

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO NA MICROESTRUTURA DA ZONA TERMO-MECÂNICAMENTE AFETADA NA SOLDAGEM POR ATRITO COM PINO CONSUMÍVEL EM AÇOS C-Mn¹

Jimmy Unfried²

Tahiana Francisca Hermenegildo²

Marcelo Torres Piza Paes³

Alexander Pope⁴

Antonio Jose Ramirez²

Resumo

Foi avaliada a influência dos parâmetros de processo força axial (FA) e temperatura de preaquecimento (TP) na evolução microestrutural da zona termomecânica afetada (ZTMA) na soldagem por atrito com pino consumível de aços C-Mn. Amostras soldadas com força axial de 25 kN, 50 kN, 200 kN e 400 kN, com e sem aplicação de preaquecimento de 200°C foram obtidas. Foi realizada caracterização através de microscopia ótica (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 e curvas CCT. Os resultados obtidos mostram que a dureza, a fração de martensita e a presença do constituinte MA aumentam com o aumento da força axial. O valor da microdureza diminuiu com a aplicação de preaquecimento ao se comparar amostras com o mesmo nível de força axial. Finalmente, o tamanho da zona termomecânica afetada diminuiu com o aumento da força axial.

Palavras chave: Soldagem por atrito com pino consumível; Aços C-Mn; Constituinte MA; Método Calphad.

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 was studied. Several samples were welded with axial force values of 25, 50, 200, and 400kN, with and without application of 200°C preheat temperature. Microstructure characterization was carried out using light optical (MO), scanning electron (SEM), and transmission electron microscopy (TEM), 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 MA 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 decreased when the AF was increased.

Key words: Friction hydro-pillar welding, C-Mn steels, AM constituent, Calphad method modeling.

¹ *Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil*

² *Laboratório Nacional de Luz Síncrotron – LNLS. Laboratório de Microscopia Eletrônica – LME. Caixa Postal 6192 - CEP 13083-970, Tel.: +55 19 3512-1251. Campinas – SP. E-mail: junfried@lnls.br*

³ *Centro Nacional de Pesquisa – Cenpes. Petrobras. Av. Horácio Macedo, 950. Cidade Universitária CEP: 21941-915; Tel.: 0800789001. Rio de Janeiro – RJ.*

⁴ *Anteriormente com Centro Nacional de Pesquisa – Cenpes. Petrobras. Av. Horácio Macedo, 950. Cidade Universitária CEP: 21941-915; Tel.: 0800789001. Rio de Janeiro – RJ.*

1 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, o qual se encontra girando, 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, o qual por sua vez gera um fluxo de material amolecido ao redor do pino. Por causa dos fenômenos anteriores é criada uma junção permanente entre o pino e o metal base, tal como é mostrado na Figura 1.

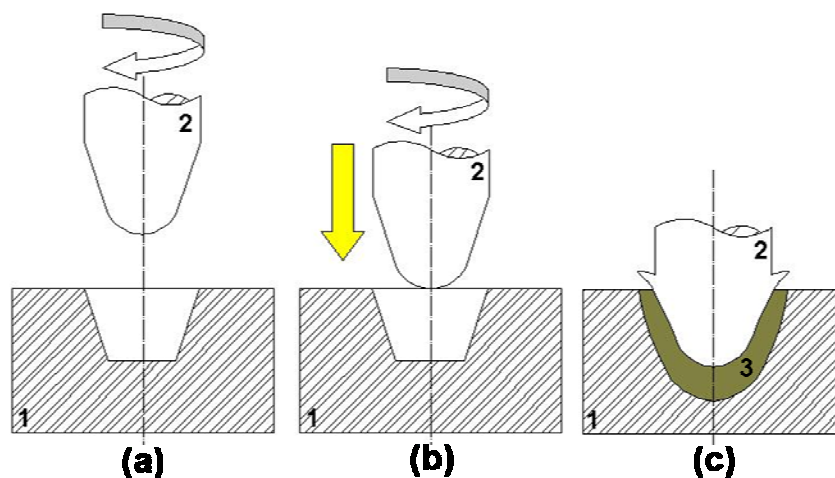


Figura 1. Soldagem por atrito de pinos consumíveis identificando (1) chapa base e (2) Pino e (3) junção. A seqüência de processamento: (a) Início com a aplicação de velocidade rotacional no pino. (b) Força axial no pino girando e aproximação dele à chapa base e (c) formação da união permanente e geração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

O processo de soldagem com pino consumível tem um alto potencial de aplicação na fabricação e manutenção de estruturas onde se requerem, entre outras coisas, 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]

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 termo-mecanicamente 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 ter excelentes propriedades mecânicas, boa soldabilidade e bom comportamento durante a conformação plástica.^[9-11] A presença do constituinte MA (austenita retida – martensita), em aços C–Mn é de fundamental importância como fator determinante da tenacidade, sendo que a sua presença 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 tubulação 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 é mostrada 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.

Tabela 1. Composição química e microdurezas do material de base e do pino.

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Nb	Ti	V
Base	0,14	0,23	1,5	0,019	0,002	0,14	0,11	0,03	0,21	0,009	0,005	0,019	0,003
Pino	0,13	0,37	1,4	0,014	0,003	0,02	0,02	0,01	0,02	0,03	0,03	0,005	0,008

Microdureza (MHV/0.2kg/15s) Metal de base = 274; Pino = 205

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 1550 rpm e um comprimento de queima (*burn-off*) de 12 mm. A geometria e dimensões das juntas soldadas são apresentadas na figura 2.

Tabela 2. Parâmetros de soldagem para fabricação das amostras

Designação	Temperatura de preaquecimento (°C)	Nível de Força Axial (kN)
25N-25C	NA	25
50N-25C	NA	50
200N-25C	NA	200
200N-200C	200	200
400N-25C	NA	400
400N-200C	200	400

Todas as amostras foram cortadas longitudinalmente e a face plana foi preparada para observação metalográfica mediante lixamento com papel de SiC com granulometria 220, 400, 600 e 1.200. O polimento foi realizado com pasta de diamante de 3, 1 e 0,25 µm; o polimento final foi realizado utilizando sílica coloidal com tamanho de partícula de 0,05 µm. O ataque químico foi realizado com Nital 2%.

As amostras para microscopia eletrônica de transmissão foram obtidas a partir de folhas de 2 mm de espessura contendo a seção completa da ZTMA, a qual foi cortada na direção paralela da face que anteriormente foi preparada para observação metalográfica; as folhas posteriormente, foram reduzidas até 80µm através de lixamento. Discos de 3 mm de diâmetro foram retirados das regiões de interesse e a espessura do centro deles foi reduzida até 30nm mediante polimento mecânico e de bombardeio com íons de Ar. As observações foram feitas em microscópio óptico *Leica DMLP* acoplado com programa para análise de imagens, microscópio eletrônico de varredura (MEV) JEOL JSM 5900LV e um microscópio eletrônico de transmissão (MET) JEOL 3010 URP.

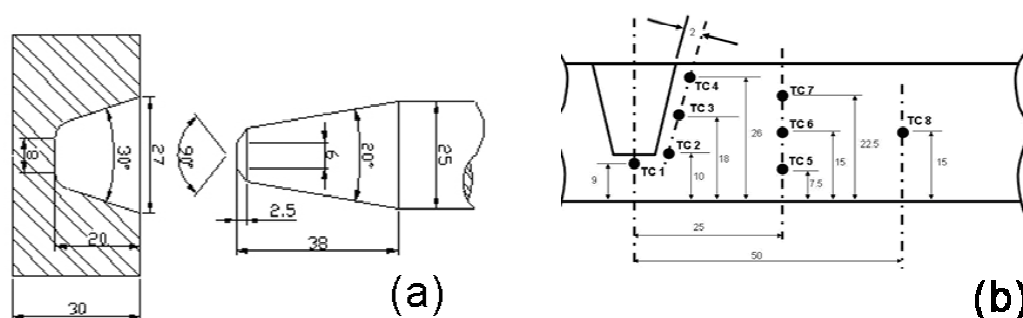


Figura 2. (a) Geometria de juntas soldadas feitas com o processo de soldagem por atrito com pinos consumíveis. (b) Localização dos termopares para medição de temperatura.

Com o objetivo de elucidar as transformações de fase que acontecem na ZTMA de cada espécime foi feita uma modelagem fundamentada nos parâmetros de processamento e medidas de temperatura, feitas através de termopares adequadamente localizados, tal como é mostrado na figura 2b. A modelagem foi dividida em duas etapas; a primeira, feita através do método Calphad [16], teve como objetivo obter curvas de fração de fases em função da temperatura em equilíbrio dos materiais de base e pino. A segunda baseada em um software denominado Ac3, o qual é fundamentado em bases de dados e cálculos de regressão linear, teve como objetivo obter diagramas CCT e informação sobre as fases presentes ao final do resfriamento e durezas de cada uma das regiões da junta soldada.

3 RESULTADOS

Na Figura 3 pode se observar que tanto o material de base quanto o material do pino, possuem uma microestrutura similar de laminação composta de ferrita e perlita, acompanhada de precipitados de segundas fases do tipo (TiNb)(C,N). A estrutura observada nos materiais de base e do pino é característica de aços C-Mn laminados. Os resultados da observação microestrutural são consistentes com os cálculos do equilíbrio obtidos mediante o método Calphad.

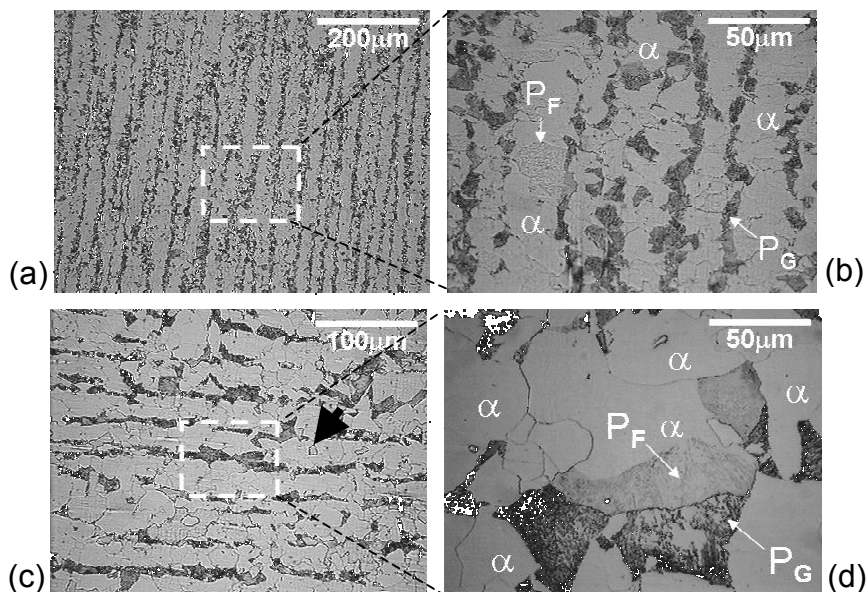


Figura 3. Microestrutura dos materiais soldados. (a) e (b) Pino. (c) e (d) Metal de base. α : ferrita, PF: perlita fina e PG: perlita grosseira. A seta mostra um exemplo dos carbo-nitretos de Titânio e níobio na estrutura de acordo com o dito no texto.

A figura 4 apresenta macrografias das seções transversais das diferentes amostras ordenadas segundo a força axial e nível de preaquecimento aplicado. Observam-se claramente nesta figura as diferenças na extensão da ZTMA através do pino e o metal de base. Na tabela 3 são consignados os valores da extensão da ZTMA, a qual 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 nela.

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

Amostra	Dureza no centro da ZTMA (MHV/0.2kg/15s)	Microestrutura observada	Extensão Lateral ZTMA (mm)*
25N – 25C	280	Ferrita poligonal e acicular	>12**
50N – 25C	310	Ferrita poligonal e acicular	>12**
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

*Medido radialmente começando desde o pino; **A ZTMA abarco a extensão total do pino

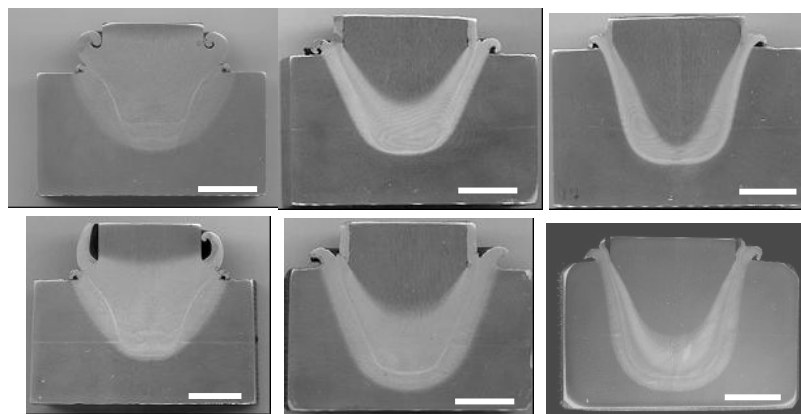


Figura 4. Arranjo de imagens macroscópicas das amostras obtidas com o processo de soldagem.

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 através da modelagem, respectivamente.

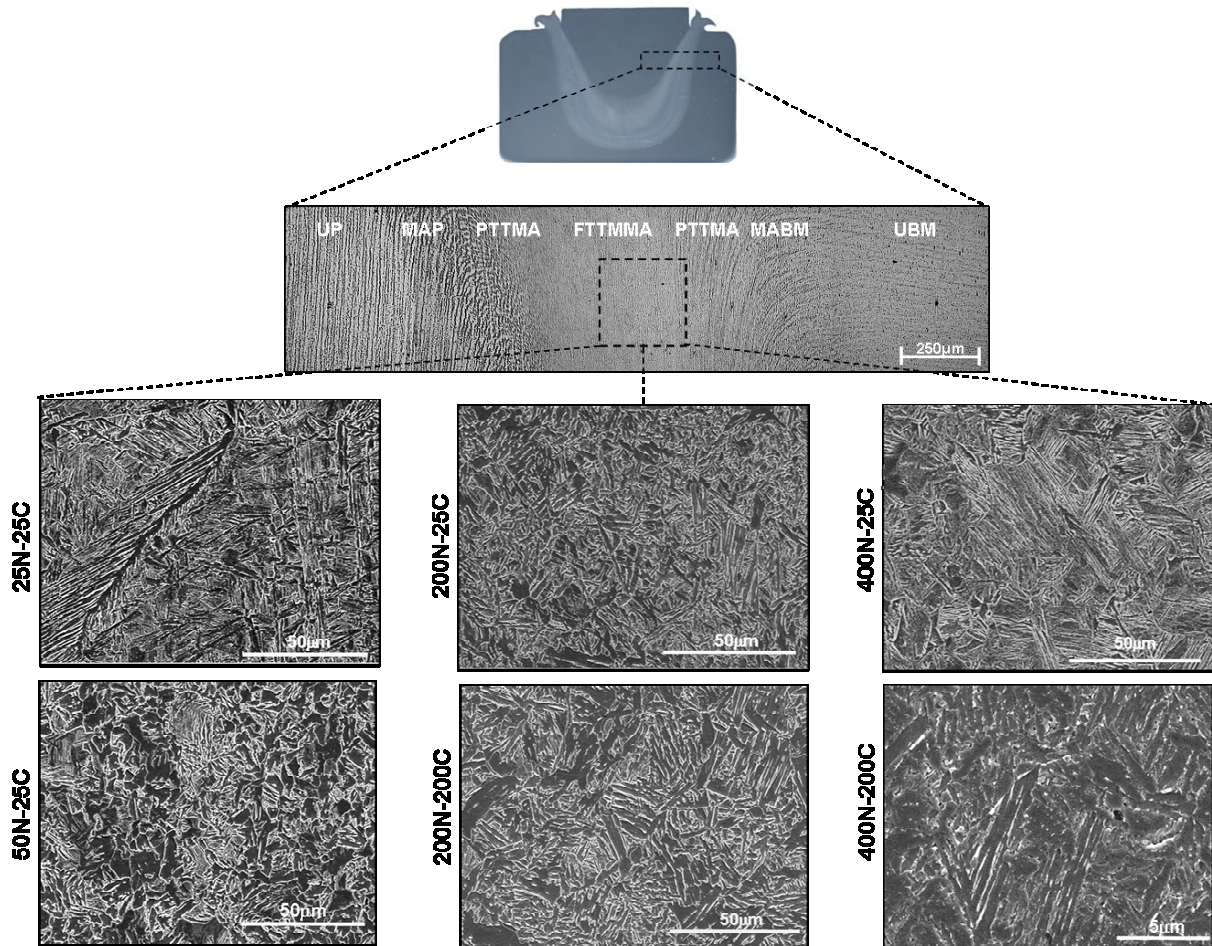


Figura 5. Observações da microestrutura na zona central da ZTMA. Na imagem macroscópica das regiões de soldagem identificam-se as regiões: UP e UBM, material do pino e metal de base não afetado, respectivamente. MAP e MABM, região mecanicamente deformada do pino e metal de base, respectivamente. PTTMA e FTTMA, regiões parcialmente e totalmente transformadas.

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	1270
50N – 25C	50 – 60	1260
200N – 25C	20	800
200N – 200C	20 – 22	980
400N – 25C	18	560
400N – 25C	7,5	670

Nas amostras que obtiveram o maior valor de dureza na região central da ZTMA (500MHV) foram realizadas observações no 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 das observações feitas na amostra identificada como 400N-25C.

Tabela 5. Resultados e dados utilizados 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
1050	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.

Finalmente, na Figura 7 é apresentada uma curva dos resultados, tanto experimentais quanto os calculados, da dureza máxima da ZTMA vs o nível de força axial aplicado para as amostras sem aplicação de temperatura de preaquecimento e nela é destacada a temperatura máxima atingida em cada caso.

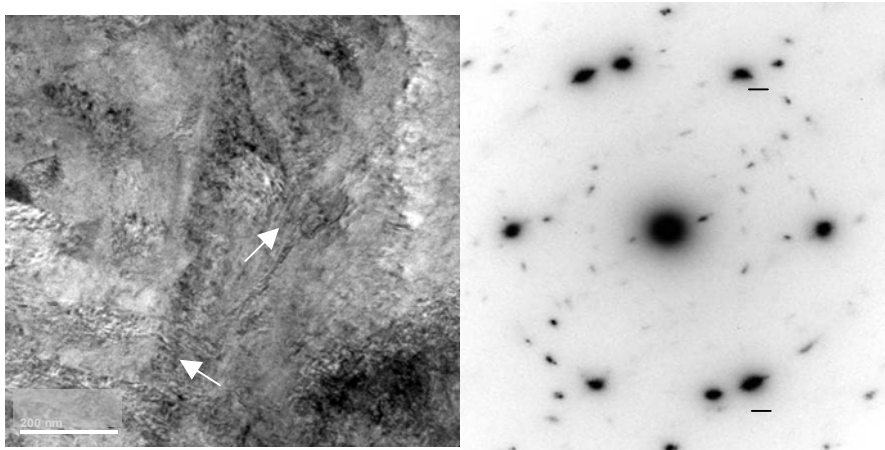


Figura 6. Imagens de MET do centro da ZTMA mostrando o constituinte MA. (a) Baixa magnificação mostrando MA e M, (b) Padrão de difração.

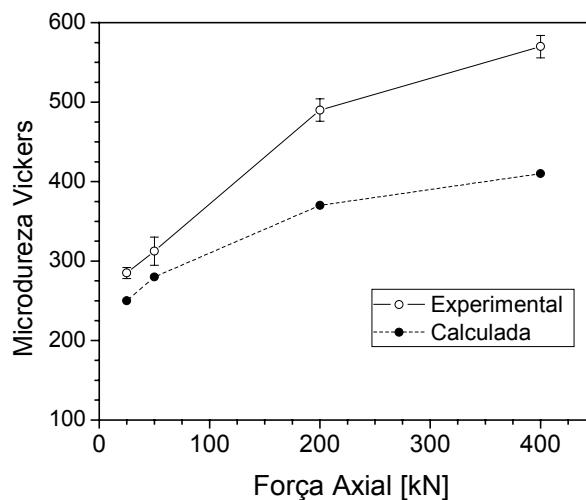


Figura 7. Relação dos dados experimentais e calculados de microdureza da ZTMA e a força axial aplicada durante o processo de soldagem para as amostras sem aplicação de preaquecimento.

4 DISCUSSÃO

A dependência do tempo de processamento em função do nível de força axial aplicada durante a soldagem por atrito de pino consumível resulta de suma importância na extensão da ZTMA nas amostras estudadas. Menor valor de força axial envolve maiores tempos de processamento e um maior aporte de calor o que resulta em uma maior extensão da ZTMA e um maior deslocamento de material amolecido ao redor do pino. O anterior é consistente com os resultados mostrados na Figura 4 e na Tabela 3.

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, mostra que a aplicação de maior força axial produz maior dureza na ZTMA. Ao relacionar 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 ali poderiam estar influenciadas fortemente pelo nível de deformação, a temperatura máxima atingida nesta região e a 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), mostra 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 através da modelagem não se ajusta ao observado experimentalmente (Figura 7). O fato anterior poderia ser explicado pelas limitações do programa Ac3, já que neste 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. No obstante, as observações feitas através de MET nas amostras soldadas com força axial máxima (Figura 6), mostram a presença do constituinte MA na zona central da ZTMA. Portanto, atribui-se ao surgimento desse constituinte a responsabilidade pelo incremento da dureza e as diferenças entre os resultados experimentais e os obtidos na modelagem. A presença de MA 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. Um 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. Outro grupo, compreendido pelas amostras soldadas com força axial intermediária que produz uma menor extensão da ZTMA ao se comparar com o grupo anterior, durezas intermédias e uma microestrutura dominada pela combinação de ferrita, bainita e martensita revenida. Finalmente, um grupo conformado por amostras soldadas com a maior força axial, o qual apresenta a menor extensão da ZTMA, a maior dureza e, uma microestrutura dominada por martensita não revenida e pela presença do constituinte MA.

Futuros esforços devem ser realizados 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 CONCLUSÃO

Os resultados apresentados permitem concluir:

1. Com o aumento da força axial aplicada o valor da microdureza no centro da ZTMA aumenta, entanto que a extensão desta 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.
2. A presença da martensita é incrementada e é evidenciado o surgimento do constituinte MA com o aumento da força axial. O fato anterior pode se atribuir 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 e a Petrobrás.

REFERENCIAS

- 1 THOMAS, W. M., TEMPLE-SMITH, P. The welding Institute. UK Patent Application GB 2306365A. Friction Plug Extrusion. 07 may 1997.
- 2 NICHOLAS, E. D. Underwater Friction Welding for Electrical Coupling of Sacrificial Anodes. In: 16th offshore technology Conference, 1984 Houston, USA.
- 3 ANDREWS, R. E. MITCHELL, J. S. Underwater repair by friction stitch welding. Metals and materials. Vol. 6, No. 12, pp. 796-797. Dec. 1990
- 4 BLAKEMORE, G. R Applications of State of the Art Portable Friction Welding Equipment Euro-join 2nd European Conference and Joining Technology; Florence; Italy; pp. 127-136. 16-18 May 1994.
- 5 NICHOLAS, E. D. Friction processing technologies. Welding in the world. vol. 47, N^o 11-12, pp. 2-9. 2003.
- 6 BLAKEMORE, G. R. Friction Welding – technology for the new millennium. Offshore Technology conference held. In: Houston Texas, pp. 1 – 9. May 1999.
- 7 UNFRIED, J., RAMIREZ A. J. Caracterização Microestrutural Da Soldagem Por Atrito Com Pino Consumível Em Aços C-Mn. Relatório Interno LNLS – Petrobras No. 1. Campinas-SP, 2007
- 8 UNFRIED, J., HERMENEGILDO, T. F., RAMIREZ, A. J. Influência dos parâmetros de processo na zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) na soldagem por atrito com pino consumível em aços C-Mn. Relatório Interno LNLS – Petrobras No. 3. Campinas, SP, 2008.
- 9 SILVA F., LOPES N.I.A, SANTOS, D.B. Microstructural characterization of the C-Mn multiphase high strength cold rolled steel. Materials Characterization 56, pp 3-9. January 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 Technology*, Vol. 14 No.8, pp 783-792. August 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*, Vol. 5 No. 7, pp. 674-681. July 1989.
- 12 L.BTIMOKHINA; P.D.HODGSON; E.V PERELOMA. Effect of Microstructure on the Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced-Plasticity. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 35, No. 8, pp 2331-2341. August 2004
- 13 A. OZEKIN, H. W. JIN, J. Y. KOO, N. V. BANGARU, R. AYER, G. VAUGHN, R. Steel and S. Packer. A microstructural study of friction stir welding joints of carbon steels. *International journal of offshore and polar engineering*. Vol. 14, No. 4, pp. 284 -288. December 2004.
- 14 LING CUI, HIDETOSHI FUJII, NOBUHIRO TSUJI AND KIYOSHI NOGI. Friction stir welding of a high carbon steel. *Scripta materialia* 56, pp. 637–640. January 2007.
- 15 HIDETOSHI FUJII, LING CUI, NOBUHIRO TSUJI, MASAKATSU MAEDA, KAZUHIRO NAKATA AND KIYOSHI NOGI. Friction Stir welding of carbon steels. *Materials science engineering A* 429, pp. 50 – 57. April 2006.
- 16 ANDERSSON, J-O, HELANDER, T. HÖGLUND, L. SHI, P. SUNDMAN, BO Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science, *Calphad*, Vol. 26, No. 2, pp. 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* Vol. 53, Issue 1, pp 51-61 September 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* Vol. 162-163, No.15. Pp 350-354. 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*, Volume 48, Number 4, pp. 449-454(6) February 2003.