

INFLUÊNCIA DA QUANTIDADE DE FERRITA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS LOCAIS DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERMARTENSÍTICOS ¹

Leonardo Celotto Pazzeto ²
Nelson Guedes de Alcântara ³
Celso Roberto Ribeiro ⁴

Resumo

Recentemente uma nova classe de aços inoxidáveis martensíticos de baixo carbono tem recebido a atenção das principais indústrias mundiais produtoras de petróleo. Conhecida como Supermartensíticos, essa nova classe possui boa resistência à corrosão em ambientes de média agressividade ($p_{CO_2} = 20$ bar; p_{H_2S} 0,005-0,05 bar e pH 3,5 – 4,5) e boa soldabilidade quando comparada aos tradicionais martensíticos. No entanto, a principal vantagem da utilização desses aços está na redução de custos, que podem chegar a até quatro vezes, se comparada aos aços inoxidáveis duplex. Os processos de soldagem no estado sólido, e de alta densidade de energia apresentam grandes vantagens para a aplicação em aços supermartensíticos, o primeiro por ser um processo rápido e eficiente quando utilizado consumível de mesma composição que o metal de base; o segundo por apresentar soldagem em único passe, com alta velocidade e pequena ou nenhuma distorção. Apesar de todos os esforços no controle do equilíbrio dos elementos de liga nos aços supermatensíticos, para evitar a formação de fase ferrítica, ainda é possível encontrar ferrita - δ principalmente na ZTA de juntas soldadas desse material. Sabe-se que a fase ferrítica na matriz austenítica é indesejável, uma vez que a sua morfologia geralmente está associada a causas de fratura em componentes soldados, diminuindo também a resistências à corrosão e à vida em fadiga desses componentes. Assim o trabalho quantificou via microscopia ótica a ferrita presente em cada região da junta soldada e associou essa às propriedades locais de microtração das juntas soldadas.

Palavras-chave: Aços Inoxidáveis supermartensíticos; Soldagem por feixe de elétrons; Soldagem por fricção radial; Quantificação de ferrita.

INFLUENCE OF FERRITE IN THE LOCAL MECHANICAL PROPERTIES OF SUPERMARTENSITICS STAILESS

Abstract

The new high performance 13%Cr weldable supermartensitic stainless steels is finding increased applications in the oil and gas industry as an economical alternative to more expensive corrosion resistant alloy. The major concern with the 13%Cr steels is their weldability and the resultant mechanical and corrosion performance. When welding these material, High Density Low Vacuum Electron Beam Welding (LV-EBW) and Radial Friction Welding (RFW) processes offer a cost-effective technology to produce high quality welded supermartensitic alloy. It is being investigated as an alternative to conventional arc welding process and has recently been successfully applied to 13%Cr steels. Since ferrite is know as an undesirable in martensitic welded joints because the detrimental effect in the mechanical and fatigue properties, this work presents an association of the amount of ferrite with the local mechanical properties of supermartensitics welded joints produced by radial friction welding and electron beam welding. The mechanical evaluation was taken in radial friction welded pipe joints (14 mm thick, 146 mm outside diameter) and LV-EBW plates with 20 mm tick of 12Cr4,5Ni1,5Mo (medium alloy)

Key words: Supermartensitics stainless steels; Electrons beam welding; Radial friction welding; Ferrite quantification.

¹ Contribuição técnica apresentada no 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

² Aluno do curso de engenharia de materiais da Universidade Federal de São Carlos, São Carlos SP. E-mail: leonardocelotto@yahoo.com.br

³ Professor adjunto do curso de engenharia de materiais da Universidade Federal de São Carlos, São Carlos SP. E-mail: ngalcantara@power.ufscar.br

⁴ Pesquisador Associado do Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais – CCDM, UFSCar/UNESP, São Carlos, SP. E-mail: ribeiro_celso@yahoo.com.br

1 INTRODUÇÃO

Recentemente uma nova classe de aços tem recebido a atenção das principais indústrias mundiais produtoras de petróleo. Conhecida como Supermartensíticos, essa nova classe possui boa resistência à corrosão em ambientes de média agressividade e boa soldabilidade quando comparada aos tradicionais martensíticos. No entanto, a principal vantagem da utilização desses aços está na redução de custos, que podem chegar até quatro vezes, se comparado aos aços inoxidáveis duplex. (1,2). A composição química nominal para os aços supermartensíticos de média e alta liga podem ser vista na Tabela 1. A composição química de cada liga supermartensítica fora escolhida de forma que se pudesse garantir excelentes propriedades mecânicas aliadas à boa soldabilidade e resistência à corrosão. A principal razão para a excelente soldabilidade das ligas supermartensíticas está no baixo nível de carbono presente, o qual previne a fragilização causada pela presença de carbeto, dessa forma vários processos de soldagem e espessuras do material podem ser utilizados (2-5).

Tabela 1. Identificação das ligas supermartensíticas (4).

Elemento (% massa)	Média Liga 12Cr4,5Ni1,5Mo	Alta Liga 12Cr6,5Ni2,5Mo
C	0,015 (máx.)	0,015 (máx.)
Cr	11,5 – 12,5	11,5 – 12,5
Ni	4,5 – 5,0	6,5 – 7,0
Mo	1,4 – 1,7	2,4 – 2,7

Como pode ser visto na Figura 1, ao contrário do cromo, o níquel, tem o efeito de expandir a região austenítica para um conteúdo maior de cromo, assegurando assim, uma estrutura completamente austenítica à temperatura de solubilização da liga. Com o aumento do conteúdo de cromo a região γ é expandida em direção ao alto conteúdo de cromo e baixas temperaturas (1,2). Esse efeito do níquel foi de importância decisiva para o desenvolvimento do aço supermartensítico; uma vez que a região austenítica é expandida, a possibilidade de formação de ferrita é diminuída (6). Embora o níquel seja necessário para estabilizar a austenita e evitar a formação de ferrita- δ à temperatura de solubilização, a adição em excesso faz com que a faixa de temperaturas da transformação martensítica diminua, com a temperatura final da transformação martensítica (M_f) caindo abaixo da temperatura ambiente (1,6).

Em geral a presença de ferrita em aços martensíticos é indesejada. A ferrita se forma na ZTA de aços inoxidáveis martensíticos durante o aquecimento contínuo depois que a temperatura A_{c4} tenha sido excedida. Da mesma forma que as temperaturas A_{c1} e A_{c3} , a temperatura A_{c4} aumenta dependendo da taxa de aquecimento aplicada, mas de forma mais banda (30 °C de diferença entre taxa de aquecimento de 8 a 300 °C/s). Se a liga tiver a capacidade de se tornar completamente ferrítica, então o processo de transformação ferrítica termina à temperatura A_{c5} . Acima dessa temperatura ocorre crescimento de grão até a fusão começar à temperatura solidus (3).

Durante o processo de resfriamento, a ferrita - δ formada deveria ser completamente consumida pela fase austenítica, porém, taxas de resfriamento superiores a 2°C/s não possibilitam um tempo suficiente para a transformação de toda a ferrita presente, aprisionando-a na matriz austenítica e conseqüentemente, após transformação da austenita em martensítica, na matriz martensítica (7). Apesar de

todos os esforços no controle do equilíbrio dos elementos de liga nos aços supermartensíticos, para evitar a formação de fase ferrítica, ainda é possível encontrar ferrita - δ principalmente na ZTA de juntas soldadas desse material. Sabe-se que a fase ferrítica na matriz austenítica é indesejável, uma vez que a sua morfologia geralmente está associada à causas de fratura em componentes soldados, diminuindo também a resistências à corrosão e à vida em fadiga desses componentes (8).

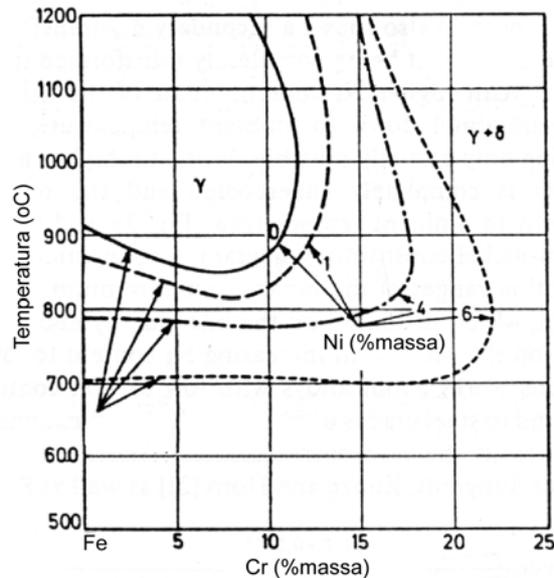


Figura 1. Influência do níquel na fase γ num sistema Fe-Cr.

Em se tratando dos procedimentos de soldagem dessas ligas, os processos de soldagem no estado sólido são potenciais candidatos para a aplicação na produção de tubulações com as ligas supermartensíticas. Uma vez a junta soldada não apresenta fusão esses são adequados para uma série de avançados materiais incluindo aqueles, os quais não são podem ou são inadequados para aplicar os processos convencionais de soldagem por fusão. O processo de soldagem por fricção radial - SFR opera sob o princípio de rotacionar e comprimir um anel sólido entre as extremidades chanfradas de dois tubos firmemente fixos, produzindo assim uma junta soldada no estado sólido. Figura 2 apresenta uma vista geral do processo de SFR (5 - 9).

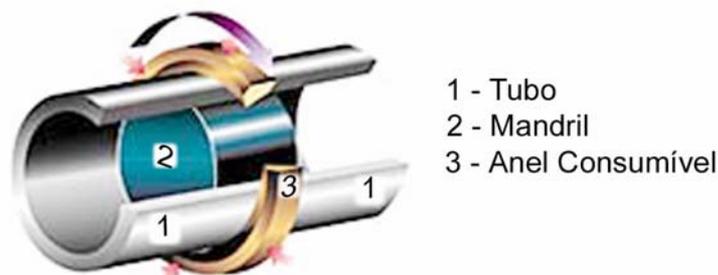


Figura 2. Arranjo esquemático do processo SFR

Outro candidato para a aplicação na produção de tubulações *offshore* são os processos de soldagem com alta densidade de energia. Como resultados desses

processos têm-se a produção de juntas soldadas em um único passe e com altas velocidades. Além disso, uma zona de fusão estreita e pequena ou nenhuma distorção (pequena tensão residual) aumenta a qualidade da junta e reduz os custos de produção. A aplicação do processo de soldagem por feixe de elétrons - SFE com a utilização de um sistema de baixo vácuo (1 mbar) ao invés do tradicionalmente utilizado (da ordem de 10^{-4} mbar) apresenta uma inovação na produção de tubulações offshore. Tal sistema apresenta como vantagens a diminuição do tempo total de soldagem, o que é vantajoso em sistema de produção offshore, e a redução dos custos de instalação do processo, uma vez que elimina a necessidade dos caríssimos sistemas de vácuo utilizados tradicionalmente (9-11).

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesse trabalho utilizou-se uma liga do aço inoxidável supermartensítico, nas condições de chapas para a SFE-BV e tubos para SFR. A Tabela 2 apresenta a composição química do metal de base utilizado.

Tabela 2. Identificação dos metais de base.

Elemento (% massa)	Média Liga 12Cr4,5Ni1,5Mo
C	0,015
Si	0,4
Mn	2,0
P	0,03
S	0,003
Cr	12,5
Ni	4,5
Mo	1,5

O processo de soldagem - SFR foi aplicado em tubos sem costura, com diâmetro externo de 168 mm e 14 mm de espessura. Para o processo de fricção radial, foram utilizados anéis consumíveis de mesma composição química que o metal base. Esses foram usinados a partir de um tubo sem costura longitudinal, com 197,6 mm de diâmetro externo e 30 mm de espessura de parede. Já o processo de soldagem por feixe de elétrons de baixo vácuo – SFE, foi aplicado em chapas de aços supermartensíticos com espessura de 20 mm, nas condições autógena e com eletrodo consumível. Utilizou-se como eletrodo consumível um arame sólido com espessura de 1,2 mm, conhecido comercialmente como Thermanit 13/06Mo. Também foi realizada a solda por SFE na forma autógena.

Para a revelação da ferrita um ataque eletrolítico com NaOH em solução aquosa à 20%, foi a forma mais eficiente de revelar a ferrita presente na matriz martensítica (12). De acordo com a literatura, o ataque eletrolítico realizado à temperatura ambiente com uma tensão de 20 Volts por cinco segundos é eficiente para a revelação da ferrita, com um tempo de ataque de 30 segundos, com uma corrente de 0,83 A por mm^2 . Nesse ataque somente a ferrita é revelada, deixando a matriz martensítica inalterada, possibilitando assim, a identificação clara da ferrita e facilitando a quantificação dessa em análises posteriores. A quantificação dessa microestrutura via microscopia ótica foi realizada em um microscópio ótico marca Leica com uma câmera digital acoplada. O software Quantimet Q600 foi utilizado na quantificação. O método de quantificação baseia-se na determinação da área dos

diferentes tons de cinza de cada figura, o software calcula a porcentagem de fase através da diferença de áreas sombreadas e área total do campo analisado. Para cada região foram tomadas um mínimo de cinco campos para análise.

Devido as limitações de geometria impostas pela junta soldada do processo por feixe de elétrons, o ensaio de tração com microamostras foi utilizado para determinar a resistência mecânica da junta. As amostras para o ensaio foram extraídas por eletro-erosão através da junta soldada, como indica a Figura 3. A preparação das amostras foi conduzida basicamente em dois estágios. Primeiro pela extração de um bloco contendo a junta soldada no meio e posteriormente pela extração das amostras na direção transversal a solda, com a utilização do processo de eletroerosão (com um fio de cobre de 0,1 mm de diâmetro), auxiliado por um controlador CNC. A carga utilizada foi de 2 kN, com uma velocidade de 0,2 mm/min. Foram realizadas medidas de microdureza Vickers, com carga de 500gf por um período de 15 segundos em cada corpo-de-provas do ensaio de microtração.

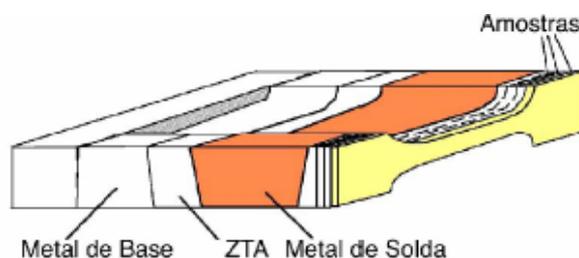


Figura 3. Arranjo esquemático do processo SFR

3 RESULTADOS

3.1 Revelação da Ferrita

A Figura 4 A e B, apresenta o resultado do ataque químico eletrolítico. As setas na Figura 4B indicam as lamelas de ferrita. Essas lamelas se apresentam, sempre que encontradas, alinhadas com a direção de laminação do metal de base. Trabalhos classificaram, seguramente, essas lamelas como sendo ferrita (3).

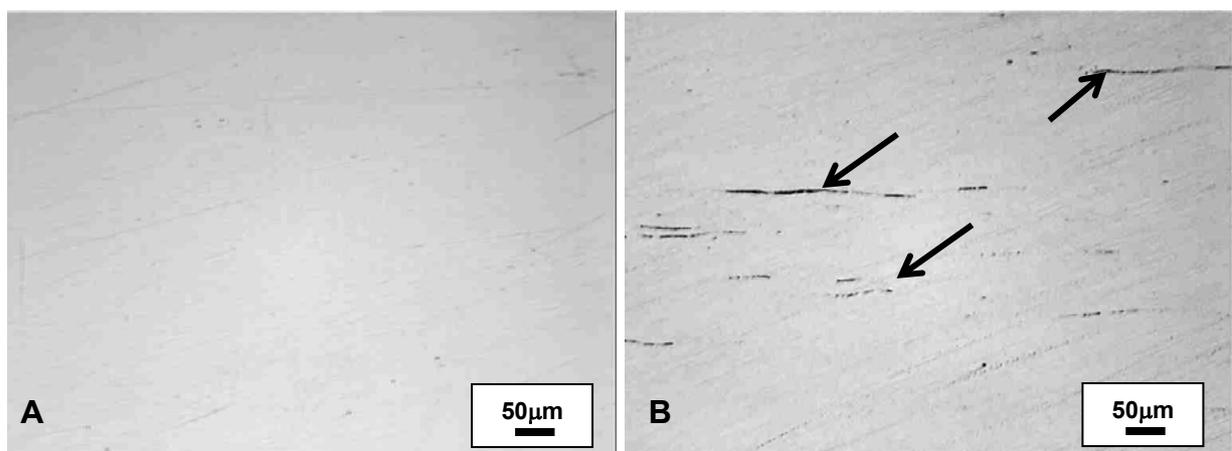


Figura 4. Micrografia mostrando as diferenças produzidas com o ataque eletrolítico em aço supermartensítico. Figura A – região com ausência de ferrita; Figura B - As setas indicam a ferrita.

3.2 - Comparação da Quantidade de Ferrita com as Propriedades de tração das Juntas Soldadas

As Figuras de 5 a 7 indicam no perfil das propriedades mecânicas de microtração e o perfil de microdureza de cada junta soldada, com as respectivas quantidades de ferrita encontrada em cada região da junta.

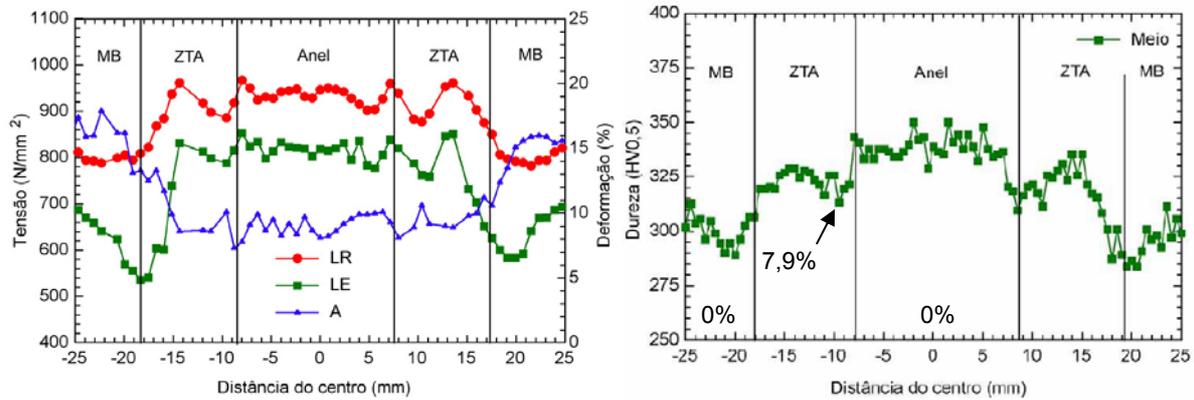


Figura 5. Gráfico de microtração e identificação das regiões com presença de ferrita no perfil de microdureza da junta soldada por SFR.

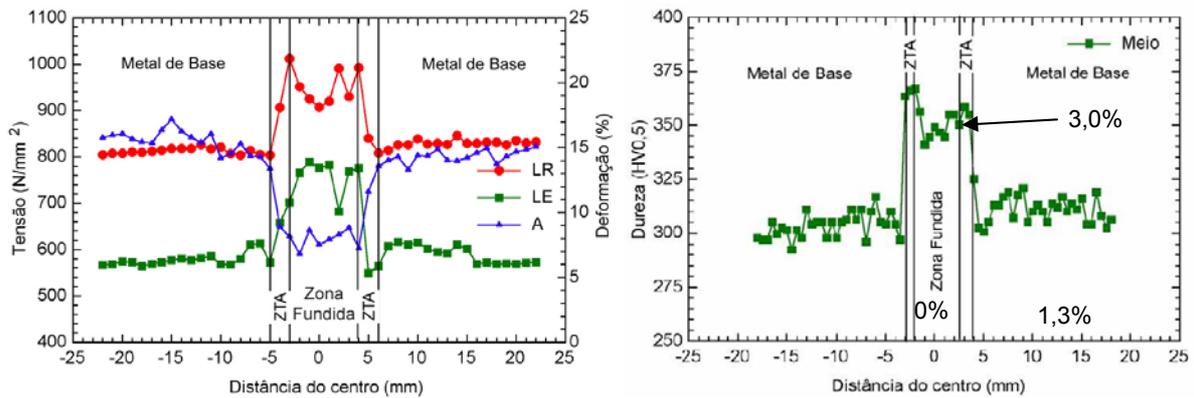


Figura 6. Gráfico de microtração e identificação das regiões com presença de ferrita no perfil de microdureza da junta soldada da junta soldada por SFE do aço inoxidável supermartensítico de média liga autógeno.

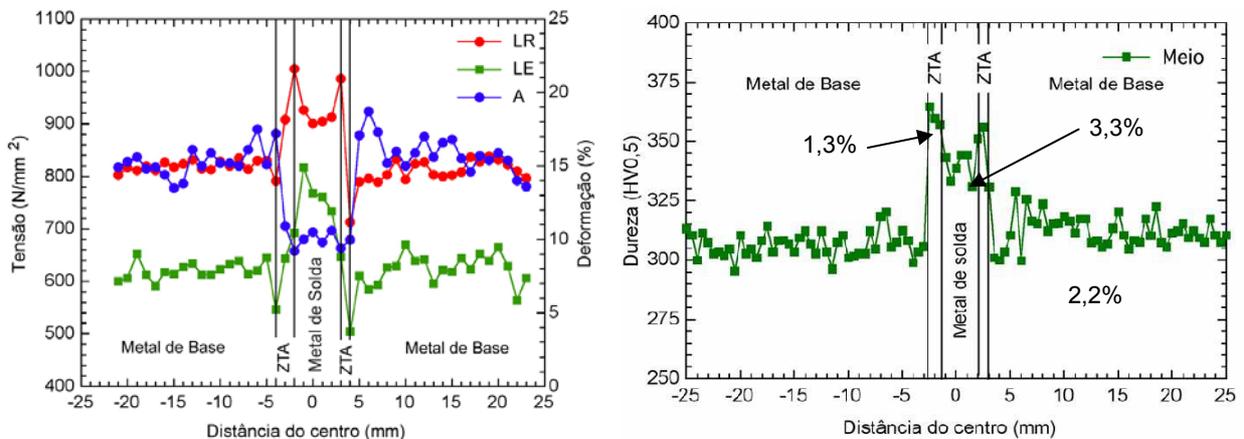


Figura 7. Gráfico de microtração e identificação das regiões com presença de ferrita no perfil de microdureza da junta soldada da junta soldada por SFE-BV do aço inoxidável supermartensítico de média liga com uso de arame consumível.

A diferença dos valores de dureza observados nos perfis das Figuras de 5 a 7, é causada principalmente pela diferença de microestrutura desenvolvida durante o processo de soldagem. Os valores de dureza aumentam num primeiro momento atingindo valores máximos da ordem de 325HV_{0,1} para o processo de soldagem SFR e 370HV_{0,1} para o processo SFE. Após esse pico esse tende a diminuir levemente nas regiões de mais alta temperatura da ZTA próximas à linha de fusão. O aumento inicial da dureza é atribuído à formação de martensita não revenida nessas regiões que atingiram temperaturas acima de A_{c1} , enquanto que as razões para o decréscimo da dureza podem ser associadas diretamente à presença de ferrita- δ , fato esse já mencionado na literatura (3). A presença de ferrita na ZTA pode também influenciar nas propriedades mecânicas de tração dessa região. Do mesmo modo que os valores de dureza, observa-se uma leve diminuição no limite de escoamento da ZTA, onde foram encontradas as maiores quantidade de ferrita da junta soldada.

4 CONCLUSÕES

- Através da utilização de microamostras de tração, pôde-se quantificar a ferrita contida em cada região das juntas soldadas dos aços supermartensíticos
- Embora haja influência do tamanho de grão e na dureza e propriedade mecânica da junta soldada, as quantidades de ferrita encontradas nas juntas soldadas puderam ser associadas às propriedades mecânicas de tração e dureza.
- Mesmo considerando o tamanho da reduzido da zona termicamente afetada da junta soldada pelo processo SFE, foi possível quantificar a ferrita presente nessa região, provando a eficiência desse procedimento

Agradecimentos

Os autores agradecem às agências de fomento CAPES e CNPq, ao intituto alemão GKSS – Forschungszentrum e a consórcio JOTSUP (© JOTSUP consortium - Development of Advanced Joining Technologies for Supermartensitic Stainless Steel Line Pipes - Growth Project GRD1-1999-10278 Contract N° G5RD-CT-1999-00053). Ao CCDM UFSCar/UNESP pelo apoio técnico.

REFERÊNCIAS

- 1 KONDO, K.; UEDA, M.; OGAWA, K.; AMAYA, H.; HIRATA, H.; TAKABE, H.; MIYAZAKI, Y., Alloy design of super 13Cr martensitic stainless steel (Development of super 13Cr martensitic stainless steel for line pipe-1). In: Supermartensitic Stainless Steels 99, 1999, Bélgica. p. 11-18
- 2 DUFRANE, J.J., Metallurgical basis for the development of weldable martensitic stainless steels. In: Supermartensitic Stainless Steels 99, 1999, Bélgica. p. 19-24.
- 3 WOOLIN, P.; CARROUGE, D. Heat affected zone microstructures in supermartensitic stainless steels. In: SUPERMARTENSITICS 2002, 2002 Bélgica. Anais... p. 199-203.
- 4 TOUSSAINT, P.; VAN DER WINDEN, H. Vices and virtues of supermartensitic stainless steels, In: STAINLESS STEEL WORLD 2001, 2001, Anais... p. 9-16.
- 5 DEVELOPMENT OF ADVANCED JOINING TECHNOLOGIES FOR SUPERMARTENSITIC STAINLESS STEEL LINE PIPES – JOTSUP. JOTSUP consortium Growth Project GRD1-1999-10278, Contract G5RD-CT-1999-00053, 1999.

- 6 CROWE, K., V., PICKERING, D., J., The physical metallurgy of 12% chromium steels Journal of The Iron and Steel Institute, agosto, p. 386-405, 1960.
- 7 FOLKHARD, E. Welding metallurgy of stainless steels. New York: Springer-Verlag, 1988. 297 p.
- 8 BALDO J.E., OLIVERA P.V., MINGHETTI A.L., Causas de Falla Prematura de una Placa de un Impalnte Quirúrgico
- 9 JOHANSEN, A. Friction welding and J-laying of pipes. Norwegian Maritme Research, n. 2, p.45-51, 1984.
- 10 CHEN, C.; YEH, J. S. Electron beam and plasma arc welding of 17-4PH stainless steel. In: POWER BEAM PROCESSING CONFERENCE, 1988, ASM international. Anais... 2-4 maio, p. 45-54.
- 11 RUSSEL, J. D. Deep penetration processes for pipewelding. In: POWER BEAM PROCESSING CONFERENCE, 1988, ASM international. Anais... 2-4 may, p. 265-277.
- 12 RIBEIRO, C. R. - Avaliação de processo de soldagem por feixe de elétrons de baixo vácuo e por fricção radial em aços inoxidáveis supermartensíticos, Tese de Doutorado, 2003, Edufscar, 169 p.