



Realização



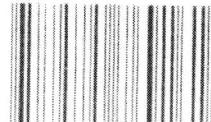
Patrocínio



Apoio

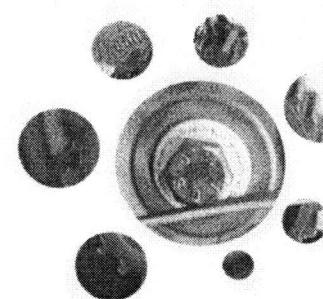


ISBN 85-85769-16-5

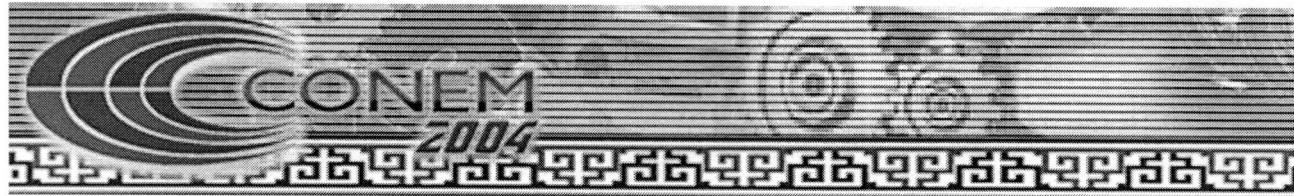


9 788585 769161

III Congresso Nacional de Engenharia Mecânica

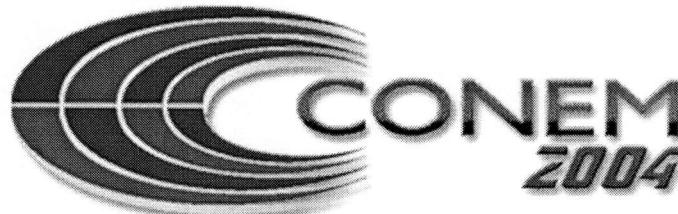


Anais do Congresso


NAVIGUE

- [Home](#)
- [Introdução](#)
- [Organização](#)
- [Programação](#)
- [Local](#)
- [Normas](#)
- [Chamada de Trabalhos](#)
- [Temas](#)
- [Comissão Organizadora](#)
- [Informações Turísticas](#)

Quarta-feira, 22 de Setembro de 2004



III CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA
 10 a 13 de Agosto de 2004 – Belém – PA
CHAMADA DE TRABALHOS

III NATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING
 August 10 – 13, 2004 – Belém – PA - Brazil

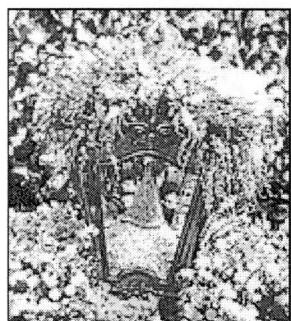
Veja a programação preliminar no link programação (acima à esquerda)

Inscrição/Publicação(taxas)

HOTÉIS PRÓXIMOS



(Clique para ampliar)



Círio de Nazaré
 Clique e saiba mais

O Congresso Nacional de Engenharia Mecânica (CONEM), realizado desde 1990, é um evento bienal que percorre as capitais das regiões Norte e Nordeste do Brasil. A cada evento realizado é crescente a participação dos profissionais de ensino e pesquisadores que atuam em todas as áreas das Ciências Mecânicas. Em 1992, devido ao seu caráter nacional, foi incluído no calendário de eventos apoiados pela ABCM. Em 2002, o II CONEM, realizado entre 12 e 16 agosto na cidade de João Pessoa - PB, publicou em seus anais mais de seiscentos trabalhos, vindos de todas as regiões do país, o que confirma a importância e a abrangência nacional desse congresso.

1396930
 141004

SYSNO 1396930
 PROD 002957
 ACERVO EESC



Em 2004, o III CONEM será realizado em Belém do Pará – O Portal da Amazônia, no período de 10 a 13 de agosto. Convocamos os profissionais de ensino e pesquisadores em Ciências Mecânicas a apresentarem trabalhos relacionados com suas áreas específicas de estudos.

O texto de submissão do resumo, redigido em português ou inglês, deve conter as seguintes informações:

- Título do trabalho;
- Autores (indicar afiliações e autor para correspondência);
- Código do tema (até três códigos de temas apropriados para enquadramento do trabalho de acordo com a relação fornecida);
- Resumo de descrição do conteúdo do trabalho (máximo 400 palavras).

DATAS IMPORTANTES

- 21/11/2003 – Submissão dos resumos
- 05/12/2003 – Comunicação de aceite dos resumos
- 27/02/2004 – Submissão dos artigos
- 25/04/2004 – Comunicação dos artigos aceitos
- 30/05/2004 – Submissão da versão final dos artigos aceitos
- 05/06/2004 – Comunicação do aceite da versão final
- 30/06/2004 – Último dia para pagamento da Taxa de Publicação

Presidente:

Prof. Dr. J.M. Quaresma
Fone: (0XX91) 3183– 1963 Fax: (0xx91)3183– 1325

Última atualização em: 22/07/2004

© Conem 2004 • All Rights Reserved

INFLUÊNCIA DO FLUXO NA MICROESTRUTURA E NA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NO PROCESSO ARCO SUBMERSO UTILIZANDO ELETRODO TUBULAR

Kléber Mendes de Figueiredo *F4756*

Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, Av. Trabalhador São-carlense 400 - Centro - São Carlos - SP - 13566-590, kleberfig@yahoo.com.br

Samuel Irati Novaes Gomes

Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, Av. Trabalhador São-carlense 400 - Centro - São Carlos - SP - 13566-590, irati@sc.usp.br

Resumo. A produtividade do processo de soldagem a arco submerso pode ser aumentada utilizando eletrodos paralelos ou geminado ou com adição de pó de ferro. Uma outra forma de aumentar esta produtividade é utilizando eletrodos tubulares, que não requer despesas adicionais. A proteção do eletrodo e da poça de solda é feita por fluxo, que é alimentado separadamente. Dentre as várias funções do fluxo, uma é a de adicionar elementos de liga no metal como soldado, além de desoxidar e retirar impurezas do metal fundido. A composição do metal como soldado é influenciada pela escolha dos consumíveis de soldagem, pela composição química do metal de base e pelas condições operacionais aplicadas. Foi utilizado como metal de base o aço ASTM-A516-90-70 e o eletrodo tubular AWS E71T-S/E-1T-6M com diâmetro de 4,0 mm. Variou-se o fluxo, utilizando o SFA/AWS A5.17 F6A4-EL12 e o SFA/AWS A5.17 F7A8-EM12K. Observou-se alteração na composição química do metal como soldado, tais como no percentual de manganês, carbono e oxigênio, o que gerou uma diferença no percentual de ferrita acicular. A ferrita acicular torna-se importante pois influi nas propriedades mecânicas do metal como soldado.

Palavras-chave: soldagem a arco submerso, eletrodo tubular, ferrita acicular, consumível.

1. INTRODUÇÃO

Dentre os vários processos de soldagem, o arco submerso (AS) é empregado em grande escala na indústria devido à sua facilidade de operação e produtividade. Sua participação corresponde à cerca de 10% do volume de material de solda a arco elétrico (Paranhos e Souza, 1999).

No processo AS a proteção do eletrodo e da poça de solda é feita por fluxo que é alimentado separadamente. O fluxo produz uma completa cobertura do arco e da poça de fusão. Deste modo, o arco não é visível e a soldagem desenvolve-se sem respingos, luminosidade e radiação, dispensando ao operador o uso de máscara ou capacete de proteção (Paranhos e Souza, 1999). Este fluxo fundido cobre a solda metálica e a protege do meio ambiente durante a solidificação.

O fluxo deve possuir características fisico-químicas para o controle do acabamento e da geometria do cordão de solda e, de acordo com Machado (1996), permite adicionar elementos de liga no metal como soldado, além de desoxidar e retirar impurezas da poça através de reações químicas com o metal líquido. No processo AS, tanto o fluxo quanto o eletrodo podem ser alterados a qualquer momento.

O processo AS é amplamente reconhecido como um processo de soldagem altamente produtivo, oferecendo as seguintes vantagens: alta taxa de deposição devido ao uso de altas correntes de soldagem que geram elevada densidade de corrente, alta velocidade de soldagem e reduzida incidência de falta de fusão e de inclusões de escória, superfície de solda regular sem produção de respingos e fumos (Gehring e Studholme, 1999).

Conforme Gehring e Studholme (1999), o aumento de produtividade utilizando arcos geminados (“twin arc”) ou paralelos (“tandem”) e pó de ferro normalmente requerem altos investimentos em equipamentos. Esta produtividade pode ser aumentada significativamente pela substituição do eletrodo sólido pelo tubular, pois na maioria das aplicações isto não requer despesas adicionais, porque o equipamento existente é adequado.

Em suas pesquisas, Gehring e Studholme (1999), encontraram que a taxa de deposição do eletrodo tubular, quando é utilizada a mesma corrente, excede à do sólido do mesmo diâmetro da ordem de 20 %.

O uso de arame tubular na soldagem a arco submerso é relativamente recente. Existe no mercado grande variedade desses arames, principalmente para aços baixa liga e inoxidável. A principal vantagem do emprego do arame tubular, ao invés do sólido, está no aumento da taxa de deposição e facilidade de fabricar lotes de pequena quantidade (Paranhos e Souza, 1999).

Com o eletrodo tubular consegue-se uma melhor penetração do que com o sólido devido às altas correntes utilizadas (Svensson, 1994). O aumento na taxa de deposição permite uma melhora na economia de soldagem, pois podem ser utilizadas maiores velocidades de soldagem (Gehring e Studholme, 1999), ou manter a mesma velocidade, reduzindo-se a quantidade de passes necessários para completar o enchimento da junta.

A utilização do eletrodo tubular tem ainda algumas vantagens adicionais, tais como uma redução no número de cordões de solda e a não necessidade de biselagem da chapa. Com o mesmo diâmetro pode ser utilizada uma ampla faixa de corrente (Gehring e Studholme, 1999).

Este trabalho tem como objetivo mostrar a influência que a mudança de fluxo proporciona na composição química do metal como soldado e a sua atuação na formação de ferrita acicular, quando se utiliza eletrodo tubular no processo de soldagem a arco submerso.

2. MICROCONSTITUINTES

A quantificação de microestruturas no metal como soldado é comumente realizada através de microscopia ótica. Vários estudos foram introduzidos através dos anos para a classificação das microestruturas, com cada classificação refletindo o ponto de vista e critérios de diferentes pesquisadores (Grong e Matlock, 1986).

A sub-comissão IXJ do International Institute of Welding (IIW) desenvolveu um método para a identificação das microestruturas do metal como soldado no que se refere às morfologias da ferrita. Este método permitiu a obtenção de uma convenção internacional sobre a terminologia para a descrição das microestruturas e uma abordagem consistente para os pesquisadores na aplicação do método.

De acordo com o IIW (1988) as microestruturas do metal como soldado, quando visualizadas por microscopia ótica, são classificadas da seguinte forma: Ferrita Primária (PF), Ferrita Acicular (AF), Ferrita de Segunda Fase (FS), Agregado de Ferrita/Carboneto (FC) e Martensita (M).

A Ferrita Primária pode ocorrer em duas formas que podem ser identificadas separadamente que é a Ferrita de Contorno de Grão (PF(G)) e a Ferrita Poligonal Intragrangular (PF(I)).

A Ferrita de Segunda Fase (FS) pode ocorrer de duas formas: Ferrita de Segunda Fase Alinhada (FS(A)) e Ferrita de Segunda Fase não Alinhada (FS(NA)).

Conforme Grong e Matlock (1986), a microestrutura final do metal como soldado depende de interações complexas entre muitas variáveis importantes, tais como: ciclo de resfriamento da solda, composição química do metal como soldado e tamanho de grão da austenita anterior.

A composição do metal como soldado é controlada pelas reações químicas que ocorrem na poça da solda em elevadas temperaturas e é, portanto, influenciada pela escolha dos consumíveis de

soldagem (isto é, combinação do arame metálico, fluxo e/ou gás de proteção), pela composição química do metal de base e pelas condições operacionais aplicadas (Grong e Matlock, 1986).

Os teores dos elementos de liga afetam profundamente a microestrutura do metal como soldado (Fiore e Amata, 1997). O aumento na quantidade de manganês, na faixa de 0,6 a 1,8%, aumenta a percentagem de ferrita acicular no metal como soldado e diminui a de ferrita pró-eutetóide e a de componentes intermediários, gerando, também, um aumento no refinamento da mesma (Evans, 1980).

O oxigênio, em teores específicos, é de particular interesse na composição microestrutural, pois um alto número de inclusões de óxidos influencia fortemente a transformação da austenita em ferrita, tanto pela restrição do crescimento de grãos de austenita bem como pelo fornecimento de locais favoráveis a nucleação de vários tipos de microestruturas, tais como ferrita acicular e de placas laterais (Grong e Matlock, 1986).

De acordo com Blake (1979), existe uma forte relação entre a microestrutura do metal como soldado e o balanço entre a concentração de oxigênio e o tipo e quantidade de desoxidante e elementos de liga presentes na solda. Cita, como exemplo, que os teores de oxigênio extremamente baixo (abaixo de 200 ppm) retardam a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$.

O teor de oxigênio na faixa de 200 ppm a 500 ppm induz uma elevada percentagem de ferrita acicular e as quatro principais fontes de oxigênio no metal como soldado podem ser provenientes do fluxo, do metal de base, do eletrodo e da atmosfera circundante (Dallam et al, 1985).

Kenny et al (1985) encontraram que um aumento no teor de oxigênio para 300 ppm, utilizando arame tubular, foi eficaz para a produção da ferrita acicular intragranular.

O mais importante elemento, em termos de controle microestrutural em aços, é o carbono. Em metais como soldado seu teor deve ser mantido baixo para prevenir a formação extensiva de ripas de martensita (Farrar e Harrison, 1987).

Teores de carbono na faixa de 0,05 a 0,15 wt % encontrados em metais como soldado tem como principal efeito controlar a quantidade de formação de carbetas (Farrar e Harrison, 1987).

O carbono, também, aumenta a quantidade de ferrita acicular. Entretanto, o que se verifica é que a variação no percentual do manganês é mais efetiva do que a variação no do carbono (Evans, 1983).

De acordo com Farrar e Harrison (1987), o papel da composição química na formação da ferrita acicular depende da influência direta que o elemento químico tem sobre a temperabilidade do metal como soldado, e que os elementos mais efetivos devem ser o manganês e o carbono, como também o silício.

Evans (1986), encontrou que uma quantidade de silício acima de 0,5% pode ser tolerada quando a quantidade de manganês é otimizada, e que aumentando a quantidade de manganês tem-se um aumento no percentual de ferrita acicular.

Entretanto, o nível de temperabilidade requerido para desenvolver estruturas de ferrita acicular é completamente crítico e é, portanto, também influenciado por outros elementos tais como vanádio, nióbio, molibdênio e níquel, que dependendo da temperabilidade pode promover ou restringir o desenvolvimento da ferrita acicular (Farrar e Harrison 1987).

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O aço ASTM-A516-90-70, com espessura de 37,5 mm, comprimento de 500 mm, largura de 140 mm e junta com chanfro em X, conforme Fig. (1), foi utilizado para a confecção da chapa soldada. O chanfro foi confeccionado conforme detalhes na Fig. (2).

Foram confeccionados metais como soldado utilizando eletrodo tubular AWS E71T-S/E-1T-6M com diâmetro de 4,0 mm e fluxos SFA/AWS A5.17 F6A4-EL12 (corpo de prova 1) e SFA/AWS A5.17 F7A8-EM12K (corpo de prova 2).

Utilizou-se uma faixa de corrente de soldagem oscilando entre 450 e 550 A e o intervalo de voltagem entre 28 e 32 V.

Durante a realização das soldagens procurou-se manter o mesmo aporte de calor, que foi calculado pela Eq. (1).

$$H = \frac{EI}{v \times 1000} \quad (1)$$

onde: H = aporte de calor em quilojoules por mm, E = tensão em volts, I = corrente em ampéres, v = velocidade de soldagem em mm/s. Foram empregadas as mesmas condições utilizadas na soldagem de campo.

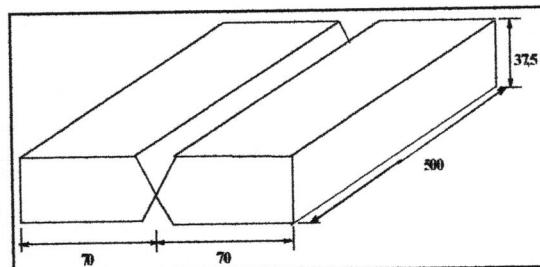


Figura 1. Detalhe da chapa soldada.

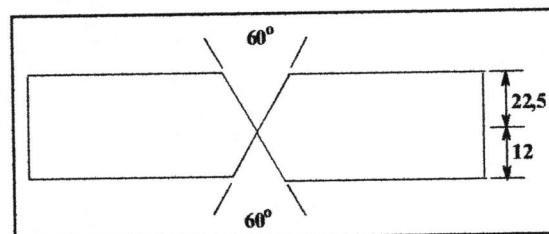


Figura 2. Detalhe do chanfro da chapa soldada.

Os parâmetros de soldagem médios utilizados na confecção dos metais como soldado estão mostrados na Tab. (1), onde pode ser verificado que os valores médios do aporte de calor são bem próximos.

Inicialmente foi dado um passe de solda do lado do chanfro de 12 mm de profundidade e, em seguida, foi feito o enchimento do lado do chanfro de 22,5 mm, sendo então completado o enchimento do chanfro de 12 mm.

De cada conjunto de chapa soldada foi realizado tratamento térmico para alívio de tensão em metade dos conjuntos. Para se realizar o alívio de tensão, as chapas foram colocadas no forno à temperatura de 37°C e foram aquecidas até 580°C a uma taxa aproximada de 5,76°C/min, permanecendo na temperatura de 580°C por um período de 2 horas, sendo, em seguida, desligado o forno e aberta a sua porta para que ocorresse o resfriamento até a temperatura ambiente.

Tabela 1. Parâmetros de soldagem médios.

Corpo de prova nº	I [A]	E [V]	v [mm/s]	H [kJ/mm]	Vel.A. [mm/s]
1	506	30,0	5,57	2,725	26
2	501	30,3	5,56	2,730	27

onde: I = corrente média, E = tensão, v = velocidade de soldagem, H = aporte de calor e $Vel.A.$ = velocidade de alimentação do arame

Para a realização das micrografias o corpo de prova foi retirado da região central do metal como

soldado, com e sem tratamento térmico, de todos os conjuntos soldados, com uma espessura aproximada de 10 mm.

Foram realizados cortes com o intuito de separar os cordões de solda tanto do lado do chanfro de 22,5 mm de profundidade quanto do chanfro de 12 mm. A preparação metalográfica foi realizada com o procedimento normal.

Depois do polimento foi feito o ataque com nital 2% e fotografadas em 10 posições diferentes com aumento de 500 vezes para a quantificação de fases em conformidade com o IIW (1988), e fotografadas no último cordão de solda com aumento de 100 vezes para documentação.

Foi realizada análise química do metal de base e dos metais como soldado utilizando os seguintes métodos: determinação de nitrogênio e oxigênio pelo sistema a vácuo, carbono e enxofre por queima da amostra e os demais por espectroscopia de plasma.

4. RESULTADOS

A Fig. (3) mostra as micrografias dos metais como soldado em que foram utilizados os fluxos SFA/AWS A5.17 F6A4-EL12 e SFA/AWS A5.17 F7A8-EM12K, com e sem alívio de tensão.

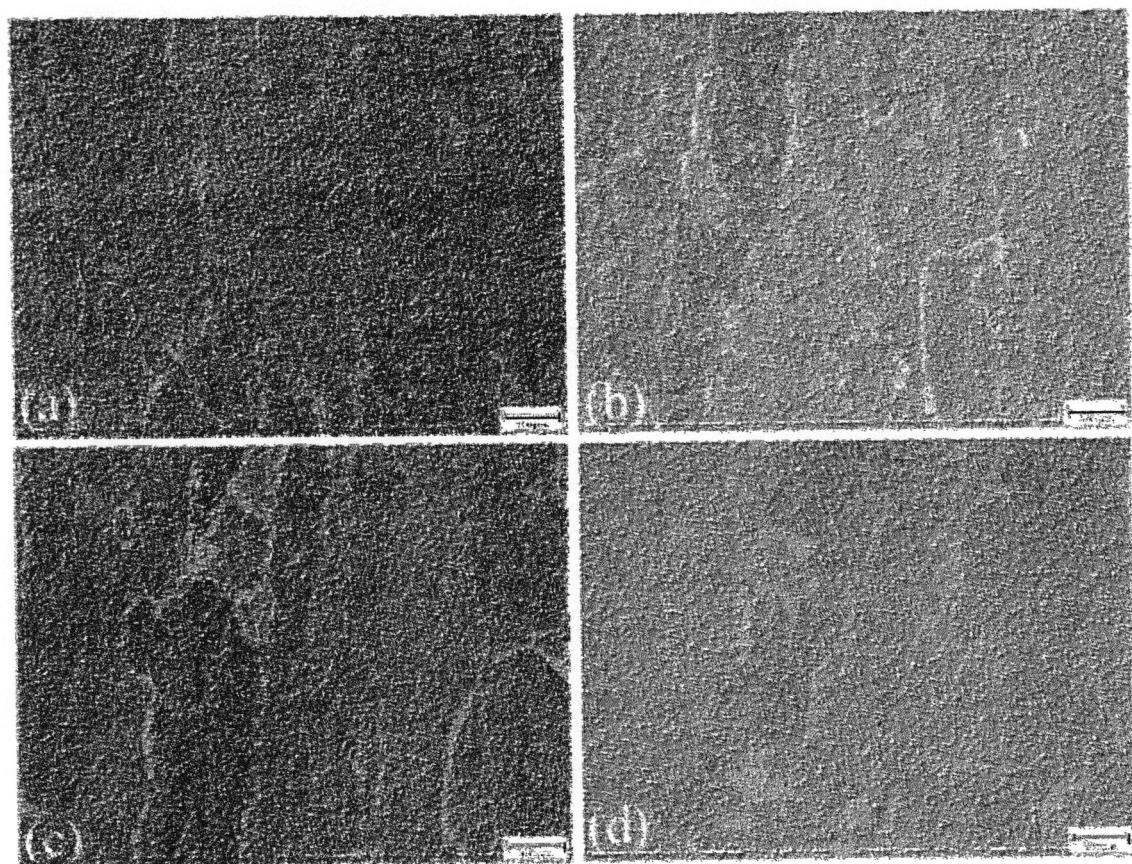


Figura 3. Micrografias do metal como soldado utilizando o fluxo SFA/AWS A5.17 F6A4-EL12, com alívio de tensão (a) e sem alívio de tensão (b); micrografias do metal como soldado utilizando o fluxo SFA/AWS A5.17 F7A8-EM12K, com alívio de tensão (c) e sem alívio de tensão (d) – ampliação de 100 vezes – ataque nital 2%.

Os resultados da análise química do metal base e dos metais como soldado estão mostrados na Tab. (2).

Utilizando o método proposto pelo IIW (1988), foi realizada a quantificação das microestruturas

nos metais como soldado obtendo-se os valores mostrados na Tab. (3).

Tabela 2. Análise química do metal de base e dos metais como soldado.

Amostra	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	Co	Cu	W	V	Al	O	N
1	0,092	0,84	2,25	0,021	0,009	0,02	0,06	0,19	0,008	0,04	0,02	0,03	0,04	0,006	0,01	0,035	0,007
2	0,085	0,84	1,60	0,020	0,007	0,02	0,06	0,18	0,007	0,06	0,01	0,02	0,03	0,003	0,01	0,021	0,005
3	0,17	0,23	1,16	0,019	0,007	0,02	0,06	0,009	0,004	-	0,01	0,01	0,03	0,001	0,03	0,002	0,004

onde: Amostra 1 = metal como soldado utilizando eletrodo tubular e fluxo SFA/AWS A5.17 F6A4-EL12; Amostra 2 = metal como soldado utilizando eletrodo tubular e fluxo SFA/AWS A5.17 F7A8-EM12K e Amostra 3 = metal de base

Tabela 3. Percentual das fases dos metais como soldado.

	FA [%]	FP(I) [%]	FP(G) [%]	FS(NA) [%]	FS(A) [%]
Corpo de prova 1	88,8	3,0	7,5	0,5	0,2
Corpo de prova 2	83,7	3,1	12,9	0,3	0,0

onde: Corpo de prova 1 = metal como soldado utilizando eletrodo tubular com fluxo SFA/AWS A5.17 F6A4-EL12; Corpo de prova 2 = metal como soldado utilizando eletrodo tubular com fluxo SFA/AWS A5.17 F7A8-EM12K, FA = ferrita acicular; FP(I) = ferrita poligonal intragranular; FP(G) = ferrita poligonal de contorno de grão; FS(NA) = ferrita de segunda fase não alinhada; FS(A) = ferrita de segunda fase alinhada.

5. DISCUSSÕES

Com a combinação do eletrodo tubular e o fluxo SFA/AWS A5.17 F6A4-EL12 (corpo de prova 1) obteve-se um percentual de ferrita acicular maior do que com a combinação eletrodo tubular/fluxo SFA/AWS A5.17 F7A8-EM12K (corpo de prova 2), sendo este valor da ordem de 5% (Tab. (3)). Esta diferença percentual foi encontrada na forma de ferrita poligonal de contorno de grão no corpo de prova 2, que pode ser visualizado na Fig. (3).

Esta quantidade de ferrita acicular maior no corpo de prova 1 concorda com Dallam et al (1985) e Kenny et al (1985), quando o primeiro achou que a faixa onde ocorre a maior formação de ferrita acicular é entre 200 ppm e 500 ppm de oxigênio e o segundo, que quando aumentou o teor de oxigênio para 300 ppm, utilizando eletrodo tubular, obteve um aumento na quantidade de ferrita acicular intragranular, pois no corpo de prova 1 foi encontrado um teor de 350 ppm de oxigênio contra 210 ppm do corpo de prova 2, e a quantidade de ferrita acicular no corpo de prova 1 foi maior do que no 2 (Tab. (2 e 3) e Fig. (3)).

Isto também concorda com Grong e Matlock (1986), dado que a microestrutura final é produto de reações químicas complexas na poça, o que determina a composição final do metal como soldado, ou seja, é dependente da composição química do metal de base, do eletrodo e do fluxo, como também da velocidade de resfriamento.

Como a formação da ferrita acicular é dependente dos teores de carbono, manganês, silício e oxigênio, o maior percentual encontrado no corpo de prova 1 é decorrente da combinação das complexas reações químicas que produziram o metal como soldado, sendo que os teores de carbono, manganês e oxigênio são maiores no corpo de prova 1 Tab. (2).

Provavelmente, estes três elementos, em conjunto, é que influíram na formação da microestrutura, pois se observa na Tab. (2) que não houve uma grande variação no percentual dos demais elementos químicos.

De acordo com Farrar e Harrison (1987), a formação de ferrita acicular sofre influência direta da temperabilidade do metal como soldado e que os elementos mais efetivos devem ser o manganês e o carbono e, no metal como soldado do corpo de prova 1 estes elementos químicos foram obtidos em maior quantidade.

Na Tab. (3) nota-se que ambos os metais como soldado mostraram percentuais de ferrita acicular alto, acima de 80%. Observa-se, também, ferrita poligonal com valores de 10,5% e de 16,0% e a ferrita de segunda fase com valores que podem ser desprezados.

6. CONCLUSÕES

O fluxo SFA/AWS A5.17 F6A4-EL12 produziu uma microestrutura com maior quantidade de ferrita acicular do que o SFA/AWS A5.17 F7A8-EM12K.

Utilizando o fluxo SFA/AWS A5.17 F6A4-EL12 foi encontrado no metal como soldado uma maior quantidade de manganês, carbono e oxigênio do que usando o SFA/AWS A5.17 F7A8-EM12K.

A formação da ferrita acicular foi consequência do carbono, do manganês e do oxigênio.

A maior quantidade de ferrita acicular no corpo de prova 1 mostrou-se coerente com o aumento do teor de oxigênio dentro da faixa de 200 ppm a 500 ppm.

Como os demais elementos químicos não sofreram mudanças consideráveis, pode-se desprezar suas influências na temperabilidade e, consequentemente, no controle percentual das microestruturas.

O percentual de ferrita acicular, nos dois casos estudados, é relativamente alto, acima de 80 %.

7. AGRADECIMENTOS

À CAPES pelo auxílio financeiro e bolsa concedida, à CALDEMA pelo apoio e fornecimento de materiais e à ESAB pelo fornecimento de materiais.

8. REFERÊNCIAS

Blake, P.D., 1979, "Oxygen and nitrogen in weld metal", Welding Research International, Volume 9, Number 1, pp. 23-56.

Dallam, C.B., Liu, S. and Olson, D.L., 1985, "Flux composition dependence of microstructure and toughness of submerged arc HSLA weldments", Welding Research Supplement, May, pp. 140-s-151-s.

Evans, G.M., 1980, "Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld metal deposits", Welding Research Supplement, March, pp. 67-s-75-s.

Evans, G.M., 1983, "The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits", Welding Research Supplement, November, pp. 313-s-320-s.

Evans, G.M., 1986, "Effects of silicon on the microstructure and properties of G-Mn all-weld-metal deposits", Metal Construction, July, pp. 438-R-444-R.

Farrar, R.A. and Harrison, P.L., 1987, "Review - Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview", Journal of Materials Science, Vol. 22, pp. 3812- 3820.

Fiore, S.R. and Amata, M., 1997, "The basics of self-shielded flux cored arc welding", Svertsaren, nº 1 - 2, pp. 57-62.

Gehring, M. and Studholme, S., 1999, "Fabricators pleased with increased submerged arc productivity from cored wires", Svertsaren, nº 1 - 2, pp. 70-72.

Grong, O. and Matlock, D.K., 1986, "Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals", International Metals Reviews, Vol. 31, nº 1, pp. 27-48.

IIW - International Institute of Welding, 1988, "Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals", Doc. Nº IX-1522-88 IXJ-123-87 Revision 2, June.

Kenny, B.G., Kerr, H.W., Lazor, R.B. and Graville, B., 1985, " Ferrite transformation characteristics and CCT diagrams in weld metals ", Metal Construction, Volume 17, Nº 6 pp. 374R-381R.

Machado, I.G., 1996, "Soldagem & técnicas conexas: processos, laboratório de soldagem & técnicas conexas (LS&TC)", Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul

(UFRGS), Porto Alegre.
Paranhos, R. e Souza, A.C., 1999, "Soldagem a arco submerso", Coleção Soldagem 2000, volume 2, FIRJAN/SENAI, Rio de Janeiro, 77 pp.
Svensson. LE., 1994, "Control of microstructures and properties in steel arc welds", CRC Press, 240 pp.

9. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.

SUBMERGED ARC WELDING USING CORED WIRE: INFLUENCE OF THE FLUX ON MICROSTRUCTURE AND CHEMICAL COMPOSITION

Kleber Mendes de Figueiredo

University of São Paulo; São Carlos Engineering School; Materials, Aeronautics and Automobilistic Engineering Department; Av. Trabalhador São-carlense 400 – Centro – São Carlos – SP – 13566-590, kleberfig@yahoo.com.br

Samuel Irati Novaes Gomes

University of São Paulo; São Carlos Engineering School; Materials, Aeronautics and Automobilistic Engineering Department; Av. Trabalhador São-carlense 400 – Centro – São Carlos – SP – 13566-590, irati@sc.usp.br

Abstract. The submerged arc welding productivity can be enhanced either by using twin or tandem wires or through the addition of iron powder. Additionally, if a cored wire is used, the process efficiency can be increased with no additional costs. Protection of both wire and welding pool is obtained by the usage of flux, which is fed separately. Besides providing alloying elements, the flux is responsible for deoxidizing and removing impurities from the molten metal. The weld metal composition is affected by welding consumables, parent metal chemical composition and process parameters. The parent metal used in this work was ASTM-A516-90-70 steel and the cored wire was AWS E71T-S/E-1T-6M with a nominal diameter of 4.0mm. Two different types of flux were employed, namely SFA/AWS A5.17 F6A4-EL12 and SFA/AWS A5.17 F7A8-EM12K. The results indicated a change in the chemical composition, such as manganese, carbon and oxygen contents, affecting the fraction area of acicular ferrite, which in turn distinctly affects the mechanical properties of the weld.

Keywords. submerged arc welding, flux cored wire, acicular ferrite, consumable.