



Avaliação da Adição de Ti, Nb e (Ti+Nb) na Microestrutura e Susceptibilidade à Sensitização de Aços Inoxidáveis Ferríticos Submetidos à Soldagem TIG

Caroline Nazaré Gonçalves¹ , Paulo José Modenesi¹ , Luiza Esteves², Wagner Reis da Costa Campos²

¹ Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear – CDTN, Belo Horizonte, MG, Brasil.

Como citar: Gonçalves CN, Modenesi PJ, Esteves L, Campos WRC. Avaliação da adição de Ti, Nb e (Ti+Nb) na microestrutura e susceptibilidade à sensitização de aços inoxidáveis ferríticos submetidos à soldagem TIG. Soldagem & Inspeção. 2019;24:e2410. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI24.10>

Resumo: Neste estudo, a microestrutura e a resistência à corrosão intergranular de aços inoxidáveis ferríticos com adições de Nb, Ti e (Ti+Nb) submetidos à soldagem TIG foram investigadas. A caracterização estrutural dos cordões de solda foi realizada através de microscopias óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia por energia dispersiva (EDS). A susceptibilidade à sensitização foi avaliada qualitativamente através da Prática W da norma ASTM 763 e quantitativamente através da técnica DL-EPR. Observou-se uma rede de martensita nos contornos de grão na região da solda do aço não estabilizado e uma microestrutura completamente ferrítica nas amostras dos aços com adições de estabilizantes. A Prática W revelou corrosão generalizada no interior dos grãos do aço AISI 430 e a presença de valas no AISI 430 Ti e concomitantemente com a técnica DL-EPR constatou-se que esses aços foram sensitizados pela soldagem. Já as amostras dos aços com adições de Nb e (Ti+Nb) mantiveram boa resistência à corrosão, estando livres de sensitização após a soldagem.

Palavras-chave: Aço inoxidável ferrítico; Estabilização; Soldagem; Sensitização.

Evaluation of the addition of Ti, Nb and (Ti+Nb) on the microstructure and susceptibility to sensitization of ferritic stainless steels submitted to TIG welding

Abstract: In this study the microstructure and the resistance to intergranular corrosion of ferritic stainless steels with additions of Nb, Ti and (Ti+Nb) submitted to the TIG welding were investigated. The microstructure of the weld beads was characterized by optical (MO) and scanning electron (SEM) microscopies and by energy dispersive x-ray spectroscopy (EDS). The susceptibility to sensitization was assessed qualitatively by Practice W of ASTM 763 and quantitatively by the DL-EPR technique. Martensite was observed at the ferrite grain boundaries in the fusion and heat affected zones of the non-stabilized steel and a completely ferritic microstructure in the steels samples with addition of stabilizers. Practice W revealed general corrosion inside the grains of the AISI 430 steel and the presence of ditches in the AISI 430 Ti. Concomitantly, with the DL-EPR technique, it was found that the weld region of these steels was sensitized. On the other hand, the samples of the steels with Nb and (Ti + Nb) additions maintained good resistance to corrosion and presented no sensitization after welding.

Keywords: Ferritic stainless steel; Stabilization; Welding; Degree of sensitization.

1. Introdução

Os aços inoxidáveis ferríticos AISI 430 são amplamente utilizados devido à sua boa resistência mecânica e ductilidade e elevada resistência à corrosão em ambientes cáusticos e, quando comparados com os austeníticos, na presença de cloreto. A partir do início da década de 1980, as aplicações deste aço expandiram de forma acentuada e, atualmente, eles são usados, por exemplo, em sistemas de exaustão de automóveis, câmaras de combustão, peças de forno, recipientes para alimentos e em indústrias químicas. Para a fabricação desses componentes e instalações, a soldagem é o processo de união mais comumente adotado [1,2].

A soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) ou TIG (*Tungsten Inert Gas*) é um processo a arco elétrico que produz soldas adequadas para aplicações como as indicadas no parágrafo anterior em diversas ligas metálicas, incluindo os aços inoxidáveis ferríticos. No entanto, a zona fundida (ZF) e a zona termicamente afetada (ZTA) desses aços podem apresentar crescimento indesejável de grãos, formação de fases secundárias, incluindo a precipitação de constituintes ricos em cromo, o que contribui para baixa tenacidade e ductilidade além de reduzir a resistência à corrosão do aço [3-5].

Recebido: 28 Jan., 2018. Aceito: 12 Abr., 2019.

E-mails: carolgoncalves92@hotmail.com (CNG), modenesi@demet.ufmg.br (PJM), luizaq@yahoo.com.br (LE), wrcc@cdtn.br (WRCC)



Este é um artigo publicado em acesso aberto (*Open Access*) sob a licença *Creative Commons Attribution Non-Commercial*, que permite uso, distribuição e reprodução em qualquer meio, sem restrições desde que sem fins comerciais e que o trabalho original seja corretamente citado.

Um problema de corrosão desses aços comumente encontrado após a sua soldagem está relacionado com a dissolução de carbonetos e nitretos de cromo em regiões expostas a temperaturas superiores a 900-1000 °C. Esses compostos voltam a precipitar em um resfriamento posterior preferencialmente ao longo dos contornos de grão. Durante o formação e crescimentos dos precipitados, cromo é retirado de uma fina camada da matriz metálica adjacente aos precipitados. Essa perda local de cromo da matriz metálica, torna o material sensibilizado ou sensível à corrosão localizada ao longo de seus contornos de grão.

A perda de resistência à corrosão por esse mecanismo é comumente reduzida através da adição de elementos estabilizantes, isto é, capazes de formar carbonetos e nitretos com uma maior estabilidade termodinâmica do que os de Cr. Assim, esses carbonetos e nitretos apresentam menor tendência de solubilizar durante a soldagem e diminuem a perda localizada de cromo da matriz metálica, reduzindo a sua tendência à sensitização. Algumas propriedades mecânicas como dureza e limite de elasticidade também podem ser melhoradas por essa técnica [3,6].

Os principais elementos estabilizantes utilizados para controlar a corrosão em aços inoxidáveis ferríticos são o titânio (Ti) e o nióbio (Nb). Segundo a literatura [6,7], a adição de Ti eleva a temperatura de sensitização, dificultando a sua ocorrência, limita o crescimento de grão na ZTA e favorece a formação de grãos equiaxiais na ZF. Porém, a adição em excesso desse elemento reduz a ductilidade e a tenacidade do aço.

Embora os precipitados de Nb sejam menos estáveis que os de Ti, a adição desse elemento também proporciona a formação de carbonetos e carbonitretos que dificultaram a sensitização. Todavia, a adição de nióbio tende a acarretar uma perda de ductilidade na solda. Além disso, o nióbio é um elemento de liga mais caro que o titânio [6,8].

A adição desses elementos de liga pode ser realizada simultaneamente tendendo a minimizar a perda de propriedades mecânicas pelo metal base. No entanto, deve-se ater à quantidade ideal de elementos estabilizadores, pois a adição de uma quantidade baixa permite a formação de precipitados de Cr, deixando o aço susceptível à corrosão e a adição em alta quantidade tende a deteriorar as propriedades mecânicas [6,9].

Apesar do grande número de pesquisas realizadas com a estabilização de aços inoxidáveis ferríticos o nióbio e o titânio [6-7,10-12] ainda não se tem um consenso sobre qual desses elementos de liga é o mais eficaz em relação às propriedades finais do aço soldado. Neste estudo, avaliou-se a microestrutura de soldas feitas em aços inoxidáveis ferríticos produzidos em escala industrial com diferentes adições de elementos estabilizantes e comparou-se a resistência à corrosão intergranular das soldas nesses aços.

2. Desenvolvimento

2.1. Materiais e métodos

As composições químicas dos aços inoxidáveis ferríticos utilizados neste estudo são dadas na Tabela 1. As chapas de aços, fornecidos pela *APERAM SOUTH AMERICA*, foram laminadas à frio e recozidas, apresentando uma espessura final de 1,5 mm.

A deposição de cordão sobre chapa foi feita pelo processo TIG mecanizado. A Figura 1 representa a bancada de teste. Essa era composta por um dispositivo (Tartilope V1, fabricada pela IMC Soldagem) para a movimentação do corpo de prova preso a uma placa de cobre utilizada para uniformizar as condições de extração de calor durante a soldagem enquanto a tocha mantida a uma distância e orientação fixas em relação à chapa por um dispositivo de fixação composto por haste e garra. Foram, também, utilizados uma fonte eletrônica de soldagem (INVERSAL 300 também da IMC soldagem), cilindro de gás de proteção (Ar) e um dispositivo (DT9816 da Data translation) para a aquisição dos valores de corrente e tensão durante a soldagem (taxa de aquisição: 250 Hz). Os cordões foram feitos sem uso de metal de adição (soldagem autógena) em corpos de prova retangulares dos aços estudados com 50 x 150 mm (largura x comprimento). Foram produzidos três cordões sobre chapa em cada material. E as regiões analisadas para todos os ensaios foi a vista superior do cordão.

Tabela 1. Composição química dos metais base usados no estudo (valores em % de massa, exceto o nitrogênio que está em ppm).

Material AISI	%C	%Mn	%Si	%P	%Cr	%Ni	%Mo	%Al	%Nb	%Ti	N (ppm)
430	0,050	0,179	0,347	0,034	16,162	0,146	0,005	0,002	0,005	0,002	624
430 Nb	0,021	0,150	0,373	0,026	16,374	0,141	0,007	0,002	0,412	0,000	259
430 Ti	0,017	0,190	0,402	0,023	16,321	0,276	0,011	0,003	0,008	0,131	113
439(Ti+Nb)	0,007	0,121	0,481	0,032	17,281	0,185	0,008	0,004	0,204	0,131	213

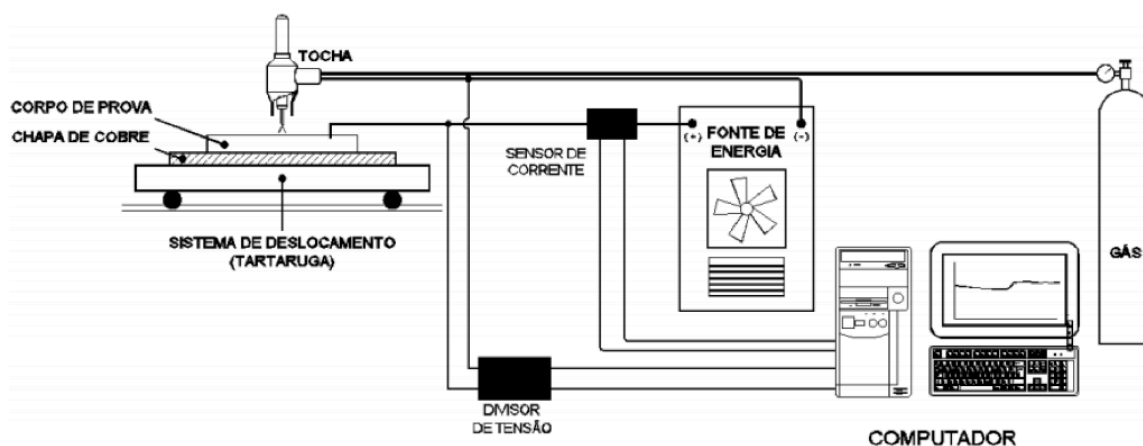


Figura 1. Esquema da montagem para testes e aquisição de dados.

A distância entre o eletrodo e a peça para todos os ensaios foi de 2 mm e o valor da corrente elétrica ajustado para 60 A. Os valores de tensão obtidos durante os testes ficaram entre 11 e 13 V, com uma média de 12 V. A velocidade de soldagem foi ajustada em 4,2 mm/s para todas as amostras e a vazão de gás de proteção foi de 12 L/min. Os cordões foram realizados ao longo de quase toda o comprimento das chapas de teste, sendo iniciado e terminado cerca de 10 mm antes das bordas das chapas. Um único cordão foi realizado em cada chapa. Antes de cada teste, a placa de cobre era deixada resfriar a uma temperatura inferior a 50 °C para permitir condições similares de resfriamento durante a soldagem.

A energia de soldagem foi calculada, para os testes realizados através da Equação 1.

$$H = \left(\frac{I}{vT} \right) \int_0^T VI dt \approx \frac{VI}{v} \quad (1)$$

Onde V, I e v são os valores de tensão, corrente e velocidade, respectivamente. Os valores calculados da energia de soldagem para todas as amostras preparadas ficaram entre 0,16 e 0,19 kJ/mm com um valor médio igual a 0,17 kJ/mm.

Para a caracterização microestrutural dos cordões de solda e identificação dos microconstituintes presentes, amostras foram retiradas da seção transversal dos cordões em regiões próximas ao centro dos cordões que foram preparadas para análise metalográfica e atacadas com o reagente Vilella (1 g de ácido pícrico + 5 ml de ácido clorídrico + 100 ml de álcool etílico), o qual revela a presença de partículas de segunda fase e martensita em aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. Depois de revelada a microestrutura, as amostras foram examinadas em microscópios óptico e eletrônico de varredura.

A análise de susceptibilidade à corrosão intergranular qualitativa foi realizada seguindo a Prática W da norma ASTM 763 [13]. A Prática W é um método rápido de identificação por exame metalográfico posterior a um ataque eletrolítico. Utilizou-se a solução de 10%p (concentração em peso) de ácido oxálico (H₂C₂O₄.2H₂O) e aplicou-se uma densidade de corrente de 1 A/cm² a temperatura ambiente. As amostras foram polidas com pasta de diamante até a de 1 µm de granulometria e atacadas por um período de 90 s. Foi utilizada uma fonte (ElectroMet 4 da BUEHLER) para aplicar o potencial de forma a atingir a densidade de corrente desejada para cada corpo-de-prova.

Na técnica DL-EPR (técnica eletroquímica de reativação potenciodinâmica de ciclo duplo) utilizou-se uma solução de 0,5 M de H₂SO₄ e foi realizada em um potenciostato AUTOLAB PGSTAT 100 acoplado a um computador com software NOVA 2.1. Os corpos-de-prova foram lixados até 600 mesh e posteriormente as amostras foram lavadas com álcool e acetona antes da imersão na solução onde permaneceram por 300 s antes de iniciar-se a polarização. Estes foram polarizados anodicamente a partir do potencial de corrosão com uma taxa de varredura de 1,67 mV/s até atingir-se o potencial previamente estabelecido de 300 mV onde encontravam-se passivos. Em seguida, este potencial foi reduzido até o potencial inicial com a mesma velocidade de varredura. Os valores de densidade de corrente, *i_a* (corrente anódica de ativação) e *i_r* (corrente anódica de reativação) foram auferidos diretamente da tabela de pontos da curva, como também com o auxílio do software Origin®. O grau de sensitização foi calculado pela razão (*i_r/i_a*). Utilizou-se como eletrodo de referência o eletrodo de calomelano saturado (ECS). O contra-eletrodo consistiu em uma haste de platina. O eletrodo de trabalho eram as próprias amostras embutidas à resina epóxi e presas à um fio de contato de cobre isolado que foi conectado ao potenciostato. Foram feitas medidas em triplicatas para garantir e reprodutibilidade do ensaio.

2.2. Resultados e Discussão

2.2.1. Microestrutura

A Figura 2 apresenta a microestrutura dos metais base como recebidos.

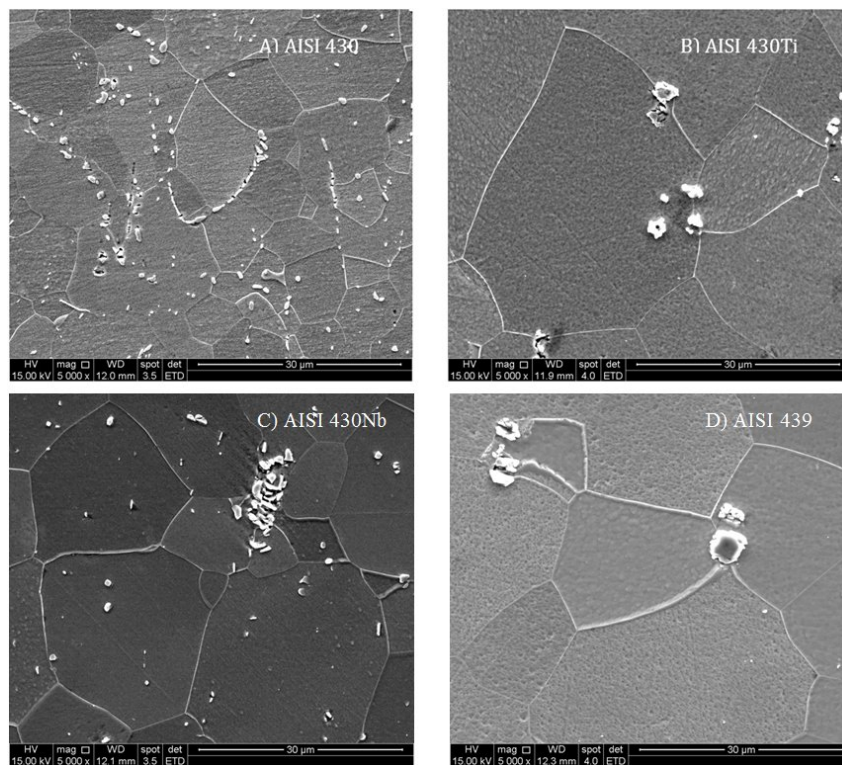


Figura 2. Microestrutura dos metais base. MEV. Ataque: Vilella. (A) AISI 430, (B) AISI 430Ti, (C) AISI 430Nb, (D) AISI 439.

Observa-se, nos quatro aços, uma matriz de grãos da ferrita recrystalizados, com leve orientação devida aos processos anteriores de laminação. Os aços apresentam variação de tamanho de grão, sendo este maior no aço com adição de Ti + Nb. Notam-se, também, precipitados concentrados principalmente nos contornos de grão. Na amostra do AISI 430 não estabilizado (Figura 2A), é possível observar a presença de precipitados, em geral, arredondados dispersos na matriz cujo tamanho, contudo, não possibilitou identificar a sua composição por EDS. Com base em dados da literatura [14-17], estima-se que esses precipitados sejam carbonetos e/ou nitretos de cromo (principalmente $Cr_{23}C_6$ e Cr_2N). Na amostra do AISI 430Ti (Figura 2B), as análises dos precipitados por EDS indicaram teores de titânio entre 64 e 72%p. Estes teores são inferiores aos esperados para o carbonitreto de titânio, $Ti(C,N)$ (77 a 80%Ti), mas podem ser explicados pela eventual dissolução de outros elementos nesse carbonitreto [18] ou, mais provavelmente, pelo volume excitado pelo feixe de elétrons na análise por EDS ser maior que o volume dos precipitados. Na amostra do aço AISI 430Nb (Figura 2C), os precipitados encontram-se distribuídos na matriz e também concentrados nos contornos de grão. A análise por EDS indicou teores entre 58 e 71%p de nióbio que sugerem que esses são $Nb(C,N)$, que é o carbonitreto usualmente encontrado em aços dessa classe com adições de nióbio. Na amostra do aço AISI 439 (Figura 2D), os teores detectados foram entre 52 e 80%p de Ti e 5 e 28%p de Nb, sugerindo, como esperado, a presença de carbonitretos de Ti e Nb.

A Figura 3 apresenta uma visão geral por microscopia óptica da variação microestrutural nos cordões de solda dos aços estudados.

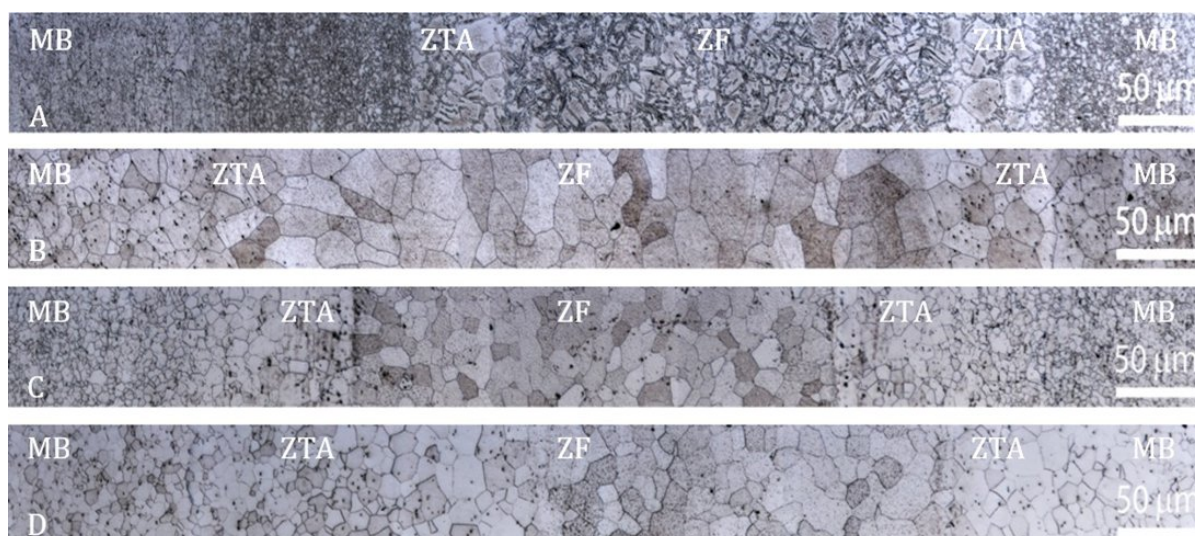


Figura 3. Variação da microestrutura ao longo do cordão de solda. MO. Ataque: Vilella. (A) AISI 430, (B) AISI 430Ti, (C) AISI 430Nb, (D) AISI 439. MB: Metal base.

Para a amostra do aço AISI 430 não estabilizado, observa-se uma rede de martensita em torno dos contornos de grão da ferrita na ZTA e na ZF, que pode ser vista de maneira mais clara na Figura 4. Essa estrutura é justificada pelos teores de elementos intersticiais (C+N) suficientemente elevados para possibilitar a formação de austenita em temperaturas em torno de aproximadamente 900 e 1200 °C. Na ZTA submetida a temperaturas de pico superiores a cerca de 1200 °C e na ZF, a austenita se forma no resfriamento principalmente ao longo dos contornos de grão da ferrita [2]. No resfriamento posterior para as condições usualmente encontradas em soldagem, essa austenita se transforma em martensita formando uma rede relativamente contínua ao longo dos contornos de grão ferríticos. Desta forma, durante a soldagem, o aço sofre transformação parcial da ferrita em altas temperaturas apresentando estrutura bifásica, ferrita/austenita, e estrutura ferrita/martensita após um resfriamento suficientemente rápido [1,11]. A microestrutura do AISI 430 também pode ser prevista através do “Kaltenhauser ferrite factor” (KFF) [19], o qual avalia a tendência de se formar martensita na região da solda (Equação 2).

$$KFF = Cr + 6 \cdot Si + 8 \cdot Ti + 4 \cdot Mo + 2 \cdot Al - 40 \cdot (C + N) - 2 \cdot Mn - 4 \cdot Ni \quad (2)$$

Sendo, os símbolos dos elementos os teores em porcentagem de peso dos mesmos no aço.

O aço AISI 430 não estabilizado possui KFF de 14,9 valor inferior ao limite de 17 para o valor desse índice acima do qual não se espera a formação da austenita a alta temperatura. Desta forma, a microestrutura bifásica resultante está de acordo com o previsto por essa equação.

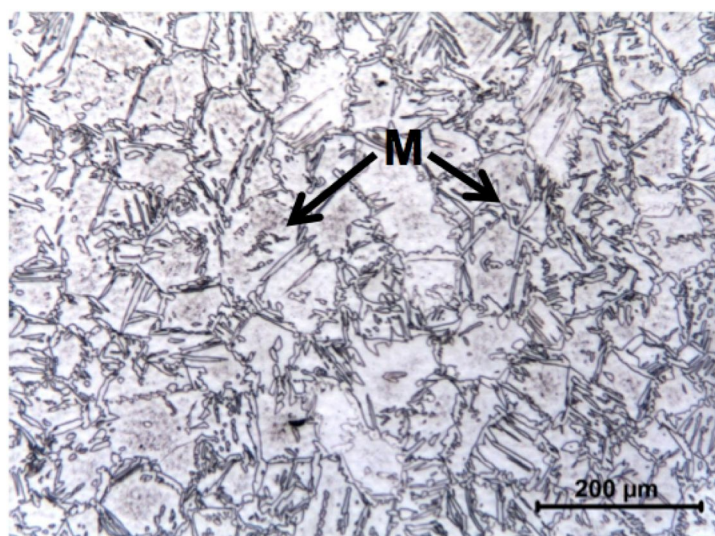


Figura 4. ZF AISI 430. Aumento 100x.MO. Ataque Vilella. M: Martensita.

Nos aços com adições de elementos estabilizantes, nota-se uma microestrutura completamente ferrítica o que também está de acordo com os valores obtidos de KFF para esses aços. Essas microestruturas são justificadas pelo fato de que o Ti e o Nb são elementos estabilizadores de carbonetos e nitretos mais eficientes que o Cr. Eles reagem preferencialmente com C e N substituindo parcialmente ou completamente os carbonetos e nitretos de Cr por Ti(C,N) e/ou Nb(C,N). Estes são menos solúveis do que os de Cr e só se dissolvem completamente na ferrita em temperaturas superiores a 1200 °C. Ao limitar o teor de C e N em solução na ferrita em temperaturas elevadas, os elementos estabilizantes reduzem o efeito fortemente austenitizante de C e N, o que limita e/ou impede a formação de austenita entre 900 e 1200 °C [6]. Assim, aços adequadamente estabilizados apresentam uma microestrutura completamente ferrítica da temperatura ambiente até a de sua fusão [14-20].

Na amostra do aço AISI 430 com adição de Ti, observa-se que a adição deste elemento resultou em uma ZF com estrutura de grãos equiaxiais e a ZTA com menor crescimento de grão. De acordo com a literatura [14], os precipitados de TiN formados na zona fundida tendem a agir como nucleantes para a solidificação heterogênea resultando na nucleação de novos grãos mais finos e equiaxiais. Já na ZTA, esses precipitados podem ancorar os contornos de grão retardando o crescimento de grão.

Na amostra do aço AISI 430Nb, pode-se observar uma microestrutura de grãos relativamente finos tanto na ZF quanto na ZTA. Isso provavelmente está relacionado ao ancoramento (*pinning*) dos contornos de grão causado pelos precipitados de Nb. Esse efeito reduz as taxas de crescimento de grão, resultando em grãos mais finos do que aqueles de um aço de composição similar, mas não estabilizado. Isto pode ser também causado em alguns aços inoxidáveis ferríticos pela formação da fase de Laves (Fe₂Nb), que é um intermetálico formado quando há excesso de Nb e também pode reduzir o aumento do tamanho do grão [15]. A microestrutura observada no cordão realizado no aço AISI 439 (Ti + Nb) foi semelhante à do aço com adição de Nb, com grãos finos e equiaxiais na ZF e na ZTA.

2.2.2. Prática W

A Figura 5 apresenta as amostras dos aços AISI 430, AISI 430Ti, AISI 430Nb e AISI 439 após o ataque em ácido oxálico.

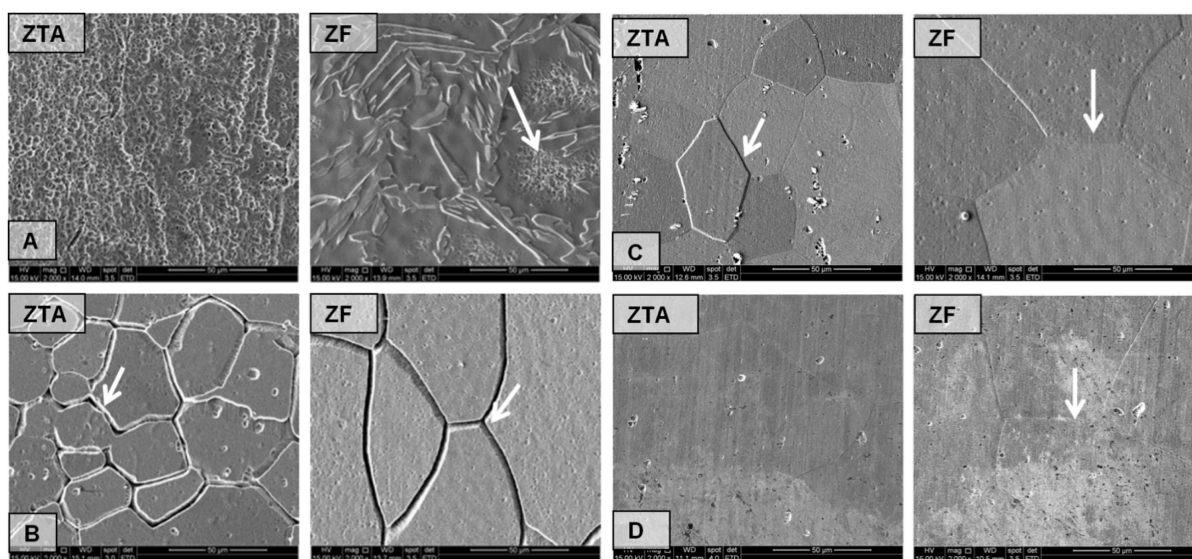


Figura 5. MEV- Prática W. (A) AISI 430, (B) AISI 430Ti, (C) AISI 430Nb e (D) AISI 439(Ti+Nb). Setas brancas indicando em (A) corrosão generalizada, (B) Valas (C) Degraus e (D) Estrutura de grãos.

Observou-se um ataque generalizado no interior dos grãos na região da ZF do AISI 430 não estabilizado. Isto pode estar associado com a fina precipitação intragranular de carbonetos e/ou nitretos de cromo [14]. Este comportamento também foi observado por Serna-Giraldo et al. [21] que estudaram um aço inoxidável ferrítico UNS S43000 tratado termicamente a 1.200 °C durante 20 minutos.

Honeycombe [22], Folkhard [23] e Sedriks [24] estabeleceram que o teor de elementos intersticiais (C + N) deve ser inferior a aproximadamente 0,00015% para que um aço inoxidável ferrítico não estabilizado seja imune à corrosão intergranular. No caso do aço estudado, a quantidade de intersticiais (ver Tabela 1) encontra-se muito acima deste valor e, assim, este encontra-se susceptível à sensitização.

Não foram observados indícios de corrosão associados com a presença de martensita ao longo dos contornos de grão na ZF e ZTA. Uma possível razão para esse resultado seria uma redução na concentração de carbono nas regiões adjacentes à martensita o que minimizou a formação de valas e ataque no interior dos grãos.

Na região da solda do aço AISI 430 com adição de Ti, observa-se após o ataque em ácido oxálico contornos de grão circundados por valas, indicando dissolução de carbonetos e/ou nitretos de cromo. Este resultado sugere que ocorreu a precipitação de carbonetos e/ou nitretos de cromo nos contornos de grão tanto na ZTA como na ZF da amostra. Os resultados obtidos indicam, dessa forma, que este aço não está completamente imune à sensitização. Segundo Gordon e Bennekom [6], em temperaturas elevadas, o carbonitreto de Ti(C,N) pode se dissolver e, após um subsequente resfriamento rápido, pode não haver tempo suficiente para os precipitados se formarem em condições de equilíbrio, resultando na incorporação de átomos de cromo nos precipitados de (Ti,Cr)(C,N). Isto também foi observado no trabalho de Devine, Ritter e Drummond [25], que estudaram um aço inoxidável ferrítico completamente estabilizado com Ti (17%Cr, 0,023%C, 0,003%N, 0,61%Ti). A formação de carbonitreto de titânio contendo cromo resulta na formação de zonas com depleção de Cr ao redor dos precipitados, levando à sensitização. Adicionalmente, de acordo com a literatura [6,26], outro motivo para a susceptibilidade à sensitização de aços estabilizados com titânio é que precipitados de Ti(C,N) podem se dissolver parcialmente no aquecimento e, no resfriamento, serem formados alternativamente precipitados do tipo Cr₂₃C₆.

No presente estudo, a susceptibilidade à sensitização também deve ter sido favorecida pelo fato da quantidade de Ti adicionada não ter sido suficiente para uma completa estabilização, facilitando a formação de carbonetos e nitretos de cromo nos contornos durante o resfriamento da solda. De acordo com Tomari et al. [27], o teor de titânio necessário para estabilizar aços inoxidáveis ferríticos é de aproximadamente 0,25% e, segundo a norma ASTM A240/A240M [28], é recomendado um teor mínimo deste elemento igual a 4(C + N) + 0,2. Para a composição do aço AISI 430Ti estudado, esse valor (0,313%) é superior ao teor de titânio do aço (0,131%). Assim, segundo esses critérios, esse aço pode ser considerado como não completamente estabilizado.

Com relação à amostra do AISI 430 com adição de Nb, observa-se que, na ZTA e na ZF, revelou-se estrutura em degrau o que sugere ausência de precipitados de carbonetos de cromo nos contornos de grão. No entanto, há pequenos orifícios possivelmente de precipitados de Nb(C,N) que foram arrancados. Com o teor de nióbio presente no aço, as amostras não apresentaram sensitização. Segundo Modenesi [29], uma estimativa para a estabilização de um aço inoxidável com Nb, considerando a estequiometria do carboneto de nióbio, é dada por: %Nb(min) = 7,7(C+N). No caso do aço avaliado, o teor de nióbio (0,412%) encontra-se acima do calculado pela expressão anterior (0,353%), sugerindo a manutenção da resistência à corrosão intergranular após a soldagem. Ainda, segundo a literatura [6], após resfriamento rápido a partir de temperaturas elevadas, a chance de ocorrer sensitização em aços estabilizados com Nb é menor do que a observada em aços estabilizados com Ti.

Na amostra do aço AISI 439 com adição de Ti e Nb, observa-se que tanto na ZTA quanto na ZF alguns contornos de grão foram apenas revelados. A partir desses resultados pode-se concluir que a adição de Ti e Nb foi suficiente para evitar que o aço inoxidável ferrítico AISI 439 ficasse sensitizado após ter sido submetido à soldagem na condição estudada. Este resultado indica a estabilização completa do aço, o que está de acordo com Deardo et al. [30] que diz ser necessária para a estabilização completa do aço a relação de Ti e Nb dada por:

$$\%(Nb + Ti) = 0,08 + 8 \cdot \%(C + N) \tag{3}$$

2.2.3. DL-EPR

A Figura 6 apresentam as curvas obtidas através do ensaio DL-EPR para as regiões da solda e do metal base dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 430, AISI 430Ti, AISI 430Nb e AISI 439.

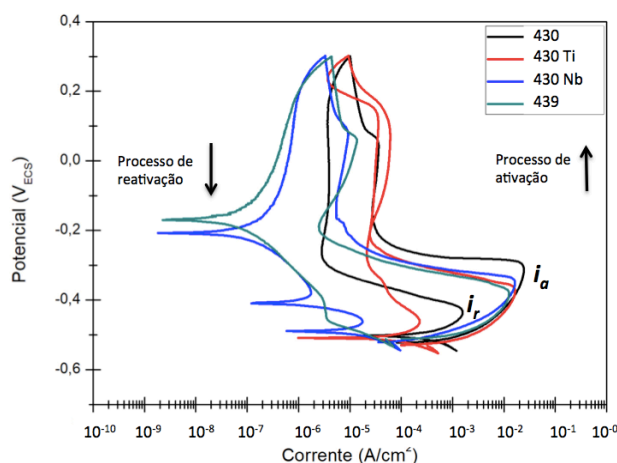


Figura 6. Curvas DL-EPR para aços AISI 430, AISI 430Ti, AISI 430Nb e AISI 439.

As curvas da amostra do aço AISI 430 e do AISI 430Ti apresentaram após a máxima densidade de corrente de ativação i_a e o potencial de passivação, um segundo pico de densidade de corrente i_r . De acordo com Pires e Alonos-Falleiros [31] este segundo máximo ocorre em amostras que possuem regiões empobrecidas em cromo, e devido a esse fato não se passivam, ficando susceptíveis à corrosão. Portanto, esse comportamento ocorreu possivelmente em função da instabilidade do filme passivo. A amostra do aço AISI 430 não estabilizado e do aço AISI 430 com adição de Ti apresentaram grau de sensitização iguais à $0,071 \pm 0,011$ e $0,015 \pm 0,004$ respectivamente. De acordo com Sidhom et al. [32] e Cetre et al. [33] valores de grau de sensitização acima de 0,01, indicam estado sensitizado. A amostra do aço AISI 430 não estabilizado apresentou maior grau de sensitização em relação a amostra do AISI 430 com adição de Ti. Este resultado está de acordo com o obtido por Barbosa et al. [12], onde também compararam-se amostras dos aços AISI 430 com e sem adição de Ti.

As curvas resultantes das amostras do aço AISI 430Nb e AISI 439 com estabilização dupla não apresentaram um pico de densidade de corrente de reativação, isto é $i_r = 0$. Barbosa et al. [12] avaliaram o comportamento do aço AISI 439 após tratamento térmico a 950 °C e não observaram um pico de corrente máxima durante a reversão concluindo que este aço é resistente à corrosão intergranular. Resultado similar foi obtido por Huang et al. [34] que compararam um aço AISI 430 não estabilizado e outro com adição de Nb e Ti e concluíram que a adição desses elementos estabilizaram o C e N formando precipitados de Ti (C,N) e Nb (C,N) e dessa maneira, a formação de precipitados ricos em cromo foi restringida ao longo dos contornos de grão.

Nota-se, comparando os dois métodos, que a Prática W pode não ser um método efetivo se aplicada de forma isolada para caracterizar a sensitização em aços inoxidáveis ferríticos, uma vez que não há como diferenciar a intensidade do ataque intergranular entre os diferentes amostras, informação que pode ser obtida através da técnica DL-EPR. Também não é possível avaliar a profundidade e morfologia das valas formadas [35]. No entanto, a Prática W foi útil para confirmar a presença de precipitados de carbonetos e/ou nitretos de cromo na amostra do aço com adição de Ti, o que era uma possibilidade desde que a adição deste elemento estava insuficiente perante a literatura e a norma ASTM 240.

3. Conclusão

Baseado nos resultados obtidos a partir da análise metalográfica e do ataque eletrolítico – Prática W, nos aços AISI 430, AISI 430Ti, AISI 430Nb e AISI 439 (Ti+Nb) soldados, as seguintes conclusões podem ser dadas:

Com a ausência de elementos estabilizantes na aço inoxidável ferrítico AISI 430, a região da solda foi composta por martensita nos contornos de grão da ferrita nas regiões da ZF e na ZTA e a presença de precipitados finos de carbonetos e carbonitretos de cromo. A Prática W revelou que a formação de precipitados de Cr resultou em um aço sensitizados.

O aço inoxidável ferrítico estabilizado com Ti apresentou uma microestrutura completamente ferrítica de grãos equiaxiais, porém a adição desse elemento não foi suficiente para prevenir a sensitização na região da solda o que foi confirmado através da técnica DL-EPR.

Nos aços AISI 430 Nb e AISI 439 (Ti+Nb) a análise metalográfica revelou microestrutura com grãos equiaxiais na ZF e crescimento de grão limitado na ZTA. Isto resultou do aporte térmico relativamente baixo usado nos testes e possivelmente pela ação como nucleante de precipitados na poça de fusão e do ancoramento de contornos de grão por precipitados na ZTA.

O ataque eletrolítico revelou estrutura tipo degrau no AISI 430Nb e a estrutura de grãos no AISI 439, indicando que a adição de estabilizantes foram suficientes para que o Cr permanecesse em solução sólida após o processo de soldagem. Através da técnica DL-EPR pôde-se comprovar que a resistência à corrosão intergranular do aço após as condições de soldagem em que foram submetidos

Agradecimentos

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001, Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais (FAPEMIG), Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN) e Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG).

Referências

- [1] Mallaiah G, Kumar A, Reddy PR, Reddy GM. Influence of grain refining elements on mechanical properties of AISI 430 ferritic stainless steel weldments – Taguchi approach. *Materials & Design*. 2012;36(1):443-450. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2011.11.063>.
- [2] Lippold JC, Kotecki DJ. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. 1th. ed. Nova Jersey: Wiley- Interscience; 2005. Ferritic stainless steels; p. 87-140.
- [3] Amuda MOH, Mridha S. Microstructural features of AISI 430 ferritic stainless steel (FSS) weld produced under varying process parameters. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*. 2009;4(2):160-166.

- [4] Gurram M, Adepu K, Pinninti RRM, Gankidi MR. Effect of copper and aluminium addition on mechanical properties and corrosion behaviour of AISI 430 ferritic stainless steel gas tungsten arc welds. *J. Mater. Res. Technol.* 2013;2(3):238-249. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2013.02.009>.
- [5] Alizadeh-Sh M, Marashi SPH, Pouranvari M. Resistance spot welding of AISI 430 ferritic stainless steel: Phase transformations and mechanical properties. *Materials & Design.* 2014;56:258-263. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.11.022>.
- [6] Gordon W, Bennekou AV. Review of stabilization of ferritic stainless steels. *Materials Science and Technology.* 1996;12(2):126-131. <http://dx.doi.org/10.1179/mst.1996.12.2.126>.
- [7] Krysiak KF. Welding behavior of ferritic stainless steel - an overview. *Welding Journal.* 1986;65(4):37-41.
- [8] Fujita N, Bhadeshia HKDH, Kikuchi M. Precipitation sequence in niobium- alloyed ferritic stainless steel. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering.* 2004;12(2):273-284. <http://dx.doi.org/10.1088/0965-0393/12/2/008>.
- [9] Modenesi PJ. Soldabilidade dos aços inoxidáveis. São Paulo: SENAI; 2001. 21 p.
- [10] Siqueira RP. Efeitos da orientação na recristalização do aço inoxidável ferrítico AISI 430 com grãos grosseiros e estabilizados ao nióbio [tese de doutorado]. Lorena: Escola de Engenharia de Lorena; 2010.
- [11] El-Kashif E, Asakura K, Koseki T, Shibata K. Effects of boron, niobium and titanium on grain growth in ultra high purity 18% Cr ferritic stainless steel. *ISIJ International.* 2004;44(9):1568-1575. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.44.1568>.
- [12] Barbosa AD, Sousa FM, Carvalho JAN, Araújo CR, Cândido LC. Avaliação da sensitização em aços inoxidáveis ferríticos estabilizados e não estabilizados usando-se a técnica de reativação eletroquímica potenciocinética em meio sulfúrico. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais.* 2006;3(2):39-44. <http://dx.doi.org/10.4322/tmm.00302008>.
- [13] American Society for Testing Materials. Standard practices for detecting susceptibility to intergranular attack in ferritic stainless steels A763-93. Philadelphia: ASTM; 2004.
- [14] Serna-Giraldo CA. Resistência à corrosão intergranular do aço inoxidável ferrítico UNS S43000: avaliação por método de reativação eletroquímica, efeito do tratamento térmico e mecanismo de sensitização. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo; 2006.
- [15] Lee JB, Smith JB, Geiger AL, Kah DH. An analytical electron microscope examination of sensitized AISI 430 stainless steel. *Corrosion.* 1985;42(2):76-80. <http://dx.doi.org/10.5006/1.3581975>.
- [16] Bond AP. Mechanism of intergranular corrosion in ferritic stainless steels. *Transactions of the Metallurgical Society of American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers.* 1969:2127-2134.
- [17] Lula RA, Lena AJ, Kiefer GC. Intergranular corrosion of ferritic stainless steel. *Transaction of the ASM.* 1954; 46:197-230.
- [18] Padilha AF, Rios PR. Decomposition of austenite in austenitic stainless steel. *ISIJ International.* 2002;42(4):325-337. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.42.325>.
- [19] Kaltenhauser RH. Improving the engineering properties of ferritic stainless steels. *Metals Engineering Quarterly – ASM.* 1971;11(2):41-47.
- [20] Ogwu AA, Davies TJ. Improving the sensitization resistance of ferritic stainless steel. *Scripta Materialia.* 1997;37(3):259-263. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462\(97\)00125-5](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462(97)00125-5).
- [21] Serna-Giraldo CA, Magnabosco R, Alonso-Falleiros N. Avaliação da resistência à corrosão intergranular do aço UNS43000 após tratamento térmico a 600 °C. In: *Anais do 58º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais.* São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais; 2003. p. 324-382.
- [22] Honeycombe RWK. Aços: microestruturas e propriedades. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian; 1982.
- [23] Folkhard E. *Welding metallurgy of stainless steel.* New York: Springer-Verlag Wien; 1988. Precipitation Phenomena in Stainless Steels and Weld Metals; p. 103-110. http://dx.doi.org/10.1007/978-3-7091-8965-8_4.
- [24] Sedriks AJ. *Corrosion of stainless steel.* 2nd ed. Princeton: New Jersey; 1996.
- [25] Devine TM, Ritter AM, Drummond BJ. Influence of heat treatment on the sensitization of 18Cr-2Mo-Ti stabilized ferritic stainless steel. *Metallurgical Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science.* 1981;12(12):2063-2069. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02644176>.
- [26] Box SM, Wilson FG. Effect of carbide morphology and composition on the intergranular corrosion of titanium-stabilized austenitic stainless steels. *Journal of the Iron and Steel Institute.* 1972;210:718-719.
- [27] Tomari H, Fujiwara K, Shimogori K, Fukuzuka T, Kanda M. Intergranular stress corrosion cracking of 13%Cr and 18%Cr ferritic stainless steels in high temperature high purity water. *Corrosion.* 1982;38(5):283-294. <http://dx.doi.org/10.5006/1.3577351>.
- [28] American Society for Testing Materials. A240/240M-18: standard specification for chromium and chromium-nickel stainless steel plate, sheet, and strip for pressure vessels and for general applications. West Conshohocken: ASTM; 2018. http://dx.doi.org/10.1520/A0240_A0240M-18.

- [29] Modenesi PJ. Soldabilidade dos aços inoxidáveis. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2016.
- [30] Deardo AJ, Garcia CI, Hua M, Tither G, Hulka K. Ferritic stainless steel – the metallurgical background and benefits of dual stabilization. *Stainless Steels*. 1996;96:287-298.
- [31] Pires RF, Alonos-Falleiros, N. Avaliação da corrosão intergranular de aço inoxidável ferrítico através de método de reativação eletroquímica. In: *Anais do 59º Congresso Anual da ABM Internacional*. São Paulo: Tec Art Editora LTDA; 2004. p. 482-491.
- [32] Sidhom H, Amadou T, Braham C. Evaluation by the double loop electrochemical potentiokinetic reactivation test of aged ferritic stainless steel intergranular corrosion susceptibility. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 2010;41(12):3136-3150. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-010-0383-3>.
- [33] Cetre Y, Eichner P, Sibaud G, Scarabello JM. Développement de la Technique EPR pour le Contrôle de la Structure de Matériaux Moulés. In: *Proceedings of The 3rd European Conference on Corrosion*. Lyon: CEFACOR; 1997. p. C4-1-C4-12.
- [34] Huang X, Wang D, Yang Y. Effect of precipitation on intergranular corrosion resistance of 430 ferritic stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2015;22(11):1062-1068. [http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X\(15\)30113-8](http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X(15)30113-8).
- [35] Paroni ASM. Corrosão intergranular e por pite do aço UNS43000 após tratamento a 800 °C [dissertação de mestrado]. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo; 2004.