

DESENVOLVIMENTO DE ARAME TUBULAR COM FITA DE AÇO CARBONO AISI 1006 E FLUXO METÁLICO CONTENDO NÍQUEL, CROMO E FERRO EM PÓ PARA A SOLDAGEM FCAW*

Maria Mariana Simões Ferreira¹
Frank de Mello Liberato²
Alexandre Queiroz Bracarense³

Resumo

Aços inoxidáveis compõem uma categoria importante de ligas de ferro, pois, são usados em uma variedade de aplicações em diversos seguimentos industriais, devido a sua alta resistência a corrosão em ambientes agressivos. Essa versatilidade fez com que processos de soldagem desses aços se tornassem necessários. Partindo dessa premissa, este trabalho investigou a formação de um metal de solda de aço inoxidável por meio da utilização de um metal de adição para a soldagem FCAW formado a partir de um tubo de aço carbono AISI 1006 e fluxo metálico contendo pó metálico de níquel e da liga ferro-cromo, que são elementos fundamentais para a formação de aços inoxidáveis. A produção do arame tubular, a caracterização do metal de solda foram os objetivos e/ou etapas realizadas e descritas nesse trabalho.

Palavras-chave: Aço Inoxidável; Arame Tubular; Soldagem; FCAW.

DEVELOPMENT OF A TUBULAR WIRE WITH AISI 1006 CARBON STEEL STRIP AND METALLIC FLUX CONTAINING NICKEL, CHROMIUM AND IRON POWDER FOR FCAW

Abstract

Stainless steels are a very important category of carbon steel alloys as they are used in a wide range of applications in many sectors thanks to their high corrosion resistance in various environments. This versatility has made welding processes of these steels very common. Based on this, this work investigated the formation of a stainless steel weld metal by the use of an FCAW welding electrode formed by an AISI 1006 carbon steel tube and a metallic flux containing powder of nickel and iron-chromium alloy, which are essential elements for the formation of this kind of steel. Production of the wire electrode and weld metal characterization were performed and described in this work..

Keywords: Stainless steel; Tubular Wire; Welding; FCAW.

¹ Engenharia de Materiais, estudante de mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, UFMG, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil.

² Engenharia de Materiais, Dr, Professor, Departamento de Mecânica, IFMG, Congonhas, Minas Gerais, Brasil.

³ Engenharia Mecânica, PHD, Professor, Departamento de Engenharia Mecânica, UFMG, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Aços inoxidáveis são ligas metálicas resistentes a corrosão em diversos ambientes agressivos, sendo considerados uma classe muito importante de ligas de engenharia devido a possibilidade de seu uso em uma variedade de aplicações. Possuem em sua composição o Cromo como principal elemento de liga, com no mínimo 11% desse elemento e são geralmente divididos em ligas: Ferro-Cromo, Ferro-Cromo-Carbono e Ferro-Cromo-Carbono-Níquel. Esses aços podem ser divididos em quatro classes de acordo com as microestruturas características: aço inoxidável austenítico, aço inoxidável ferrítico, aço inoxidável martensítico e aço inoxidável duplex (apresenta estrutura ferrítica e austenítica) [1]. No diagrama de Schaffler na Figura 1 é apresentada as composições para a formação dos diferentes tipos de aços inoxidáveis. O que torna a utilização desses aços interessante é a sua característica “inoxidável” e esta surge principalmente devido a presença do metal cromo que promove a formação de uma camada contínua de óxido de cromo que protege o metal da corrosão [2][3].

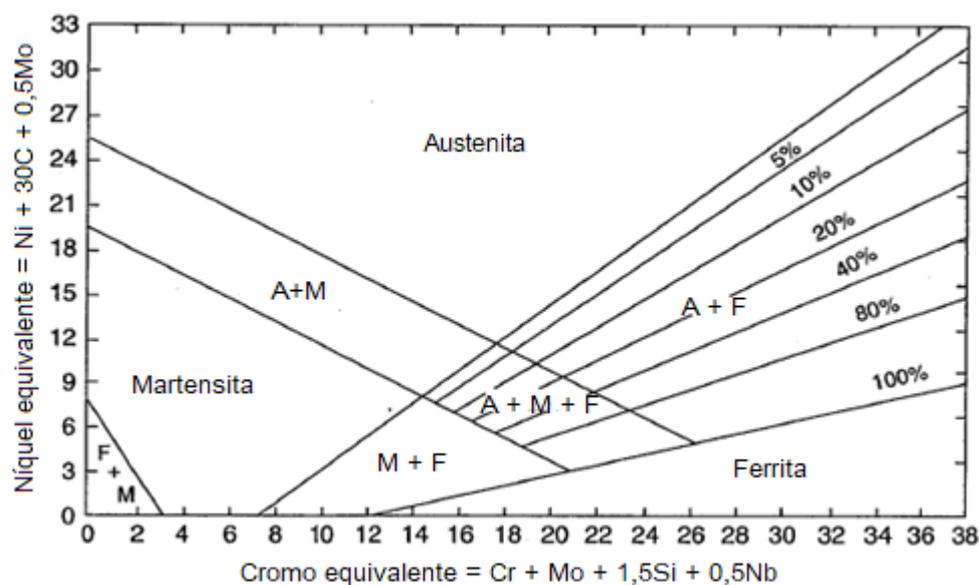


Figura 1. Diagrama de Schaffler [2]

Cada classe de aço inoxidável apresenta características metalúrgicas específicas que variam de acordo com a composição e a solidificação. Estas características servem para auxiliar na escolha do aço para determinadas aplicações, uma vez que, suas diferenças resultam em diferentes propriedades mecânicas. Na soldagem, por exemplo, observa-se para cada classe uma evolução da microestrutura do metal de solda e da zona termicamente afetada (ZTA) e uma susceptibilidade de formação de discontinuidades na região da junta soldada, como poros, inclusões e trincas. Os metais de adição são utilizados como forma de controlar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão do cordão de solda, sendo assim, capazes de melhorar a qualidade das juntas produzidas [4]. Por exemplo, sabe-se que o hidrogênio tem uma maior solubilidade no aço inoxidável austenítico, devido à sua célula unitária CFC. Esse fenômeno implicou na utilização de consumíveis austeníticos na soldagem subaquática, pois, essas soldas austeníticas reteriam o hidrogênio em solução sólida e reduziram a tendência à trinca por hidrogênio [5].

Estudos recentes reportaram que dos processos de soldagem em que se utilizam metais de adição, a soldagem com arame tubular (FCAW) vem sendo um dos mais utilizados, uma vez que, resulta em soldas com maior qualidade e ao mesmo tempo possibilita uma maior velocidade no processo, já que possui um sistema de alimentação contínua do arame eletrodo. Esse processo é um processo de soldagem a arco onde se utiliza um arame consumível não maciço com fluxo em seu interior. Assemelha-se a GMAW no que diz respeito a equipamentos e princípio de funcionamento, porém, o arame utilizado possui fluxo interno que gera os gases semelhantes a soldagem SMAW [6].

Diante do citado, este trabalho tem como objetivo analisar a formação de um metal de solda de aço inoxidável depositado pelo processo FCAW, utilizando um arame tubular experimental formado por uma fita de aço carbono AISI 1006 e fluxo composto de uma mistura de pó metálico de níquel e uma liga ferro cromo, uma vez que, estes elementos compõem a composição química dos aços inoxidáveis. Em conjunto, deseja-se analisar as características metalúrgicas do metal de solda produzido (fases formadas para cada composição de fluxo) e avaliar a microdureza de cada fase.

2 DESENVOLVIMENTO

2.1 Materiais e Métodos

Os materiais utilizados para compor o fluxo interno do eletrodo foram o níquel metálico e a liga ferro-cromo, composições indicadas na Tabela 1. Para o arame tubular o material utilizado foi uma fita de 0,5 mm de espessura e 10 mm de largura de aço carbono AISI 1006.

Tabela 1. Composição dos materiais utilizados para produção do arame tubular.

MATERIAL 1 (Liga Fe-Cr)									
Element	Cr	Fe	Si	C	P	S			
%	58,9	40,387	0,6	0,09	0,02	0,003			
MATERIAL 2 (Ni)									
Element	Ni	Co	C	Cu	Fe	S	Si	Pb	Zn
%	99,9	0,017	0,006	0,0045	0,045	0,001	0,0008	0,0004	0,0004

7

Parte do volume de metal de adição é da fita de aço carbono, logo, para as formulações dos fluxos, porcentagens de Ni e Cr superiores ao máximo representado pelo diagrama de Schaffler na Figura (Figura 1) foram determinadas. Para desse modo, garantir a formação do aço inoxidável, uma vez que, o Níquel e o Cromo equivalente diminuem devido à diluição dos elementos do fluxo com a fita de aço carbono e com o metal de base durante o processo de soldagem.

Cálculos estequiométricos foram realizados para calcular a quantidade necessária da liga Fe-Cr e do Ni metálico para obter os teores de Cr, Fe e Ni desejados. As formulações estão apresentadas na Tabela 2.

Tabela 2. Formulação dos fluxos dos arames eletrodos.

ARAME	A1	A2
Cr (%)	41,23	29,45
Ni (%)	30	50
Fe (%)	28,27	20,19

O Níquel e a liga de Ferro-Cromo utilizados foram inicialmente moídos em um moinho de panelas por um intervalo de 7 min. Após a moagem, os pós foram classificados em séries de peneiras, sendo utilizados somente os que possuíam granulometria inferior a 500 μ m e superior a 50 μ m. Em seguida, realizou-se a pesagem e mistura dos pós para a formação dos fluxos.

A produção de cada arame consistiu na conformação da fita de aço carbono em arame tubular formando o eletrodo, em uma máquina conformadora e trefiladora de arames, Figura 2. Os diâmetros das fieiras, que garantem o diâmetro final do arame foram: 4, 3,7, 3,6, 3,3, 3,2 e 2,9, 2,75, 2,6, 2,45, 2,3 e 2,2 mm. Os fluxos produzidos foram conformados no interior do arame tubular, sendo inseridos em uma etapa anterior à trefilação, onde a fita forma uma canaleta em forma de U antes de passar pela primeira fieira.



Figura 2. Equipamento utilizado para a produção do arame tubular. (1) bobina com a fita metálica que será conformada em arame (2) roletes de conformação da fita em um perfil de canaleta em "U" (3) esteira que transporta o fluxo até a fita (4) silo que estoca o fluxo que será depositado na esteira (5) roletes de fechamento que conformam a canaleta em tubo (6) suporte para as fieiras

Para a caracterização do eletrodo foi analisado a seção transversal e seu enchimento. Com um paquímetro foi medido o diâmetro de diversas seções do eletrodo e por meio de pesagens de amostras retiradas do arame foi medida a eficiência do preenchimento, que é determinado pela razão entre a massa do fluxo e a massa total da seção de arame analisada.

O equipamento utilizado para a soldagem foi uma fonte modelo AristoMig 5001i e fabricante ESAB e um alimentador de arame modelo Aristo U₈ e fabricante ESAB, o mesmo utilizado para processos de soldagem MIG (Metal Inert Gas). O gás de proteção utilizado foi o Argônio (99%) e os parâmetros utilizados foram: tensão de 18V, velocidade de alimentação de 1,6m/min e vazão do gás 12 bar. O primeiro procedimento de soldagem (procedimento 1) foi realizado sobre um componente de cobre com circulação contínua de água para promover o resfriamento rápido do

metal de solda, com o intuito de que este não se fundisse com a superfície em que estava sendo depositado e pudesse ser removido para análise após a soldagem. O segundo (Procedimento 2) foi realizado sobre uma chapa de aço carbono A36. Os dois procedimentos foram realizados com os dois arames e os parâmetros de soldagem se repetiram em todos eles.

Após a soldagem, amostras de metal de solda de cada procedimento foram preparadas para análises. As microestruturas dos metais depositados foram observadas em um microscópio ótico e foi utilizado para o ataque químico das amostras o reativo químico água régia ($\text{HNO}_3 + 3\text{HCl}$). Utilizando o equipamento ferritoscópio, o percentual de ferrita do metal de solda foi medido. A microdureza Vickers também foi realizada em cada fase observada.

2.2 Resultados e Discussões

Na Tabela 3 é mostrado os valores dos diâmetros das diversas seções analisadas de cada arame, com suas respectivas médias e desvios padrões. A Tabela 4 mostra os valores dos enchimentos das amostras retiradas de cada arame tubular, com suas respectivas médias e desvios padrões.

Os diâmetros médios dos dois arames tubulares apresentaram valores bem próximos ao diâmetro de abertura da última feira e o baixo desvio padrão mostram a boa qualidade do processo de trefilação realizado. A proximidade dos valores de enchimento e diâmetro médio dos dois arames indica boa repetitividade na produção. Com esses dados faz-se possível a comparação entre os processos de soldagem realizados com o arame 1 e com o arame 2.

Tabela 3. Diâmetro do arame

ARAME	MEDIÇÕES										MED.	DP
A1	2,2	2,1	2,1	2,1	2,2	2,2	2,2	2,2	2,2	2,1	2,16	0,049
A2	2,1	2,2	2,2	2,2	2,1	2,2	2,2	2,2	2,1	2,2	2,17	0,046

Med: média aritmética; DP: desvio padrão

Tabela 4. Enchimento do arame

ARAME	MEDIÇÕES								MED.	DP
A1	22,12	19,76	20,07	17,86	19,74	18,33	20,29	19,73	1,39	
A2	22,94	23,66	19,91	21,78	17,97	20,19	18,26	20,67	2,20	

Med: média aritmética; DP: desvio padrão

O percentual de ferrita formado no metal de solda sem influência do metal de base (procedimento 1), para ambos os arames tubulares (A1 e A2), está apresentado na Tabela 5.

Tabela 5. Volume de ferrita das amostras do primeiro procedimento (pelo ferritoscópio)

AMOSTRA	MEDIÇÕES(%)										MÉDIA
A1(base)	62,8	60,1	56,2	49,4	48,3	59,5	59,8	50,4	49,1	49,7	54,5
A1(topo)	78,7	81,6	88,2	87,3	88,0	87,4	85,9	88,2	86,8	87,9	86,0
A2(base)	1,71	0,93	46,9	3,45	2,27	27,7	28,9	2,15	10,2	19,93	14,4
A2(topo)	3,4	10,8	2,3	0,97	2,68	11,5	5,67	3,18	3,8	2,74	4,7

Pela análise dos dados, percebe-se que para o metal de solda formado pelo arame A1, a base (região mais próxima do dispositivo de cobre) apresenta menor porcentagem de ferrita se comparada ao topo (região mais afastada do dispositivo de cobre). A explicação para esse fenômeno se encontra na diferente velocidade de

solidificação dessas regiões, sendo a região em contato com o cobre solidifica mais rapidamente e a região em contato com o ar solidifica mais lentamente. A região em contato com o cobre se solidifica mais rapidamente por três motivos: tem predominantemente a condução como meio transferência de calor, sendo essa transferência a mais rápida dentre as três (condução, convecção e radiação); essa região também está mais fria, uma vez que, abaixo do cobre há circulação de água; e o cobre é um metal altamente condutor. Logo, essa diferença de velocidade de solidificação resultou em diferentes porcentagens de ferrita, pois, a solidificação mais lenta promove a formação dessa fase e de carbonetos.

Já ao comparar a porcentagem de ferrita formada pela soldagem com o eletrodo A1 e com o eletrodo A2, nota-se que o metal de solda formado pelo eletrodo A1 apresenta quantidade de ferrita significativamente maior que o metal formado pelo eletrodo A2. Isso se explica, pois, a composição do fluxo do segundo, se comparada a do primeiro, possui maior porcentagem do elemento níquel, que favorece a formação da fase austenítica (gamagênico) e menor porcentagem do elemento cromo, que favorece a formação da fase ferrítica (alfagênico).

Por meio das imagens obtidas pela micrografia das amostras, a identificação visual das fases presentes em cada metal de solda foi realizada. A Figura 3 apresenta a microestrutura da base e do topo do metal de solda formado pela soldagem com o eletrodo A1. E a Figura 4 apresenta a microestrutura da base e do topo do metal de solda formado pela soldagem com o eletrodo A2. Ambas do primeiro procedimento.

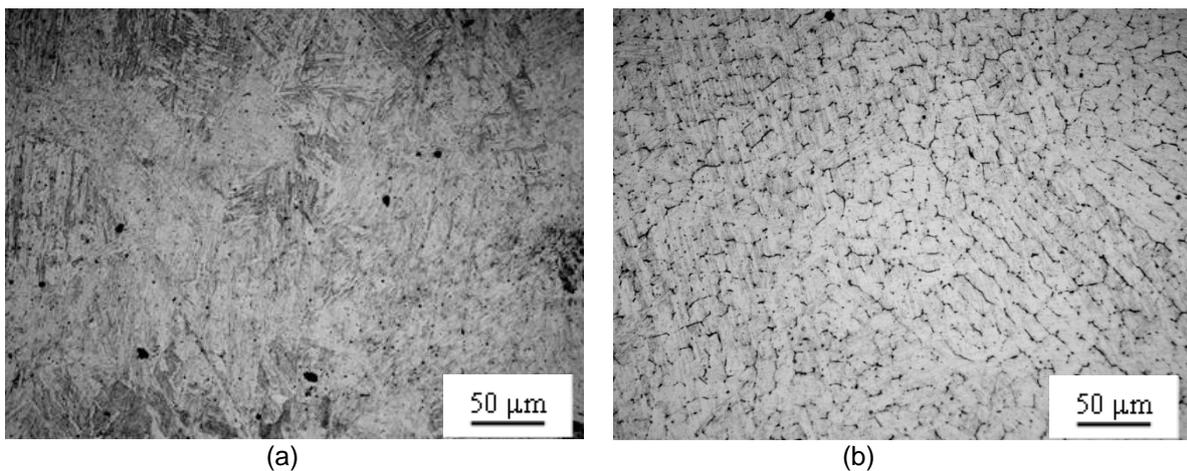


Figura 3. Micrografia do metal de solda formado pelo eletrodo A1. (a) base do metal de solda. (b) topo do metal de solda

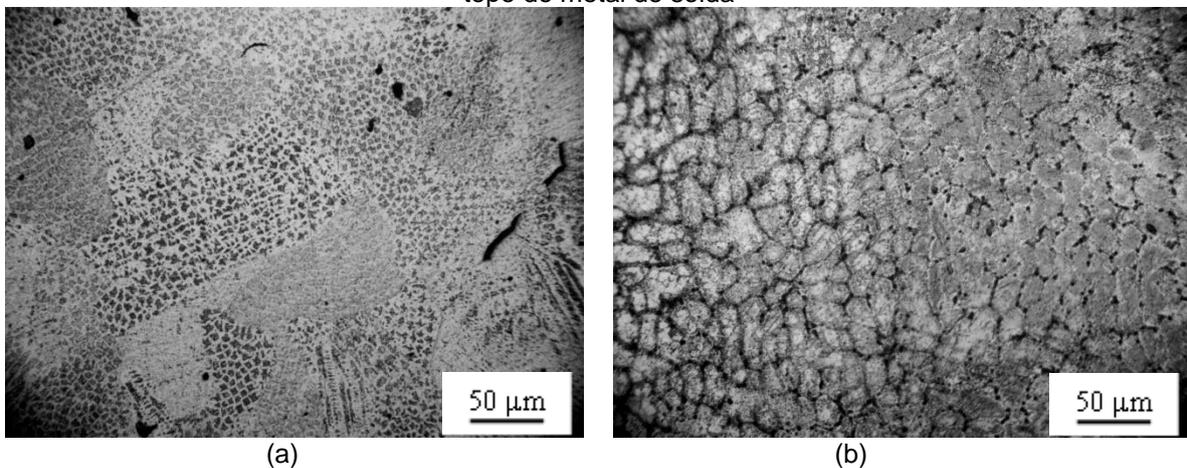


Figura 4. Micrografia do metal de solda formado pelo eletrodo A2. (a) base do metal de solda. (b) topo do metal de solda

Analisando as imagens e comparando-as com imagens de registros bibliográficos sobre metalurgia da soldagem de aços inoxidáveis, pode-se observar na Figura 3(a) a estrutura característica do aço inoxidável martensítico com ferrita em algumas regiões, o que está compatível com o resultado do ferritoscópio que indicou uma média de 54,5% de ferrita na base do metal de solda formado pelo arame A1. Isso se deu, pois, para esse material, a altas temperaturas houve a formação da fase austenítica que se transformou em martensita com o resfriamento mais rápido dessa região, paralelamente, alguma porcentagem de ferrita não se transformou em austenita a altas temperaturas e permaneceu como ferrita após a solidificação. Já na Figura 3(b) observa-se a predominância da estrutura do aço inoxidável ferrítico, porém, com alguma martensita ao longo dos grãos, o que também está compatível com o resultado do ferritoscópio que indicou uma média de 86% de ferrita no topo, que como já citado se formou devido ao resfriamento mais lento dessa região.

Na Figura 4(a) é possível identificar alguns grãos com a característica do aço inoxidável constituído de estrutura austenítica e ferrítica e outros com a característica do aço inoxidável austenítico, o que segundo os resultados do ferritoscópio é compatível, uma vez que, em algumas regiões a porcentagem de ferrita foi próxima a 50% e em outras foi significativamente baixa. Na Figura 4(b) percebe-se a predominância da fase austenítica, o que pode ser confirmado pelo teste com o ferritoscópio, pois, este apresentou valores muito baixos de ferrita (média de 4%) que podem ser explicados pela presença da fase em algumas pequenas regiões do material. A formação de austenita nesse segundo metal de solda ocorre, pois, na formulação de fluxo para o segundo arame eletrodo, a porcentagem do elemento gamagênicos níquel foi 20% superior a do primeiro eletrodo, estimulando a nucleação da fase austenítica na solidificação e a sua estabilização.

Os valores de microdureza realizados em cada amostra do procedimento 1 estão representados na Tabela 6. A dureza elevada das regiões (base e topo) do metal de solda formado pelo arame A1 se explica pela presença da fase martensítica na microestrutura. Já a dureza do metal de solda formado pelo arame A2 é inferior, pois, as fases constituintes desse metal são a austenita e a ferrita.

Tabela 6. Microdureza Vickers (amostras procedimento 1)

ARAME	A1		A2	
	base	topo	base	topo
MICRODUREZA (HV)	409	412	141	188
	455	419	184	190
	449	489	165	181
	405	451	147	155
	429	420	144	175
	422	399	170	143
	423	402	129	168
	418	377	125	139
	451	421	137	150
	443	387	118	171
MÉDIA	430,4	417,7	146	166
DP	17,08	30,72	20,01	17,41

A Tabela 7 indica a porcentagem em volume de ferrita dos metais de solda produzidos com o eletrodo A1 e A2 no procedimento realizado sobre a chapa de aço carbono (procedimento 2). A medição foi realizada na seção transversal de cada cordão, partindo da fronteira com o metal base e indo até o topo, a Figura 5 apresenta um desenho esquemático de como as medições foram realizadas.

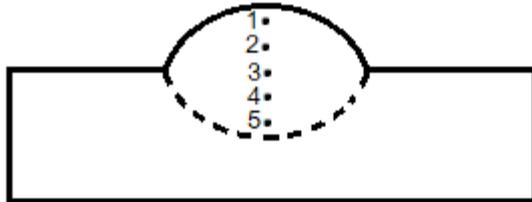


Figura 5. Desenho esquemático das medições da porcentagem de ferrita no procedimento 2.

Tabela 7. Volume da fase ferrita das amostras do segundo procedimento

ARAME	MEDIÇÃO	%FERRITA
A1	1	59,2
	2	63,5
	3	67,1
	4	67,6
	5	69,9
A2	1	30,6
	2	34,4
	3	35,7
	4	37,5
	5	44,5

Nota-se o crescimento da porcentagem de ferrita no metal de solda à medida que se aproxima do metal de base. Essa diferença quantitativa entre o topo e a base se explica pela diferença de velocidade de resfriamento e de diluição do metal de adição com o metal de base nessas regiões. Na base, além do resfriamento mais lento, a diluição é maior, logo, a influência da microestrutura do metal base é maior e conseqüentemente a quantidade de ferrita formada também é maior. O oposto acontece com o topo.

Para as soldagens com o eletrodo A2, a porcentagem de ferrita formada no metal de solda com influência do metal de base aumentou significativamente se comparada à porcentagem de ferrita no metal de solda sem influencia do metal de base, mesmo com o alto teor de elementos gamagênicos. O que reforça o fato de que a diluição do metal de adição com o metal de base influencia e, portanto, deve-se ser levada em consideração no cálculo da formulação do fluxo.

3 CONCLUSÃO

- Um metal de solda de aço inoxidável pode ser obtido com um arame tubular composto por aço carbono e fluxo com Ni, Fe e Cr.
- As velocidades de resfriamento de diferentes regiões do mesmo metal de solda influenciam significativamente no percentual de cada fase formada do aço inoxidável.
- A composição do fluxo do arame tubular influencia na formação das fases. Porcentagens maiores de Cr propiciou a formação de uma solda com maior porcentagem de ferrita. Porcentagens maiores de Ni propiciou a formação de uma solda com maior porcentagem de austenita.
- A influência do metal de base modifica a microestrutura do metal de solda, pois a porcentagem dos elementos presentes no arame tubular reduz com a diluição entre metal de adição e metal de base e, portanto, o seu efeito também reduz.

Agradecimentos

Agradecemos a instituição UFMG e ao CNPq pelo suporte a essa pesquisa. Projeto 830195/1999-8 (2018)

REFERÊNCIAS

- 1 Callister, W.D. Materials Science and Engineering an Introduction. 4ª edição. Utah: John Wiley and Sons: 1997.
- 2 Lippold, J.C, Kotecki, D.J. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel. Denver: John Wiley and Sons :2005.
- 3 Kou, S. Welding Metallurgy. 2ª edição. Wisconsin: Willer Interscience: 2002.
- 4 Lippold, J.C., Kiser, S.D., DuPont, J.N. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-base Alloys. 2011. John Wiley and Sons. 102–104.
- 5 Li, H.L., Liu, D., Songm Y.Y., Yan, Y.T., Guo, N., Feng, C. Microstructure and mechanical properties of underwater wet welded highcarbon-equivalent steel Q460 using austenitic consumables. 2017. Journal of Materials Processing Tech. 149–157.
- 6 Shil, Y., Hu, Y., Yi, Y., Lin, S., Li, Z., Porosity and Microstructure of Underwater Wet FCAW of Duplex Stainless Steel. 2017. Springer Science+Business Media, LLC and ASM International.
- 7 Lia, D. Liu, Y.T. Yan, N. Guo, J.C. Feng. Microstructural characteristics and mechanical properties ofunderwater wet flux-cored wire welded 316L stainless steel joints. 2016. Journal of Materials and Process Technology. 4023-430.
- 8 Modenesi, P.J., Marques P.V., Bracarense, A.Q. Soldagem - fundamentos e tecnologia. 2ª Edição. Belo Horizonte: Editora UFMG: 2005.
- 9 Wainer, E., Brandi, S. D., Mello, F. Soldagem Processos e Metalurgia. São Paulo: Blucher:2010.
- 10 Rowe, M.D., Nelson, T.W., Lippold, J.C. Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds. 1999. Weld. J. 78, 31–37.
- 11 Colpaert, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos. 4ª edição. São Paulo: Blucher: 2008.