

Fissuração pelo Hidrogênio em um Aço API 5L X70 Soldado com Eletrodos Celulósicos de Diferentes Níveis de Resistência

Camila Goes Mattioli¹, Paulo José Modenesi², Alexandre Queiroz Bracarense³, Matheus Pires Oliveira⁴

¹ Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas – PPGEM, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Belo Horizonte, MG, Brasil.

³ Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Departamento de Engenharia Mecânica, Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação, Belo Horizonte, MG, Brasil.

⁴ Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Departamento de Engenharia Mecânica, Belo Horizonte, MG, Brasil.

Recebido: 13 Fev., 2018

Aceito: 15 Maio, 2018

E-mails: milamattioli21@gmail.com
(CGM), modenesi@demet.ufmg.br
(PJM), queiroz@demec.ufmg.br (AQB),
matheuspoliveira2307@gmail.com
(MPO)

Resumo: Aços classificados segundo a norma do American Petroleum Institute (API) enfrentam o problema de trincamento a frio decorrente da soldagem. Neste trabalho foi estudado, por meio do ensaio de implante, o efeito da resistência mecânica do metal de solda sobre a susceptibilidade de um aço API-5L-X70 ao trincamento pelo hidrogênio. As soldas foram realizadas com dispositivo de soldagem por gravidade, usando-se dois eletrodos celulósicos, AWS-E6010 e AWS-E8010. O hidrogênio difusível dos eletrodos foi determinado por cromatografia gasosa. Como resultado do ensaio de implante, observou-se uma tendência maior à fissuração quando foi utilizado o eletrodo AWS-E6010. Isso pode ser relacionado à menor resistência mecânica apresentada pela solda resultante do mesmo e ao fato de o eletrodo ser menos ligado. Assim, o metal de solda pode ter se transformado a temperaturas mais elevadas, o que levou a uma maior migração do hidrogênio para a ZTA. Observou-se, ainda, que mesmo as soldas que não falharam no ensaio apresentaram trincas. Isso pode ser devido às condições de resfriamento do cordão que levaram ao aparecimento ilhas com estruturas frágeis e susceptíveis ao trincamento. Para as menores cargas usadas ($0,8\sigma_y$), contudo, estas trincas não atingiram um tamanho crítico para a ruptura final do pino sendo ensaiado.

Palavras-chave: Fissuração por hidrogênio; API 5L X70; Ensaio de implante; Hidrogênio difusível.

Hydrogen Cracking in an API 5L X70 Steel Welded with Cellulosic Electrodes of Different Levels of Mechanical Resistance

Abstract: Steels classified according to the American Petroleum Institute (API) standard face the problem of cold cracking due to welding. In this work, the effect of the mechanical resistance of the weld metal on the susceptibility of an API-5L-X70 steel to the cracking by hydrogen was studied, through the implant test. The welds were made with gravity welding device, using cellulosic electrodes, AWS-E6010 and AWS-E8010. The diffusible hydrogen of the electrodes was determined by gas chromatography. As a result of the implant test, a greater cracking tendency was observed when the AWS-E6010 electrode was used. This can be related to the lower mechanical resistance presented by its weld metal and also to the fact that the electrode is less chemically bonded. Thus, the weld metal may have been transformed in higher temperatures, which led to a greater migration of the hydrogen to the HAZ. It was also observed that, even welds that didn't fail showed a big amount of cracks. This may be due to the cooling condition of the weld bead, which led to the appearance of brittle and susceptible cracking microstructures. For the smaller loads used ($0,8\sigma_y$), however, these cracks did not reach a critical size for the final break of the specimen test being tested.

Key-words: Hydrogen cracking; API 5L X70; Implant test; Diffusible hydrogen.

1. Introdução

Nas últimas décadas houve um avanço significativo no que tange à busca de materiais com elevada resistência, levando ao desenvolvimento dos aços alta resistência e baixa liga (ARBL). Esse tipo de material contém pequenas quantidades de elementos microligantes que, combinados com processamentos termomecânicos, fazem com que o aço apresente maior resistência mecânica e melhor tenacidade que os aços carbono comuns.



Esses aços são amplamente utilizados em tubulações para transporte de gases, óleos e polpa mineral e atendem às normas do The American Petroleum Institute (API). Dentre os aços ARBL aplicados em tubulações, o aço API 5L X70 é amplamente utilizado e apresenta limite de escoamento mínimo de 480 MPa.

O aço API 5L X70 apresenta, em geral, boa soldabilidade devido ao baixo carbono equivalente (Ceq). Contudo, a soldagem desse tipo de aço deve levar em consideração a propensão ao trincamento a frio (também chamado de trincamento induzido por hidrogênio - TIH), que é um dos principais problemas encontrados na soldagem de aços ARBL. Os principais fatores que contribuem para esse tipo de fissuração são a presença de hidrogênio na junta soldada, uma microestrutura suscetível e altos níveis de tensão.

Para a soldagem desses aços, geralmente são utilizados eletrodos com revestimento celulósico no passe de raiz. Embora apresentem características que facilitem esta operação, estes eletrodos fornecem quantidades elevadas de hidrogênio ao metal de solda, aumentando o risco de trincamento, particularmente quando aços de maior resistência mecânica e maior teor de liga são usados. A fim de minimizar a possibilidade de trincamento, a soldagem pode ser realizada utilizando um eletrodo que apresenta menor resistência mecânica que o metal base. Essa técnica é chamada de *undermatching* e, por meio dela, a solda se torna mais resistente ao trincamento devido ao aumento da ductilidade do metal de solda de baixa resistência e à redução de tensão residual. Essa técnica é utilizada geralmente quando o metal de base tem limite de escoamento mínimo de 485 MPa.

Neste contexto, é relevante avaliar o efeito das condições de soldagem na microestrutura dos metais de solda e das zonas termicamente afetadas, e também no aparecimento de trincas nas amostras testadas. Portanto, neste trabalho buscou-se comparar a tendência ao trincamento por hidrogênio de soldas feitas em um aço API 5L X70 na condição *undermatching* com as obtidas usando um eletrodo com limite de resistência similar ao do metal base. A avaliação da sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio foi feita através do ensaio de implante variando a carga de tracionamento do implante soldado.

2. Materiais e Métodos

2.1. Materiais

O material base utilizado nesse trabalho foi um tubo de aço alta resistência e baixa liga, API 5L X70, de 558,8 mm (22") de diâmetro com parede de 15 mm de espessura, classificado como PSL 2.

Foram utilizados, como metais de adição, os eletrodos celulósicos AWS A5.1 E6010 e A5.5 E8010-P1 com 4 mm de diâmetro. A Tabela 1 [1] mostra a composição química típica do metal depositado por estes eletrodos.

Tabela 1. Composição química típica do metal depositado pelos eletrodos estudados [1].

	C	Si	Mn	Ni	Mo
E6010 Plus	0,08	0,20	0,40	-	-
E8010 Plus	0,07	0,13	0,65	0,70	0,40

2.2. Procedimento experimental

A seção transversal à parede do tubo na direção de laminação foi caracterizada por microscopia ótica após preparação metalográfica convencional e ataque com Nital 2%. O material foi caracterizado mecanicamente por medidas de microdureza Vickers e por ensaio de tração. Foram feitas 10 medidas de dureza com carga de 300 g, aplicada por 15 segundos no material, e com espaço de 0,5 mm entre os pontos onde foram realizadas as medidas. Os ensaios de tração, realizados para se conhecer as propriedades mecânicas do material, foram conduzidos à temperatura ambiente, sob taxa de deformação de 10^{-3}s^{-1} . A Figura 1 mostra as dimensões dos corpos de prova cilíndricos "subsize", usinados na direção de laminação e utilizados nos ensaios, de acordo com a Norma ASTM E8M [2]. A composição química do metal base foi determinada com espectroscopia de emissão ótica.

O teor de hidrogênio difusível foi medido para os dois eletrodos seguindo um procedimento baseado na norma AWS A4.3-93 [3]. Dentro das dimensões exigidas pela norma e levando em consideração a disponibilidade no mercado, optou-se por realizar o ensaio com o aço 1008 (sem causar prejuízo algum aos resultados dos

ensaio). Para cada ensaio, foram cortadas três peças nas dimensões mostradas na Figura 2. Essas peças foram desidrogenadas em uma mufla a 400 °C por 1 hora, resfriadas ao ar e limpas com escova de aço. As peças centrais foram numeradas e pesadas.

Para o ensaio, as peças foram colocadas no gabarito de cobre e um cordão de solda depositado manualmente com 160 A (mesmo valor que foi usado nos testes de implante). Após a soldagem, o conjunto foi resfriado em água gelada, limpo com escova de aço e quebrado com o auxílio de um martelo. A peça central, após nova limpeza com escova e álcool, foi seca e colocada em uma cápsula e fechada. Após ser purgada com argônio, a cápsula permaneceu em estufa por 72 h a 45 °C para evolução do hidrogênio. A quantidade deste gás foi medida por cromatografia gasosa e convertida em teor de hidrogênio difusível (em mL/100 g) dividindo-a pela massa de metal depositado no ensaio. Foram feitos 3 testes para cada eletrodo.

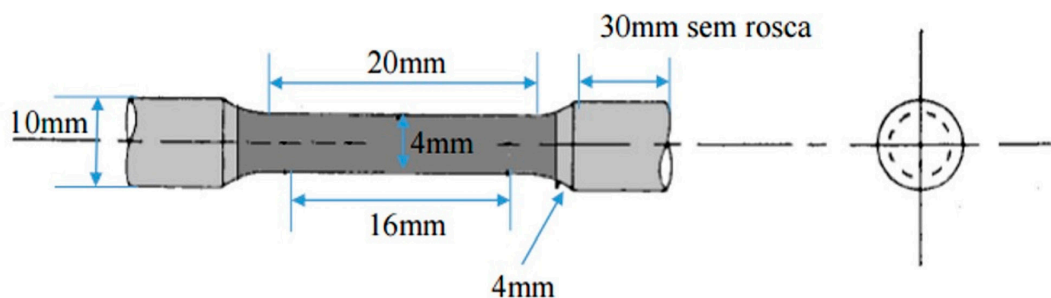


Figura 1. Dimensões do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração.

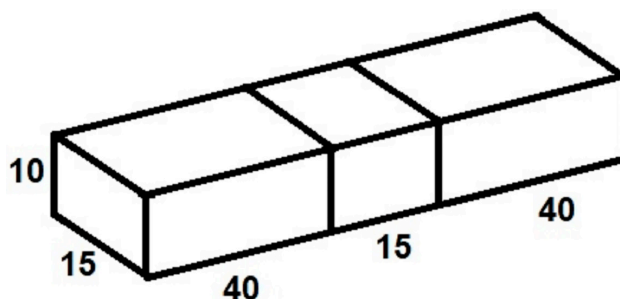


Figura 2. Dimensões (em mm) das peças usadas na cromatografia gasosa.

Os ensaios de implantes foram realizados em um equipamento (Figura 3) desenvolvido no Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação da UFMG (LRSS) com sistema de alavanca para carregamento dos corpos de prova e célula de carga para a sua verificação. A soldagem foi realizada de forma mecanizada com um dispositivo por gravidade.

Pinos para o ensaio de implante foram usinados a partir do tubo, orientados no sentido axial do mesmo. Os pinos foram preparados de acordo com a norma NF A89-100 [4] com entalhe na forma de rosca (Figura 4).

Em cada ensaio, um pino de implante era conectado à célula de carga e inserido em furo em uma chapa de suporte de aço ASTM A36 (20 mm de espessura). Após essa montagem, a soldagem era realizada e a carga aplicada quando o cordão resfriasse abaixo de 150 °C [4]. A carga permaneceu aplicada por um período de 20 h, o que atende a recomendação da norma NF A89-100 [4], ou até a ruptura do pino. A saída da célula de carga foi monitorada com um sistema de aquisição de dados a uma frequência de 0,5 Hz para determinar o tempo de rompimento do pino, caso este ocorresse. Segundo a norma NF A89-100 [4], a carga aplicada no ensaio deve estar

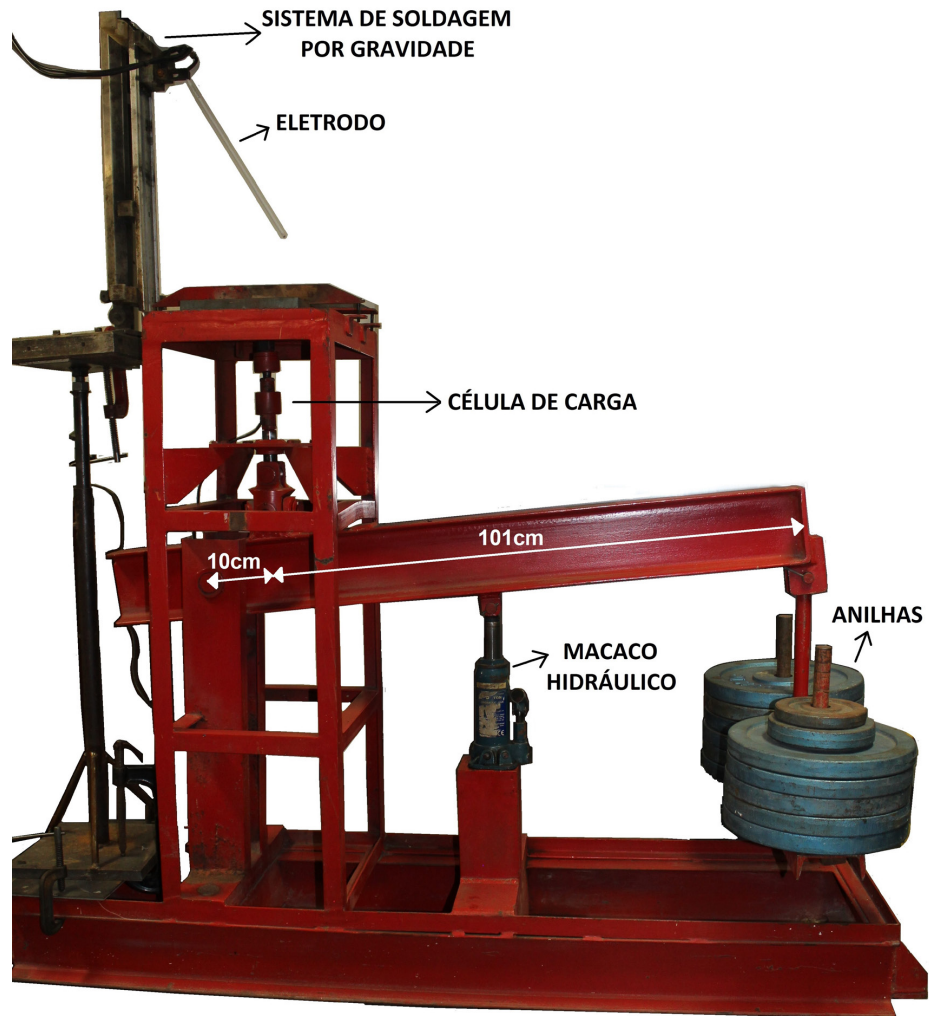


Figura 3. Equipamento para ensaio de implante desenvolvido no LRSS.

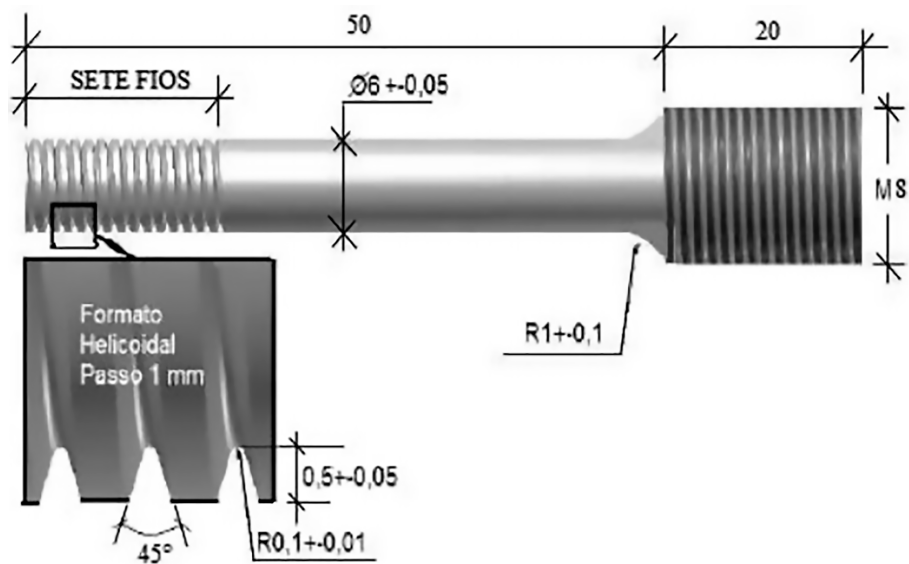


Figura 4. Croqui do pino de implante.

entre $\sigma_e/2$ e σ_e , onde σ_e é o limite de escoamento do material testado. As cargas aplicadas variaram desde 95% a 80% do limite de escoamento, em um intervalo de 5% entre os testes, e em cada condição foram testados pelo menos três pinos.

A região que continha a seção transversal do pino de implante foi embutida e preparada para análise metalográfica, para verificar se havia trincas nas amostras e conhecer as microestruturas formadas na região do metal de solda e na ZTA. O procedimento de preparação metalográfica foi o mesmo adotado na caracterização do metal base. Além disso, foram realizadas 9 a 10 medidas de dureza na região de crescimento de grãos da ZTA e no metal de solda (em formato de cruz), com espaçamento de 0,5 mm entre cada uma, com carga de 300 g, aplicada por 15 segundos.

A corrente e a tensão foram medidas durante a soldagem pelo sistema de aquisição de dados, a uma frequência de 1000Hz, por meio do programa Sinal (desenvolvido pelo LabSEND/LRSS/UFGM).

3. Resultados e Discussão

3.1. Caracterização do metal base

A Tabela 2 apresenta a composição química do aço API 5L X70 utilizado como metal base.

O cálculo do carbono equivalente ajuda a estimar os efeitos dos elementos de liga na microestrutura (formação de martensita) após a soldagem do aço, pois essa mudança na microestrutura definirá as propriedades e o comportamento do aço [5]. Geralmente considera-se que aços com carbono equivalente inferior a 0,4 são pouco sensíveis à fissuração por hidrogênio, como referenciado pela AWS [6], por Martins [7] e por Marques e Modenesi [8]. Por meio das Equações 1 e 2 [9-11], os valores encontrados para o carbono equivalente do aço utilizado foram baixos, como pode ser visto na Tabela 3. Pode-se inferir disso que o aço estudado apresenta boa soldabilidade e baixa tendência à fissuração pelo hidrogênio.

$$CE(Pcm) = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (1)$$

$$CEq = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn + Cu}{16} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} \quad (2)$$

Tabela 2. Composição química do metal base.

Elemento	%Peso	Elemento	%Peso	Elemento	%Peso	Elemento	%Peso
C	0,0710	Mo	0,0041	V	0,0535	Ta	0,0116
Si	0,1660	Al	0,0403	Sn	0,0028	B	0,0006
Mn	1,5768	Co	0,0025	As	0,0070	N	0,0084
P	0,0174	Cu	0,0083	Zr	0,0031	Fe	97,7157
S	0,0030	Nb	0,0390	Ca	0,0009		
Cr	0,2506	Ti	0,0155	Ce	0,0019		

Tabela 3. Valores de carbono equivalente do metal base.

CE_{Pcm}	0,1739
Ceq	0,2074

A Figura 5 mostra uma microestrutura composta de ferrita poligonal e bainita para o aço API 5L X70. Esta microestrutura sugere que este aço foi possivelmente submetido a um resfriamento acelerado ao final de seu processamento.

A norma API 5L [9] não especifica valores máximos de dureza para a manufatura de tubos em aço, mas Godinho [12] cita que as empresas petrolíferas são rigorosas quanto a isso e permitem valores máximos de durezas iguais a 270 HV para tubos em aço API 5L X70, quando não há presença significativa de H₂S no fluido transportado. Neste trabalho, o valor encontrado foi de 225±5 HV, confirmando que a microestrutura é composta predominantemente de ferrita, como apresentado na Figura 5.

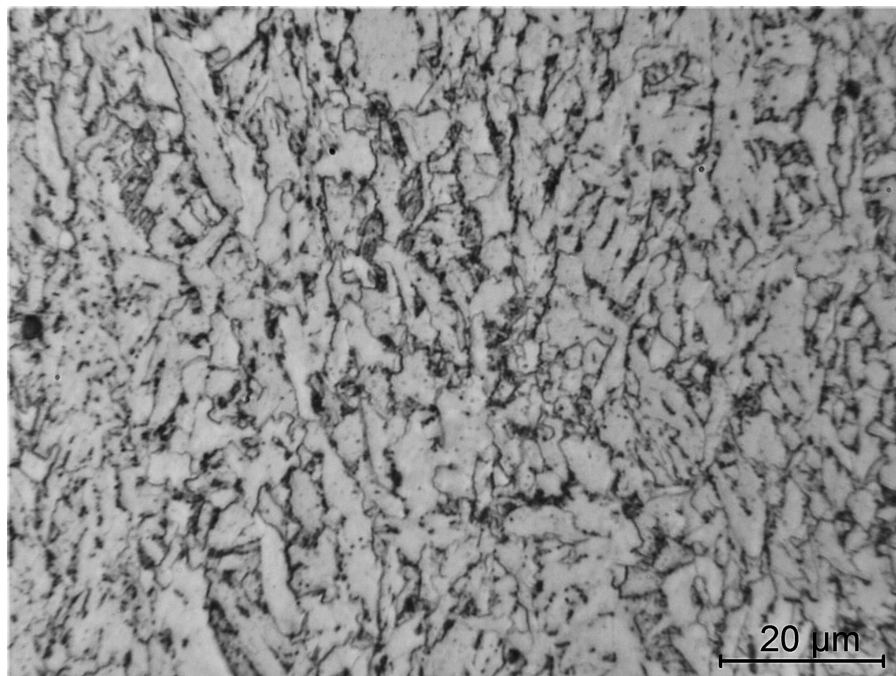


Figura 5. Microestrutura do metal base, ataque com Nital 2%. Ampliação original de 1000X.

Na Tabela 4 são mostrados os dados obtidos pelo ensaio de tração realizado no aço API 5L X70. Os resultados obtidos nesse ensaio estão dentro dos valores especificados pela Norma API 5L [9] para classificação desse aço como PSL2.

Tabela 4. Propriedades mecânicas do metal base.

	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento total (mm/mm)
Valor médio	586	632	0,178
Desvio Padrão	7	9	0,002

3.2. Determinação do teor de hidrogênio difusível

Os ensaios realizados resultaram nos valores médios de hidrogênio difusível (HD) depositado pelos metais de solda que são apresentados na Tabela 5.

Tabela 5. Resultado do ensaio de cromatografia gasosa.

Eletrodo	HD (mL/100 g de metal depositado)	Desvio
AWS E6010	67,8	12,4
AWS E8010	76,3	15,7

Os valores encontrados mostram elevadas quantidades de hidrogênio nos dois tipos de eletrodos, que, segundo as classificações do IIW e AWS, são classificados como “alto hidrogênio”. Caloi [11] realizou esse ensaio em condições semelhantes para o eletrodo AWS E8010 e obteve um valor de hidrogênio difusível de 72,5 mL H₂/100 g. Outros autores, por sua vez, encontraram valores mais baixos de hidrogênio difusível para eletrodos celulósicos, como por exemplo Padhy e Komizu [13], que encontraram um valor médio de 34,8 mL H₂/100 g. No caso desse trabalho, os autores não especificaram qual eletrodo celulósico utilizaram para os testes nem como os mesmos foram realizados. Essa diferença de valores pode ser explicada porque determinações de hidrogênio difusível dependem de diversos fatores como, por exemplo, do método utilizado, do consumível testado, de suas condições de fabricação, armazenagem e manuseio e das condições climáticas no momento do teste.

3.3. Análise das condições do ensaio de implante

Para medir os valores médios de tensão e corrente, apresentados na Tabela 6, foram selecionados os intervalos mais estáveis dos oscilogramas, excluindo os segundos iniciais e finais de forma arbitrária. Os valores médios de corrente permaneceram próximos para todos os ensaios. No caso da tensão, os ensaios realizados com o eletrodo AWS E8010 apresentaram valores aproximadamente 6 V maiores do que os ensaios com o eletrodo AWS E6010. Uma possível explicação para isso é a diferença na formulação do revestimento dos eletrodos, por exemplo mais celulose no eletrodo AWS E8010, que transfere mais hidrogênio ao arco elétrico (os resultados de hidrogênio difusível sugerem esta possibilidade). Uma outra possibilidade, não verificada, é a presença de uma menor quantidade de componentes de baixo potencial de ionização no revestimento do eletrodo AWS E8010 o que pode ter contribuído para o aumento da tensão. Ainda outra possível explicação seria o fato do revestimento do eletrodo AWS E8010 ser mais refratário e formar um cone mais longo, aumentando o comprimento do arco na soldagem por gravidade.

Tabela 6. Dados de corrente e tensão dos ensaios.

Soldagem com eletrodo	Corrente (A)		Tensão (V)	
	Média	Desvio	Média	Desvio
E6010	155	2	26,9	0,7
E8010	156	1	33,2	1,7

De qualquer forma, esta diferença de tensão entre os dois eletrodos favoreceu uma energia de soldagem maior, para a mesma corrente usada, com o eletrodo E8010. A Tabela 7 apresenta as informações de velocidade e aporte térmico dos ensaios. O aporte térmico foi calculado de acordo com a Equação 3 e, como indicado, foi aproximadamente 25% maior ao utilizar o eletrodo AWS E8010.

$$H = \left(\frac{V \cdot I}{v} \right) \eta \quad (3)$$

onde:

H é o aporte de calor (J/mm);

V é a tensão aplicada (V);

I é a corrente elétrica (A);

v é a velocidade de soldagem (mm/s);

η é a eficiência térmica do processo de soldagem (nesse caso foi utilizado o valor de 0,8 – usual para SMAW).

Tabela 7. Dados de velocidade de soldagem e aporte térmico dos ensaios.

Soldagem com eletrodo	Velocidade (mm/s)		Aporte térmico (kJ/mm)	
	Média	Desvio	Média	Desvio
E6010	4,38	0,09	0,76	0,04
E8010	4,35	0,10	0,95	0,05

A análise dos oscilogramas das soldagens mostra que as realizadas com o eletrodo AWS E6010 apresentaram uma maior quantidade de curtos-circuitos, como mostra a Tabela 8, que apresenta o fator de curto circuito (F_{cc}), definido como a razão entre os tempos médios de curto-circuito e o tempo médio entre o início de curtos-circuitos consecutivos. A maior quantidade de curtos circuitos na soldagem com o eletrodo E6010 sugere um menor comprimento médio de arco com este eletrodo, o que poderia explicar o menor valor de tensão observado com este.

Tabela 8. Fator de curto-circuito de cada condição de soldagem.

Eletrodo	Valor médio do F_{cc} (%)
AWS E6010	3,5
AWS E8010	0,4

3.4. Microestruturas do metal de solda e da ZTA

O aspecto típico da microestrutura do metal de solda obtida com cada um dos eletrodos está apresentado na Figura 6. Em ambos os casos, nota-se a presença de ferrita acicular (AF), ferrita com segunda fase (FS) e ferrita de contorno de grão (PF) e a presença eventual de possíveis ilhas de martensita. Este último constituinte tendeu a aparecer circundado por ferrita primária de contorno de grão e agulhas de ferrita acicular, como mostrado na Figura 7. A microestrutura de todas as amostras apresentou-se refinada e as regiões com presença de ferrita acicular bem delimitadas por ferrita de contorno de grão. A maior quantidade de ferrita acicular nas amostras soldadas com o eletrodo AWS E8010 pode ser explicada pela presença de níquel e molibdênio nesse eletrodo que, combinados, reduzem a fração de ferrita primária de contorno de grão e levam à uma matriz com predominância de ferrita acicular [14,15].

A Figura 8 apresenta as microestruturas da região de grãos grosseiros da ZTA das amostras soldadas, sendo ambas compostas predominantemente por estruturas bainíticas. Para as condições de soldagem usadas, esperam-se taxas de resfriamento relativamente elevadas. Por exemplo, considerando propriedades termofísicas típicas para um aço de baixo carbono, o modelo de Rosenthal com fonte pontual de calor e peça de espessura finita prevê, para as condições de teste, um tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C de aproximadamente 2,2 s [8]. Assim, a presença de estruturas bainíticas pode ser esperada na região de grãos grosseiros da ZTA [16] e no metal de solda (neste último também se espera a formação de martensita). Com relação à soldagem realizada com os eletrodos distintos, apesar da diferença de aproximadamente 25% no aporte térmico, não foram observadas diferenças significativas nas microestruturas da ZTA.

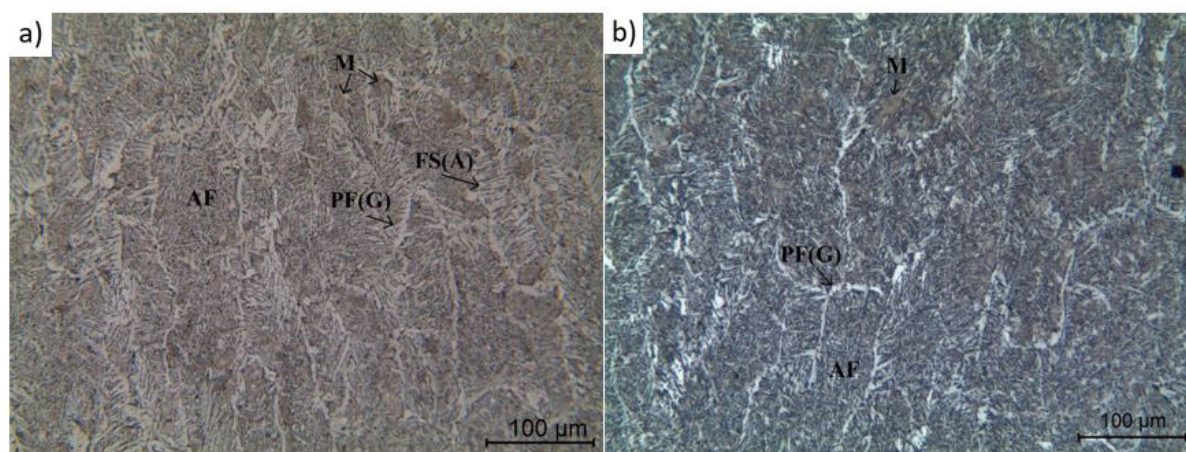


Figura 6. Microestruturas do metal de solda, com ampliação original de 200x: (a) E6010; (b) E8010. PF(G): ferrita primária de contorno de grão, M: martensita, AF: ferrita acicular, FS(A): ferrita de segunda fase alinhada.



Figura 7. Ilha de martensita (indicada pela seta) na região do metal de solda da amostra na condição 8010, com ataque de Nital 2%. Ampliação original de 1000x.

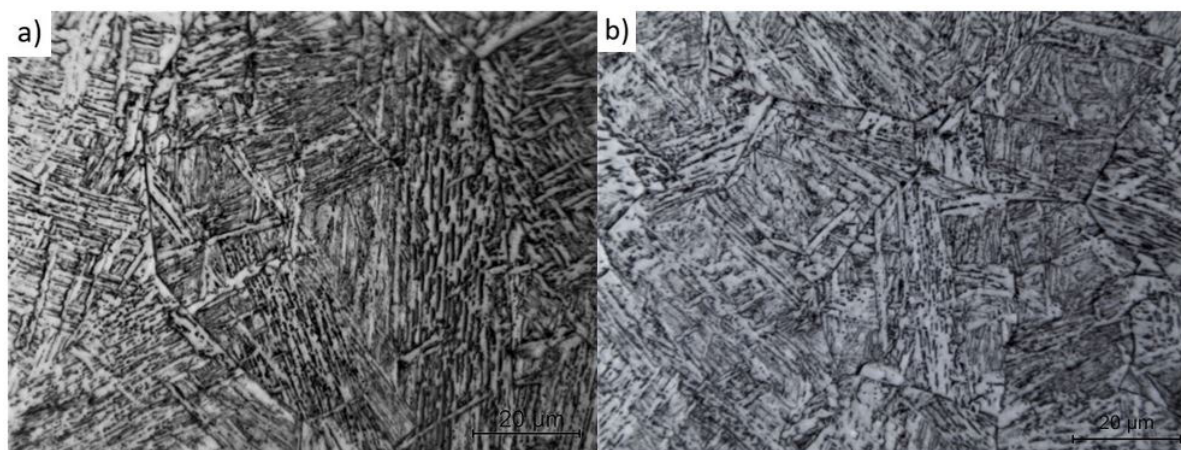


Figura 8. Microestrutura da região de crescimento de grão da ZTA das soldas. Ataque: Nital 2%. Ampliação original de 1000X: (a) 6010; (b) 8010.

A Tabela 9 apresenta os valores médios de microdureza do MS e ZTA das amostras. No MS é possível perceber que nos ensaios que foram realizados com o eletrodo AWS E6010 obteve-se uma microdureza inferior à dos ensaios onde se utilizou o eletrodo AWS E8010. Isso pode ser explicado pela presença de elementos de liga no eletrodo AWS E8010, que favoreceu o aparecimento de componentes mais duros e uma menor quantidade de ferrita primária de contorno de grão. É necessário ressaltar que foram encontradas, em todas as amostras, regiões no metal de solda com microdureza de cerca de 330 HV, sugerindo assim a presença de martensita no MS.

Tabela 9. Valores de dureza média em Vickers (HV).

Eletrodo	Metal de solda		ZTA	
	Média	Desvio	Média	Desvio
6010	187	15	276	20
8010	203	11	278	12

Verificou-se também que a utilização de diferentes eletrodos não apresentou influência significativa na microdureza da região de grãos grosseiros da ZTA (apesar das diferenças medidas nos valores de energia de soldagem para cada eletrodo). Usualmente se considera para a ZTA o limite de 350 HV para avaliar se um aço ARBL é suscetível ao trincamento induzido por hidrogênio [6]. Abaixo desse valor, como é o caso do presente estudo, não é esperada uma elevada tendência à formação de trincas induzidas pelo hidrogênio.

3.5. Resultados dos ensaios de implante

Foram encontradas microtrincas nas amostras mesmo quando os corpos de prova não se romperam no ensaio de implante. Foi constatada a presença destas tanto no MS como na ZTA das soldas realizadas com os dois eletrodos. A Figura 9 mostra a morfologia típica das trincas encontradas nas amostras que não se romperam.

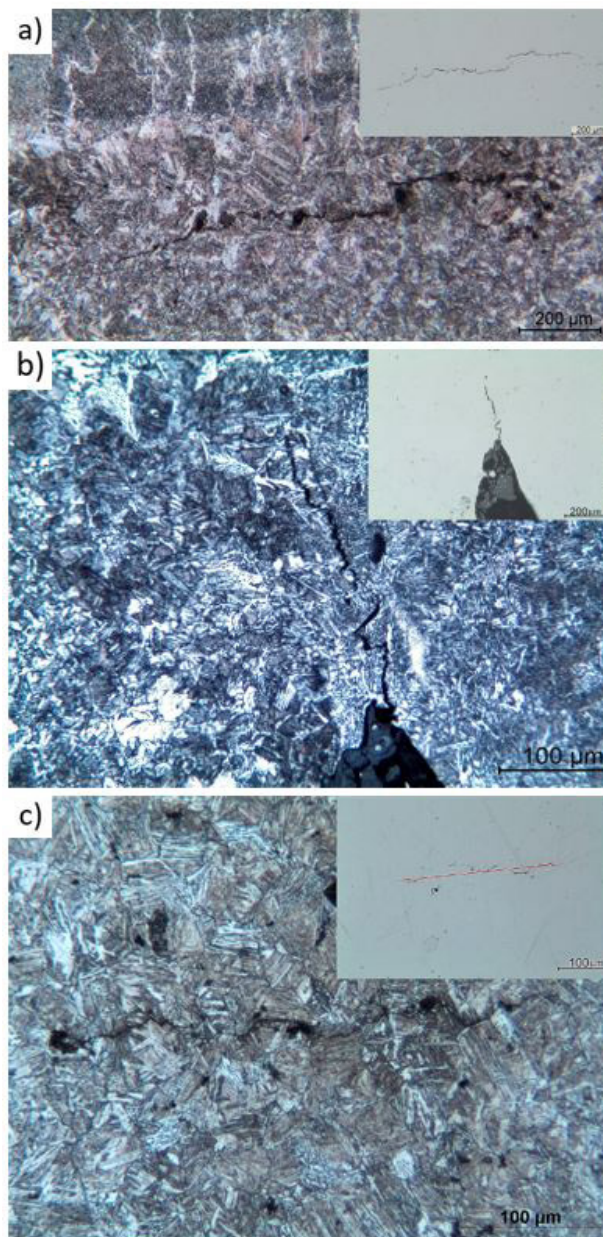


Figura 9. Trincas em amostras que não se romperam (ensaiadas com 80% do limite de escoamento) mostradas em imagens sem e com ataque (Nital 2%). (a) Trinca na região de grãos grosseiros da ZTA em teste com eletrodo E8010; (b) Trinca saindo do entalhe, teste com E8010; (c) Trinca na ZTA, teste com E6010.

Foi realizada uma varredura (no microscópio óptico) em toda a região do MS e ZTA das amostras e as trincas encontradas eram anotadas. Como resultado, percebeu-se que houve menos trincas nas soldas realizadas com o eletrodo AWS E6010, tanto no MS quanto na ZTA. No MS, isso pode ser explicado pela presença de mais elementos de liga na composição do eletrodo AWS E8010, que aumentou a temperabilidade da região, favorecendo o aparecimento de microestrutura mais propícia ao trincamento. Já a presença de trincas na ZTA poderia estar ligada à maior quantidade de hidrogênio difusível encontrada no revestimento do eletrodo AWS E8010, que facilitou o aparecimento de trincas devido à sua migração para essa região. Todas as trincas encontradas eram transgranulares. Esta característica é comum no trincamento induzido por hidrogênio, como sugerido por Lee [17] e citado no trabalho de Caloi [11].

Contudo, estas considerações não parecem concordar com os resultados dos ensaios, como pode ser visto na Figura 10a (gráfico com as porcentagens de pinos rompidos sob cada condição). Somente quando a carga de 80% do limite de escoamento foi utilizada, não ocorreu o rompimento de corpo de prova (soldas com ambos os eletrodos). Isso indica que a carga de 85% do limite de escoamento pode ser considerada como o limiar entre a ruptura/não ruptura (com esta carga, 2/3 dos corpos de prova testados romperam com o eletrodo AWS E6010 e 1/3 com o eletrodo AWS E8010).

A Figura 10b mostra os tempos de ruptura dos pinos. Como pode ser observado no gráfico, todos os pinos romperam em menos de duas horas. Esse fato vai de acordo com a afirmação de Piza [11,18] que diz que, caso o pino não se rompa em até duas horas, não romperá após esse tempo. Esse gráfico também sugere que os pinos soldados com o eletrodo AWS E6010 romperam com menos tempo: 3/4 dos pinos testados romperam em até 10 minutos. Já no caso dos pinos soldados com o eletrodo AWS E8010, somente um pino (em três), na condição de maior carga usada, rompeu com menos de 10 minutos.

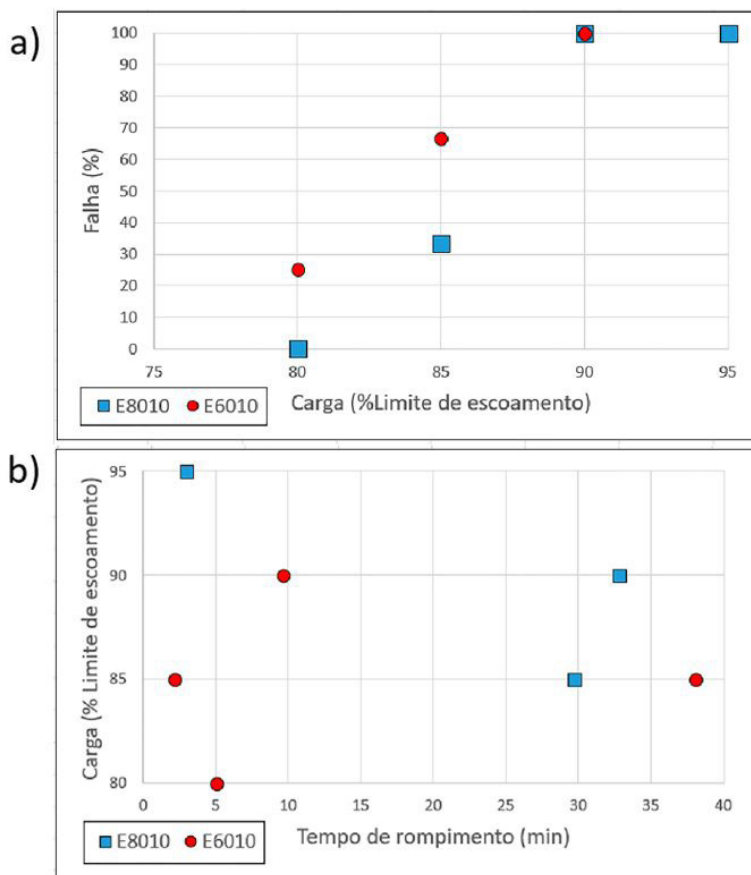


Figura 10. Gráficos com os dados sobre pinos de implante que romperam (a) porcentagens de pinos rompidos; (b) tempos de rupturas.

Assim, os resultados apresentados na Figura 10 sugerem uma maior tendência à falha das soldas feitas com o eletrodo com menor resistência mecânica (AWS E6010), apesar das soldas realizadas com o eletrodo AWS E8010 terem apresentado maior quantidade de trincas. Como, no ensaio de implante, um valor determinado de carga é imposto ao corpo de prova, essa maior tendência à falha pode estar ligada à menor resistência mecânica do metal de solda em relação ao metal base. Neste caso, trincas iniciais menores poderiam passar a crescer de forma instável levando mais rapidamente à falha no caso dos testes feitos com o eletrodo E6010. Esta falha prematura também poderia explicar a menor densidade de trincas encontradas nos corpos de prova que não se romperam soldados com este eletrodo.

Outro fato a ser ressaltado é que o aporte térmico da soldagem realizada com o eletrodo AWS E6010 foi 25% menor do que com o eletrodo AWS E8010. Dessa maneira, apesar de não ter sido observada uma diferença significativa nas durezas encontradas na região de grãos grosseiros da ZTA de cada eletrodo, a taxa de resfriamento das soldas realizadas com o eletrodo AWS E6010 pode ter sido maior e pode ter havido uma diferença na fração volumétrica de fases, o que interferiu na habilidade de suportar a formação de trincas. Isso, juntamente ao fato do eletrodo AWS E6010 apresentar menos elementos de liga, pode ter contribuído para uma maior sensibilidade ao trincamento do cordão, pois a ZF pode ter se transformado mais cedo e isso teria forçado o hidrogênio a migrar para a ZTA, fragilizando essa região.

Além disso, a ferrita primária apesar de ser dúctil, é considerada sítio de nucleação de trincas por hidrogênio [19,20]. Dessa maneira, a sua presença mais evidente no metal de solda das amostras soldadas com o eletrodo AWS E6010 pode ter tido um papel importante na maior tendência à falha dessas amostras.

4. Conclusões

A tendência à fissuração por hidrogênio de um aço API 5L X70 soldado com eletrodos celulósicos de duas diferentes classes de resistência mecânica foi avaliada por meio do ensaio de implante e as conclusões desse trabalho são as seguintes:

- Os dois eletrodos estudados apresentaram elevados níveis de hidrogênio difusível: AWS E8010 apresentou um nível de hidrogênio difusível superior ao AWS E6010 (cerca de 12,5% superior);
- As microestruturas dos metais de solda foram similares, mas a obtida com o eletrodo AWS E8010 apresentou maior quantidade de ferrita acicular, além de ilhas de martensita (análise qualitativa);
- A região de grãos grosseiros da ZTA apresentou estrutura predominantemente bainítica;
- Microtrincas associadas ao hidrogênio foram observadas nas amostras que não falharam no ensaio de implante e foram mais comuns nas soldas feitas com o eletrodo AWS E8010;
- A curva de porcentagem de pinos falhados em função da carga aplicada e os tempos para falha sugerem que soldas realizadas na condição *undermatching* tiveram uma maior tendência a falhar, mesmo apresentando menos trincas induzidas pelo hidrogênio. Possíveis causas deste resultado são: (i) o menor aporte térmico ao se soldar com o eletrodo AWS E6010, que fez com que a taxa de resfriamento das soldas fosse maior e isso levou ao aparecimento de microestruturas mais susceptíveis a falhar; (ii) o fato do eletrodo AWS E6010 apresentar menos elementos de liga, induzindo o hidrogênio a migrar para a ZTA, fragilizando essa região; (iii) a menor resistência mecânica do MS leva à fratura final do corpo de prova com a formação de menores trincas.

Agradecimentos

Os autores agradecem o apoio financeiro da CAPES-PROEX, do CNPq e FAPEMIG para o desenvolvimento desse trabalho. Agradecem também à ESAB pelo fornecimento dos consumíveis de soldagem. A autora agradece à UFMG, em especial ao PPGEM, por essa oportunidade de realizar o seu projeto de mestrado.

Referências

- [1] Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget – ESAB. Catálogo de consumíveis. Brasil: ESAB; 2013.
- [2] American Society for Testing and Materials. ASTM E8/E8M-11: standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken: ASTM; 2011.
- [3] American Welding Society. AWS A4.3-93: standard methods for determination of the diffusible hydrogen content of martensitic, bainitic, and ferritic steel weld metal produced by arc welding. Miami: AWS; 2006.
- [4] Association Française de Normalisation. AFNOR NF A89-100: fissuration à froid sur implants. France: AFNOR; 1991. 11 p.
- [5] Sharma SK, Maheshwari S. A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*. 2017;38:203-217. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jngse.2016.12.039>.
- [6] American Welding Society. *Welding handbook: materials and applications*. 9th ed. Vol. 4. Miami: AWS; 2011. Chap. 1.
- [7] Martins WP. Utilização da técnica de emissão acústica no estudo da trinca de hidrogênio na soldagem de um aço de alta resistência [tese de doutorado]. Uberlândia: Universidade Federal de Uberlândia; 2013. 120 p.
- [8] Marques PV, Modenesi PJ. Algumas equações úteis em soldagem. *Soldagem e Inspeção*. 2014;19(1):91-102. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242014000100011>.
- [9] American Petroleum Institute. *Specification for line pipe steel API 5L*. 43rd ed. New York: API; 2012.
- [10] Dilthey U. *Welding technology II*. Aachen: Institut für Schweibtechnik und Fügetechnik - Aachen University; 2006.
- [11] Caloi G. Análise da soldabilidade do aço API 5L X- 80 por meio dos testes Tekken e de implante [dissertação de mestrado]. Rio de Janeiro: PUC Rio de Janeiro. 2008. 145 p.
- [12] Godinho IO. Parametrização para a soldagem do aço API 5L X70 pelo processo arame tubular com proteção gasosa [monografia]. Vitória: Universidade Federal do Espírito Santo; 2014. 53 p.
- [13] Padhy GK, Komizo Y. Diffusible hydrogen in steel weldments. *Joining and Welding Research Institute*. 2013,42(1):39-62.
- [14] Kim S, Im Y-R, Lee S, Lee H-C, Kim S-J, Hong JH. Effects of alloying elements on fracture toughness in the transition temperature region of base metals and simulated heat-affected zones of Mn–Mo–Ni low-alloy steels. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 2004;35A(7):2027-2037. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-004-0151-3>.
- [15] Bhole SD, Nemade JB, Collins L, Liu C. Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2006;173(1):92-100. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.10.028>.
- [16] Li H, Liang JL, Feng YL, Huo DX. Microstructure transformation of X70 pipeline steel welding heat-affected zone. *Rare Metals*. 2014;33(4):493-498. <http://dx.doi.org/10.1007/s12598-014-0344-x>.
- [17] Lee HW. Weld metal hydrogen-assisted cracking in thick steel plate weldments. *Materials Science and Engineering A*. 2007;445:328-335. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.046>.
- [18] Piza MTP. Estudo da suscetibilidade ao trincamento a frio, através da técnica de implantes, de dois aços estruturais usados na indústria offshore [dissertação de mestrado]. Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro; 1992.
- [19] Alcântara NG. Weld metal hydrogen cold cracking [thesis]. Inglaterra: Cranfield University; 1982. 322 p.
- [20] Raimundo CSFJ. Influência dos parâmetros de soldagem na formação de trincas a frio em juntas soldadas de aços ARBL [trabalho de conclusão de curso]. Campina Grande: Universidade Federal da Paraíba; 1998.