

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO NA MICROESTRUTURA DA ZONA TERMO-MECANICAMENTE AFETADA NA SOLDAGEM POR ATRITO COM PINO CONSUMÍVEL EM AÇOS C-Mn

Jimmy Unfried S¹

Tahiana Francisca Hermenegildo²

Marcelo Torres Piza Paes³

Alexander Meirelles Pope⁴

Antonio Jose Ramirez⁵

Resumo

Neste trabalho é estudada a influência dos parâmetros de processo força axial (FA) e temperatura de preaquecimento (TP) na microestrutura da zona termomecanicamente afetada (ZTMA) na soldagem por atrito com pino consumível de aços C-Mn. Amostras soldadas com quatro níveis de força axial, e com e sem aplicação de preaquecimento, foram obtidas. Foi realizada caracterização pelas técnicas de microscopias óptica (MO), eletrônica de varredura (MEV) e eletrônica de transmissão (MET), complementadas com a medição de microdureza. Uma aproximação das transformações que acontecem na ZTMA durante o processo de soldagem foi feita utilizando diagramas de fases em equilíbrio (Método Calphad) e curvas CCT. Os resultados mostram que a dureza, a fração de martensita e a presença do constituinte A-M aumentam com o aumento da força axial. O valor da microdureza diminui com a aplicação de preaquecimento ao se compararem amostras com o mesmo nível de força axial. Finalmente, o tamanho da zona termomecanicamente afetada diminui com o aumento da força axial.

Palavras-chave: Soldagem por atrito; Aço carbono-mangânês; Método Calphad.

STUDY OF INFLUENCE OF PROCESS PARAMETERS ON THE THERMOMECHANICALLY AFFECTED ZONE MICROSTRUCTURE IN C-Mn STEEL HYDRO-PILLAR FRICTION PROCESS WELDING

Abstract

The influence of process parameters, axial force (AF) and preheat temperature (PHT) on thermo-mechanically affected zone (TMAZ) microstructure of Friction Hydro-Pillar Process (FHPP) welded joints of C-Mn steels are studied. Several samples were welded with four axial force levels, with and without application of preheating. Microstructure characterization was carried out using light optical (MO), scanning electron (SEM), and transmission electron microscopy (TEM) techniques, complemented with microhardness measurements. Microstructural evolution at the TMAZ was modeled using Calphad equilibrium calculations and calculated CCT diagrams. The results obtained shown that martensite and A-M constituent fraction in the TMAZ increase as AF increase. The use of preheating during process results in lower cooling rates and reduction of TMAZ microhardness. The TMAZ size decreases when the AF was increased.

Key words: Friction welding; C-Mn steels; Calphad method.

¹MSc. Eng. Mecânico. Laboratório Nacional de Luz Síncrotron – LNLS, Laboratório de Microscopia Eletrônica – LME. CP 6192, Cep 13083-970, Campinas, SP, Brasil. E-mail: junfried@lnls.br.

²MSc. Física. Laboratório Nacional de Luz Síncrotron – LNLS, Laboratório de Microscopia Eletrônica – LME. CP 6192, Cep 13083-970, Campinas, SP, Brasil. E-mail: therme@lnls.br.

³MSc. Eng. Materiais. Centro Nacional de Pesquisa – CENPES, Petrobras. Av. Horácio Macedo, 950. Cidade Universitária, Cep 21941-915, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. E-mail: mtpp@petrobras.com.br

⁴PhD. Eng. Materiais. Centro Nacional de Pesquisa – CENPES, Petrobras. Av. Horácio Macedo, 950. Cidade Universitária, Cep 21941-915, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. E-mail: apope@petrobras.com.br

⁵PhD. Eng. Mecânico. Laboratório Nacional de Luz Síncrotron – LNLS, Laboratório de Microscopia Eletrônica – LME. CP 6192, Cep 13083-970, Campinas, SP, Brasil. E-mail: ramirez@lnls.br

I INTRODUÇÃO

O processo de soldagem por atrito com pino consumível foi desenvolvido pelo Instituto Internacional de Soldagem (TWI – *The Welding Institute*) na década de 1990.^(1,2) O processo desenvolvido no estado sólido consiste na introdução de um pino com formato cilíndrico e ponta cônica, que gira, no interior de um furo previamente usinado no material ou chapa base, o qual não necessariamente tem o formato e ângulo do pino. Como resultado da aplicação de uma força axial e da velocidade rotacional é criado um contacto íntimo entre a superfície externa do pino e a face interior do furo obtendo-se aquecimento pelo atrito, que por sua vez gera um fluxo de material amolecido ao redor do pino. Devido aos fenômenos citados é criada uma junção permanente entre o pino e o metal base, tal como é mostrado na Figura 1.

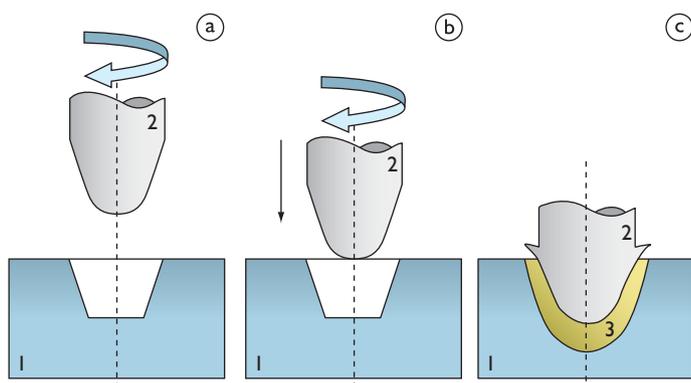


Figura 1. Soldagem por atrito de pinos consumíveis identificando 1) chapa base; 2) Pino; e 3) junção. Sequência de processamento: a) Início com a aplicação de velocidade rotacional no pino; b) Força axial no pino girando e aproximação dele à chapa base; e c) Formação da união permanente e geração da zona afetada pelo calor e pela deformação.

O processo de soldagem com pino consumível tem um alto potencial de aplicação na fabricação e manutenção de estruturas onde se requerem, por exemplo, baixo nível de calor gerado, ausência de fumos e gases residuais excessivos além da exposição da junção em ambientes agressivos onde não pode ser aplicada proteção atmosférica facilmente. Além do anterior, pelo caráter de processo de soldagem no estado sólido, obtêm-se juntas soldadas com a ausência de problemas correlatos ao desenvolvimento de trincas por ação do hidrogênio e ao processo de solidificação.⁽³⁾ Uma das maiores aplicações deste processo é a fabricação e reparo de estruturas submersas, como plataformas e navios utilizados na extração de óleo e gás.⁽⁴⁻⁶⁾ Apesar da gama de aplicações, pouco é conhecido da metalurgia do processo.

Trabalhos recentes têm demonstrado que este processo aplicado em aços C-Mn de baixa liga obtêm resultados satisfatórios, produzindo juntas soldadas livres de defeitos.⁽⁷⁾ Foi observado que o processo de soldagem gera uma região no metal de base ao redor do pino devido ao efeito da deformação e o aquecimento. Esta região afetada apresenta três sub-regiões nomeadas: zona de

material não afetado pelo processo, tanto no pino quanto no metal de base e a zona termomecanicamente afetada (ZTMA) a qual é produto dos efeitos da deformação e do aquecimento.⁽⁸⁾ Ainda não se tem esclarecimento da forma de ocorrência dos diversos mecanismos que induzem cada uma das transformações presentes na ZTMA.

Os aços de baixa liga e alta resistência C-Mn são amplamente reconhecidos por apresentarem excelentes propriedades mecânicas, boa soldabilidade e bom comportamento durante a conformação plástica.⁽⁹⁻¹¹⁾ A presença do constituinte A-M (austenita retida – martensita), em aços C-Mn é fundamental como fator que influencia na tenacidade. A presença do constituinte A-M em aços C-Mn compromete seriamente a tenacidade local.⁽¹²⁾ O desempenho de processos de soldagem por atrito com pino não consumível aplicada sob diversos tipos de aços C-Mn, especialmente aqueles destinados à fabricação de tubulações e estruturas, tem sido estudado recentemente mostrando o excelente desenvolvimento e juntas livres de defeitos, além de ter sido avaliada a influência da variação dos parâmetros de soldagem sob a qualidade das juntas e as propriedades mecânicas e a microestrutura da região misturada.⁽¹³⁻¹⁵⁾ No entanto, há muito pouca informação técnica disponível sobre a influência dos parâmetros do processo na microestrutura e propriedades das juntas soldadas por atrito com pino consumível.

O objetivo deste trabalho é avaliar a evolução da microestrutura na zona afetada termomecanicamente (ZTMA) de juntas soldadas de aços C-Mn de alta resistência e baixa liga sob a influência dos efeitos da variação dos parâmetros de processo, força axial e temperatura de preaquecimento.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A composição química e a microdureza dos materiais de base e do pino são mostradas na Tabela 1. Na Tabela 2 são apresentados os parâmetros de processamento, força axial e temperatura de preaquecimento, assim como a identificação dos corpos-de-prova fabricados.

As soldas foram realizadas utilizando uma máquina modificada de soldagem por atrito NEI – John Thompson modelo FW-13 com uma potencia máxima de 75 kW e uma força axial limite de 500 kN. Todas as amostras foram fabricadas utilizando uma velocidade rotacional de 1.550 RPM e um comprimento de queima (*burn-off*) de 12 mm. A geometria e dimensões das juntas soldadas são apresentadas na Figura 2.

Na Tabela 3 são consignados os valores da extensão da ZTMA, que foi medida utilizando analisador de imagens acoplado ao microscópio óptico. Nesta mesma tabela é apresentado o valor máximo da microdureza atingido no centro da ZTMA e a microestrutura observada.

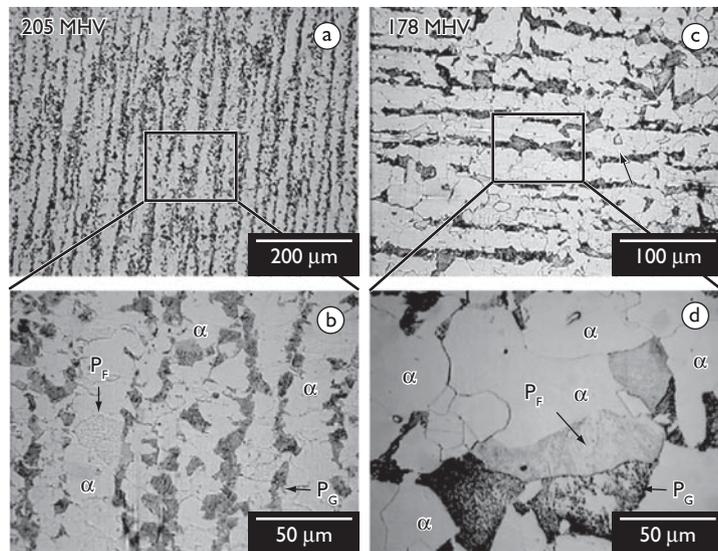


Figura 3. Microestrutura inicial dos materiais: a-b) Pino; e c-d) Metal de base. α : ferrita, P_F: perlita fina e P_G: perlita grosseira. A seta preta mostra um carbonitreto de titânio e níbio na estrutura.

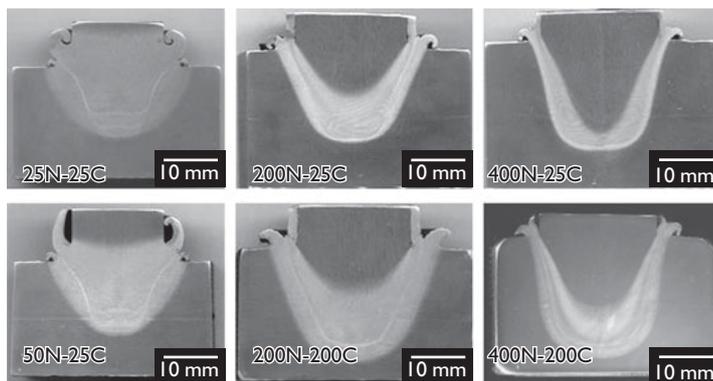


Figura 4. Arranjo de imagens macroscópicas da seção transversal das amostras obtidas após o processo de soldagem.

Tabela 3. Dureza, microestrutura e tamanho da ZTMA em todas as amostras

Amostra	Dureza no centro da ZTMA ⁽¹⁾	Microestrutura observada	Extensão lateral ZTMA (mm) ⁽²⁾
25N-25C	280	Ferrita poligonal e acicular	> 12 ⁽³⁾
50N-25C	310	Ferrita poligonal e acicular	> 12 ⁽³⁾
200N-25C	500	Martensita e bainita	7
200N-200C	300	Bainita, ferrita poligonal e acicular	8
400N-25C	570	Martensita	3
400N-25C	330	Martensita revenida, bainita e ferrita acicular	4

⁽¹⁾MHV/0,2 kg/15 s. ⁽²⁾ Medido radialmente iniciando no pino; ⁽³⁾A ZTMA abarca a extensão total do pino.)

Na Figura 5 são apresentados os resultados e a localização da observação microestrutural feitas através de MEV das regiões de soldagem identificadas na zona central da ZTMA para cada espécime. Nas Tabelas 4 e 5 são apresentados os resultados da medição de temperaturas máximas, junto com o tempo de processamento, a taxa de resfriamento e a dureza do metal de base e pino, assim como as fases presentes na ZTMA, calculadas pela modelagem, respectivamente.

Nas amostras que obtiveram o maior valor de dureza na região central da ZTMA (500 MHV) foram realizadas observações por MET com o intuito de esclarecer a origem da dureza elevada nesta região. Na Figura 6 é apresentado um arranjo das imagens obtidas por MET assim como o padrão de difração da amostra identificada como 400N-25C.

Finalmente, na Figura 7 é apresentada uma curva dos resultados, tanto experimentais quanto os calculados, da dureza máxima da ZTMA em função do nível de força axial aplicada para as amostras sem aplicação de temperatura de preaquecimento.

4 DISCUSSÃO

A dependência do tempo de processamento em função do nível de força axial aplicada durante a soldagem por atrito de pino consumível é de grande importância na extensão da ZTMA nas amostras estudadas. Menores valores de força axial envolvem maiores tempos de processamento e um maior aporte de calor, e resultam em uma maior extensão da ZTMA e um maior deslocamento de material amolecido ao redor do pino. Estas observações são consistentes com os resultados mostrados na Figura 4 e na Tabela 3.

Tabela 4. Tempo de processo e temperatura pico da ZTMA para cada amostra

Amostra	Tempo de processamento (s)	Temperatura medida na ZTMA (°C)
25N-25C	70	1.270
50N-25C	50-60	1.260
200N-25C	20	800
200N-200C	20-22	980
400N-25C	18	560
400N-25C	7,5	670

Tabela 5. Resultados e dados obtidos na modelagem das transformações da ZTMA

Temperatura máxima simulada (°C)	Taxa de resfriamento calculado* (°C/s)	Microdureza máxima da ZATM (MHV)	Fases calculadas a partir da composição simulada	
			Metal de base	Pino
1.050	1-20	150-220/180-250	80F + 20P	80F + 15P + 5B
980	20-50	240-410/250-410	30F + 60B + 10M	60B + 40M
822	20-60	238-320/280-370	5M+26B+69F	39M + 39B + 22F
800	60-200	286-315/364/396	50M + 50F	80M + 20F

*A taxa de resfriamento calculada foi estimada para cada caso sendo mostrados aqui os resultados que melhor se ajustam ao comportamento observado na caracterização microestrutural.

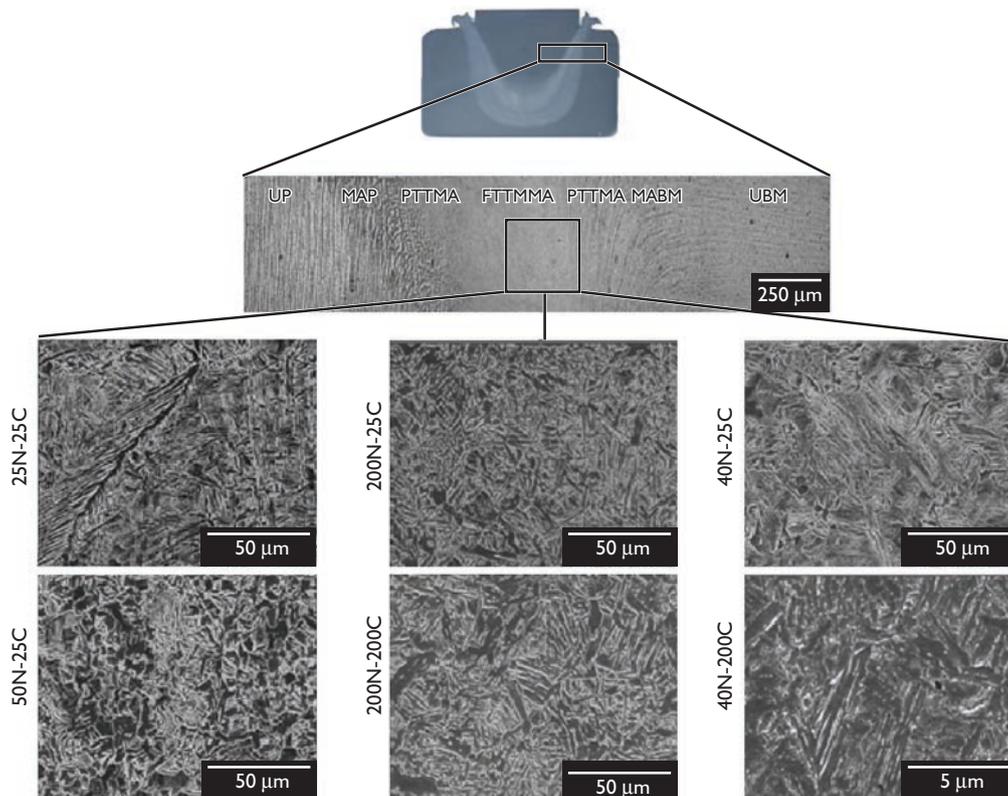


Figura 5. Microestruturas da região central na ZTMA. UP e UBM, material do pino e metal de base não afetado, respectivamente. MAP e MABM, região mecanicamente deformada do pino e metal de base, respectivamente. PTTMA e FTTMA, regiões parcialmente e totalmente transformadas. (Imagens SEM – elétrons secundários).

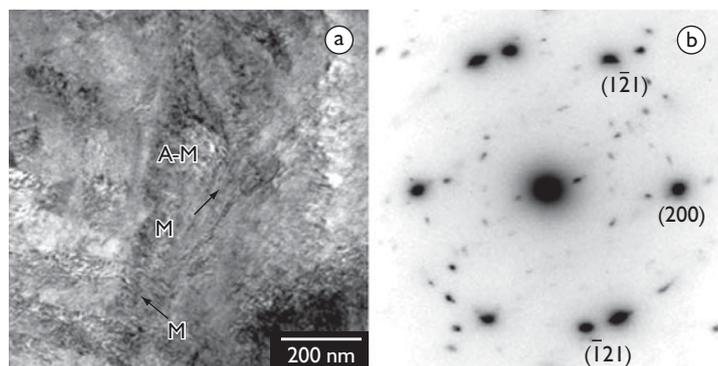


Figura 6. Imagens de MET do centro da ZTMA mostrando o constituinte Austenita retida – Martensita (A-M) e Martensita (M): a) Baixo aumento mostrando A-M e M; e b) Padrão de difração, eixo de zona [0-1-2].

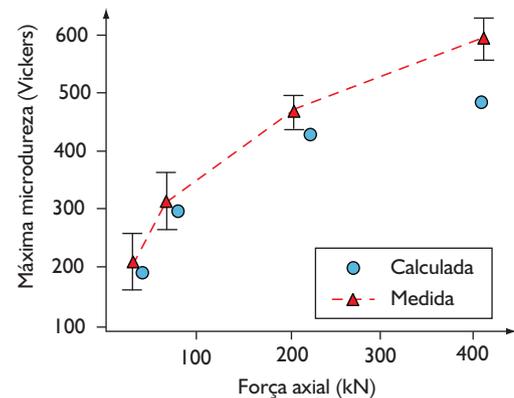


Figura 7. Relação dos dados experimentais e calculados de microdureza na ZTMA e força axial aplicada no processo de soldagem nas amostras sem preaquecimento.

A medição da microdureza no centro da ZTMA, apresentada na Tabela 3, e as relações entre esses valores e a força axial aplicada, exibida na Figura 7, mostram que a aplicação de maior força axial produz maior dureza na ZTMA. Relacionando-se a dureza do centro da ZTMA com as observações microestruturais apresentadas na Tabela 3, junto com as estruturas e durezas observadas nos materiais antes do processo de soldagem, observa-se que as transformações metalúrgicas ocorridas poderiam estar influenciadas fortemente pelo nível de deformação, pela temperatura máxima atingida nesta região e pela taxa de resfriamento posterior. Observa-se que o efeito do preaquecimento está relacionado com a diminuição dos valores de dureza, ao se comparar as amostras com o mesmo nível de força axial aplicado.

Os resultados da modelagem das taxas de resfriamento, durezas e microestruturas da ZTMA obtidos com o programa Ac3 (Tabela 5) mostram que os níveis de força axial, baixo e intermediário, ajustam-se razoavelmente com os níveis de dureza e microestruturas observadas experimentalmente. No caso das amostras processadas com a maior força axial, o valor de microdureza obtido pela modelagem não se ajusta ao observado experimentalmente (Figura 7). O fato anterior poderia ser explicado pelas limitações do programa Ac3, já que, neste caso, não podem ser levados em conta os efeitos da deformação nas transformações microestruturais simuladas além da limitação no valor da temperatura máxima de simulação do início do resfriamento, a qual só é possível selecionar até 1.050°C. Não obstante, as observações feitas pela técnica MET nas amostras soldadas com força axial máxima (Figura 6) mostram a presença do constituinte A-M na zona central da ZTMA. É possível relacionar o incremento da dureza e as diferenças entre os resultados experimentais e os obtidos na modelagem à presença do constituinte A-M. Entretanto, isto não é determinante. A presença de A-M em aços C-Mn sob influência de alta deformação localizada e alta temperatura tem sido estudada e bem documentada.⁽¹⁷⁻¹⁹⁾

As análises dos resultados experimentais e os obtidos mediante a modelagem das transformações na zona central da ZTMA permitem distinguir grupos de resultados bem diferenciados que determinam a influência dos parâmetros aqui estudados na soldagem por atrito com pino consumível de aços C-Mn: i) grupo de força axial baixa, no qual o tamanho da ZTMA é o maior, o valor máximo da microdureza é o menor e a microestrutura presente é dominada pela presença de ferrita; ii) grupo compreendido pelas amostras soldadas com força axial intermediária que produz uma menor extensão da ZTMA ao se comparar com o grupo ante-

rior, durezas intermédias e uma microestrutura dominada pela combinação de ferrita, bainita e martensita revenida; e iii) grupo conformado por amostras soldadas com a maior força axial, que apresenta a menor extensão da ZTMA, a maior dureza e uma microestrutura dominada por martensita não revenida e pela presença do constituinte A-M.

Devem ser realizados futuros esforços na medição mais precisa da temperatura máxima atingida na ZTMA e na estimação da taxa de resfriamento durante o processo. Também deverá ser realizada modelagem mais precisa da evolução microestrutural na ZTMA levando em conta o efeito da recristalização e das deformações presentes.

5 CONCLUSÕES

Os resultados apresentados neste trabalho permitem concluir:

1. Com o aumento da força axial aplicada, o valor da microdureza no centro da ZTMA aumenta; no entanto a sua extensão diminui. Ao se comparar amostras fabricadas utilizando o mesmo nível de força axial, observa-se que, com a aplicação de preaquecimento, o valor da dureza máxima diminui; e
2. A presença da martensita é incrementada e é evidenciado o surgimento do constituinte A-M com o aumento da força axial. O fato anterior pode ser atribuído ao incremento da taxa de resfriamento devido ao tempo de processo e ao nível de esforços envolvidos neste conjunto de amostras.

Agradecimentos

Os autores agradecem o apoio financeiro deste trabalho ao CNPq, ao Laboratório Nacional de Luz Síncrotron (LNLS) e à Petrobras.

REFERÊNCIAS

- 1 THOMAS, W. M.; TEMPLE-SMITH, P. *Friction plug extrusion*. UK Patent Application GB 2306365A, 7 may 1997.
- 2 NICHOLAS, E. D. Underwater friction welding for electrical coupling of sacrificial anodes. In: OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE, 16., 1984, Houston, Texas. [S.n.t.]. Paper 4741-MS
- 3 ANDREWS, R. E.; MITCHELL, J. S. Underwater repair by friction stitch welding. *Metals and Materials*, v. 6, n. 12, p. 796-7, Dec. 1990
- 4 BLAKEMORE, G. R. Applications of state of the art portable friction welding equipment euro-join. In: EUROPEAN CONFERENCE ON JOINING TECHNOLOGY, 2., 1984, Florence; Italy. *Proceedings...* Genova: Istituto italiano della saldatura, 1994. p. 127-36.

- 5 NICHOLAS, E. D. Friction processing technologies. *Welding in the World*, v. 47, n. 11-12, p. 2-9, Nov./Dec. 2003.
- 6 BLAKEMORE, G. R. Friction welding-technology for the new millennium. In: OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE, 31., 1999, Houston, Texas. [S.n.t.]. Paper 11063-MS
- 7 UNFRIED, J.; RAMIREZ, A. J. *Caracterização microestrutural da soldagem por atrito com pino consumível em aços C-Mn*. Campinas: Petrobras, 2007. (Relatório interno LNLS – Petrobras, 1).
- 8 UNFRIED, J.; HERMENEGILDO, T. F.; RAMIREZ, A. J. *Influência dos parâmetros de processo na zona termomecanicamente afetada (ZTMA) na soldagem por atrito com pino consumível em aços C-Mn*. Campinas: Petrobras, 2008. (Relatório interno LNLS – Petrobras, 3).
- 9 SILVA, F.; LOPES, N. I. A.; SANTOS, D. B. Microstructural characterization of the C-Mn multiphase high strength cold rolled steel. *Materials Characterization*, v. 56, n. 1, p. 3-9, Jan. 2006.
- 10 KHELSTOV, V. M.; KONOPLEVA, E. V.; MCQUEEN, J. Effects of hot deformation on austenite transformation in low carbon Mo-Nb and C-Mn steels. *Materials Science and Technology*, v. 14, n. 8, p. 783-92, Aug. 1998.
- 11 LEE, J. L.; WANG, S. C.; CHENG, G. H. Transformation processes and products for C-Mn steels during continuous cooling. *Materials Science and Technology*, v. 5, n. 7, p. 674-81, July 1989.
- 12 BTIMOKHINA, L.; HODGSON, P. D.; PERELOMA, E. V. Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 35, n. 8, p. 2331-41, Aug. 2004
- 13 OZEKICIN, A.; JIN, H. W.; KOO, J. Y.; BANGARU, N. V.; AYER, R.; VAUGHN, G. STEEL, R.; PACKER, S. A microstructural study of friction stir welding joints of carbon steels. *International Journal of Offshore and Polar Engineering*, v. 14, n. 4, p. 284-8, Dec. 2004.
- 14 CUI, L.; FUJII, H.; TSUJI, N.; NOGI, K. Friction stir welding of a high carbon steel. *Scripta Materialia*, v. 56, n. 7, p. 637-40, Apr. 2007.
- 15 FUJII, H.; CUI, L.; TSUJI, N.; MAEDA, M.; NAKATA, K.; NOGI, K. Friction Stir welding of carbon steels. *Materials Science Engineering A*, v. 429, n. 1-2, p. 50-7, Apr. 2006.
- 16 ANDERSSON, J. O.; HELANDER, T.; HÖGLUND, L.; SHI, P.; SUNDMAN, B.O. Thermo-calc and Dictra: computational tools for materials science. *Calphad*, v. 26, n. 2, p. 273-312, June 2002.
- 17 PETROV, R.; KENSTENS, L.; HOUBERT, Y. Characterization of the microstructure and transformation behaviour of strained and nonstrained austenite in Nb-V-alloyed C-Mn steel. *Materials Characterization*, v. 53, n. 1, p. 51-61, Sep. 2004.
- 18 LIS, J.; LIS, A. K.; KOLAN, C. Processing and properties of C-Mn steel with dual-phase microstructure. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 162-3, n. 15, p. 350-4, May 2005.
- 19 BYUN, J. S.; SHIM, J. H.; CHO, Y. W. Influence of Mn on microstructural evolution in Ti-killed C-Mn steel. *Scripta Materialia*, v. 48, n. 4, p. 449-54, Feb. 2003.

Recebido em: 27/03/2009

Aceito em: 21/10/2009