

Análise de Revestimentos Anticorrosivos de Aços Inoxidáveis AISI 317L para Equipamentos do Setor de Petróleo e Gás

M. M. Silva^{1*}, T. M. Maciel², M. A. Santos²

1- Petróleo e Gás – IFPB, Av. Tranquilino Coelho Lemos, 671, CEP 58.432-300, Campina Grande-PB

2- Engenharia de Mecânica – UFCG – Av. Aprígio Veloso, 882, CEP 58429-900, Campina Grande-PB

(Recebido em 11-05-2018; aceito em 02-04-2019)

(Todas as informações contidas neste artigo são de responsabilidade dos autores)

Resumo:

Este trabalho teve como objetivo avaliar as características metalúrgicas e a tenacidade ao impacto de revestimentos de aço AISI 317L depositados por soldagem em aço ASTM A 516 Gr 60. Os revestimentos foram aplicados por soldagem utilizando-se o processo MIG com duplo arame e o arame AWS E317L como metal de adição com uma temperatura de interpasse de 423K. Durante as soldagens foram empregados dois níveis de energia de soldagem (1170kJ/m e 1530kJ/m) e um gás de proteção correspondendo a uma mistura de argônio e oxigênio (95% Ar e 5% O₂). Em seguida, as amostras foram caracterizadas utilizando-se ensaios de microestrutura, microdureza e impacto (Charpy) à temperatura ambiente e 273K. Nos ensaios Charpy utilizou-se corpos-de-prova (CP) subespécimes com dimensões 0,005x0,010x0,055m a fim de localizar o entalhe na interface substrato/metal de solda (MS). Os resultados obtidos indicaram um aumento na diluição, na extensão da zona termicamente afetada (ZTA) e na formação de zonas parcialmente diluídas (ZPD) com o aumento da energia de soldagem. Além disso, a energia Charpy específica foi maior quando a energia de soldagem foi de 1170kJ/m

Palavras-chave: MIG com duplo arame, AISI 317L, ZPD, tenacidade ao impacto

Abstract:

The aim of this study was to characterize the metallurgical features and impact toughness of the interface between AISI 317L weld overlay and ASTM A516 Gr 60 steel. The weld overlays were carried out using the twin wire GMAW process and AWS E317L wire as filler with an interpass temperature of 423K. Two levels of heat input ($H = 1170\text{kJ/m}$ and $H = 1530\text{kJ/m}$) and a mixture of argon and oxygen (95% Ar and 5% O₂) as shielding gas were used. The specimens were submitted to microstructure and microhardness analysis, and Charpy impact tests at room temperature and 273K. Subspecies of 0,005x0,010x0,055m-dimensions, with V-notch between weld metal and substrate, were employed. The results showed an increase in dilution, heat affect zone width and in the formation of Partially Diluted Zones along the fusion boundary when the heat input increased. Moreover, the Charpy energy specific was higher when the heat input was of 1170kJ/m.

Keywords: Twin wire GMAW, AISI 317L, Hard Zones, Charpy impact test

Introdução

Dentre os processos de fabricação e manutenção de equipamentos do setor de petróleo e gás, a soldagem desempenha uma função importante. Ela está sempre presente e, em muitos casos, pode se tornar o processo crítico. E neste cenário existem dois tipos de soldagem, isto é, soldagens similar e dissimilar. A soldagem similar é aquela onde os metais de base e o metal de adição possuem composições químicas aproximadamente semelhantes. Por outro lado, a soldagem dissimilar é aquela em que um dos metais de base ou o metal de adição possui uma composição química significativamente diferente [1,2,3].

Uma das aplicações de soldagem dissimilar é a soldagem de revestimento para proteção contra a corrosão (SRPC), onde, geralmente, um metal de adição de aço inoxidável austenítico ou liga de níquel é aplicado sobre um substrato de aço carbono estrutural. Na indústria do petróleo e gás a SRPC pode ser aplicada em

vasos de pressão, tubulações, reatores, torres de destilação, tanques de armazenamento ou qualquer equipamento ou parte dele que requer proteção contra corrosão [3,4]. Entretanto, devido à grande diferença de composição química entre o metal de adição e o substrato – durante uma SRPC – zonas parcialmente diluídas, com dureza acima de 300HV, podem ocorrer na interface substrato/MS. As ZPD podem ser constituídas de martensita, precipitados ou ainda constituintes intermetálicos tais como as fases Chi e Sigma. A formação de ZPD na interface da solda também fortemente dependente dos parâmetros de soldagem e, devido às características anteriormente citadas, estas zonas são susceptíveis a ataques corrosivos por pitting, fragilização por hidrogênio, corrosão sob tensão, podendo resultar em falhas na interface substrato/MS [1,5,6]. Além disso, por causa do gradiente de composição química – através da interface da solda – existirá um gradiente microestrutural e

consequentemente uma mudança nas propriedades mecânicas nesta região. Apesar destes fenômenos metalúrgicos ocorrerem ao longo de distâncias muito curtas (de até 75µm), uma mudança de 240HV – devido a formação de ZPD – pode ser equivalente a uma mudança de 689MPa na resistência local [6]. Logo, torna-se importante, além de buscar parâmetros de soldagem que reduzam ou até eliminem a formação de ZPD, caracterizar as propriedades mecânicas através da interface substrato/MS.

Assim, o objetivo deste estudo foi analisar as características metalúrgicas e a tenacidade ao impacto da interface entre o revestimento de aço AISI 317L e o aço estrutural ASTM A516 Gr 60.

Materiais e Métodos

A deposição dos revestimentos de aço AISI 317L em substratos de aço ASTM A516 Gr 60 foi realizada através do processo de soldagem MIG com duplo arame com um gás de proteção correspondendo à mistura de 95%Ar e 5%O2. As composições químicas destes materiais estão dispostas na Tabela 1. Esta tabela também contém os principais parâmetros de soldagem adotados durante a aplicação dos revestimentos, executados no Laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA) na Universidade Federal do Ceará, através de um robô industrial. Todas as soldagens foram realizadas com uma temperatura de interpasse de 423K (150°C).

Tabela 1. Composições químicas do aço ASTM A516 Gr 60 e do metal de adição AWS E317L e parâmetros de soldagem utilizados.

Materiais	Composição (% em peso)								
	C*	Mn	Cr	Ni	P*	S*	Mo	Si	Fe
ASTM A516 Gr 60 [7]	0,21	0,60-0,90	-	-	0,035	0,035	-	0,15-0,40	bal.
AWS E317L [8]	0,03	1	18,5	13	-	-	3,8	0,7	bal.
Parâmetros de soldagem utilizados									
Corrente (A)		Velocidade de soldagem (m/s)				Aporte Térmico (kJ/m)			
170		6,7x10 ⁻³				1530			
130		6,7x10 ⁻³				1170			

* Teores máximos aceitáveis.

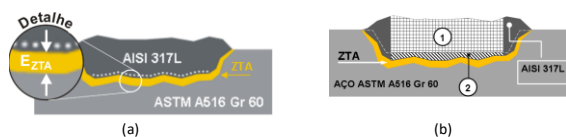


Figura 1. (a) Metodologia para a realização do ensaio de microdureza e para a quantificação da EZTA. (b) Identificação das áreas para o cálculo da diluição.

Após o revestimento dos substratos, foram realizadas análises por microscopia ótica e microdureza – no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Campina Grande (DEM/UFPG). Para a realização do ensaio de microdureza utilizou-se uma carga de 100gf e um tempo de 15s para cada impressão, segundo a metodologia apresentada na Figura 1a, isto é, impressões localizadas adjacentes à linha de fusão (LF), no lado do MS, com espaçamento entre elas de 250µm. Já a extensão da ZTA (EZTA) foi obtida – conforme o

detalhe da Figura 1a – tomando-se 4 medidas ao longo da seção, resultando assim numa média.

A diluição foi calculada de acordo com a Equação (1). As áreas 1 e 2 (Figura 1b) foram calculadas através de software CAD.

$$Diluição (\%) = \left(\frac{área\ 2}{área\ 1 + área\ 2} \right) \times 100\% \quad (1)$$

O ensaio de impacto Charpy foi realizado nas temperaturas ambiente e 273K (0°C), de acordo com a norma ASTM E 23-02a. A fim de localizar a ponta do entalhe na interface substrato/MS, foram utilizados subspécime com de dimensões de 5x10x55(10-3m), Figura 3.

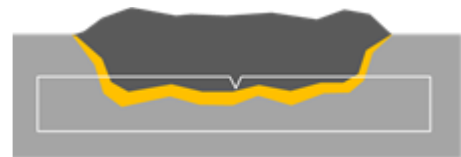


Figura 2. Localização do subspécime Charpy no corpo de prova soldado.

A máquina apresentada na Figura 3 foi empregada para a realização do ensaio de tenacidade.



Figura 3. Máquina de ensaio Charpy.

Resultados e Discussão

A Figura 4a apresenta a influência da energia de soldagem na diluição. Já a Figura 4b mostra o efeito dessa energia na extensão da ZTA (EZTA).

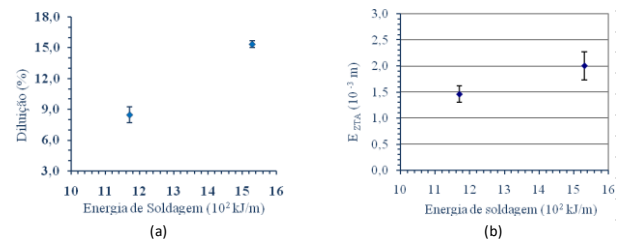


Figura 4. Influência da energia de soldagem na (a) diluição e na (b) extensão da ZTA.

Analisando-se a Figura 4a, verifica-se a influência da energia de soldagem no nível de diluição resultante no revestimento. Ou seja, para um aumento de

360kJ/m na energia de soldagem, houve um incremento de 5,6% no nível de diluição. Quanto maior for a diluição, maior será a participação de ferro e carbono no metal de solda. Assim, uma diluição reduzida é sempre desejada, pois além de minimizar a formação de microestruturas de alta temperabilidade e susceptíveis a ataque corrosivo, também contribui para evitar trincas de solidificação no MS [3,9]. Rowe e col. [10] melhoram a resistência à trinca em RPC de aço inoxidável austenítico AISI 308 quando reduziram o nível de diluição de 40 pra 30%. Na Figura 4b pode ser verificado a influência da energia de soldagem sobre a extensão da ZTA, ou seja, para um aumento de 360kJ/m ocorreu um incremento de $5 \times 10^{-4}m$ (0,5mm) na EZTA média. Mas adiante este resultado irá ser correlacionado com os resultados de tenacidade ao impacto.

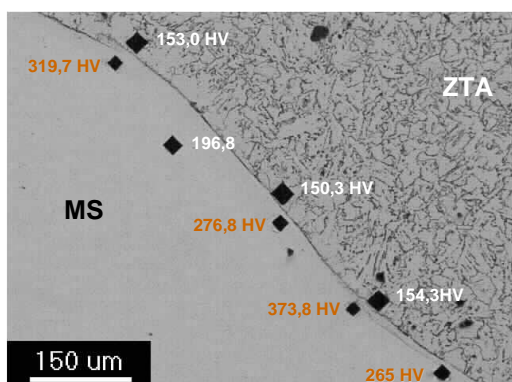


Figura 5. Morfologia de interfaces substrato/MS: “praia”.

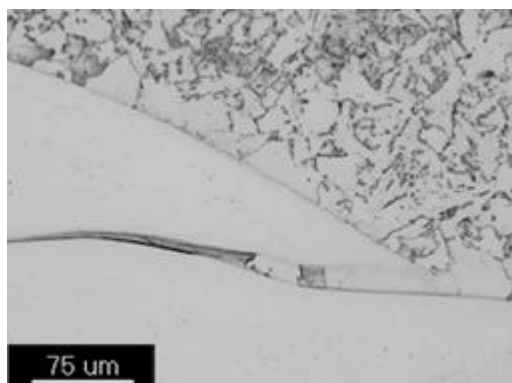


Figura 6. Morfologia de interfaces substrato/MS: “península”.

Nas Figuras de 5 a 8 têm-se algumas morfologias de regiões encontradas em interfaces substrato/MS, em soldagens dissimilares. A Figura 5 apresenta uma “praia”, isto é, uma estreita faixa na interface substrato/MS – dentro do MS – cuja dureza é elevada. Já a Figura 6 mostra uma “península” que é uma porção do MS parcialmente cercada pelo substrato. Na Figura 7 podem ser observadas “ilhas”, ou seja, regiões do substrato totalmente cercadas pelo MS. Estas regiões foram mencionadas e registradas porque são nos contornos (ou dentro) destas que existe a maior probabilidade de ocorrer ZPD que, por sua vez, apresentam elevados níveis de dureza. Entretanto, as ZPD são fenômenos metalúrgicos localizados. A Figura

8 apresenta uma região da interface com ausência de ZPD.

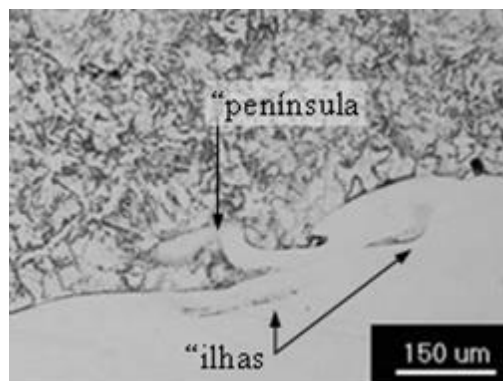


Figura 7. Morfologia de interfaces substrato/MS: “ilhas”.

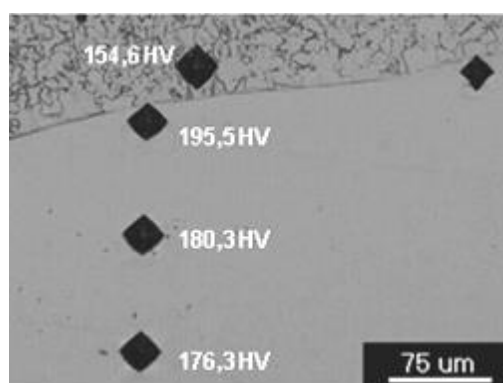


Figura 8. Morfologia de interfaces substrato/MS: ausência de ZPDs.

Para ambos os níveis de energia de soldagem ocorreu a formação dessas regiões peculiares, tais como “praias”, “penínsulas” e “ilhas”, com diferentes formas, tamanhos e aparências (Figuras. 5 a 8), embora para $H=1530kJ/m$ estas regiões tenham ocorrido com mais frequência. Estas regiões são similares àquelas encontradas por Doody [1] e merecem uma atenção especial, pois dentro das “praias” ou nos contornos das “penínsulas” e “ilhas” podem ocorrer ZPD apresentando níveis de dureza acima de 300HV. Devido as ZPD serem constituídas de martensita, precipitados ou intermetálicos, ou ainda uma mistura de ambos, as mesmas são susceptíveis a corrosão por pitting localizada e fragilização por hidrogênio [5,6].

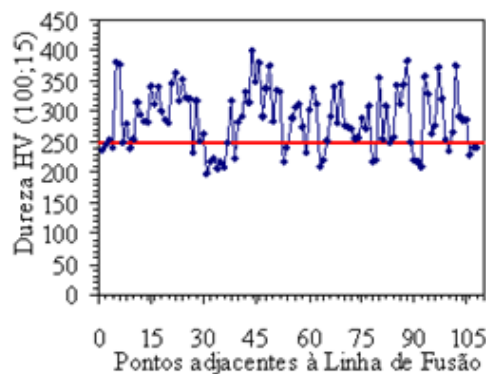


Figura 9. Dureza ao longo da interface MB/substrato para $H=1530kJ/m$.

Os resultados dos ensaios de dureza estão apresentados nas Figuras 9 e 10 e na Tabela 2. Os valores de dureza foram comparados com o limite de dureza – 250HV – estabelecido pela NACE (National Association of Corrosion Engineers) para metais de base de aço carbono, inoxidável e metais de solda, quando estes são empregados em meios úmidos sulfurosos. Apesar da NACE não fazer nenhuma referência às durezas de ZPD de soldagens dissimilares, este limite de 250HV pode ser utilizado como parâmetro comparativo.

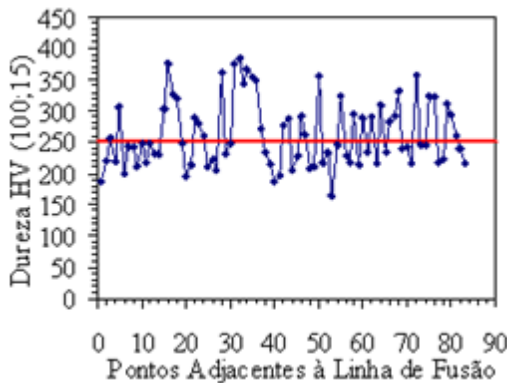


Figura 10. Dureza ao longo da interface MB/substrato H=1170kJ/m.

Tabela 2. Comparativos entre os níveis de dureza ao longo da interface substrato/MS para H=1530kJ/m e H=1170kJ/m.

Impressões adjacentes à de linha de fusão				
Nível de dureza	H = 1530 kJ/m		H = 1170 kJ/m	
	Nº de impressões	Percentual	Nº de impressões	Percentual
Dureza acima de 200HV	107	99,07%	77	92,77%
Dureza acima de 250HV	80	74,07%	27	43,37%
Dureza acima de 300HV	43	39,81%	20	24,10%
Dureza acima de 350HV	13	12,04%	8	9,64%
Dureza acima de 400HV	1	0,93%	0	0,00%
Total de impressões	108		83	

Analisando-se as Figuras 9 e 10 e a Tabela 2, verifica-se que energia de soldagem de 1530kJ/m proporcionou uma maior quantidade (e percentual) de impressões com valores de dureza acima do limite de 250HV estabelecido pela NACE. Graficamente, Figuras 9 e 10, verifica-se que houve uma maior quantidade de impressões acima deste limite da NACE. A partir da Tabela 2 é possível notar que, quando a energia de soldagem foi incrementada de 360kJ/m, o percentual de impressões de dureza acima de 250HV aumentou de 43,37 para 74,07%, isto é, um aumento de 1,7 (ou 70%). Analisando-se o nível de dureza 300HV, observa-se que

– para o mesmo aumento de energia de soldagem – o percentual de impressões cuja dureza foi acima deste nível aumentou de 24,10 para 39,81%, ou seja, um aumento de 1,65 (65%). Esta mesma análise pode ser feita para os outros níveis de dureza, confirmando que para a energia de soldagem maior o nível de dureza na interface substrato/MS foi maior.

Este aumento no nível de dureza (principalmente acima de 300HV) é um indicativo que houve um aumento na formação de ZPD ao longo da interface substrato/MS, quando a energia de soldagem foi incrementada de 360 kJ/m. Embora nenhum método quantitativo tenha sido apresentado, Kejelin et al [9] também concluíram que para um aporte térmico mais elevado, maior será a formação de ZPD. Assim, a metodologia adotada neste trabalho torna-se uma alternativa para quantificar indiretamente – através de microdureza – a formação de ZPD em interfaces MS/substrato.

Apesar de ocorrer uma redução na formação de ZPD com a redução da energia de soldagem, outros parâmetros podem ser alterados a fim de se otimizar ainda mais esta redução, ou até eliminar estas zonas. Segundo a literatura, os fatores que mais influenciam na formação de ZPD são a composição química (substrato e metal de adição) e a taxa de resfriamento, que por sua vez é influenciada pela energia de soldagem, espessura do substrato e temperatura de pré-aquecimento [5,6]. Em trabalhos futuros estes parâmetros serão mais explorados.

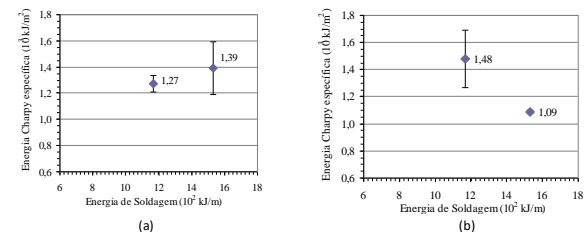


Figura 11. Influência da energia de soldagem na energia Charpy específica à (a) 298K e (b) 273K.

Tabela 3. Influência da energia de soldagem na energia Charpy específica.

Temperatura	H=1170kJ/m		H=1530kJ/m	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
T=298K	1270kJ/m ²	± 60 kJ/m ²	1390kJ/m ²	± 202 kJ/m ²
T=273K	1480kJ/m ²	± 210 kJ/m ²	1090kJ/m ²	± 10 kJ/m ²

Verificando-se as Figuras 11a e 11b, e a Tabela 3, nota-se a influência da energia de soldagem e da temperatura na tenacidade ao impacto resultante da soldagem dissimilar. A Figura 11a apresenta o efeito da energia de soldagem na energia Charpy específica na temperatura de 298K (25°C). Levando-se em conta os desvios (padrão), percebe-se que não houve influência significativa da energia de soldagem nos valores de tenacidade ao impacto, nesta temperatura. Por outro lado, pode ser notado na Figura 11b que a influência da energia

de soldagem na tenacidade ao impacto, em T=273K (0°C), foi mais notável. Isto é, para um aumento de 360kJ/m na energia de soldagem, ocorreu uma redução de 390kJ/m² na energia Charpy específica média.

Da Tabela 3 pode ser observado o maior valor de energia Charpy específica, no corrente trabalho, foi de 1690kJ/m² (1480 + 210kJ/m²) em T=273K. Taban et al [11] alcançaram um valor de 1725kJ/m² utilizando corpo de prova Charpy padrão com entalhe na interface da solda resultante de uma soldagem dissimilar de um aço estrutural com 1,53%Mn com um aço inoxidável (em T=273K). Este valor de 1725kJ/m² é próximo daquele (1690kJ/m²), embora no corrente trabalho tenha sido usado corpos de prova charpy subespécimes.

Apesar da interface substrato/MS apresentar ZPD, os resultados obtidos a partir do ensaio Charpy parecem não serem suficiente para caracterizar a baixa tenacidade destas zonas, provavelmente porque elas são muito pequenas. Pope et al [12] mencionaram que pelos 10% da região a ser caracterizada deve ser amostrada pelo entalhe do corpo de prova.

Entretanto, os resultados de tenacidade ao impacto podem ser relacionados com aqueles da extensão da ZTA. Observou-se que para um aumento de 5x10⁻⁴ m na EZTA média ocorreu uma perda de 390kJ/m² na energia Charpy específica, em T=273K. Em geral, maiores EZTA estão associadas a grãos grosseiros maiores e, conseqüentemente, menores tenacidades ao impacto na interface substrato/MS [11,13].

Conclusões

A extensão da ZTA e a diluição diminuíram quando a energia de soldagem foi reduzida. Para uma redução de 360kJ/m na energia de soldagem, ocorreram reduções de 5x10⁻⁴m na extensão da ZTA e 5,6% na diluição.

Foi apresentada uma alternativa para quantificar indiretamente, via microdureza, a quantidade de ZPD na interface substrato/MS. Verificou-se que a quantidade de ZPD foi maior quando a energia de soldagem foi incrementada.

A influência da energia de soldagem na tenacidade ao impacto foi mais notável na temperatura de 273K. Um aumento de 5x10⁻⁴m na extensão da ZTA implicou num decréscimo de 390kJ/m² na energia Charpy específica.

Agradecimentos

Ao programa Capes/CNPq, à FINEP e ao Cenpes/Petrobras pelo suporte financeiro.

Referências

[1] Doody, T., 1992, "Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service", *Welding Journal*, Vol. 71, No. 3, pp. 55-60.
[2] Avery, Richard E., 1991, "Pay attention to dissimilar-metal welds", *Chemical Engineering Progress*, Vol. 87, No. 5, pp.70-75.

[3] Lippold, J. C., and Kotecki, D. J., 2005, "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel. New Jersey: John Wiley & Sons, 357p.

[4] Paranhos, R.. "Revestimento de Aço Carbono com Aço Inoxidável Austenítico". 26 May 2008, <<http://www.infosolda.com.br/download/12ddc.pdf>>.

[5] Omar, A. A., 1998, "Effects of Welding Parameters on Hard Zones Formation at Dissimilar Metal Welds", *Welding Journal*, Vol. 77, No. 2, pp.86-93.

[6] Lundin, C. D., 1982, "Dissimilar Metal Welds: Transition Joints Literature Review", *Welding Journal*, Vol. 61, No. 2, pp.58-63.

[7] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM), 2004, A516/516M: Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, for Moderate – and Lower-Temperature Service. United States.

[8] BÖHLER WELDING GROUP. Aceros Inoxidables. 27 October 2008, <http://www.bohlerweldinggroup.com.ar/spanish/50_ESN_HTML.htm>.

[9] Kejelin, N. Z.; Buschinelli, A. J. A.; Bohórquez, C. E. N., "Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625". 02 February 2008, <http://www.labsolda.ufsc.br/noticias/2007/soldagem_dissimilar.pdf>. Accessed on:.

[10] Rowe, D.; Nelson, T. W.; Lippold, J. C., 1999, "Hydrogen-Induced Cracking Along the Fusion Boundary of Dissimilar Welds", *Welding Journal*, Vol. 78, No. 2, pp.31-37.

[11] Taban, E.; Deleu, A.; Dhooge, A.; Kaluc, E., 2008, "Evaluation of Dissimilar Welds between Ferritic Stainless Steel Modified 12% Cr and Carbon Steel S335", *Welding Journal*, Vol. 87, No. 12, pp. 291-297.

[12] Pope, A. M.; Cardoso, A.; Chiapin, C. E. L.; Nascimento, J. L.; Teixeira, J. C. G.; Cunha, L. D. S., Paes, M. T. P., 2004, "Tenacidade à Fratura de Juntas Soldadas de Aços Dissimilares", 2nd ENSOLD-Encontro Técnico de Soldagem, Rio de Janeiro, Brasil.

[13] Barnhouse, E. J.; Lippold, J. C., 1998, "Microstructure/Property Relationship in Dissimilar Welds Between Duplex Stainless Steels and Carbon Steels", *Welding Journal*, Vol. 77, No. 12, pp. 477-487.