09	276,98		1,53	286,87
	1,13	281,86		1,79	302,73		1,26	314,04		1,71	286,87
	1,30	302,73		1,96	292,01		1,42	263,07		1,88	250,19
	1,48	281,86		2,14	297,30		1,60	281,86		2,04	227,11
	1,65	216,75		2,30	258,67		1,77	216,75		2,21	223,57
	1,83	223,57		2,47	238,23		1,94	246,10		2,38	207,08
	2,00	207,08		2,64	207,08		2,11	258,67		2,55	207,08
	2,16	220,12		2,82	223,57		2,27	238,23		2,72	204,00
	2,34	242,12		3,00	238,23		2,44	250,19		2,88	213,45
	2,50	254,38		3,17	223,57		2,60	242,12		3,05	223,57
	2,67	210,23		3,34	192,34		2,77	242,12		3,22	204,00
	2,84	195,16		3,51	189,59		2,94	223,57		3,39	192,34
	3,00	198,04		3,67	195,16		3,11	230,73		3,57	207,08
	3,17	195,16		3,84	181,66		3,28	213,45		3,74	223,57
	3,34	213,45		4,11	195,16		3,54	223,57		3,99	198,04
	3,51	181,66		4,39	213,45		3,81	220,12		4,25	176,65
	3,78	213,45		4,64	192,34		4,06	207,08		4,52	192,34
	4,03	192,34		4,91	216,75		4,33	210,23		4,78	174,22
	4,30	192,34		5,19	207,08		4,59	220,12		5,04	181,66

Tabela 4.13 Continuação.

98%Ar + 2%O ₂	distância (mm)	Dureza Vickers	90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂	distância (mm)	Dureza Vickers
	0	198,04		0	210,23
	0,26	216,75		0,27	234,43
	0,53	200,99		0,44	238,23
	0,81	198,04		0,54	238,23
	1,09	192,34		0,72	258,675
	1,25	198,04		0,81	246,10
	1,43	242,12		0,99	216,75
	1,61	216,75		1,08	227,11
	1,80	227,11		1,25	216,75
	1,99	234,43		1,42	473,01
	2,17	267,59		1,60	302,73
	2,37	246,10		1,77	258,67
	2,57	246,10		1,94	238,23
	2,74	234,43		2,11	210,23
	2,91	230,73		2,29	227,11
	3,09	216,75		2,47	210,23
	3,26	195,16		2,65	223,57
	3,46	216,75		2,82	227,11
	3,65	210,23		2,99	216,75
	3,84	223,57		3,16	200,99
	4,02	192,34		3,32	186,89
	4,20	192,34		3,49	186,89
	4,47	195,16		3,76	192,34
	4,75	179,13		4,03	186,89
	5,03	186,89		4,29	192,34

Tabela 4.14 Dureza Vickers e respectiva localização em relação a um ponto base dentro da região do metal de solda para a soldagem GMAW sob diferentes atmosferas protetoras.

100%Ar	distância (mm)	Dureza Vickers	98%Ar + 2%CO ₂	distância (mm)	Dureza Vickers	96%Ar + 4%CO ₂	distância (mm)	Dureza Vickers	92%Ar + 8%CO ₂	distância (mm)	Dureza Vickers
	0	381,40		0	308,31		0	308,31		0	302,73
	0,27	405,87		0,27	319,94		0,28	258,67		0,29	281,86
	0,54	366,30		0,58	326,01		0,57	281,86		0,59	276,98
	0,83	381,40		0,86	308,31		0,85	319,94		0,88	267,59
	1,02	359,08		1,06	302,73		1,04	338,67		1,06	302,73
	1,20	366,30		1,25	276,98		1,23	210,23		1,26	286,87
	1,37	292,01		1,45	258,67		1,43	220,12		1,45	286,87
	1,54	272,22		1,65	297,30		1,64	242,12		1,64	272,22
	1,72	281,86		1,84	246,10		1,83	227,11		1,84	246,10
	1,91	276,98		2,04	254,38		2,02	250,19		2,02	272,22
	2,09	281,86		2,23	254,38		2,22	195,16		2,22	242,12
	2,26	254,38		2,44	230,73		2,41	207,08		2,41	234,43
	2,43	230,73		2,64	223,57		2,61	184,25		2,60	220,12
	2,61	227,11		2,84	216,75		2,78	204,00		2,81	227,11
	2,80	238,23		3,04	216,75		2,99	198,04		2,99	234,43
	2,99	230,73		3,23	223,57		3,19	213,45		3,20	213,45
	3,18	220,12		3,42	238,23		3,39	192,34		3,39	207,08
	3,37	227,11		3,62	216,75		3,59	207,08		3,59	204,00
	3,54	220,12		3,82	210,23		3,78	195,16		3,79	220,12
	3,72	216,75		4,02	238,23		3,99	189,59		3,98	210,23
	3,90	227,11		4,21	216,75		4,18	192,34		4,17	198,04
	4,08	216,75		4,51	204,00		4,47	179,13		4,47	186,89
	4,36	216,75		4,81	216,75		4,76	189,59		4,77	184,25
	4,65	198,04		5,10	204,00		5,05	186,89		5,05	181,66
	4,94	210,23		5,40	200,99		5,35	186,89		5,36	184,25
	5,24	186,89									

Tabela 4.14 Continuação.

85%Ar 15%CO ₂	+distância (mm)	Dureza Vickers	80%Ar 20%CO ₂	+distância (mm)	Dureza Vickers	75%Ar 25%CO ₂	+distância (mm)	Dureza Vickers	100% CO ₂	distância (mm)	Dureza Vickers
	0	230,73		0	272,22		0	352,08		0	263,07
	0,25	263,07		0,28	281,86		0,27	345,27		0,29	308,31
	0,53	276,98		0,55	272,22		0,54	272,22		0,57	250,19
	0,83	250,19		0,84	276,98		0,82	254,38		0,85	297,30
	1,01	267,59		1,03	308,31		1,00	308,31		1,15	272,22
	1,20	258,67		1,22	308,31		1,19	338,67		1,35	250,19
	1,40	302,73		1,41	345,27		1,38	302,73		1,53	308,31
	1,60	242,12		1,61	276,98		1,57	242,12		1,73	254,38
	1,80	234,43		1,80	242,12		1,74	263,07		1,93	267,59
	1,99	204,00		1,99	263,07		1,91	359,08		2,12	230,73
	2,19	223,57		2,20	216,75		2,09	286,87		2,32	238,23
	2,38	216,75		2,38	207,08		2,28	267,59		2,51	210,23
	2,57	192,34		2,58	210,23		2,47	258,67		2,70	246,10
	2,77	216,75		2,77	234,43		2,65	246,10		2,90	238,23
	2,98	195,16		2,97	204,00		2,83	210,23		3,10	198,04
	3,16	213,45		3,17	198,04		3,01	223,57		3,29	186,89
	3,36	192,34		3,37	200,99		3,19	216,75		3,48	198,04
	3,57	198,04		3,56	204,00		3,36	223,57		3,67	186,89
	3,76	195,16		3,77	186,89		3,54	223,57		3,87	181,66
	3,96	195,16		3,97	200,99		3,71	195,16		4,07	216,75
	4,14	192,34		4,18	176,65		3,87	204,00		4,27	181,66
	4,35	181,66		4,46	179,13		4,15	210,23		4,55	210,23
	4,64	181,66		4,76	189,59		4,42	210,23		4,84	181,66
	4,94	176,65		5,06	204,00		4,71	186,89		5,14	176,65
	5,23	189,59		5,35	189,59		4,96	200,99		5,43	184,25

Tabela 4.14 Continuação.

98%Ar + 2%O ₂	distância (mm)	Dureza Vickers	90%Ar + 8%CO ₂ + 2%O ₂	distância (mm)	Dureza Vickers
	0	352,08		0	297,30
	0,27	302,73		0,32	314,04
	0,55	366,30		0,62	297,30
	0,83	352,08		0,91	302,73
	1,02	297,30		1,10	297,30
	1,20	332,25		1,30	292,01
	1,40	326,01		1,49	292,01
	1,60	314,04		1,69	292,01
	1,82	302,73		1,88	281,86
	2,00	314,04		2,09	281,86
	2,20	314,04		2,29	242,12
	2,39	250,19		2,48	254,38
	2,60	223,57		2,67	230,73
	2,79	250,19		2,87	238,23
	2,98	238,23		3,07	254,38
	3,18	230,73		3,26	250,19
	3,37	230,73		3,46	246,10
	3,57	230,73		3,66	242,12
	3,76	238,23		3,85	250,19
	3,94	230,73		4,05	246,10
	4,14	216,75		4,25	267,59
	4,43	223,57		4,55	242,12
	4,72	220,12		4,84	213,45
	5,00	223,57		5,13	246,10
	5,30	246,10		5,43	230,73

As Figuras 4.32 e 4.33 representam graficamente os valores de microdureza Vickers contidos nas tabelas 4.13 e 4.14, as quais são referentes às soldagens FCAW e GMAW, respectivamente.

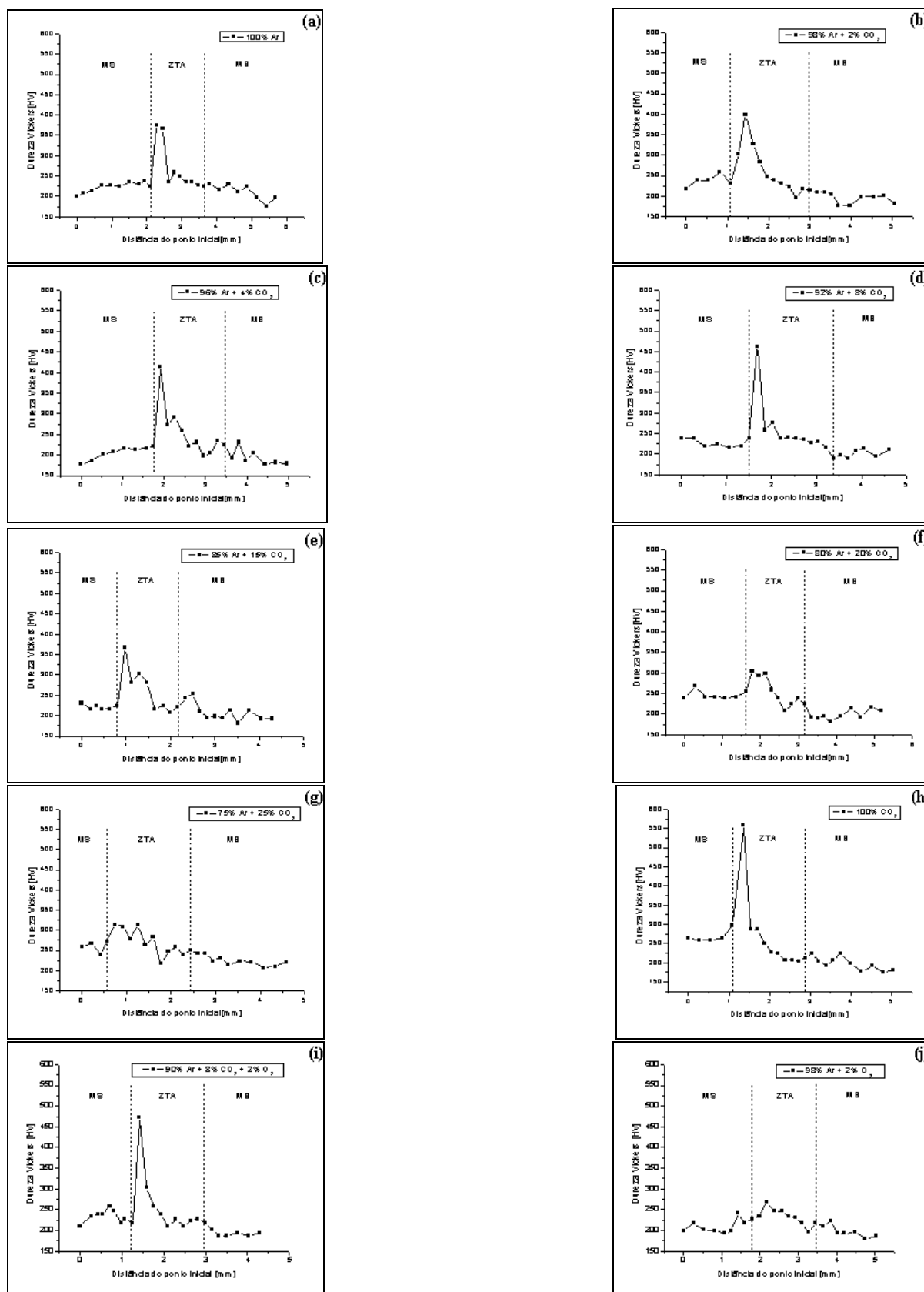


Figura 4.32 Perfis de microdureza Vickers HV [kgf/mm²] para uma carga de 0,1kgf em função do tipo de atmosfera protetora utilizada na soldagem FCAW. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂.

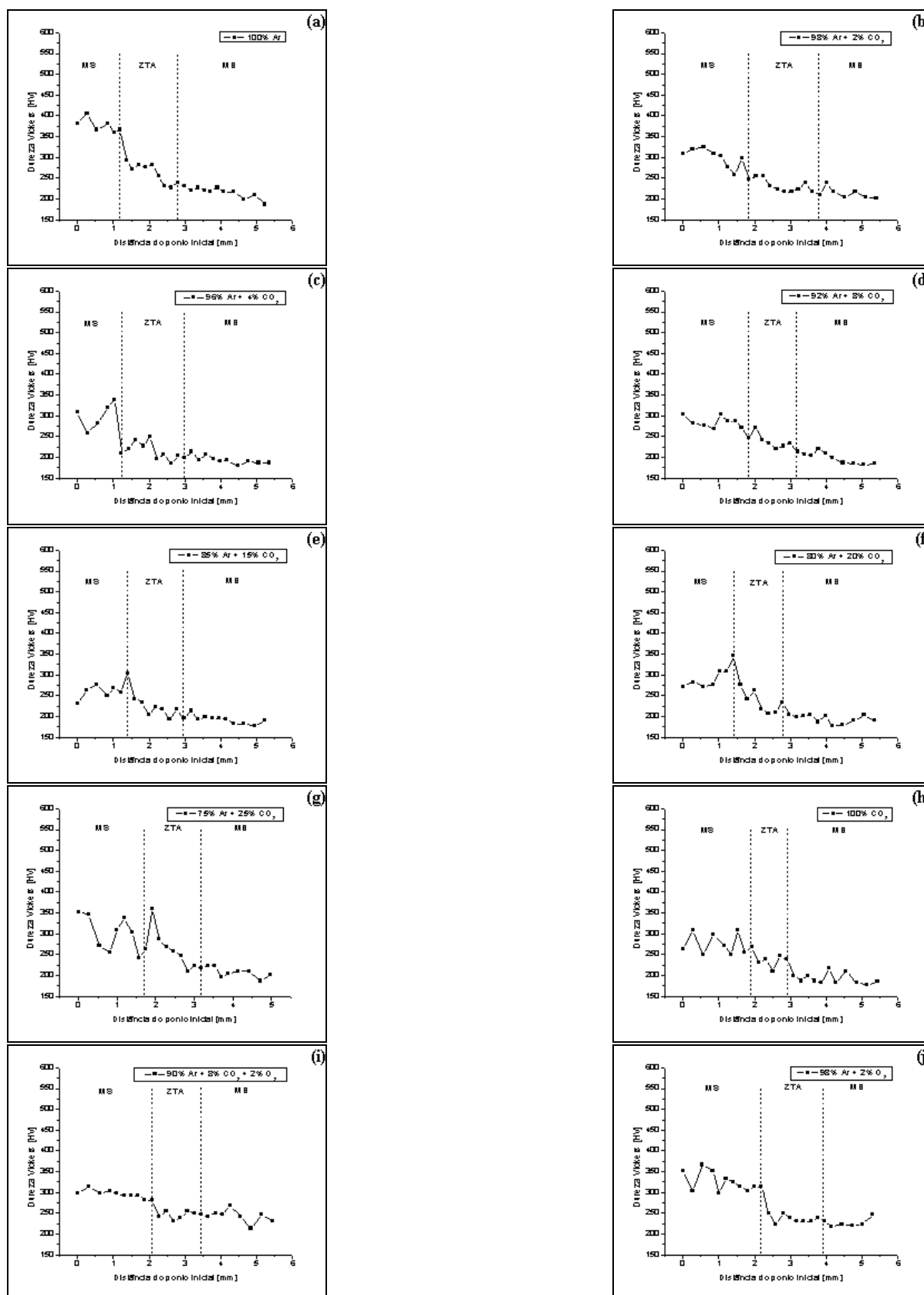


Figura 4.33 Perfis de microdureza Vickers HV [kgf/mm²] para uma carga de 0,1kgf em função do tipo de atmosfera protetora utilizada na soldagem GMAW. a) 100%Ar, b) 98%Ar + 2%CO₂, c) 96%Ar + 4%CO₂, d) 92%Ar + 8%CO₂, e) 85%Ar + 15%CO₂, f) 80%Ar + 20%CO₂, g) 75%Ar + 25%CO₂, h) 100%CO₂, i) 90%Ar + 8%CO₂ + 2%O₂, j) 98%Ar + 2%O₂.

Pode-se notar que a dureza do metal de solda obtido com arame AWS E309LT-1 (Figura 4.32) não apresentou aumentos significativos em seus valores a medida que cresceu o percentual de CO₂ no gás de proteção. Uma pequena elevação de dureza foi observada somente quando se utilizou 100% CO₂. O que pôde ser observado mais nitidamente foi a ocorrência de picos de dureza na região compreendida pela ZTA devido, provavelmente, à formação de Carnonetos de Cromo.

Em linhas gerais, a dureza do metal de solda para o tipo de metal de adição em questão variou de 175 a 275 HV. Estes resultados estão em concordância com os obtidos por Cardoso (2003, p. 68 – 74). Segundo este autor, para o arame tubular E 309LT-1 as durezas na 4ª camada variaram de 170 a 220 HV, e, no caso deste arame, não há uma relação direta entre a dureza do metal de solda e o percentual de CO₂ no gás de proteção.

No caso do metal de solda obtido com o emprego do arame AWS E70S-6 (Figura 4.33) foi observado que os níveis de dureza decresceram desde o metal de solda até o metal de base. Os maiores valores de dureza encontrados na região do metal de solda podem ter origem na diluição do metal de adição com elevado teor de Manganês junto ao metal de base rico em Carbono, elevando a temperabilidade dessa região.

5. CONCLUSÕES

Partindo agora para os resultados experimentais, pode-se dizer que, no caso da soldagem FCAW, a taxa de deposição não pareceu estar intimamente relacionada a composição química do gás de proteção, sendo afetada mais diretamente pela corrente de soldagem. Já no caso da soldagem GMAW, a taxa de deposição parece sofrer influência direta tanto da corrente de soldagem quanto do percentual de CO_2 no gás de proteção, já que este atua diretamente sobre a estabilidade do arco, influenciando no modo de transferência metálica e, conseqüentemente, na geração de respingos.

Quanto a análise do comportamento de parâmetros geométricos do cordão, tais como, largura, altura e penetração, pode-se constatar, no caso da soldagem FCAW, que adições de CO_2 no gás de proteção tornaram o cordão mais largo, menos alto e mais profundo. Já no caso da soldagem GMAW, percentuais de CO_2 na atmosfera protetora variando de 0 a 15% tornaram o cordão menos alto e mais profundo. Adicionalmente, adições de O_2 em Argônio para a soldagem GMAW tornaram o cordão menos alto, mais largo e mais profundo.

Aumentos no percentual de CO_2 também elevaram a taxa de diluição e o número de inclusões/porosidades por unidade de volume, tanto para a soldagem FCAW quanto para a GMAW.

No caso específico da soldagem FCAW, maiores teores de CO_2 em Argônio favoreceram a diminuição da fração em área de ferrita na microestrutura.

Também foi constatado que maiores concentrações de CO_2 no gás de proteção não propiciaram aumentos significativos de dureza no metal de solda confeccionado a partir do arame AWS E309LT-1. O que pôde ser observado foi a ocorrência de picos de dureza na região compreendida pela ZTA devido, provavelmente, à formação de Carnonetos de Cromo.

No caso da soldagem GMAW os maiores valores de dureza encontrados na região do metal de solda podem ter origem devido a diluição do metal de adição com elevado teor de Manganês junto ao metal de base rico em Carbono, elevando a temperabilidade dessa região.

Em termos de resistência ao desgaste cavitacional seria uma boa medida a utilização de uma determinada composição para o gás de proteção que maximize parâmetros como taxa de deposição, penetração e diluição e que minimize a fração volumétrica, o número de porosidades/inclusões por unidade de volume e seu diâmetro médio. Como é praticamente impossível que uma mesma composição química utilizando Argônio, CO_2 e O_2 atenda a todos estes requisitos simultaneamente, a saída é selecionar uma composição, ou uma faixa de composições, que otimize os parâmetros de maior interesse. Assim, no caso da soldagem

FCAW, a faixa de composição química que trouxe um maior número de benefícios ao cordão se situou entre $75\%Ar + 25\%CO_2$ e $80\%Ar + 20\%CO_2$. No caso da soldagem GMAW essa faixa está compreendida entre $75\%Ar + 25\%CO_2$ e $85\%Ar + 15\%CO_2$.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Ao realizar a soldagem utilizar um sistema de aquisição de dados que permita uma medição precisa do tempo, da tensão e da corrente de soldagem.

Realizar uma quantificação dos salpicos gerados durante a soldagem.

Desenvolver um sistema que permita um isolamento térmico o mais eficiente possível da base, laterais e regiões adjacentes ao cordão de solda. Feito isso, medir a temperatura e a massa do metal de base antes e após a soldagem, assim como o tempo de soldagem, de forma que se possa estimar a potência transferida durante a soldagem. De posse da potência transferida e dos valores médios de tensão e corrente de soldagem, ou seja, da potência total disponível, obter a eficiência de transferência de energia para cada tipo de gás.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABINGTON welding training module: metallurgy of steels. Canada: Woodhead Publishing, december, 1994. 82 p.

ALFARO, S.; BAUCHSPIESS, A.; DREWS, P. Intelligent systems for welding process automation. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Science & Engineering**, [s.l.], v. 28, n.1, p. 1 - 29, january-march, 2003.

ALLEN, J.S.; WIDGERY, D. Cored wire developments and objectives of BS 7084. **Welding & Metals Fabrication**, [s.l.], v. 6, p. 274 – 282, 1990.

Arames tubulares. **Soldagem & Materiais**, São Paulo, v. 2, n. 3, 1 p., jul/set, 1990.

ASM Handbook: welding, brazing and soldering. 3. ed. [s.l.]: ASM Metals Handbook, june, 1995. v. 6, 1299 p.

AWS Welding Handbook: welding processes. 8. ed. Miami: AWS – American Welding Society, january, 1991. v. 2, 955 p.

BABU, S.S.; VITEK, J.M.; ISKANDER, Y.S.; DAVID, S.A. New model for prediction of ferrite number of stainless steel welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, [s.l.], v. 2, n. 6, p. 279 – 285, 1997.

BARRA, S.R.; DUTRA, J.C.; RIBAS, F.A.C. Avaliação dos efeitos da variação dos parâmetros/procedimentos de soldagem e automação sobre a planicidade e aspecto superficial dos revestimentos empregados em turbinas hidráulicas. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 24, 1998, Fortaleza. **Anais...** Fortaleza: [s.n.], 1998. p. 1 - 9.

BARRADA, G.; ENRIQUE, J. Controle microestrutural do metal de solda de aços inoxidáveis austeníticos visando a redução da fração de ferrita. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM, 31, 2005, São Paulo. **Anais...** São Paulo: [s.n.], 2005. p. 1 - 12.

BENCOTER, A. Carbon and alloys steels. **Bethiem Steel Corporation**. [s.l.: s.n.], 1991. p. 27 – 43.

BENGTSSON, P.; OLSSON, R.; WOISCHITZSCHLAGER. Rapid processing. **Schweisstechnik**, Berlin, v. 11, p. 1 - 178, 1992.

BHADESHIA, H.K.D.H. **Bainite in steels**. 2. ed. London: Maney Publishing, 2001. 448 p.

BROWNLEE, J.K.; MATLOCK, B.K.; EDWARDS, G.R. **Effect of aluminium and titanium on the microstructure and properties of microalloyed steel weld metal**. [s.l.]: Welding Institute Research Bulletin, 1986. p. 245 – 250.

CARDOSO, R.L.; DO PRADO, E.M.; OKIMOTO, P.C.; PAREDES, R.S.C.; PROCOPIAK, L.A. Avaliação da influência de gases de proteção contendo diferentes teores de CO₂ nas características dos revestimentos soldados visando o reparo de turbinas erodidas por cavitação. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 8, n. 2, p. 68 – 74, junho, 2003.

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 gás de protección. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 11, n. 1, p. 34 – 38, jan/mar, 2006.

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 gás de protección. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 11, n. 1, p. 34 – 38, jan/mar, 2006.

COOKSEY, C.J.; MILNER, D.R. Metal transfer in gas-shielded arc welding. In: INSTITUTE OF WELDING SYMPOSIUM ON PHYSICS OF THE WELDING ARC, 1962, London. **Proceedings...** London:[s.n.], 1962. p. 123 – 132.

COSTA, M.C.M.S.; STARLING, C.M.D.; MODENESI, P.J. Instabilidade na soldagem GMAW com gases de baixo potencial de oxidação. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 12, n. 1, p. 182 – 187, janeiro/março, 2007.

COSTA, M.C.M.S.; VILARINHO, L.O.; STARLING, C.M.D.; MODENESI, P.J. Instabilidade na soldagem GMAW com gases de baixo potencial de oxidação - caracterização por filmagem de alta velocidade. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM, 31, 2005, São Paulo. **Anais...** São Paulo: [s.n.], 2005. p. 1 - 10.

COSTA, U.P. O estado da arte nos processos MIG-MAG e arame tubular. **Soldagem & Materiais**, São Paulo, v. 6, n. 2, p. 6 – 8, abr/jun, 1994.

DALPIAZ, G.; MACHADO, I.G. Efeito do Helio em gases de proteção com Ar-CO₂ e Ar-O₂ na soldagem MAG com corrente pulsada. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 5, n. 8, p. 7 – 16, 1999. (Suplemento técnico).

DEPARTAMENTO TÉCNICO SOLTRONIC. **A soldagem elétrica sob gás protetor**. 1980. p. 16 – 22. (Mundo Mecânico, n. 6).

DILLENBECK, V.R.; CASTAGNO, L. The effects of various shielding gases and associated mixtures in GMA welding of mild steel. **Welding Journal**, Miami, p. 45-49, setembro, 1987.

EISENBERG, P.; PREISER, H.S.; THIRUVENGADAM, A. On the mechanisms of cavitation damage and methods of protection. **Transactions Society Naval Architects**, New York, p. 241 - 286, 1966.

FARRAR, R.A. The role of inclusions in the ductile fracture of weld metals. **Welding Metals Fabrication**, [s.l.], v. 44, n. 8, p. 578 – 581, 1976.

FERNANDES, P.E.A.; DUARTE DE SOUZA, P.C.R.; JUNIOR, E.F.C.; BRANDI, S.D. Redes neurais artificiais aplicadas ao processo de soldagem a arco com eletrodo tubular: modelamento do formato do cordão. **Revista Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v. 58, n. 521, p. 9 – 13, maio, 2002.

FERREE, S.E.; SIERDZINSKI, M.S. Stainless steel metal cored wires for welding automotive exhaust systems. **Svetsaren**, Goteborg, v. 54, n. 1, p. 15 – 18, 2000.

GROETELAARS, P.J.; SCOTTI, A. Influência do teor de CO₂ no gás de proteção sobre a transferência metálica no processo MIG/MAG duplo-arame. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 12, n. 1, p. 29 – 37, janeiro/março, 2007.

GROLLIMUND, H. Mehr produktivitat mit rapid processing. **Technika**, Praha, p. 39 – 42, 1993.

GULICH, J.F. Calculation of metal loss under attack of erosion-corrosion or cavitation erosion. In: ADVANCES IN MATERIAL TECHNOLOGY FOR FOSSIL POWER PLANTS, 1987, Chicago. **Proceedings...** Chicago: [s.n.], 1987. p. 605 - 612.

HALMOY, E. Wire melting rate, droplet temperature and effective anode potential. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ARC PHYSICS AND WELD POOL BEHAVIOUR, 1979, London. ... London: [s.n.], 1979. p. 49 – 57.

HERMANS, M.J.M.; DEN OUDEN, G. Process behavior and stability in short circuit gas metal arc welding. **Welding Journal**, Miami, supl., p. 137 – 141, april, 1999.

HERMANS, M.J.M.; SPIKES, M.P.; DEN OUDEN, G. Characteristic features of the short circuiting arc welding process. **Welding Review International**, Goteborg, v. 12, n. 2, p. 80 – 86, 1993.

HONEYCOMB, R.W.K.; BHADESHIA, H.K.D.H. **Steels-microstructure and properties**, 2. ed. London: Edward Arnold Publishers, 1995. 103 p.

HULL, F.C. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels. **Welding Journal**, Miami, v. 52, n. 5, supl., p. 193 – 203, 1973.

IGNOTO, V.; PLAZA, I.E.; SERRANO, M.A. Efectos de los gases de protección en la soldadura GMAW sobre la microestructura del acero inoxidable AISI 316L-Si. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 22, 1996, Blumenau. **Anais...** Blumenau: [s.n.], 1996. v. 1, p. 227 – 238.

KAÇAR, R.; KOKEMLI, K. Effect of controlled atmosphere on MIG-MAG arc weldment properties. **Materials & Design**, Surrey, n. 26, p. 508 – 516, 2005.

KARIMI, A.; MARTIN, J.L. Cavitation erosion of materials. **International Metals Reviews**, London, v. 31, n.1, p. 1 - 26, 1986.

KIM, H.J.; FROST, H.R.; OLSON, D.L. Electrochemical oxygen transfer during direct current arc welding. **Welding Journal**, Miami, supl., p. 488 – 493, 1998.

KLOMP, J.T.; WITH, G.D.E. Strong metal-ceramic joints, **Materials & Manufacturing Processes**, [s.l.], v. 8, n. 2, p. 129 – 157, 1993.

KLUKEN, A.O.; GRONG, O. Mechanisms of inclusion formation in Al-Ti-Si-Mn deoxidized steel weld metals, **Metallurgical and Materials Transactions A**, Warrendale, v. 20, n. 8, p. 1335 – 1349, august, 1989.

KNAPP, R.T.; DAYLI, J.W.; HAMITT, F.G. **Cavitation**. New York: Mc Graw-Hill, 1970. 578 p.

KOBAYASHI, Y.; SAITO, M.S. Influência do gás de proteção sobre a geometria do cordão e rendimento de deposição para o processo de soldagem com arame tubular e arco pulsado. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM - CONSOLDA, 27, 2001, Campinas. **Anais...** Campinas: [s.n.], 2001. p. 1 - 11.

KOSEKI, T.; FLEMINGS, M.C. Solidification of undercooled Fe-Cr-Ni alloys: part III, phase selection in chill casting. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Warrendale, v. 28, n. 11, p. 2385 – 2395, 1997.

KOTECKI, D. Ensuring the stamina of stainless steel. **Welding Journal**, Miami, v. 77, n. 11, p. 41 – 45, 1998.

KOTECKI, D. Welding stainless steel. **Advanced Materials & Processes**, Ohio, n. 5, p. 41 – 44, may, 1999.

KOTECKI, D.J.; SIEWERT, T.A. WRC – 1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC – 1988 diagram. **Welding Journal**, Miami, v. 71, n. 5, supl., p. 171 – 178, 1992.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2. ed. New York: Willey Inter Science Publisher, november, 2002. 480 p.

JONSSON, P.G.; MURPHY, A.B.; SZEKELY, J. The influence of oxygen additions on argon-shielding gas metal arc welding processes. **Welding Journal**, Miami, v. 74, n. 2, supl. p. 48 – 58, 1995.

LANCASTER, J.F. **Metallurgy of welding**, 6. ed. Cambridge: Woodhead Publishing, 1999. 446 p.

LATHHABAI, S.; STOUT, R.D. Shielding gas and heat input effects on flux-cored weld metal properties. **Welding Journal**, Miami, v. 64, n. 11, supl., p. 303 – 313, 1985.

LESNEWIEH, A. An overview of arc welding processes and the joining of HSLA steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE METALLURGY, WELDING AND QUALIFICATION OF MICROALLOYED (HSLA) STEEL WELDMENTS, [s.l.], 1990. **Proceedings...** [s.l:s.n.], 1990. p. 6 – 8.

LEWIS, P.D.; BAX, D.N.A. Effect of inductance on spatter loss in CO₂ shielded welding of mild steel. **British Welding Journal**, London, n. 4, p. 157 – 162, 1964.

LIAO, M.T.; CHEN, W.J. A comparison of gas metal arc welding with flux-cored wires and solid wires using shielding gas. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, London, v. 15, n. 1, p. 49 – 53, january, 1999.

LIAO, M.T.; CHEN, W.J. The effect of shielding gas composition on the microstructure and mechanical properties of stainless steel weldments. **Materials Chemistry and Physics**, Lausanne, n. 55, p.145 - 151, 1998.

LIMA II, E.J.; CASTRO, C.A.C.; BRACARENSE, A.Q.; CAMPOS, M.F.M. Determinação da relação entre parâmetros de soldagem, largura da poça e aspectos do cordão de solda utilizando câmera de alta velocidade. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 10, n. 4, p. 182 – 189, out/dez, 2005.

LIU, S.; OLSON, D.L. The influence of inclusion in controlling HSLA steel weld microstructures. **Welding Journal**, Miami, v. 65, n. 6, supl., p. 139 – 149, 1986.

LUCAS, B.; MATHERS, G.; EILEENS, C. Defeitos e descontinuidades em soldas – Inclusão de escória., **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, p. 22 – 24, setembro, 1999.

LUCAS, W. Choosing a shielding gas – part 2. **Welding & Metals Fabrication**. [s.l.], n. 7, p. 269 – 276, 1992.

LYTTLE, K.A.; STAPON, W.F.G. Select the best shielding gas blend for the application. **Welding Journal**, Miami, v. 69, n. 11, p. 21 – 27, 1990.

MACEDO, W.A.; TORRES, R.C.; EMYGDIO, P.R.O.; ZEEMANN, A. Efeito da purga com N₂ na raiz de juntas de inoxidável austenítico. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 24; CONGRESSO LATINO-AMERICANO, 11; IBERO-AMERICANO DE SOLDAGEM, 5, 1998, Fortaleza. **Anais...** Fortaleza: [s.n.], 1998. p. 1 - 12.

MACHADO, I.G. **Soldagem e técnicas conexas: processo**. Porto Alegre: Editado pelo autor, 1996. 477 p.

MACIEL, T.M. **Ciclos térmicos em metais de solda de alta resistência**. 1994. 194 f. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1994.

MADANIA, J.; OWEN, I. Accelerated surface erosion by cavitating particulate-laden flows. **Wear**, Lausanne, v. 165, p. 113 – 116, 1993.

MARQUES, P.V. Proteção de turbinas hidráulicas contra o desgaste cavitacional. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 8, n. 2, p. 47 – 59, junho, 2003.

MATSUDA, F.; MURATA, Y.; FAN, D.; USHIO, M. Melting phenomena of flux cored wire. **Transactions of Japan Welding Research International**, [s.n.], v. 14, n. 2, p. 13 - 20, 1985.

MATSUDA, F.; RAJA, A.; USHIO, M. Melting characteristics of flux cored wire. **Transactions of Japan Welding Research International**, [s.n.], v. 13, n. 1, p. 1 - 6, 1984.

MATSUDA, F.; USHIO, M.; KUWAYAMA, N.; KOYAMA, K. Metal transfer characteristics in self-shielded flux cored arc welding for mild steel and 50 kgf/mm² class tensile steel (Report II). **Transactions of Japan Welding Research International**, [s.n.], v. 12, n. 2, p. 12 - 18, 1983.

MECHEV, V.S. Calculation of the welding arc characteristics in consumable electrode welding. **Welding Production**, Cambridge, n. 7, p. 24 - 27, 1997.

MEDEIROS, R.C.; QUINTINO, L.; SANTOS, J.F.O. Estudo da aptidão dos arames tubulares à soldagem MIG com transferência controlada. **Soldagem & Materiais**, São Paulo, v.1, n. 4, p. 44 – 49, out/dez, 1989.

MODENESI, P.J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. Osasco: SENAI, 2001. 100 p.

MODENESI, P.J.; NIXON, J.H. Arc instability phenomena in GMA welding. **Welding Journal**, Miami, supl., p. 219 – 224, september, 2004.

MUKHOPADHYAY, S.; PAL, T.K. Effect of shielding gas mixture on gas metal arc welding of HSLA steel using solid and flux-cored wires. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, London, v. 29, n. 3 - 4, p. 262 – 268, june, 2006.

NOMURA, H.; MIDDLE, J. **Sensors and control systems in arc welding**. London: Chapman & Hall, 1994. 448 p.

NORRISH, J. **Advanced welding process**. Bristol: IOP, 1992. 375 p.

NORRISH, J.; RICHARDSON, I.F. Metal Transfer Mechanisms. **Welding & Metals Fabrication**, [s.l.: s.n.], p. 17 – 22, jan/feb, 1988.

PADILHA, A.F.; GUEDES, L.C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos**. São Paulo: Hemus, 1994. 176 p.

PARIS, A.A.F.; DO AMARAL, L.G.H. A influência da adição de oxigênio no argônio como gás de proteção na soldagem MIG de aço inoxidável. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM – CONSOLDA, 27, 2001, Campinas. **Anais...** Campinas: [s.n.], 2001. p. 1 - 9.

PARIS, A.A.F.; KUNRATH, L.V. Influência do tipo de gás de proteção no rendimento e taxa de deposição na soldagem MIG/MAG. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM - CONSOLDA , 30, 2004, Rio de Janeiro. **Anais...** Rio de Janeiro: [s.n.], 2004. p. 1 - 6.

PEREIRA, A.S. **Desenvolvimento de procedimento de soldagem de reparo por soldagem em aços inoxidáveis martensíticos com metal de adição similar sem TTP**. 2000. 116 f. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2000.

PEREIRA, W.A.; FERRARESI, V.A. Influência do volume depositado sobre a instabilidade do cordão em GMAW pulsado. **Metallurgia e Materiais**, São Paulo, v. 58, n. 527, p. 3 – 10, novembro, 2002.

QUINN, T.P.; MADIGAN, R.B.; MORNIS, M.A.; SIEWERT, T.A. Contact tube wear detection in gas metal arc welding. **Welding Journal**, Miami, v. 74, n. 4, supl., p. 115 – 121, 1995.

QUINTANA, M.A. Inclusion formation in self-shield flux cored arc welds. **Welding Journal**, Miami, supl., p. 98 – 105, april, 2001.

RICHMAN, R.H.; MCNAUGHTON, W.P. Correlation of cavitation erosion behavior with mechanical properties of metals. **Wear**, Lausanne, v. 140, p. 63 - 82, 1990.

SCHAEFFLER, A. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal Progress**, Cleveland, v. 56, p. 680 – 680B, 1949.

SCHNEIDER, H. Investment casting of high-hot strenght 12% chrome steel. **Foundry Trade Journal**, Redhill, v. 108, p. 562 – 563, 1960.

SCHOFER, E.A. Appendix to Mossbauer effect examination of ferrite in stainless steel welds and castings. **Welding Journal**, Miami, v. 53, n. 1, supl., p. 10 – 12, 1974.

SCHUMANN, G.O.; FRENCH, I.E. Effect of microstructure and non-metallic inclusions on the impact properties of flux cored weld metals. **Scripta Materialia**, Bethesda, v. 36, n. 12, p. 1443 – 1450, 1997.

SCOTTI, A. **Process modeling to establish control algorithms for automated GMAW**. 1991. 273 f. Thesis (PhD.) - Cranfield Institute of Technology, UK.

SCOTTI, A.; CLARK, D.E.; LARSEN, E.D. O efeito do teor de oxigênio sobre a taxa de fusão e propriedades do arco em soldagem MIG com aço inoxidável. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 24, 1998, Fortaleza. **Anais...** Fortaleza: [s.n.], 1998. p. 1 - 11.

SELF, J.A.; MATLOCK, D.K.; OLSON, D.L. An evaluation of austenitic Fe-Mn-Ni weld metal for dissimilar metal welding. **Welding Journal**, Miami, v. 63, n.9, supl., p. 282 – 288, 1984.

SHANKAR, V.; GILL, T.P.S.; MANNAN, S.L.; SUNDARESAN, S. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds. **Sadhana**, Bangalore, v. 28, n. 3 - 4, p. 359 – 382, june/August, 2003.

SHIBATA, S.; WATANABE, T. The effect of grain growth in a heat affected zone on the weld metal of austenitic stainless steel. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, p. 31 – 33, julho, 1999.

SONG, J.; HARDT, D. A thermally based weld pool depth estimator for real-time control. In: INTERNATIONAL CONFERENCE TRENDS IN WELDING RESEARCH, 3, Gatlinburg, 1993. **Proceedings...** Materials Park: ASM, 1993. p. 975 – 980.

SONG, J.; HARDT, D. Simultaneous control of bead width and depth geometry in gas metal arc welding. In: INTERNATIONAL CONFERENCE TRENDS IN WELDING RESEARCH, 3, Gatlinburg, 1993. **Proceedings...** Materials Park: ASM, 1993a. p. 921 – 926.

SOUZA, K.E.S. et. al. Efeito da composição química e dos parâmetros de soldagem sobre a microestrutura e dureza de metais de solda de aços API 5I X60. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 9, n. 4, p. 173 – 178, dezembro, 2004.

SOUZA, P.C.R.D.; BRANDI, S.D. Análise da transferência metálica na soldagem a arco elétrico com arame tubular. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 6, n. 10, p. 1 – 8, 2000.

STARLING, C.M.D.; MODENESI, P.J. Estudo da transferência de metal de arames tubulares. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM - CONSOLDA, 31, São Paulo. **Anais...** São Paulo: [s.n.], 2005. p. 1 - 10.

STARLING, C.M.D.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q. Estudo da transferência de metal de um arame tubular rutílico. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 9, n. 4, p. 185 – 191, dezembro, 2004.

STARLING, C.M.D.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q.; GUIMARÃES, A.F. Avaliação da velocidade de fusão de arames tubulares. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 9, n. 1, p. 31 – 37, março, 2004a.

STEBACKA, N.; PERSSON, K.A. Shielding gases for metal arc welding. **Welding Journal**, Miami, v. 68, n. 11, p. 41 - 47, november, 1989.

STEKLY, J.J.K. Deposition rates: principles and data. **Welding Review**, v. 4, p. 238 – 240, 1989.

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

SZUMACHOWISK, E.R.; KOTECKI, D.J. Effect of manganese on stainless steel weld metal ferrite. **Welding Journal**, Miami, v. 63, n. 5, supl., p. 156 – 161, 1984.

TREMONTI, M.A.; ALVES, A.S. Soldagem robotizada: O caso de sucesso da substituição soldagem a arco elétrico com proteção gasosa manual pela robotizada. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, p. 14 – 17, dezembro, 1998.

TULLIS, P.J. **Hydraulics of pipelines**. New York: J. Wiley & Sons, p. 119 - 166, 1989.

UYGUR, I.; GULENC, B. The effect of shielding gas compositions for MIG welding process on mechanical behavior of low carbon steel. **Metallurgia**, São Paulo, v. 43, n. 1, p. 35 – 40, 2004.

VAIDYA, V.V. Shielding gas mixtures for semiautomatic welds. **Welding Journal**, Miami, v. 81, n. 9, p. 43 – 48, 2002.

VITEK, J.M.; DASGUPTA, A.; DAVID, S.A. Microstructural modification of austenitic stainless steels by rapid solidification. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Warrendale, v. 14, n. 9, p. 1833 – 1841, september, 1983.

VITEK, J.M.; ISKANDER, Y.S.; OBLOW, E.M. Improved ferrite number prediction in stainless steel arc welds using artificial neural networks - Part1: Neural network development. **Welding Journal**, Miami, supl., p. 33 – 40, february, 2000.

VITEK, J.M.; ISKANDER, Y.S.; OBLOW, E.M. Improved ferrite number prediction in stainless steel arc welds using artificial neural networks – Part2: Neural network results. **Welding Journal**, Miami, supl., p. 41 – 50, february, 2000a.

WAINER, E.; BRANDI, S.D.; MELLO, F.D.H. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher, 1992. 504 p.

WILSON, J.L.; CLAUSSEN, G.E.; JACKSON, C.E. The effect of I^2R heating on electrode melting rate. **Welding Journal**, Miami, v. 1, supl., p. 1 – 8, 1956.

ZEEMANN, A. Energia de soldagem. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, p. 14 – 15, março, 1998.

ZEEMANN, A. Fadiga em juntas soldadas. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, p. 21 – 23, outubro, 1998a.

ZEEMANN, A. Soldagem dos aços austeníticos. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, p. 14 – 17, setembro, 1998b.

ZHIZNYALOV, S.N. It influences of the O₂ in the welding process with mixture CO₂ + O₂. **Welding Production**, Cambridge, n. 2, p. 40 – 44, 1977.

Disponível em :<<http://www.cavsteel.com.br/info/03.pdf>>. Acessado em: fev. 2007.

Disponível em :<http://commons.wikimedia.org/wiki/Image:Welding_wire_feeder-Miller-D60-side-triddle.jpg>. Acessado em: jul. 2007.

Disponível em :<<http://www.dfn.if.usp.br/~suaide/aulas/2006.fap0152/Aula05.ppt>>. Acessado em: jun. 2007.

Disponível em :<http://www.losinox.com.br/downloads/palestra_batatais.pdf>. Acessado em: fev. 2007.

Disponível em :<<http://www.miningtechnical.co.za/welding.html>>. Acessado em: jul. 2007.

Disponível em :<<http://www.weldreality.com/flux-cored-bug-o-2.gif>>. Acesso em: jul. 2007.