

EFEITO DO APORTE TÉRMICO SOBRE A MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AWS E309MoL-16 ¹

Cleiton Carvalho Silva²
Hélio Cordeiro de Miranda³
Hosiberto Batista de Sant'Ana⁴
Jesualdo Pereira Farias⁵

Resumo

O presente trabalho apresenta algumas observações acerca do efeito do aporte térmico de soldagem sobre a microestrutura, dureza e resistência à corrosão de metais de solda inoxidáveis AWS E309MoL-16, diluídos em chapas de aço inoxidável austenítico AISI 316L. Estes metais de solda são amplamente empregados na soldagem de revestimento em equipamentos para a indústria de petróleo e gás. Os resultados mostraram que o metal de solda apresentou ferrita δ com morfologia variando entre vermicular e em placas, características de metais de solda que solidificam no modo ferrita austenita (FA) e que o teor e a morfologia da ferrita δ do metal de solda diluído com o aço inoxidável AISI 316L sofreram alterações com o aumento da energia de soldagem, devido à variação do aporte térmico.

Palavras-chave: Metal de solda inoxidável; Ferrita δ ; Aporte térmico; Microestrutura.

EFFECT OF WELDING HEAT INPUT ON THE MICROSTRUCTURE OF THE AWS E309MoL-16 AUSTENITIC STAINLESS STEEL WELD METAL

Abstract

In this work was presented some observations on effect of welding heat input on δ -ferrite content and morphology in AWS E309MoL-16 austenitic stainless steel weld metals diluted at the plates of AISI 316L austenitic stainless steel. Theses weld metals are employees as weld overlay and lining welding in equipments of the petroleum and gas industry. The results shown that the weld metal presented δ -ferrite morphology changes from vermicular to lathy, characteristics of austenitic stainless steel weld metals that solidified in primary ferrite mode (FA). Other observation was that the δ -ferrite content and morphology were altered with variations in the welding heat input due to variations in the cooling rate.

Key words: Stainless steel weld metal; Welding heat input; δ -ferrite; Microstructure.

¹ Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

² Eng^o, M.Sc., Doutorando em Engenharia e Ciência dos Materiais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – UFC.

³ Dr., Professor Adjunto, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – UFC.

⁴ Dr., Professor Adjunto, Departamento de Engenharia Química – UFC.

⁵ Dr., Professor Titular, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – UFC.

1 INTRODUÇÃO

Na soldagem de aços inoxidáveis, normalmente são empregados consumíveis de aço inoxidável austenítico. Entretanto, como as velocidades de resfriamento na soldagem são bastante rápidas, a solidificação ocorre fora do equilíbrio o que pode resultar numa microestrutura, à temperatura ambiente, constituída por ferrita e austenita, dependendo da composição química da liga. Neste caso, a ferrita presente é descrita como ferrita δ por ser formada em temperaturas elevadas.^(1,2)

Vários pesquisadores têm se dedicado ao estudo do modo de solidificação e classificação da microestrutura resultante em metais de solda inoxidáveis.⁽³⁻⁶⁾ Os resultados destes trabalhos trazem informações importantíssimas para a compreensão dos mecanismos de solidificação e transformações no estado sólido, bem como para relacionar a composição química das ligas com os percentuais de cada fase, modo de solidificação e morfologia da microestrutura.

Para relacionar os diversos elementos de liga que têm influencia marcante sobre a microestrutura, diversos diagramas têm sido desenvolvidos para predizer a microestrutura na soldagem de metais similares e dissimilares.⁽⁷⁻⁹⁾ Estes diagramas são baseados em duas equações, a do cromo equivalente (Cr_{eq}) que envolve os elementos de liga com efeito ferritizante e a do níquel equivalente (Ni_{eq}) englobando os elementos de liga estabilizadores da austenita. As equações do cromo equivalente e do níquel equivalente desenvolvidas por Kotecki & Siewert⁽⁹⁾ e que compõem o diagrama WRC-1992 (Welding Research Council) são apresentadas abaixo.

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7 Nb \quad (I)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35(\%C) + 20(\%N) + 0,25(\%Cu) \quad (II)$$

Os aços inoxidáveis com relação Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,2 e 1,5 solidificam no modo austenita primária ou austenita-ferrita (AF). Neste modo ocorre primeiramente a nucleação da fase austenítica rica em elementos austenitizantes e pobre em elementos ferritizantes. Com o crescimento dos grãos da austenita os elementos ferritizantes são segregados para o líquido que pode solidificar como austenita ou ferrita δ , dependendo do teor de elementos promotores da ferrita presentes no líquido⁽²⁾. Caso a composição química do líquido não seja suficientemente rica em elementos ferritizantes para promover a formação da ferrita ($Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,2$), a solidificação ocorrerá no modo completamente austenítico (A). Para relações de Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,5 e 1,8 a solidificação ocorre no modo ferrita-austenita (FA), com a ferrita solidificando primeiramente. Quando a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} é maior que 2,0 a solidificação ocorre no modo completamente ferrítico (F).

Uma característica inconveniente dos modos de solidificação A e AF é a segregação de impurezas como fósforo e enxofre para o líquido remanescente, resultando na formação de eutéticos com baixo ponto de fusão que são responsáveis pelo surgimento de trincas à quente.^(2,10,11) Por este motivo, a literatura recomenda que os metais de solda devem apresentar à temperatura ambiente algum percentual de ferrita δ , assim, os elementos nocivos segregados durante a solidificação ficam retidos em solução na ferrita e reduzem a tendência à fissuração à quente.⁽¹¹⁻¹³⁾

A influência da composição química sobre a microestrutura de metais de solda inoxidáveis austeníticos é bem compreendida e em muitos casos esta é a única

variável usada para prever a microestrutura. Entretanto, outras variáveis podem influenciar as características microestruturais de metais de solda inoxidáveis, como por exemplo, a velocidade de resfriamento. Nas indústrias do setor petróleo e gás e petroquímica este eletrodo é bastante empregado tanto na aplicação de *lining* como na soldagem de revestimento (*overlay*), contudo, o principal fator avaliado para a predição da microestrutura é a diluição, a qual em muitos casos é bastante difícil de determinar.

Além disso, as faixas de parâmetros de soldagem que podem ser utilizadas, em muitos casos, são bastante amplas e podem causar alterações nas condições de resfriamento do material, causando assim alterações microestruturais significativas, as quais podem influenciar nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. O presente trabalho apresenta algumas observações acerca do efeito do aporte térmico de soldagem sobre a microestrutura, dureza e resistência à corrosão do metal de solda inoxidável AWS E309MoL-16, diluído em chapas de aço inoxidável autêntico AISI 316L.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O metal de base empregado foi o aço inoxidável austenítico AISI 316L, cuja composição química é apresentada na Tabela 1. O metal de adição utilizado foi o eletrodo inoxidável austenítico AWS E 309MoL-16 com diâmetro de 2,5 mm, cuja composição química, segundo o fabricante, é apresentada na Tabela 2.

As soldagens foram realizadas na posição plana sobre as chapas de aço inoxidável AISI 316L, com dimensões de 50 x 150 mm e espessura de 3,0 mm. Em cada chapa foram depositados três cordões, um ao lado do outro para a formação de uma camada. O procedimento foi realizado manualmente, com controle da velocidade de soldagem. Utilizou-se uma fonte de soldagem multiprocesso INVERSAL 450, e sistema de aquisição de dados. Foram empregados neste trabalho três níveis de energia de soldagem, cujos parâmetros são apresentados na Tabela 3. A temperatura de interpasse foi mantida em 150°C para evitar variações na velocidade de resfriamento entre os passes.

Tabela 1. Composição química do aço AISI 316L (% em massa). * valor em ppm.

C	Mn	Cr	P	S	Mo	Si	Ni	N
0,022	1,36	16,93	0,03	0,003	2,09	0,47	10,11	411*

Tabela 2. Composição química do metal de solda do eletrodo AWS E309MoL-16, segundo o fabricante (% em massa).

C	Cr	Ni	Mo
0,03	23	13	2,5

Tabela 3. Parâmetros de soldagem utilizados em CC ⁺.

Corrente eficaz (A)	Tensão eficaz (V)	Velocidade de soldagem (cm/min)	Energia de soldagem (kJ/cm)
80	25	20,0	6,0
	25	12,5	9,6
	26	10,0	12,5

Amostras metalográficas foram convencionalmente preparadas através de lixamento e polimento usando pasta de diamante. O ataque químico foi realizado com reagente

Vilela. Empregaram-se as técnicas de microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e análise de energia dispersiva de raio-X (EDX). O teor de ferrita δ foi determinado por microscopia ótica utilizando analisador de imagem *Image Pro Plus* e por análise magnética utilizando um ferritoscópio. Também foram realizadas medidas de microdureza Vickers das amostras soldadas.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Avaliação da Diluição e Teor de Ferrita Delta

O metal de solda inoxidável austenítico AWS E309MoL apresentou uma microestrutura constituída por austenita e ferrita δ . Verificou-se que as três energias de soldagem empregadas resultaram em três níveis de diluição, o qual apresentou uma ligeira tendência de aumento com a adição de energia, conforme pode ser observado na Figura 1.

A partir dos resultados de diluição foram calculados os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} para cada energia de soldagem empregada. Os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} e a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} são apresentados na Tabela 4. Verifica-se que os valores do Ni_{eq} permanecem constantes, independente da diluição. Isso por que, ambos, metal de base (316L) e metal de solda (AWS E309MoL) apresentam iguais valores de Ni_{eq} . O valor do Cr_{eq} variou muito pouco em função do baixo nível de diluição apresentado pelo material. Em todos os três casos a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} indicou o modo de solidificação ferrita-austenita (FA).

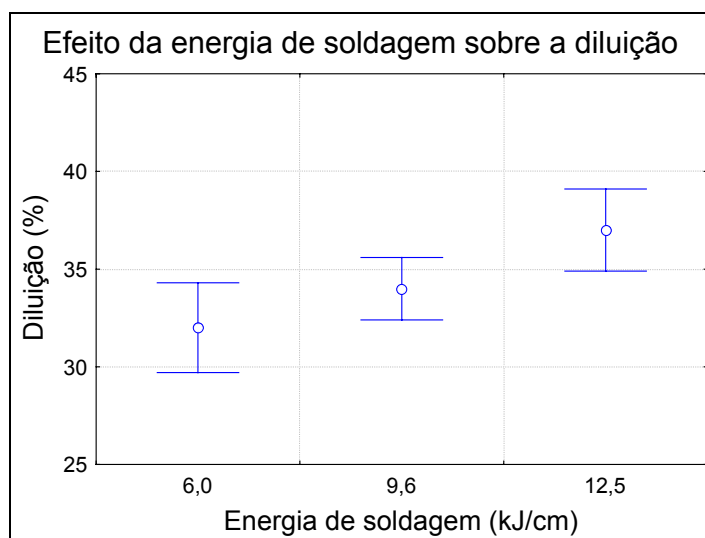


Figura 1. Efeito da energia de soldagem sobre a diluição.

Tabela 4. Resultado da diluição e composição química do metal de solda.

Energia (kJ/cm)	Diluição (%)	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}/Ni_{eq}	Ferrita δ (%)	
					Microscopia	Ferritoscópio
6	32	23,6	14,1	1,67	$19,6 \pm 2,3$	$22,6 \pm 0,5$
9	34	23,5	14,1	1,67	$17,5 \pm 1,8$	$20,1 \pm 0,5$
12	37	23,3	14,1	1,65	$15,4 \pm 2,1$	$16,0 \pm 0,3$

Embora a variação da composição química do metal de solda austenítico AWS E309MoL diluído com o metal de base AISI 316L não tenha sido significativa, os teores de ferrita δ (Tabela 4) presentes no metal de solda, para as três condições de

soldagem, apresentaram variações. Observa-se na Figura 2 uma tendência de queda no teor de ferrita δ com o aumento da energia de soldagem, independente da técnica de medição utilizada (ferritoscópio ou análise de imagem). Neste caso, acredita-se que a redução no teor de ferrita δ seja atribuída à menor velocidade de resfriamento proporcionada pelo aumento da energia de soldagem, uma vez que a velocidade de resfriamento exerce influência significativa sobre a solidificação e as transformações no estado sólido de metais de solda inoxidáveis austeníticos, principalmente quando o teor de ferrita δ está acima de 14%.⁽¹⁴⁾

Velocidades de resfriamento mais lentas ocasionam uma maior permanência do metal de solda na faixa de temperatura de transformação $\delta \rightarrow \gamma$, fazendo com que um maior percentual de ferrita δ se transforme em austenita e, conseqüentemente, tenha-se uma menor fração volumétrica da fase ferrita δ no metal de solda à temperatura ambiente.

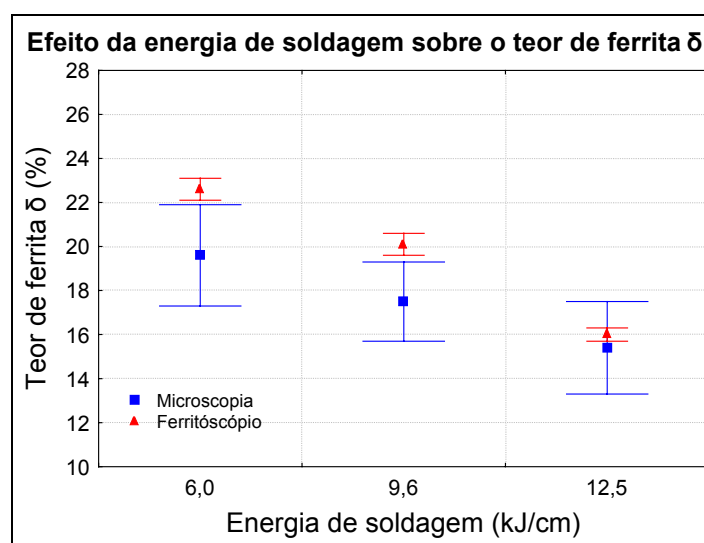


Figura 2. Efeito da energia de soldagem sobre o teor de ferrita δ .

Elmer, Allen e Eagar⁽¹⁵⁾ verificaram que quando a solidificação do metal de solda ocorre no modo austenita primária (AF), o aumento da velocidade de resfriamento contribui para a formação de austenita, como resultado de uma diminuição na quantidade de soluto segregado durante a solidificação, o qual reduz a formação da ferrita δ como segunda fase. Entretanto, quando a solidificação ocorre no modo ferrita primária (FA) ou completamente ferrítico (F), o aumento da velocidade de resfriamento conduz ao aumento no teor de ferrita δ , devido à elevada quantidade de ferrita δ original que solidifica a partir do metal fundido e da redução nas transformações no estado sólido (ferrita-austenita).

3.2 Avaliação da Morfologia da Ferrita δ

A morfologia da ferrita δ também sofreu alteração com a variação da energia de soldagem. As Figuras 3a, 3b e 3c apresentam as microestruturas dos metais de solda para as três energias empregadas.

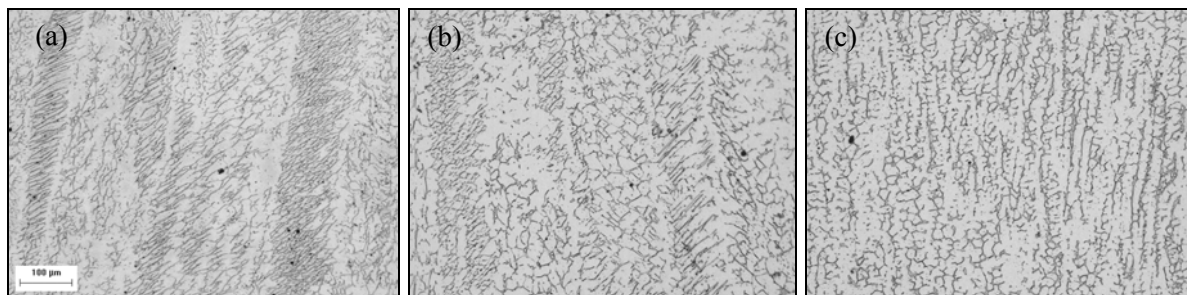


Figura 3. Microestrutura do metal de solda. (a) 6kJ/cm; (b) 9,6 kJ/cm; (c) 12,5 kJ/cm. Aumento 200X. Ataque: Vilela.

Verificou-se na avaliação da microestrutura, que o metal de solda no qual foi empregado o menor aporte térmico (6 kJ/cm) apresentou a ferrita δ com morfologia predominantemente “em placas” (*lathy*), que é uma morfologia característica de metais de solda com modo de solidificação ferrita-austenita (FA) e que apresentam um maior teor de ferrita δ (Figura 3a). O metal de solda no qual empregou-se energia de soldagem de 9,6 kJ/cm apresentou uma microestrutura semelhante à do metal de solda com menor energia (6 kJ/cm), mas com uma menor predominância de ferrita δ em placas (Figura 3b). Já o metal de solda soldado com energia de 12,5 kJ/cm apresentou uma microestrutura com ferrita δ na forma vermicular, como pode ser observado na Figura 3c. A morfologia vermicular é típica de metais de solda que solidificam no modo ferrita-austenita (FA) e que apresentam baixos teores de ferrita δ .^(2,16)

As morfologias vermiculares e em placas (*lathy*) são observadas em metais de solda que solidificam na região AF de diagrama pseudo-binário (Figura 4). Vários autores apresentam que o mecanismo de formação desta microestrutura ocorre por variação da composição química ao longo do resfriamento do metal de solda. Suutala, Takalo e Moisio⁽¹⁷⁾ apresentam que a seqüência de formação do metal de solda ocorre primeiramente com a solidificação inicial do metal líquido em ferrita, seguindo com a posterior formação de austenita envolvendo os grãos da ferrita até a completa solidificação. Eles sugerem ainda que, boa parte da ferrita resultante da solidificação, transforma-se em austenita por um processo de transformação no estado sólido por difusão controlada.

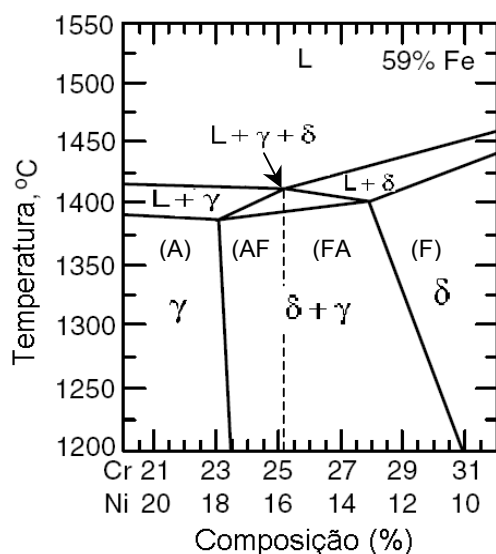


Figura 4. Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni.⁽¹⁵⁾

Brooks, Williams e Thompson⁽¹⁸⁾ estudando a origem da formação da morfologia vermicular, denominada por eles de *skeletal ferrite morphology*, comprovaram através de microscopia eletrônica de transmissão, que durante as transformações no resfriamento ocorre a separação de cromo para a ferrita e níquel para a austenita. Verificaram também que a ferrita em placa (*lathy*) ocorre pelo mesmo processo de difusão controlada.

3.3 Avaliação de Microdureza

A análise de microdureza apresentada na Figura 5 mostrou que a dureza nas amostras soldadas sofreu uma tendência de queda com o aumento do aporte térmico. Esta tendência de redução de dureza pode ser atribuída a dois fatores. O primeiro fator é a variação do teor de ferrita δ , o qual diminui com o aumento da energia de soldagem, demonstrando que quanto maior o teor de ferrita δ maior o valor de dureza do metal de solda. O segundo fator é a morfologia da ferrita δ . Os dois últimos valores apresentados no gráfico da Figura 5 são valores de dureza referentes às morfologias em placas e vermicular, respectivamente. Os valores mostram que a dureza média da ferrita δ em placas é superior ao valor médio de dureza da ferrita δ com morfologia vermicular. Embora as morfologias estejam intrinsecamente relacionadas ao teor da ferrita δ , seu efeito não deve ser desprezado.

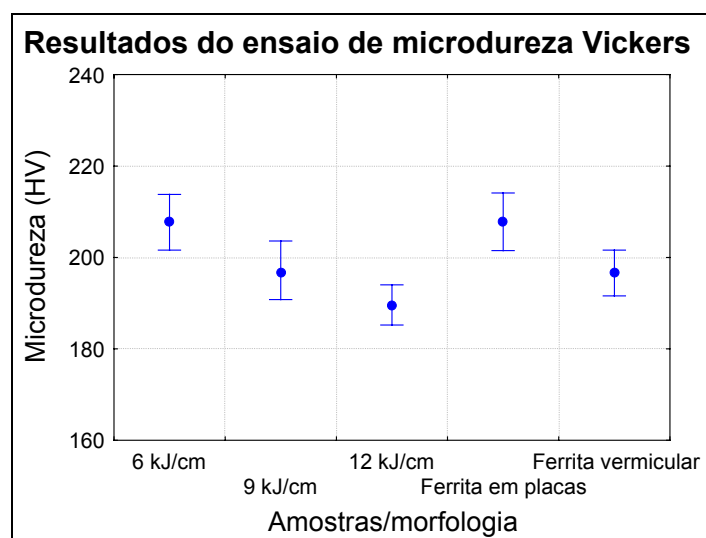


Figura 5. Valores de microdureza Vickers.

Padilha & Guedes⁽¹⁹⁾ citam que o aumento da fração volumétrica da ferrita δ conduz a maiores valores de dureza. Cardoso *et al.*⁽²⁰⁾ estudaram a influência no gás de proteção sobre as características de metais de solda da classe E309 e também verificaram variações de dureza, às quais foram atribuídas aos teores de ferrita δ presentes nos metais de solda, mantendo a mesma relação de aumento de dureza para maiores frações volumétricas da referida fase.

4 CONCLUSÕES

Com base nos resultados experimentais obtidos para as condições de soldagem aplicadas neste trabalho, foi possível concluir que:

A diluição não teve papel marcante no que diz respeito às alterações metalúrgicas ocorridas no metal de solda, uma vez que a sua variação entre as energias de soldagem aplicadas foi baixa e as variações na composição químicas, calculadas a partir da diluição, foram pequenas.

O metal de solda AWS E309MoL diluído com o aço inoxidável AISI 316L apresentou ferrita δ com morfologia variando entre vermicular e em placas, características de metais de solda que solidificam no modo ferrita austenita (FA).

O teor e a morfologia da ferrita δ do metal de solda diluído com o aço inoxidável AISI 316L sofreram alterações com o aumento da energia de soldagem, devido à variação da velocidade de resfriamento.

O teor de ferrita δ exerceu influência sobre os valores de dureza dos metais de solda, uma vez que a dureza cai com a redução desta fase, e a morfologia da ferrita δ pode também influenciar, mas em menor escala visto que em geral a morfologia está associada ao teor de ferrita δ .

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer aos laboratórios ENGESOLDA e LACAM/MEV da Universidade Federal do Ceará e ao LEM do CEFET-Ce pelo apoio. Ao LAPROSOLDA-UFU pelas medições com ferritoscópio. Aos órgãos de fomento CNPq, FINEP e ANP/PRH-31 pelo suporte financeiro.

REFERÊNCIAS

- 1 LONG, C.J.; DELONG, W.T. The ferrite content of austenitic stainless steels weld metals. *Welding Journal*, v. 52, n. 7, pp. 281-297, 1973.
- 2 BILMES, P.; GONZÁLEZ, A.; LIORANTE, C.; SOLARI, M. Influencia de la Morfología de Solidificación de la Ferrita δ del Metal de Soldadura de Aceros Inoxidables Austeníticos Sobre las Propiedades de la Unión. *Welding Research Abroad*. v. 43, n. 2, pp. 18-29, 1997.
- 3 LIPPOLD, J.C.; SAVAGE, W.F. Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments: Part 2 – The Effect of Alloy Composition on Ferrite Morphology. *Welding Journal*, v. 59, n. 2, pp. 48-58, 1980.
- 4 Di SCHINO, A.; MECOZZI, M.G.; BARTERI, M.; KENNY, J.M. Solidification mode and residual ferrite in low-Ni austenitic stainless steels. *Journal of Materials Science*, v. 35, pp. 375– 380, 2000.
- 5 INOUE, H.; KOSEKI, T.; OHKITA, S.; FUJI, M. Formation mechanism of vermicular and lacy ferrite in austenitic stainless steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 5, n. 6, 385 – 396, 2000.
- 6 BROOKS, J.A.; YANG, N.C.Y.; KRAFCIK, J.S. Clarification on development of skeletal and lathy ferrite morphologies in stainless steel welds. Reference to: Formation mechanism of vermicular and lacy ferrite in austenitic stainless steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 6, n. 6, 412 – 414, 2000.
- 7 SCHAEFFLER, A.L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, v. 56, n. 11, pp. 680-680B, 1949.
- 8 Delong, W.T. Ferrite in Austenitic Stainless Steel Weld Metal. *Welding Journal*, v. 53, n. 7, p. 273-286, 1974.

- 9 KOTECKI, D.J.; SIEWERT, T.A. Constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1998 diagram. *Welding Journal*, n. 53, v. 7, pp. 171-178, 1992.
- 10 KUJANPAA, V.P.; DAVID, S.A.; WHITE, C.L. Formation of hot cracks in austenitic stainless steel welds. *Welding Journal*, v. 65, n. 8, 202-212, 1986.
- 11 RADHAKRISHNAN, V.M. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 5, n. 1, pp. 40-44, 2000.
- 12 BROOKS, J.A.; THOMPSON, A.W.; Williams, J.C. A fundamental study on the beneficial effects of delta ferrite in reducing weld cracking. *Welding Journal*, v. 63, n. 71-83, 1984.
- 13 BROOKS, J.A.; THOMPSON, A.W. Microstructural Development and Solidification Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steel Welds. *International Materials Reviews*, v. 36, n. 1, pp.16-44, 1991.
- 14 FOLKHARD, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. New York, Springer-Verlag Wien, 1988.
- 15 ELMER, J.W.; ALLEN, S.M.; EAGAR, T.Z. Microstructural Development During Solidification in Stainless Steel Alloys. *Metallurgical Transactions A*, v. 20A, n. 12, pp. 1989-2117, 1989.
- 16 DAVID, S.A. Ferrite morphology And variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds. *Welding Journal*, v. 60, n. 4, pp. 63-71, 1981.
- 17 SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. Ferritic-Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 11A, pp 717-725, 1980.
- 18 BROOKS, J.A.; WILLIAMS, J.C.; THOMPSON, A.W. Microestructural Origin of the Skeletal Ferrite Morphology of Austenitic Stainless Steel Welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 14A, pp 1271-1281, 1983.
- 19 PADILHA, A.F.; Guedes, L.C. *Aços Inoxidáveis Austeníticos*, Ed. Hemus, São Paulo, 1994.
- 20 CARDOSO, R.L.; PRADO, E.M.; OKIMOTO, P.C.; PAREDES, R.C.; PROCOPIAK, L.A. Avaliação da Influencia de Gases de Proteção Contendo Diferentes Teores de CO₂ nas Características dos Revestimentos Soldados Visando o Reparo de Turbinas Erodidas por Cavitação. *Soldagem & Inspeção*, v. 11, n. 2, pp. 68-74, 2003.