

CARACTERIZAÇÃO DE SOLDAS DISSIMILARES-AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L COM LIGA DE NÍQUEL INCONEL 182¹

Gustavo Alves Moreira²
Tiago Nísio Gonçalves²
Wagner Reis da Costa Campos³

Resumo

Neste trabalho foi estudada uma junta soldada dissimilar entre duas chapas de aço inoxidável austenítico AISI 316L, com adição da liga de níquel Inconel 182 pelo processo SMAW, com e sem tratamento térmico pós-soldagem (TTPS). Foram realizados ensaios de microdureza, dobramento, microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microanálise por espectroscopia por energia dispersiva, para determinar o efeito do TTPS nas juntas soldada. O TTPS foi realizado em forno à vácuo a 700°C por 3 horas. O TTPS causou uma redução na dureza próximo à linha de fusão no AISI 316L, provavelmente devido a um alívio das tensões geradas durante a soldagem, e um aumento da dureza próximo a linha de fusão no Inconel 182, devido ao aumento na precipitação de carbonetos e carbonitretos de Nb e Ti. Nos ensaios de dobramento de raiz não foram observadas trincas, porém com o TTPS ocorreu um aumento na abertura dos contornos de grão próximo a linha de fusão, observada por MEV, provavelmente devido ao aumento na precipitação de carbonetos de Cr e Mo e ao aparecimento da fase sigma.

Palavras-chave: Solda dissimilar; Liga de níquel; Tratamento térmico pós-soldagem.

CHARACTERIZATION OF THE DISSIMILAR METAL WELDING - AUSTENITIC STAINLESS STEEL - AISI 316L WITH NICKEL ALLOY INCONEL 182

Abstract

In this work, the dissimilar welding joint of the two AISI 316L austenitic stainless steel plates, using the nickel alloy filler metals Inconel 182, by SMAW process, with and without post welding heat treatment (PWHT), was studied. To determine the effect of the PWHT in the interface between base metal and weld metal, microhardness and bending test, optical microscopy, scanning electronic microscopy (SEM) and energy dispersive spectrometer analyses, were performed. The PWHT was performed in vacuum oven, 700°C for 3 hours. In sample with PWHT, in base metal, near the fusion line, the micro hardness value was decreasing, probably due to a relief of the stress generated during the welding. In weld metal with PWHT, the micro hardness value increase due the Nb and Ti carbide and nitrite carbide precipitation. The bending tests on root weld no cracking presentation, but with PWHT an increase in the opening of the grain boundary near the line of fusion, was observed in SEM, due to the increase in Cr and Mo carbide and sigma phase precipitation.

Key word: Dissimilar metal welding - DMW, nickel alloy, PWHT.

¹ *Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

² *Estudante de Eng. Metalúrgica UFMG - Bolsista de Iniciação Científica - Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear/CNEN*

³ *Dr. Pesquisador - Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear/CNEN*

1 INTRODUÇÃO

As ligas à base de níquel, por possuírem alta resistência à corrosão a temperaturas elevadas, são amplamente empregadas como metal de adição em soldagens entre metais dissimilares (DMW - *Dissimilar Metal Welding*) em usinas de geração de energia, indústrias químicas, petroquímicas além de usinas nucleares. Nas usinas nucleares, os bocais que fazem a ligação do vaso de pressão às linhas de condução de água ou vapor a altas temperaturas e pressão, são ligados por meio de soldas dissimilares. A manutenção da integridade estrutural destes bocais é essencial a uma operação segura e continuada das plantas; impedindo a liberação de água, vapor, produtos químicos e de fissão em usinas nucleares. Alguns destes bocais passam por tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) para alívio das tensões provenientes do processo de soldagem, que podem causar corrosão sob tensão. Estes tratamentos térmicos, apesar de aliviarem as tensões prejudiciais à junta, podem causar degradação na sua microestrutura, com a precipitação de carbonetos e fases intermetálicas que estão relacionadas com a temperatura e tempo do tratamento térmico.⁽¹⁻⁴⁾

Os aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L, devido a sua estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), não são endurecidos por tratamentos térmicos de curta duração, mas pode ocorrer o endurecimento por meio do trabalho a frio, gerado em processos de conformação mecânica ou por tensões geradas em processos de soldagem. Nos tratamentos térmicos de longa duração, na faixa de temperatura de 565 a 925°C, pode ocorrer um aumento na dureza devido à decomposição da ferrita delta, dúctil à temperatura ambiente, em austenita, carbonetos e fase sigma, que é uma fase dura e frágil.⁽⁵⁻⁸⁾

Vários trabalhos têm mostrado que trincas por corrosão sob tensão, envolvendo soldas dissimilares, está fortemente relacionada com a microestrutura na Zona Termicamente Afetada (ZTA) do metal de base, e com os contornos de dendrita do metal de solda. Assim, a análise da região próxima a linha de fusão em soldas dissimilares, utilizando ligas de níquel como metal de adição, vem se tornando o foco de intensos estudos, principalmente na área nuclear.⁽⁹⁻¹³⁾

O objetivo deste trabalho foi caracterizar mecânica e microestruturalmente uma junta soldada dissimilar de aço inoxidável AISI 316L com adição da liga de níquel Inconel 182, utilizando o processo SMAW, nas condições como soldado e com TTPS de 700° C por 3 horas para redução da dureza na ZTA.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Para confecção dos conjuntos soldados utilizou-se chapas de aço inoxidável austenítico AISI 316L (300x150x12,7mm) soldadas de topo com chanfro em V de 30°, com adição de Inconel 182, pelo processo SMAW, com pré aquecimento e temperatura de inter passe de 150°C. Foi realizado um tratamento térmico pós soldagem para redução da dureza na ZTA, à 700°C por 3 horas, em forma à vácuo, com resfriamento no forno, para comparação com as amostras na condição como soldada. As composições típicas do AISI 316L e do metal de solda Inconel 182 é mostrada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composições químicas típicas do aço AISI 316L e do Inconel 182.

Material		Co	Cr	Mo	Fe	Si	Mn	C	Al	Ti	S	P	Nb+Ta	Ni
AISI 316L	Mín.	-	16,0	2,00	Bal.	-	-	-	-	-	-	-	-	10,00
	Máx.	-	20,0	3,00	Bal.	1,00	-	0,03	-	-	0,03	0,045	-	14,00
Inconel 182	Mín.	-	13,0	8,00	-	-	5,00	-	-	-	-	-	1,00	59,00
	Máx.	1,00	17,0	10,0	10,0	1,00	9,50	0,10	0,50	1,00	0,015	0,030	2,50	-

Para avaliar os efeitos do tratamento térmico pós-soldagem, foram realizados ensaios metalográficos e microanálise por EDS para identificação de inclusões, precipitados e regiões de diluição na região próxima à linha de fusão, além de perfis de microdureza Vickers com carga de 0,1 kg e ensaios de dobramento em U, até 180°, para avaliação do comportamento mecânico das juntas soldadas.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Ensaio metalográfico mostraram a presença de ferrita delta na ZTA do metal base, acompanhado de alguma precipitação de carboneto de Cr e Mo. O tratamento térmico pós-soldagem causou uma redução da ferrita delta, acompanhada de um aumento na precipitação de carbonetos de Cr e Mo, próximo à linha de fusão do metal base. No metal de solda, próximo da linha de fusão, região de maior diluição, ocorreu um maior aumento na quantidade de precipitados de Nb e Ti, como pode ser visto na Figura 1.

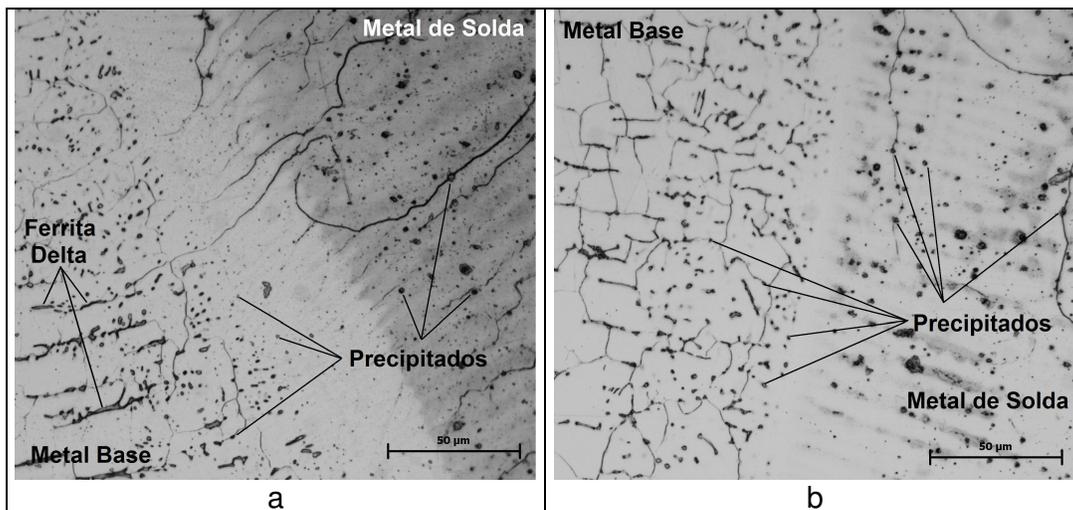


Figura 1 – Metalografia das amostras sem (a) e com (b) tratamento térmico pós-soldagem. Presença de ferrita delta na ZTA do AISI 316L (a) e redução da ferrita delta e um aumento na precipitação na ZTA e no metal de solda (b).

A Figura 2 apresenta uma metalografia feita por microscopia eletrônica de varredura, próximo à linha de fusão, das mostras sem e com tratamento térmico pós-soldagem, é verificado um ligeiro aumento na precipitação no metal de base e um aumento na precipitação no metal de solda.

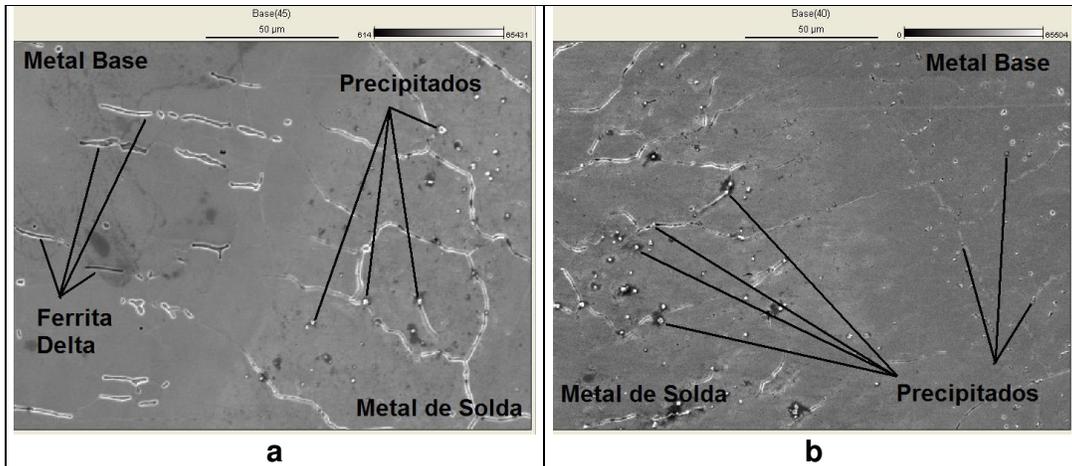


Figura 2 – Microscopia eletrônica de varredura, amostra sem tratamento térmico pós-soldagem poucos precipitados no metal de solda (direita) e ferrita delta no metal base (esquerda) (a), e com tratamento térmico pós-soldagem aumento nos precipitados (esquerda) e redução da ferrita delta no metal base (direita) (b).

As análises globais feitas por EDS, na junta soldada, mostram o efeito da diluição do metal base no metal de solda, próximo à linha de fusão. A Figura 3 apresenta os espectros das análises, da amostra sem tratamento térmico pós-soldagem, realizadas no metal base, no meio do cordão de solda, na linha de fusão e próximo à linha de fusão no metal de solda, onde é verificada principalmente a variação dos teores de Fe, Ni e Nb devido à diluição do metal base no metal de solda.

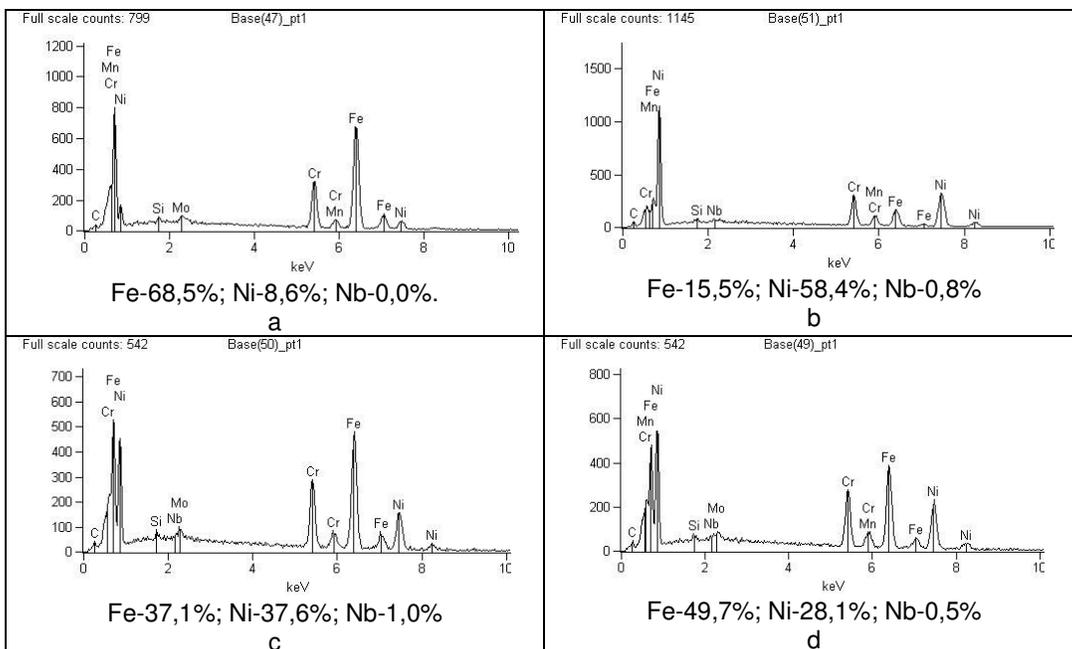


Figura 3 – Espectros feitos por EDS com a composição média de Fe, Ni e Nb, no metal de base (a), no meio do cordão de solda (b), próximo à linha de fusão (c) e junto à linha de fusão no metal de solda (d).

Na Figura 4 pode ser observada a presença da fase sigma, na ZTA do metal base, após o tratamento térmico pós-soldagem, confirmada pelos elevados teores

de Cr e Mo na análise por EDS, característicos da fase sigma, comparados com os teores no metal base apresentados na Tabela 1.

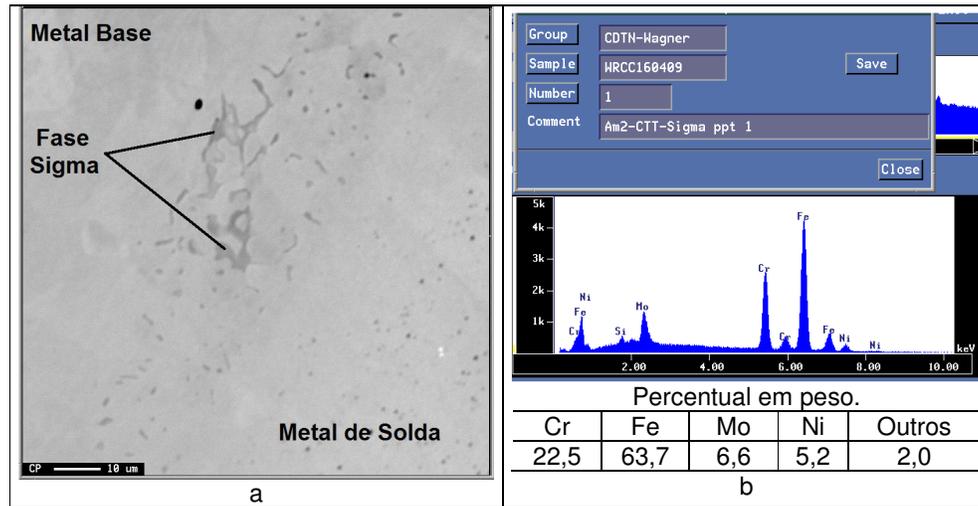


Figura 4 – Imagem da fase sigma na ZTA do metal base, próxima a linha de fusão, após o tratamento térmico (a) e o espectro feito por EDS mostrando os teores dos elementos de Cr, Fe, Mo e Ni presentes na fase sigma (b).

As análises feitas por EDS nos precipitados encontrados no metal de solda, junto à linha de fusão, apresentaram carbonetos e carbonitretos de Nb e Ti, e também óxido de Al, como pode ser visto na Figura 5.

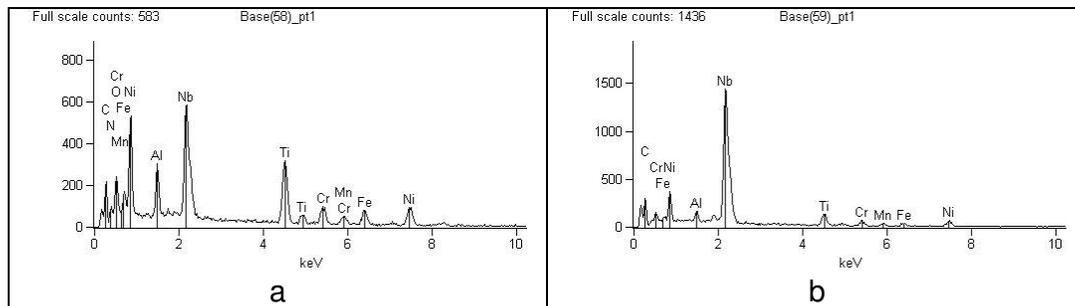


Figura 5 – Espectros feitos Por EDS em precipitados no metal de solda Inconel 182, (a) carbonitretos e de Nb e Ti e óxido de Al, (b) carboneto de Nb e Ti.

Os perfis de microdureza Vickers com carga de 100 gramas (HV 0,1 Kg) realizados nas juntas soldadas sem e com tratamento térmico pós-soldagem, estão mostrados nos gráficos das Figuras 6 e 7. Verificou-se uma redução na microdureza próxima a linha de fusão, no metal de base, e no meio do cordão, após o tratamento térmico, provavelmente devido ao alívio das tensões geradas no processo de soldagem. Próximo as linhas de fusão, no metal de solda, ocorreu elevação da microdureza provavelmente devido à elevada diluição do metal base e precipitação de carbonetos e carbonitretos de Nb e Ti que aumentaram após o tratamento térmico.

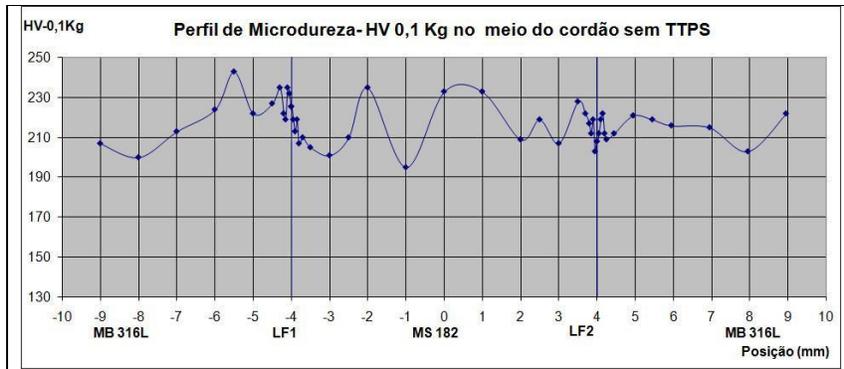


Figura 6 - Perfil de Microdureza Meio 0,1 Kg sem TTPS

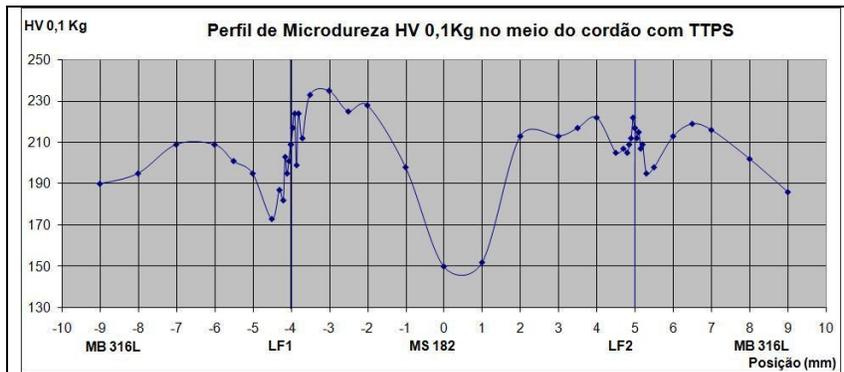


Figura 7 - Perfil de Microdureza Meio 0,1 Kg com TTPS.

Nos ensaios de dobramento não ficou evidente a presença de trincas, porém, nas amostras com tratamento térmico, foi verificado um aumento na abertura dos contornos de dendrita, próximo a linha de fusão, provavelmente devido ao aumento na precipitação de Cr e Mo e ao aparecimento de fase sigma nos contornos de grão após o tratamento térmico, como mostrado na Figura 8.

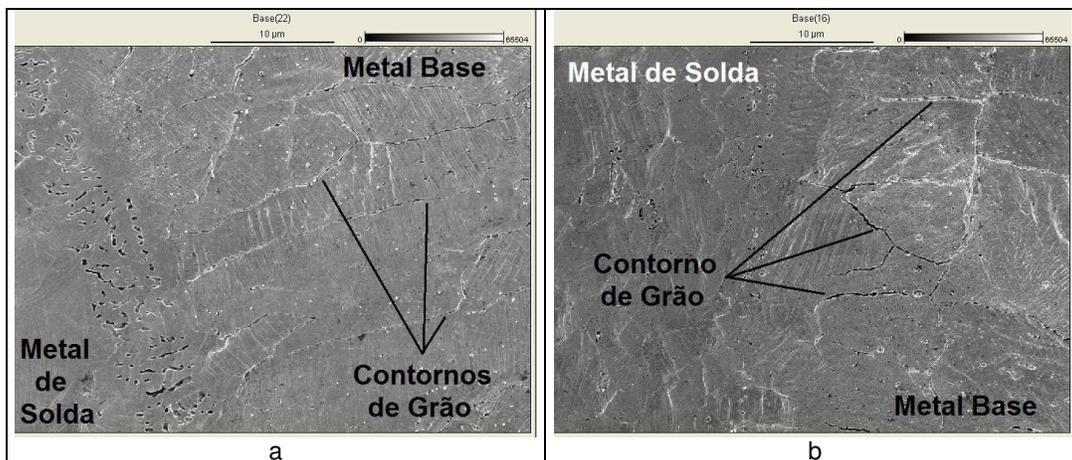


Figura 8 – Microscopia eletrônica de varredura próxima às linhas de fusão dos corpos de prova após o dobramento de raiz, na amostra sem tratamento térmico (a) a abertura nos contornos de dendrita foi menor do que na amostra que sofreu tratamento térmico (b).

4 CONCLUSÕES

O tratamento térmico pós-soldagem foi eficiente na redução na dureza na ZTA, reduziu também a quantidade de ferrita delta devido à transformação em austenita e fase sigma na ZTA do AISI 316L, junto à linha de fusão. A fase sigma pode ser um fator prejudicial às juntas soldadas, principalmente em relação à corrosão nos contornos de grão.

O aumento da precipitação de carbonetos na ZTA do AISI 316L devido ao tratamento térmico pós-soldagem foi muito pequeno, porém a precipitação de carbonetos e carbonitretos de Nb e Ti no metal de solda de Inconel 182, próximo à linha de fusão, aumentou significativamente.

O aumento na precipitação carbonetos de Cr e Mo e o aparecimento da fase sigma nos contornos de grão do metal base, provavelmente foram responsáveis pela maior abertura dos contornos de grão durante os ensaios de dobramento nas amostras que sofreram tratamento térmico.

Apesar de o tratamento térmico pós-soldagem ter sido eficiente na redução da dureza na ZTA, o aumento na precipitação de carbonetos de Cr e Mo e de fase sigma no metal de base (AISI 316L), e de Nb e Ti no metal de solda (Inconel 182), junto à linha de fusão podem ser prejudicial quanto à corrosão próximo à linha de fusão.

Agradecimentos

Os autores agradecem à FAPIMIG, CNPq e CDTN/CNEN ao apoio financeiro dado para a realização deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 Nelson, T. W., Lippold, J. C., Mills, M. J. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals, Part 1 — Nucleation and growth, *Welding Research, Supplement to the Welding Journal*, p. 329s-337s, Oct 1999.
- 2 Nelson, T. W., Lippold, J. C., Mills, M. J. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds, Part 2: On-cooling transformations, *Welding Research, Supplement to the Welding Journal*, p. 267s-277s, Oct 2000.
- 3 Miteva, R., Taylor, N. G. General review of dissimilar metal welds in piping systems of pressurized water reactors, including WWER designs, NESC - Network for Evaluating Structural Components. IE Institute for Energy, EUR22469E, 2006.
- 4 Chhibber, R., Arora, N., Gupta, S., Dutta, B. Use of bimetallic welds in nuclear reactors: associated problems and structural integrity assessment issues, *Proceedings of the I MECH E Part C, Journal of Mechanical Engineering Science*, Volume 220, p. 1121-1133, Number 8, 2006.
- 5 Villanueva, D. M. E., Junior, F. C. P., Plaut, R. L., Padilha, A. F. Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex, *Materials Science and Technology*, V. 26, N. 9, p. 1098-1104, 2006.
- 6 Kožuh, S., Gojčić, M., Kosec, L. The Effect of annealing on properties of AISI 316L base and weld metals, *RMZ – Materials and Geoenvironment*, Slovenia, Vol. 54, No. 3, pp. 331-344, 2007.
- 7 Pilhagen, J. A. Literature Review of the stainless steel 21-6-9 and its potential for sandwich nozzles, Master Thesis, Lulea University of Technology, Sweden, 2007.

- 8 Tschiptschin, A. P., Pinedo, C. A. Estrutura e propriedades do aço inoxidável austenítico AISI 316L grau F138 nitretado sob plasma a baixa temperatura. Disponível em http://www.nucleoinox.org.br/new/downloads/inox08/pg_192-197.pdf, acesso em: abril 2009.
- 9 Sireesha, M., Albert, Shaju K., Shankar, V., Sundaresan, S. A comparative evaluation of welding consumables for dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and Alloy 800, *Journal of Nuclear Materials*, N° 279, p. 65-76, 2000.
- 10 Dupont, J. N., Banovic, S. W., Marder, A. R. Microstructural evolution and weldability of dissimilar welds between a super austenitic stainless steel and nickel-based alloys, *Welding Journal Supplement*, p. 125s-135s, Jun 2003.
- 11 Tsai, W. T., Yu, C. L., Lee, J. I. Effect of heat treatment on the sensitization of Alloy 182 weld, *Scripta Materialia*, V. 53, p. 505-509, 2005.
- 12 Scott, P. M., Foucault, M., Brugier, B., Hickling, J., McIlree, A. Examination of stress corrosion crack in alloy 182 weld metal after exposure to PWR primary water, *Proceeding of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors*, TMS, p. 497-509, 2005.
- 13 Campos, W. R. C., Gomes, F. J. O., Gonçalves, T. N., Soares, B. A. Characterization of the dissimilar metal welding – austenitic stainless steel - AISI 304 with nickel alloy filler metal Inconel 625, 63° Congresso Anual da ABM, Santos, SP, 2008.