

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURA DE UM AÇO HSLA-80 SOLDADO POR SMAW E TRATADO TERMICAMENTE*

Leandro de Jesus Jorge¹
Verônica Scarpini Cândido²
Fernanda Santos da Luz³
Sergio Neves Monteiro⁴
Alisson Clay Rios da Silva⁵

Resumo

O presente trabalho apresenta um comparativo da utilização de diferentes condições de tratamento térmico para soldagem do aço 80-HSLA. Neste experimento realizou-se soldagens multipasse utilizando o processo de eletrodo revestido, em diferentes condições de tratamento térmico adicionando ou retirando o pré ou pós-aquecimento de soldagem, a fim de se obter o comparativo dos efeitos nas propriedades mecânicas e metalúrgicas, encontradas em cada condição. Após a soldagem foram realizados ensaios não destrutivos para identificação de descontinuidades e ensaios mecânicos caracterizadores. Os resultados dos ensaios mecânicos e metalográficos foram conclusivos para afirmar que quaisquer tratamentos térmicos podem ser dispensados para a soldagem desse aço e, principalmente, o tratamento de pós-aquecimento de soldagem, e que a aplicação ou não desses tratamentos não alteraram significativamente a microestrutura do material e nem as suas características mecânicas.

Palavras-chave: Propriedades mecânicas; Tratamento térmico; Microestrutura; Ensaios destrutivos.

MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF A HSLA-80 STEEL WELDED BY SMAW AND HEAT TREATED

Abstract

This paper presents a comparison of the use of different heat treatment conditions for welding steel 80-HSLA. This experiment was carried out weldings multipass using the electrode process coated in different heat treatment conditions by adding or subtracting pre or post weld heat in order to obtain comparative effects on the mechanical and metallurgical properties found in each condition. After welding were performed non-destructive testing to identify discontinuities and characterizing mechanical tests. The results of mechanical tests and metallographic were conclusive to say that any heat treatments may be exempted, for welding of this steel and especially the post welding heat, and that the application or not these treatments did not significantly alter the microstructure of the material and not the its mechanical characteristics.

Keywords: Mechanical properties; Heat treatment; Microstructure; Destructive testing.

¹ Engenheiro Metalurgista, M.C, Doutorando em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense (UFF), Rio de Janeiro, RJ, Brasil. leandrojj1978@gmail.com

² Bacharel em Ciências Biológicas, D.C, Professora adjunta, Faculdade de Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Pará (UFPA), Ananindeua, PA, Brasil. scarpini@ufpa.br

³ Engenheira de Materiais, M.C, Doutoranda em Ciência dos Materiais, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro, RJ, Brasil. fsl.santos@gmail.com

⁴ Engenheiro Metalurgista, Ph.D, Professor Titular, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro, RJ, Brasil. snevesmonteiro@gmail.com

⁵ Bacharel em Química Industrial, D.C, Professor adjunto, Faculdade de Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Pará (UFPA), Ananindeua, PA, Brasil. alissonrios@ufpa.br.

1 INTRODUÇÃO

O estudo de técnicas que objetivam a otimização dos processos de soldagem e, conseqüentemente, a redução de custo e melhoria das propriedades tem sido amplamente estudados por diversos grupos de pesquisa no mundo [1,2]. A soldagem é uma etapa importante de fabricação de estruturas metálicas aplicadas em diversos setores tais como, o petrolífero e de construção naval. As tecnologias de soldagem envolvidas na fabricação desses componentes assumem papéis fundamentais, pois no caso de equipamentos submersos, como tubulações, bases petrolíferas e embarcações é proibitivo que haja a ocorrência de descontinuidades, concentração de tensões, geração e propagação de trincas que comprometam a sua integridade estrutural [3].

Diversos tipos de aços podem ser usados para fabricação de peças aplicadas nesses setores e apresentam boas propriedades tecnológicas quando submetidos à soldagem, dentre eles, destacam-se os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (HSLA) [1].

Os aços HSLA ou aços microligados, são desenvolvidos para promover melhores propriedades mecânica, aliadas com uma elevada tenacidade e maiores resistências à corrosão atmosférica que os aços carbonos convencionais. Esses aços são, geralmente, fabricados por laminação controlada seguida por um resfriamento acelerado ao final da laminação ou por um tratamento térmico de normalização. Dos aços produzidos por laminação controlada destaca-se o HSLA-80 que foi especificamente desenvolvido para uso em oleodutos e gasodutos a serem utilizados nas regiões árticas. Sua principal característica é a capacidade de endurecimento por precipitação de Cu, a qual ocorre a partir da ferrita supersaturada, entre 480 e 705°C [4].

O aço HSLA-80 foi o primeiro da família dos aços HSLA e, devido, ao seu baixo teor de carbono, apresenta baixa susceptibilidade à fissuração por hidrogênio (trincas), sendo, portanto, de fácil soldagem, não requerendo tratamentos térmicos de pré e pós a soldagem. É por excelência um aço bainítico, pois o seu baixo teor de carbono, não promove uma grande temperabilidade [5]. Apesar de alguns autores não recomendarem o tratamento térmico antes do processo de soldagem desse aço, há estudos que afirmam que esses tratamentos podem melhorar as propriedades tecnológicas dos produtos finais. Segundo Ohkita [6], as condições de aquecimento e resfriamento podem influenciar a microestrutura do cordão de solda. Dessa forma, este trabalho tem por objetivo avaliar a influência nas propriedades mecânicas e microestruturais de juntas de aço HSLA-80 soldadas pelo processo SMAW quando são aplicadas diferentes condições de tratamento térmico.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Para avaliar a real necessidade dos tratamentos térmicos dados ao aço HSLA-80, foram aplicadas as seguintes condições de tratamentos térmicos: com pré-aquecimento (CPR) e sem pós-aquecimento (SPO); com pré-aquecimento (CPR) e com pós-aquecimento (CPO); sem pré-aquecimento (SPR) e com pós-aquecimento (CPO); sem pré-aquecimento (SPR) e sem pós-aquecimento (SPO).

Para a realização desse estudo, utilizaram-se chapas de aço HSLA-80 nas dimensões de 3.000 mm x 250 mm x 30 mm. Foram feitos 3 conjuntos de corpos de prova nas dimensões de 500 mm x 250 mm x 30 mm, um para cada plano de tratamento térmico diferente. Os corpos de prova foram retirados qualitativamente de

As amostras destinadas à análise macrográfica tiveram a superfície polida com lixa de granulometria 220 e 320 mesh e, depois, atacadas por Nital. Após a etapa de preparação, a observação foi realizada a olho nu e as macrografias foram obtidas com o auxílio de uma câmera fotográfica Nikon Coolpix modelo P600.

As amostras destinadas análise micrográfica foram cortadas, lixadas com lixas de granulometria 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, polidas com pasta de alumina de 1 μm e atacadas com Nital 6%. A observação das amostras foi feita com o auxílio de um microscópio ótico TECNIVAL modelo CGA. A região avaliada foi a seção transversal da junta das regiões da raiz, enchimento e acabamento do metal.

Para a determinação da microdureza Vickers foi utilizado um durômetro da marca WPM, modelo HPO 250. Aplicou-se uma carga de 1 kgf realizando-se 12 medidas para o metal base (MB), 12 medidas para a zona termicamente afetada (ZTA) e 12 medidas para a zona fundida (ZF). As medições foram feitas a, aproximadamente, 2,0 mm da superfície inferior e superior da junta soldada e em uma linha traçada no meio da amostra, como mostra a Figura 3.

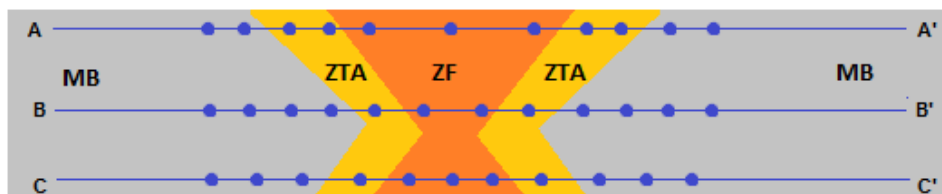


Figura 3. Pontos para medição de microdureza Vickers.

Os ensaios de tração seguiram as diretrizes da norma ASTM A370 [7] e foram realizados em corpos de prova retangulares e cilíndricos para avaliações da solda transversal e do cordão de solda, respectivamente.

Os corpos de prova para ensaio de impacto por pêndulo Charpy foram submetidos a banho de imersão em álcool etílico a -20°C em um recipiente isotérmico. A refrigeração ocorreu através de circulação controlada de nitrogênio por aproximadamente 30 minutos até a completa homogeneização da temperatura no aço. O ensaio foi realizado seguindo as diretrizes da norma ASTM A370 [7] e em máquina de impacto pendular Panantec Atmi, modelo JBW-300, com faixa nominal de trabalho de 0 a 300 J, com subdivisões de 0,28 J. O teste de impacto foi realizado sob as seguintes condições: velocidade de impacto de 5,2 m/s a 22°C de temperatura ambiente com 54% de umidade relativa do ar.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 4 mostra a macrografia da seção transversal da região central das juntas soldadas. Nota-se que todas as soldas ocorreram de maneira satisfatória. A deposição ocorreu sem qualquer tipo de defeito e a fundição foi caracterizada pelo chanfro tipo duplo “V”, revelando assim, todas as camadas de soldagem e os devidos passes que as compõem. Observou-se ainda, uma ótima definição da região da zona termicamente afetada (ZTA) (região mais escura) e também o metal base (MB) (região mais clara).

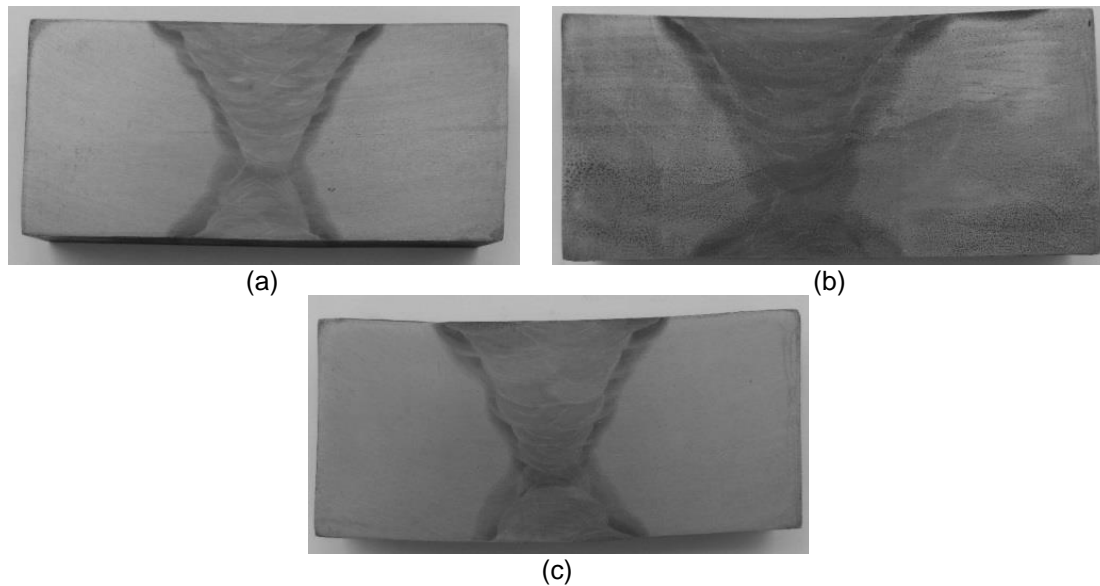


Figura 4. (a) Macrografia da amostra CPR CPO; (b) Macrografia da amostra SPR CPO; (c) Macrografia da amostra SPR SPO.

A análise micrográfica revelou que o aço HSLA-80 apresenta-se como tipicamente bainítico. A Figura 5 apresenta a micrografia obtida por microscopia ótica do metal de base.

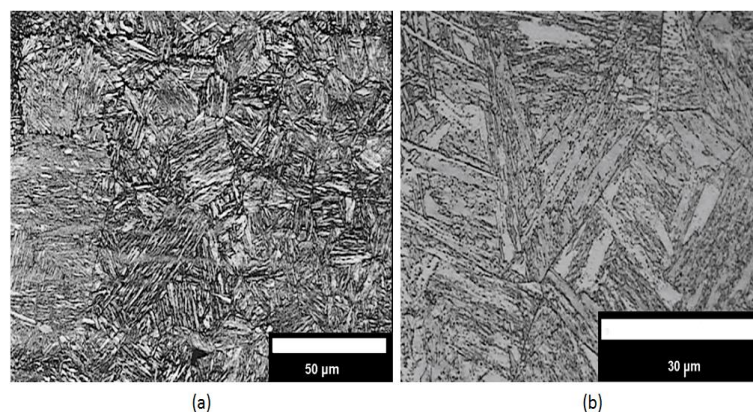


Figura 5. Micrografia do material de base com aumento de 200 X (a), 500 X (b).

Para o metal solda (MS) observa-se como resultado, que a microestrutura nessa região apresentou basicamente ferrita acicular (FA). O mesmo resultado foi obtido por Farrar e Harrison [8]. Karlsson et al. [9] afirmam que microestruturas de MS de alta resistência são constituídas de FA, bainita e martensita em aços entre 2 a 3% de Ni. A presença de ferrita acicular no MS é altamente desejável, pois confere um ganho nas propriedades mecânicas do cordão de solda, garantindo a tenacidade elevada do material de solda [8,10,11].

A alta energia de soldagem promoveu a formação da ferrita PF(G) de contorno de grão e, também, da ferrita poligonal intragranular PF(I), associada a temperatura de pré-aquecimento (70°C) em relação à temperatura ambiente que foram os casos onde houve pré-aquecimento de soldagem (CPR). Essa elevação da temperatura antes da soldagem fez com que houvesse uma conseqüente redução da taxa de resfriamento do MS (amostra CPR-CPO) e as taxas lentas de resfriamento podem ter induzido a nucleação da ferrita primária intragranular PF(I) ou nos seus contornos gerando a PF(G). A Figura 6 detalha a junta soldada para cada um dos quatro

tratamentos térmicos utilizados. Nota-se uma predominância da bainita na ZTA e da ferrita acicular no MS em todas as amostras.

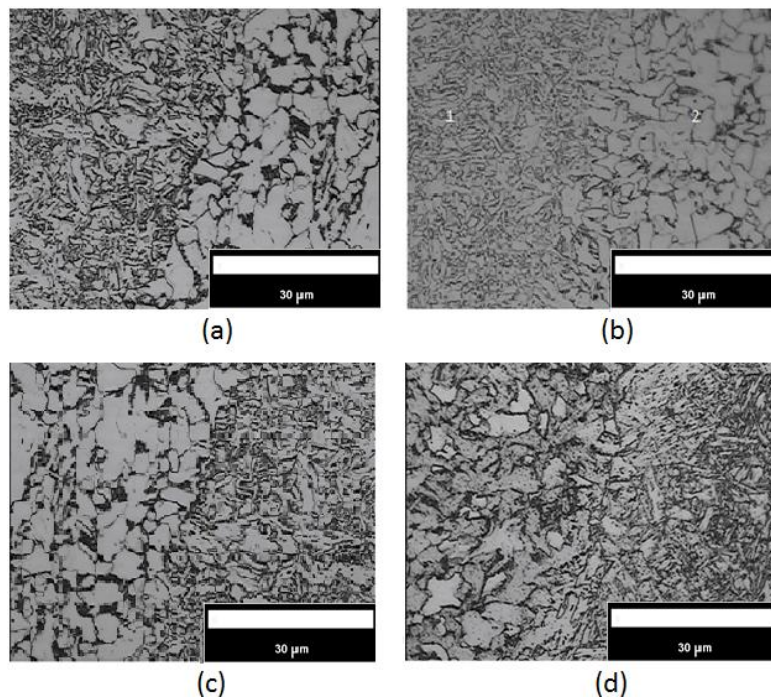


Figura 6. Micrografias das transições ZTA-MS: (a) CPR-SPO, (b) CPR-CPO, (c) SPR-CPO e (d) SPR-SPO, com aumento de 500 X.

A temperatura de pré-aquecimento proporcionou uma redução da taxa de resfriamento do MS, pois o maior tempo de resfriamento levou ao surgimento de microestruturas macias e menos resistentes, tais como a ferrita de contorno de grão e a ferrita poligonal intragranular, observando-se então a ocorrência desse fenômeno nas amostras onde houve o pré-aquecimento (CPR). Para todas as amostras tratadas termicamente nas diferentes condições testadas no presente trabalho, houve a presença de bainita na ZTA e de ferrita acicular no MS em grãos colunares típicos das regiões da zona de fusão de juntas soldadas, reforçando as afirmações de Dolby [12] e de Farrar e Harrison [8].

O ensaio de microdureza revelou que a região da junta soldada mais à superfície, é para todos os tratamentos térmicos das juntas soldadas, a região que tende a ter a maior dureza, ou senão quando isso não ocorre os valores de dureza se confundem com regiões adjacentes, ficando muito próximas. Essa superfície por estar mais em contato com o ar, tende a apresentar maiores valores de dureza uma vez essa região possui a maior taxa de resfriamento, a qual promove maiores durezas. Ao se comparar o mesmo material com taxas de resfriamento menores, os valores de dureza tendem a ser menores, como revela os resultados obtidos para os centros de solda, ou seja, na raiz da junta soldada. Esses resultados são comparáveis aos obtidos por Yayla et al [13].

A amostra SPR-SPO apresentou a maior média de dureza para todo experimento com 332 HV. O nível de dureza mais elevado obtido por essa amostra está associado, provavelmente, à ausência do pré-aquecimento, o que ocasiona uma maior taxa de resfriamento resultante, induzindo assim, maior formação de ferrita acicular nessas amostras do que nas amostras que tiveram o pré-aquecimento de soldagem.

Em todos os ensaios de tração, os corpos de prova (CPs) tiveram um comportamento dentro do desejável, com o rompimento no material base (MB). Além disso, os valores do limite de escoamento e limite de ruptura, 415 e 495 MPa, respectivamente, ficaram dentro do esperado para esse material. A Tabela 1 apresenta os resultados obtidos por ensaio de tração.

Tabela 1. Resultado do ensaio de tração transversal.

Amostras	Força Máxima (N)	Limite de Resistência (MPa)	Área Transversal (mm ²)	Dimensões (mm) LxE
CPR-CPO ^a CP1	396172,5	505	784,50	25,08x31,28
CPR-CPO ^a CP2	391300	500	782,60	25,01x31,29
SPR-CPO ^b CP1	393294	505	788,8	25,00x31,15
SPR-CPO ^b CP2	394300	500	788,6	25,00x31,52
SPR-SPO ^c CP1	388650	500	777,30	24,85x31,28
SPR-SPO ^c CP2	392050	500	784,10	25,09x31,25
CPR-SPO ^d CP1	38893,6	504	786,87	25,02x31,45
CPR-SPO ^d CP2	38333,2	505	781,31	25,01x31,24

^aCPR-CPO - Com pré-aquecimento e com pós-aquecimento;

^bSPR-CPO - Sem pré-aquecimento e com pós-aquecimento;

^cSPR-SPO - Sem pré-aquecimento e sem pós-aquecimento;

^dCPR-SPO - Com pré-aquecimento e sem pós-aquecimento;

CP - Corpo de prova.

Todas as amostras apresentaram, no centro dos CPs, um aspecto brilhante e as extremidades foscas além do aspecto de taça e cone, caracterizando o material como dúctil. O comportamento observado é desejável nesse tipo de aço, pois indica que apesar dos tratamentos térmicos de soldagem causarem mudanças na microestrutura final do metal solda (MS), essas mudanças não causaram alterações significativas nas propriedades mecânicas do material.

No que se refere ao ensaio de impacto Charpy, os resultados mostraram que a interação dos tratamentos térmicos de soldagem que utilizam o pós-aquecimento (CPO) foram capazes de promover uma elevação na energia absorvida na região da ZTA, e o efeito inverso para o MS. Tanto na ZTA quanto no MS das amostras onde não houve tratamento térmico de pré-aquecimento (SPR) observaram-se os maiores registros de energias absorvidas, 144,92 J na ZTA e 100,18 J no MS, isso se deve, provavelmente, a maior presença de bainita nessas amostras.

A Figura 7 apresenta os resultados obtidos pelo ensaio de impacto por pêndulo Charpy.

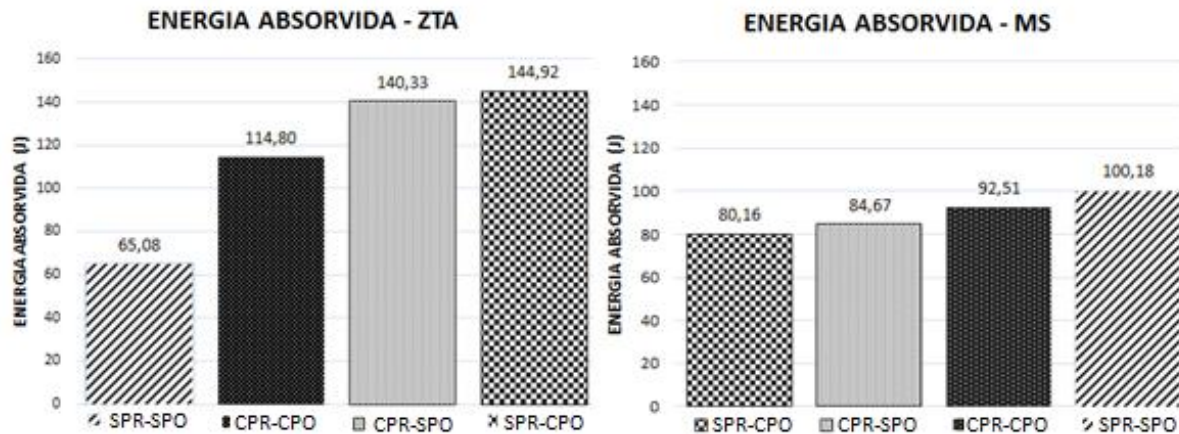


Figura 7. Energia absorvida - Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Metal de Solda (MS).

Observou-se também que a tenacidade ao impacto no metal solda é influenciada diretamente pela presença de ferrita acicular e a amostra que mais apresentou tendência à formação exclusiva dessa microestrutura foi a condição 4 (SPR-SPO). Acredita-se que essa microestrutura tenha se formado devido a maior velocidade de resfriamento, uma vez que se fez o pré-aquecimento.

Os resultados obtidos em cada análise mostraram que o tratamento térmico não influencia significativamente as propriedades mecânicas e a microestrutura do aço HSLA-80, o que pode indicar que a condição 2, com pré-aquecimento e com pós-aquecimento, usualmente aplicada nos setores da indústria naval e petrolífera, pode ser substituída pela condição 4, sem pré-aquecimento e sem pós-aquecimento. Dessa forma, nota-se que as duas condições apresentaram resultados similares, em todas as análises, e estão dentro das exigências estabelecidas pela norma ASME IX [1].

4 CONCLUSÃO

O estudo das condições de tratamento térmico para soldagem do aço HSLA-80 revelou que:

- As amostras que não tiveram o pré-aquecimento de soldagem (SPR), devido à alta velocidade de resfriamento ocorrida, apresentaram no metal de solda a microestrutura de ferrita acicular promovendo uma boa tenacidade associada ao aumento de energia absorvida, maior dureza e alta resistência do material.
- O pré-aquecimento (CPR-CPO) induziu a formação da ferrita de contorno de grão, ferrita acicular e uma pequena quantidade de ferrita poligonal intergranular. A presença dessa microestrutura pode ter levado a uma diminuição dos valores de dureza do metal solda.
- As amostras da condição 4 (SPR-SPO) apresentaram valores de dureza mais elevados na zona termicamente afetada e no metal solda. Esse comportamento está relacionado à maior taxa de resfriamento que pode ter induzido a formação de ferrita acicular.
- A variação da temperatura de pré-aquecimento ou pós-aquecimento, em todas as amostras, não influenciou significativamente os valores de limite de escoamento e limite de resistência do ensaio de tração.
- A tenacidade do metal solda pode ter sido influenciada diretamente pela presença de ferrita acicular, sendo as amostras da condição 4 as que mais apresentaram tendência a formação dessa microestrutura.

Agradecimentos

Os autores deste trabalho agradecem ao CNPq, à FAPERJ e à CAPES pelo financiamento da pesquisa.

REFERÊNCIAS

- 1 American Society of Mechanical Engineers. ASME: Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX. New York: ASME international, 2013.
- 2 Banerjee MK, Banerjee PS, Datta S. Effect of thermomechanical processing on the microstructure and properties of a low carbon copper bearing steel. ISIJ International. 2001; 41 (3): 257-261.
- 3 Modenesi PJ, Marques PV, Santos DB. Introdução à metalurgia da soldagem. Belo Horizonte: DEMET/UFMG, 2012.
- 4 Pickering FB. Materials science and technology – constitution and properties of steels. New York: Wiley - VCH, 1996.
- 5 Gorni AA, Mei PR. Aços alternativos ao HY-80 sem a necessidade de aplicação de têmpera e revenido. Metalurgia e Materiais. 2003; 56: 287-293.
- 6 Keeha E. Effect of Microstructure on Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals. Thesis for the degree of doctor of Philosophy. Chalmers University of Technology and Goteborg University. Goteborg, Sweden, 2004.
- 7 American Society for Testing and Materials. ASTM A 370-05: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. West Conshohocken: ASTM International, 2005.
- 8 Farrar RA, Harrison PL. Microstructural Development and Toughness of C-Mn and C-Mn-Ni weld Metals. Part 2 – Toughness. Metal Construction. 1987; 447-450.
- 9 Karlsson L, Keehan L, Andren HO, Bhadeshia HKDH. Development of High Strength Steel Weld Metals – potential of novel high-Ni compositions, In: Eurojoin, 5º, 2004, Vienna, Proceedings. 2004; 1-8.
- 10 Albuquerque SF, Maciel TM, Santos MA, Bracarense AQ. Avaliação das Microestruturas e propriedades de Metais de Solda Obtidos pelo Processo de Soldagem Manual e Automatizado utilizado na Soldagem de Aço API 5L X80. Soldag. Insp. 2011; 16 (4): 322-332.
- 11 Gorni AA, Mei PR. Aços alternativos ao HY-80 sem a necessidade de aplicação de têmpera e revenido. Rem: R. Esc. Minas. 2003; 56 (4): 287-293.
- 12 Hashiba Y, Ohkita S, Shimura Y, Hasegawa T, Yoshida Y. Metallurgical Controlling Factors for Toughness of Multi-layered Weld Metal in Beam-to-column Connections - Application of Fraction of Columnar Structure in Assessing Toughness of Weld Metal Derived from YGW18 Solid Wire. Nippon Steel Technical Report. 2007; 95: 76-80.
- 13 Yayla P, Kaluc E, Ural K. Effects of Welding Processes on the Mechanical Properties of HY 80 steel Weldments. Materials and Design. 2007; 28: 1898-1906.