

# A INFLUÊNCIA DE GASES DE PROTEÇÃO NA SOLDAGEM DE AÇO INOX 304 COM ARAME TUBULAR

**Ismael André Gottardo**

UFSM-CT-DEM Campus Universitário Camobi, Santa Maria, 97105-900 - ismaelgott@gmail.com

**Cleges Fischer**

UFSM-CT-DEM Campus Universitário Camobi, Santa Maria, 97105-900

**Aleir Antonio Fontana De Paris**

UFSM-CT-DEM Campus Universitário Camobi, Santa Maria, 97105-900 – aparis@ct.ufsm.br

**Resumo.** *É conhecida a influência da mistura de gases de proteção na soldagem MIG de aços inoxidáveis. Na soldagem do aço AISI 304, o gás argônio com adições de 1 a 2% de oxigênio aumenta em até 100% a penetração da solda bem como altera a configuração geométrica do cordão. No caso da soldagem com o processo arame tubular, as informações sobre misturas de gases para a soldagem deste aço são escassas. Empregando misturas gasosas binárias e ternárias de argônio, oxigênio e dióxido de carbono, se analisou a influência destas combinações na macro e microestrutura do cordão de solda. Os resultados mostraram, contrariamente ao processo MIG, pequena variação nos parâmetros largura/penetração da solda. Os resultados mais significativos foram na microestrutura obtida.*

**Palavras-chave:** *Arame tubular, aço inox, gases de proteção.*

## 1. INTRODUÇÃO

Os processos de soldagem empregando arame sólido e proteção gasosa (MIG/MAG) e arame tubular, com ou sem proteção gasosa, ganharam popularidade devido a alta qualidade e economia que podem ser obtidas<sup>(1)</sup>.

O emprego destes processos pode ser feito como uma variada combinação de arames e gases de proteção, dependendo do metal a ser unido.

No caso da soldagem de aços inoxidáveis com arame sólido, um fator que afeta diretamente o processo é o gás de proteção. Várias misturas foram e estando sendo testadas por fabricantes de gases, para melhorar a performance do processo MIG e reduzir o surgimento de defeitos<sup>(2)</sup>.

O gás de proteção bem selecionado proporciona um arco estável, transferência uniforme do metal, melhora a eficiência e a qualidade, determina o formato do cordão de solda e sua penetração. Uma propriedade do gás de proteção é sua interação com o metal do arame produzindo soldas com elevada resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão<sup>(3)</sup>. Além disso, como interage com os elementos químicos do arame fundido, influencia a microestrutura e as propriedades decorrentes desta alteração. As principais características que diferenciam os diversos gases de proteção são o potencial de ionização e de oxidação, e a condutividade térmica. O potencial de ionização influi na abertura e estabilidade do arco. A condutividade térmica altera as características do depósito na geometria e penetração. No caso do potencial de oxidação, tanto a performance da soldagem como as propriedades do cordão de solda são alteradas.

As principais formulações que se tem noticiado são Ar + O<sub>2</sub>, Ar + CO<sub>2</sub>, e Ar + CO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub>, com proporções variadas de oxigênio e dióxido de carbono. Para mistura do tipo Ar + O<sub>2</sub>, a porcentagem deste último encontrada na literatura é de 1%<sup>(4)</sup> com algumas misturas usando até 2%<sup>(5,6,7)</sup>. No

entanto, para outros<sup>(8)</sup>, o argônio deveria ser totalmente isento de oxigênio pois em quantidades superiores a 0,1% afetaria a qualidade da solda. Esta última, estaria relacionada com perdas de elementos químicos por oxidação<sup>(9)</sup>, principalmente para adições acima de 2%<sup>(10)</sup>.

As adições de CO<sub>2</sub> em argônio para a soldagem de aços inoxidáveis é desaconselhada<sup>(11)</sup> já que o carbono seria absorvido pelo metal da solda proporcionando o defeito de sensitização.

A utilização de arames tubulares (FCAW) na soldagem de aços inoxidáveis aumentou consideravelmente nos últimos anos. Isto se deve a excelente aplicação deste processo que satisfaz os requisitos de aumento de produção devido as alta taxa de deposição, e qualidade da soldas obtidas<sup>(12)</sup>.

Como a corrente de soldagem no processo arame tubular é limitada pela fina “casca” metálica externa, a densidade de corrente torna-se maior que para o arame sólido, resultando em uma taxa de fusão e deposição mais elevada.

No processo arame tubular, o fluxo altera o modo de transferência e as gotas de metal fundido são menores, e também é menor a incidência de respingos<sup>(13)</sup>.

O gás CO<sub>2</sub>, no caso de arame tubular com proteção de gás, seria o mais empregado já que a escória protegeria o metal da absorção de carbono<sup>(12)</sup>.

Para outros autores<sup>(14)</sup>, o argônio não deveria conter CO<sub>2</sub> já que um aumento da porcentagem deste gás na mistura aumentaria o conteúdo de carbono no depósito de solda. Isto poderia ser atenuado com a adição de O<sub>2</sub> que retardaria a decomposição do CO<sub>2</sub>.

Este trabalho tem por objetivo estudar a influência de algumas misturas de gases na geometria e microestrutura de cordões de solda empregando arame tubular.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Os arames tubulares podem ser classificados em duas classes: aqueles que utilizam gás de proteção e os autoprotégidos. Neste trabalho foi utilizado o arame tubular classificação AWS A5.22 E308LT-1, com proteção gasosa. Este tipo de arame apresenta baixo depósito de carbono no metal da solda usando gás CO<sub>2</sub> puro ou mistura de argônio com 15% ou mais de CO<sub>2</sub>. Com 100% de CO<sub>2</sub> os respingos são muito baixos e com a mistura Ar + 25%CO<sub>2</sub> praticamente inexistentes<sup>(15)</sup>.

A composição química do depósito do arame está mostrada na Tabela 1 e as propriedades mecânicas na Tabela 2.

Tabela 1. Composição química nominal do depósito<sup>(15)</sup>.

Arame AWS A5.22	%C	%Cr	%Ni	%Mo	%Mn	%Si	Ferrite Number
E308LT-1	0,03	20,0	10,	-	1,1	0,6	10

Tabela 2. Propriedades mecânicas típicas do metal da solda<sup>(15)</sup>.

Arame AWS A5.22	Resistência à tração [MPa]	Limite de escoamento [MPa]	Alongamento [%]
E308LT-1	565	421	40

O aço utilizado nos experimentos foi o AISI 304 com 4 mm de espessura, largura 50 mm e comprimento 150 mm. A soldagem foi executada de forma mecanizada com a velocidade constante de 26 cm/min.

As soldas foram todas do tipo “bead-on-plate”, ou seja, somente a execução do cordão de solda sem utilização de chanfro. Os parâmetros de soldagem estão indicados na Tabela 3.

Foram empregadas várias combinações de gases de proteção, conforme está mostrado na Tabela 4. A utilização de argônio como elemento principal foi para comparar os efeitos das misturas com oxigênio e gás carbônico aplicadas em arames tubulares, para poder comparar com arame sólido. As misturas foram efetuadas a partir de gases de pureza comercial em um equipamento apropriado, marca Witt modelo KM 60-3. A vazão do gás para todos experimentos foi de 10 l/min, medida na saída do bocal.

As micrografias foram realizadas por metalografia convencional, usando como reativo água régia diluída (45 ml HCl, 15 ml HNO<sub>3</sub>, 100 ml H<sub>2</sub>O).

A largura e penetração dos cordões foram medidas com o software Image Tools (UTHSCA).

Tabela 3. Parâmetros de soldagem empregados nos experimentos.

Parâmetros	Valor
Corrente de soldagem (Ampères)	140
Tensão do arco (volts)	24
Diâmetro do arame (mm)	1,2
Ângulo da tocha com a vertical (°)	30
Stick out (mm)	15
Velocidade de soldagem (cm/min)	26
Vazão de gás (l/min)	10
Técnica de soldagem	Puxando

Tabela 4. Número da amostra e composição do gás de proteção.

Número da Amostra	Composição		
	Argônio	CO <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>
AM 0	100%	-	-
AM 1	99%	-	1%
AM 2	98%	-	2%
AM 3	97%	-	3%
AM 4	99%	1%	-
AM 5	98%	2%	-
AM 6	97%	3%	-
AM 7	98%	1%	1%
AM 8	97%	2%	1%
AM 9	96%	3%	1%

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A penetração e a geometria do cordão de solda são alteradas com a utilização do processo MIG empregando diferentes gases de proteção<sup>(4,7)</sup>. No caso do processo arame tubular empregando a mistura de gases mencionadas na Tabela 4, não houve mudança significativa com relação a geometria e penetração da solda. A Figura 1 mostra a macroestrutura do cordão de solda com proteção de gás argônio puro. Na Figura 2 são mostradas as macroestruturas de cordões com proteção de argônio e adições de O<sub>2</sub>.

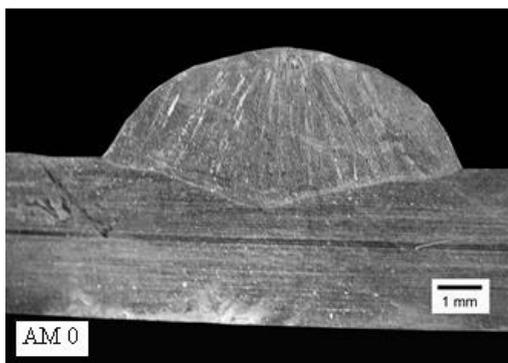


Figura 1. Macroestrutura de cordão de solda com proteção de gás argônio puro.

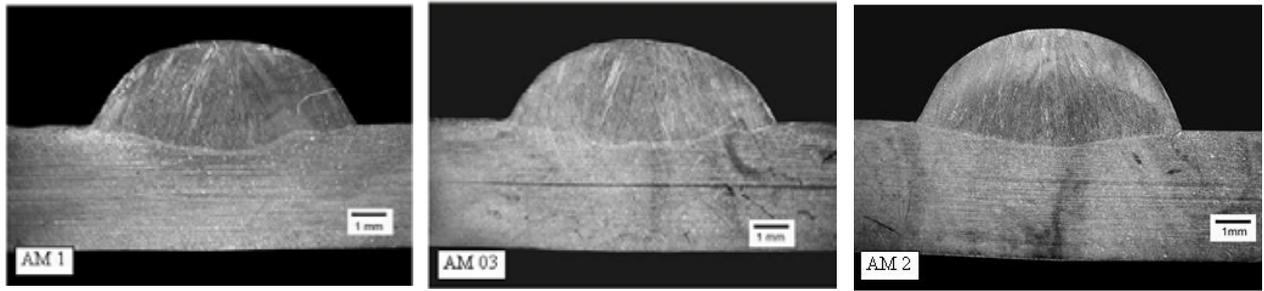


Figura 2. Macroestrutura dos cordões de solda com proteção de argônio mais a adição de 1%, 2% 3 % O<sub>2</sub>.

A Figura 3 apresenta as macroestruturas de cordões de solda executados com proteção de argônio mais adições de CO<sub>2</sub>.

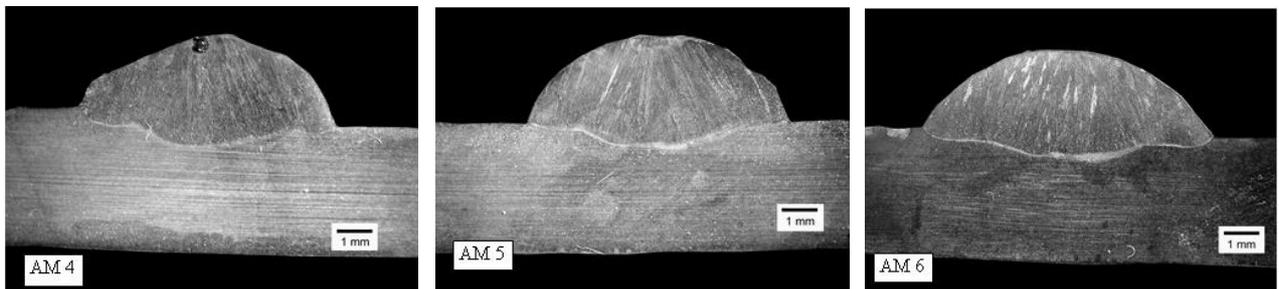
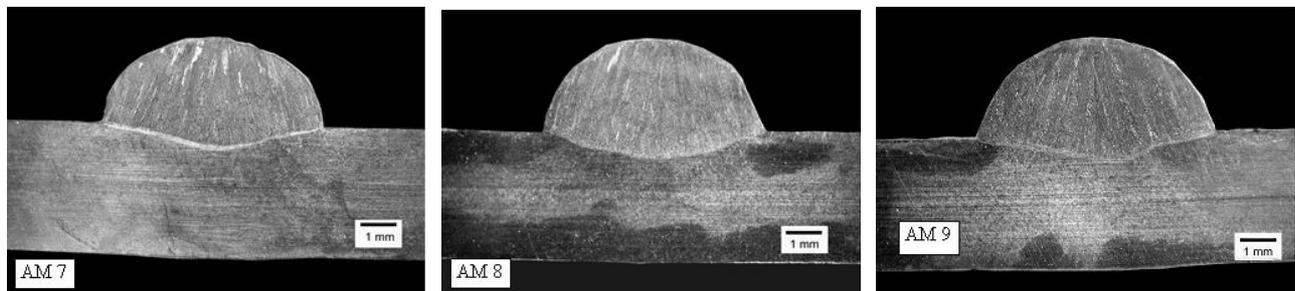


Figura 3. Macroestrutura de cordões de solda com proteção de argônio mais adições de 1%, 2% e 3% CO<sub>2</sub>.

Na Figura 4 são mostradas macroestruturas de cordões obtidos com proteção gasosa ternária de Ar, O<sub>2</sub> e CO<sub>2</sub>.



98% Ar + 1% CO<sub>2</sub> + 1% O<sub>2</sub>

97% Ar + 2% CO<sub>2</sub> + 1% O<sub>2</sub>

96% Ar + 3% CO<sub>2</sub> + 1% O<sub>2</sub>

Figura 4. Macroestrutura de cordões de soldas empregando mistura ternária de gases.

Analisando as figuras apresentadas anteriormente, se pode notar que não houve uma modificação sensível na penetração, os valores ficaram entre 0,6 e 1,0 mm. As diferenças mais significativas foram entre as soldas com Ar puro com penetração 1,0 mm e a mistura com 2% de CO<sub>2</sub>, 0,6 mm. Em termos relativos, apesar de valores baixos, a diferença nos limites extremos de penetração foi de 40%.

Com relação ao reforço do cordão, a variação foi de 2,3 a 2,7 mm. As modificações mais significativas foram entre a proteção com argônio puro, reforço de 2,7 mm e a mistura Ar + 1%CO<sub>2</sub>, reforço de 2,3 mm.

Com relação ao reforço, a intensidade de corrente no processo de soldagem arame tubular é distribuída somente na casca metálica externa. A densidade de corrente para um dado diâmetro de arame em relação aos arames sólidos é maior e portanto ocasionando maior deposição de material.

No caso da largura do cordão ocorreu uma diferença mais significativa, principalmente entre a proteção feita com argônio puro, 8,4 mm, e a mistura ternária Ar + 1% O<sub>2</sub> + 1% CO<sub>2</sub>, 6,3 mm.

Em todas as situações, aparentemente o agente causador destas diferenças foi o gás dióxido de carbono. Confrontando este resultado com aquele da soldagem empregando um arame sólido, se verifica uma situação contrária, já que o gás CO<sub>2</sub> seria mais energético ocasionando uma penetração maior. Neste caso, devido a presença de desoxidantes e outros elementos no fluxo do arame tubular, o uso deste gás não interagiu como esperado.

Os resultados obtidos estão mostrados na Figura 5.

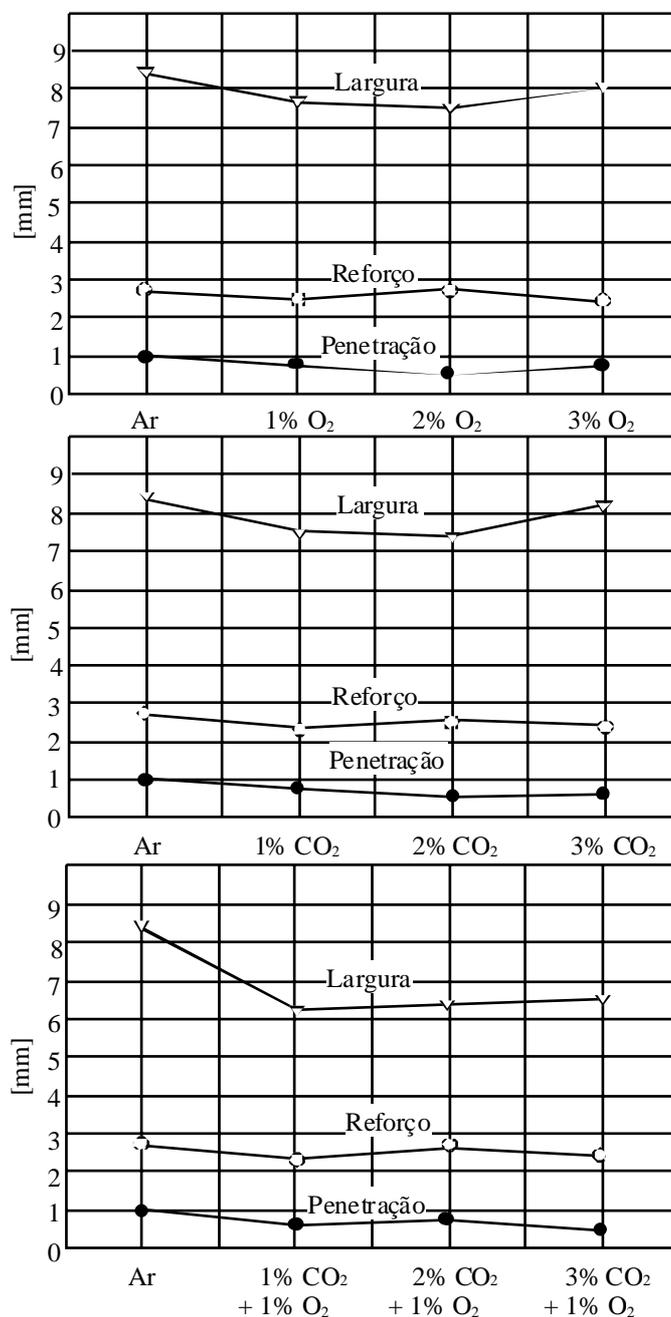


Figura 5. Penetração, reforço e largura do cordão para as misturas Ar + CO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub>.

A Figura 6 (a,b,c,d,e,f) mostra as microestruturas das soldas obtidas em função do tipo de gás de proteção utilizado. Soldas com as outras misturas utilizadas não estão mostradas por não apresentarem modificações.



Analisando a Figura 6(a), correspondente a amostra AM0, com proteção de argônio puro, se verifica na zona afetada pelo calor um alinhamento de ferrita  $\delta$  em camadas sucessivas como uma frente de solidificação a partir da austenita  $\gamma$ . A partir da linha de fusão ocorre a formação de austenita primária, crescendo de forma epitaxial, com a solidificação da ferrita nos contornos de grãos.

A Figura 7 mostra um diagrama pseudobinário com 70% de ferro e 30% Cr-Ni, que pode ser utilizado para determinar as fases ou modos de solidificação para várias composições <sup>(16)</sup>. Quatro modos distintos de solidificação são normalmente considerados: austenítico (A), austenítico-ferrítico ou austenita primária (AF), ferrítico-austenítico ou ferrita primária (FA), e ferrítico (F). Os limites de composição aproximados nos quais estas solidificações ocorrem são indicados na Figura 7, enquanto que a morfologia e microestruturas das fases durante e após solidificação são mostradas esquematicamente na Figura 8.

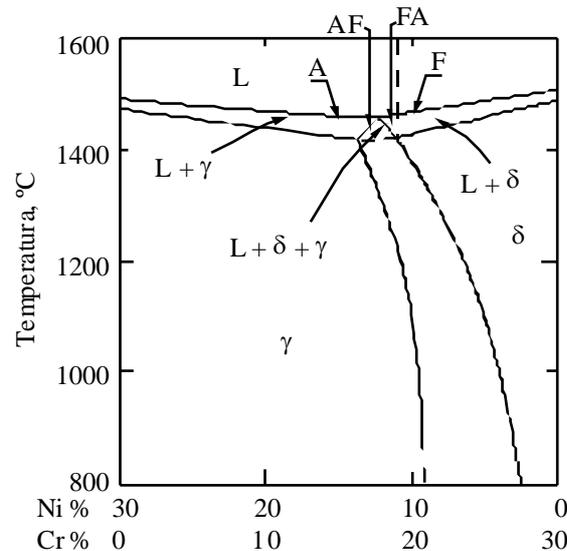


Figura 7. Seção pseudobinária do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% de ferro <sup>(16)</sup>.

	Modo A	Modo AF	Modo FA	Modo F
Sequência de solidificação	L	L	L	L
Primária	Austenita		Ferrita delta	
Microestrutura	austenita		austenita + ferrita delta	

Figura 8. Representação esquemática dos modos de solidificação em soldas de aços inoxidáveis austeníticos, mostrando as morfologias das fases <sup>(17)</sup>.

O modo de solidificação pode ser determinado pela relação  $Cr_{equi}/Ni_{equi}$  segundo Ares et al <sup>(18)</sup>. Para ocorrer o tipo de solidificação (A),  $Cr_{equi}/Ni_{equi} < 1,25$ , onde todo líquido é transformado em austenita, iniciando a solidificação como austenita primária: Líquido  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$ )  $\rightarrow$   $\gamma$ . Para os valores  $1,25 < Cr_{equi}/Ni_{equi} < 1,48$ , ocorre no final a transformação de austenita em ferrita (AF). A solidificação se inicia com a formação de austenita. Com a progressão da solidificação, o líquido

remanescente pode alcançar sua composição tornando-se rico em estabilizador da ferrita e formando esta fase nas regiões interdendríticas nos estágios finais da solidificação: Líquido  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$ )  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$  +  $\delta$ )  $\rightarrow$   $\gamma$  +  $\delta$ . No caso do tipo de solidificação (FA),  $1,48 < Cr_{\text{equi}}/Ni_{\text{equi}} < 1,95$ , se forma no final da solidificação ferrita + austenita. A solidificação se inicia a partir de ferrita como fase primária. No resfriamento, com a evolução da solidificação, o líquido remanescente é enriquecido com elementos estabilizadores da austenita. Tal fenômeno leva o líquido a se transformar em austenita. Assim, na microestrutura final, a fase primária  $\delta$  permanece no núcleo dos ramos dendríticos com forma vermicular, envolta pela austenita: Líquido  $\rightarrow$  (Líquido +  $\delta$ )  $\rightarrow$  (Líquido +  $\gamma$  +  $\delta$ )  $\rightarrow$   $\gamma$  +  $\delta$ . O modo de solidificação (F),  $Cr_{\text{equi}}/Ni_{\text{equi}} > 1,95$ , resulta na formação completa da ferrita que pode se transformar em austenita, dependendo do valor do  $Cr_{\text{equi}}/Ni_{\text{equi}}$ . A ferrita é estável durante a solidificação e se transforma em austenita no resfriamento, produzindo estruturas de Widmanstätten: Líquido  $\rightarrow$  (Líquido +  $\delta$ )  $\rightarrow$   $\delta$   $\rightarrow$   $\delta$  +  $\gamma$ .

Empregando as fórmulas de  $Ni_{\text{equi}} = \%Ni + 0,5\%Mn + 30\%C + 30\%N$  e  $Cr_{\text{equi}} = \%Cr + 1,5\%Si + 2\%Mo + 0,5\%Nb$ , obtemos a relação  $Cr_{\text{equi}}/Ni_{\text{equi}} = 1,42$ . Segundo o exposto acima, a estrutura resultante da solidificação do metal de solda seria austenita com ferrita nos contornos de grão.

Para a Figura 6(b), argônio + 1% oxigênio, houve um aumento grande do início da solidificação celular a partir da ZAC. Aparentemente não houve a formação de crescimento de grãos epitaxiais levando a crer que não houve somente solidificação da austenita primária mas também a formação de ferrita primária. Estes resultados estão parcialmente de acordo como o estudo de Inoue et al.<sup>(19)</sup>

Os mesmos resultados se podem verificar na Figura 6(c), com a mistura Ar + 1% CO<sub>2</sub>. Para mistura terciária Ar + 1% O<sub>2</sub> + 1%CO<sub>2</sub>, a solidificação volta e se formar através de crescimento epitaxial a partir da austenita primária. Com o aumento de CO<sub>2</sub> na mistura, a zona afetada é alterada com a formação de linha de ferrita maiores e mais espaçadas, para finalmente, na zona fundida apresentar a solidificação primária de ferrita e austenita.

#### 4. CONCLUSÕES

Pelos resultados obtidos, se pode verificar que a soldagem de aço inoxidável austenítico com arame tubular austenítico, não ocasiona alterações sensíveis da geometria do cordão de solda. A penetração praticamente não se alterou. A largura do cordão apresentou variações mais sensíveis bem como o reforço do cordão. A inexistência de variações se deve ao fluxo contido no arame tubular que gera reações químicas com o gás de proteção e/ou com a formação de gases do próprio fluxo impedindo uma interação maior. Quanto a microestrutura, algumas alterações foram notadas devido a influência dos gases de proteção. As alterações na solda e zona afetada pelo calor são ocasionadas principalmente pela presença de oxigênio no gás de proteção. De alguma forma o oxigênio atua na formação da cristalização primária da zona fundida. Estes resultados estão sendo estudados mais a fundo com o emprego de microscopia eletrônica de varredura, e o uso de microsonda EDS para determinar a distribuição de cromo e níquel na zona da solda e sua influência na solidificação.

#### 5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] STENBACKA, N.; PERSSON, K.-A. Shielding gases for gas metal arc welding. **Welding Journal**, v. 68, n. 11, 1989, p. 41-47.
- [2] LUCAS, W. Choosing a shielding gas – part 2. **Welding & Metal Fabrication**, n. 7, 1992, p. 269-276.
- [3] LYTTLE, K.A.; STAPON, W.F.G. Select the best shielding gas blend for the application. **Welding Journal**, v. 69, n. 11, 1990, p. 21-27.
- [4] DE PARIS, A.A.F.; AMARAL, L.G.H. A influência da adição de oxigênio no argônio como gás de proteção na soldagem MIG de aço inoxidável. In: **XII CONSOLDA**, 2001, Campinas, Anais, CD-ROM.
- [5] ASM. **Welding, brazing and soldering, volume 6**. 9. ed. Metals Park: ASM, 1983, p. 332.

- [6] 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**, n. 15, p. 49-53, 1999.
- [7] 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: Anais do XXII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem**, Blumenau, SC, v. 1, p. 227-238, jul/ago, 1996.
- [8] CATÁLOGO TOPAC. Oxygen analyzer for welding stainless steel. **Topac Instrumentation Company**, St. Hinham, Ma, USA, 2000.
- [9] KOTECKI, D. Ensuring the stamina of stainless steel. **Welding Journal**, v. 77, n. 11, pp. 41-45, 1998.
- [10] FERREE, S.E.; SIERDZINSKI, M.S. Stainless steel metal cored wires for welding automotive exhaust systems. **Svetsaren**, v. 54, n. 1, p. 15-18, 2000.
- [11] KOTECKI, D. Welding stainless steel. **Advanced Materials & Process**, n. 5, p. 41-44, 1999.
- [12] NISIHAYAMA, S.; MASTUSHITA, Y.; MARUYAMA, T. Flux-cored wires for stainless steel welding. **Welding in the World**, v. 36, n. 6, pp. 103-110, 1995.
- [13] SATO, M.; SUDA, K.; NAGASAKI, H. How to welding using flux-cored wires. **Welding International**, v. 11, n. 4, p. 264-272, 1997.
- [14] LIAO, M.T.; CHEN, W.J. The effect of shielding-gas compositions on the microstructure and mechanical properties of stainless steel weldments. **Materials Chemistry and Physics**, v. 55, p. 145-151, 1998.
- [15] CATÁLOGO LINCOLN ELECTRIC. Premium Stainless Steel Products. **Blue Max Flux-Cored Wires**, p. 1-8, 1997.
- [16] SHANKAR, V.; GILL, T.P.S.; MANNAN, S.L.; SUNDARESAN, S. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds. **Sādhanā**, V. 28, parts 3 & 4, p. 359-382, 2003.
- [17] KOSEKI, T.; FLEMINGS, M.C. Solidification of undercooled Fe-Cr-Ni alloys: Part II. Micro structural evolution. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 27A, n. 10, p. 3226-3240, 1996.
- [18] ARES, A.E.; CARAM, R.; JAIME, M.A. et al. Solidificación y microestructura de un acero inoxidable austenítico. **Anales AFA**, La Plata, Ar., v. 17, p. 240-249, 2005.
- [19] INOUE, H.; KOSEKI, T.; FUJI, M. Epitaxial growth and phase formation of austenitic stainless steel weld metals near fusion boundaries: study of solidification and transformation of Cr-Ni stainless steel weld metals (3<sup>rd</sup> Report). **Welding International**, v. 12, n. 3, p. 21-31, 1998.

## **THE INFLUENCE OF SHIELDING GAS IN FLUX CORED ARC WELDING OF STAINLESS STEEL 304**

**Ismael André Gottardo**

Federal University of Santa Maria, Department of Mechanical Engineering, Santa Maria, Br, ZIP 97105-900 - ismaelgott@gmail.com

**Cleges Fischer**

Federal University of Santa Maria, Department of Mechanical Engineering, Santa Maria, Br, ZIP 97105-900

**Aleir Antonio Fontana De Paris**

Federal University of Santa Maria, Department of Mechanical Engineering, Santa Maria, Br, ZIP 97105-900 - aparis@ct.ufsm.br

**Abstract.** *The influence of shielding gases mixture in GMAW of stainless steels is well known. In the welding of the steel AISI 304, the gas argon with additions from 1 to 2% of oxygen increases in up*

*to 100% the penetration of the weld as well as it alters the geometric configuration of the weld bead. In the case of the welding with the FCAW process, the information on mixtures of gases for the welding of this steel is scarce. Using binary and ternary gaseous mixtures of argon, oxygen and carbon dioxide, the influence of these combinations was analyzed in the macro and microstructure of the weld bead. The results showed, contrarily to the process GMAW, small variation in the parameters width/penetration of the weld. The most significant results were in the microstructure.*

**Keywords.** FCAW, stainless steel, protection gases.