



08 a 11 de Outubro de 2018
Instituto Federal Fluminense
Búzios - RJ

EFEITO DO HIDROGÊNIO NAS TENSÕES RESIDUAIS DE TUBOS DE AÇO API 5L X65 FABRICADO PELO PROCESSO DE SOLDAGEM ERW

Alexandre M S Sant'Anna¹ - alexandre.anna@cefet-rj.br

Ivan N Bastos² - inbastos@iprj.uerj.br

João Marcos A Rebello³ - jmarcos@metalmat.ufrj.br

Maria Cindra Fonseca⁴ - mcindra@vm.uff.br.

¹ Centro Federal de Educação Tecnológica - RJ, Campus Itaguaí, Itaguaí, RJ, Brasil.

² Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Instituto Politécnico, Nova Friburgo, RJ, Brasil.

³ Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

⁴ Universidade Federal Fluminense, Niterói, RJ, Brasil.

Resumo. *As tensões residuais podem ser geradas durante os processos de transformação mecânicos, térmicos ou químicos, ou podem surgir a partir de carregamentos externos aplicados ao material metálico. A compreensão da influência da hidrogenação nas tensões residuais pode ser uma contribuição em potencial para entender o mecanismo de fragilização por hidrogênio em aços, em virtude que estas tensões internas desempenham um papel importante no crescimento e propagação de trincas internas. Fragilização por hidrogênio é um fenômeno que afeta a vida em serviço de tubos de aços utilizados para o escoamento de petróleo e seus derivados. A proposta deste artigo é apresentar um estudo do efeito da hidrogenação nas tensões residuais geradas no processo de fabricação de tubo de aço API 5L X65. As tensões residuais foram analisadas pela técnica de difração de raios-X, utilizando o método $\sin^2\Psi$, antes e após hidrogenação de amostras do metal base e zona de fusão da junta soldada do tubo, fabricado pelo processo de soldagem por resistência elétrica – Electric Resistance Welding (ERW). A hidrogenação das amostras foi realizada por ensaios eletroquímicos em solução simulada de solo, denominada NS4. Os resultados mostraram que a hidrogenação alterou a magnitude e/ou natureza das tensões residuais pré-existentes no aço. Para complementar a pesquisa, foram realizadas caracterização microestrutural do tamanho de grãos e ensaios mecânicos de tração uniaxial e impacto Charpy, onde foi constatado a degradação das propriedades mecânicas do aço na presença do hidrogênio.*

Keywords: *Tensões Residuais, Fragilização por Hidrogênio, Propriedades Mecânicas, Aço API 5L X65.*

1. INTRODUÇÃO

Os mecanismos de geração de tensões residuais estão relacionados com as deformações plásticas, gradientes de temperatura e alterações metalúrgicas sofridas pelo material durante os processos de fabricação, e geralmente, a combinação destes efeitos é responsável pelo estado final de tensões residuais (Yelbay *et al*, 2010). As fontes típicas de geração de tensões residuais durante o processo de fabricação de tubos de aço podem incluir o processo de laminação a quente de chapas, por intermédio de resfriamento diferenciado através da espessura da parede e ao longo de sua superfície, o processo de dobramento e soldagem das chapas e, até mesmo, a deformação plástica localizada gerada durante o manuseio de tubos para construção de dutos. No processo de fabricação de aços microligados, as tensões residuais podem ser geradas por segregações químicas nos contornos de grão ou pela presença de pequenas fases na microestrutura. Já nos processos de soldagem, a presença de tensões residuais pode está relacionada a transformação de fases devido ao ciclo térmico, com a existência de faixas com microestruturas distintas na superfície do aço (Boven *et al*, 2007). As tensões residuais geradas nos processos de soldagem são provocadas pela contração do metal devido ao fluxo de calor na zona de fusão (ZF) e/ou zona termicamente afetada (ZTA) do metal de base. Estas tensões térmicas são suficientes para causar escoamento e, conseqüentemente, o aumento de plasticidade na região de solda (Leggatt, 2008). O alto fluxo de calor durante o processo de soldagem pode provocar alterações microestruturais na ZTA e no metal base (MB) do aço, resultando em desenvolvimento de tensões residuais de elevada magnitude, que podem aumentar o risco de falha do material, quando somadas a carregamentos externos, ou até mesmo acelerar o processo de degradação das propriedades mecânicas do material (Mark *et al*, 2012). A deformação plástica produzida durante o processo de fabricação de tubos, além de gerar tensões residuais, também podem ser responsáveis pelo aumento do fluxo de difusão e concentração de hidrogênio na rede cristalina do aço, que pode dar início ao processo de fragilização. Este aumento no fluxo de difusão de hidrogênio pode ser atribuído ao aumento de defeitos cristalinos, até mesmo a interação entre discordâncias pré-existentes na rede cristalina do aço, que funcionam com armadilhas de aprisionamento de hidrogênio (Wu *et al*, 2015). A presença do hidrogênio na rede cristalina do aço pode provocar degradações graves em suas propriedades mecânicas do aço, uma vez que o hidrogênio acumulado em defeitos e imperfeições pode alterar o estado de tensões residuais. Alteração na magnitude e/ou natureza das tensões residuais provocada pelo hidrogênio em torno de defeitos cristalinos pode reduzir a plasticidade localizada e, conseqüentemente, facilitar o movimento de discordâncias, que pode provocar a fragilização por hidrogênio do aço (Dabah *et al*, 2014). Durante processo termomecânico controlado - TMCP (*Thermo-Mechanic Controlled Process*) aplicado para a fabricação de chapas de aço de alta resistências baixa liga (ARBL), os tratamentos térmicos de recozimento e normalização provocam mudanças na densidade dos contornos de grãos, aumentando sua área total e desorientação cristalográfica e, conseqüentemente, podem permitir uma maior concentração de hidrogênio nestes defeitos cristalinos e deixar o aço suscetível à fragilização por hidrogênio (Ghosh *et al*, 2013). As tubulações de aços da classe 5L API (*American Petroleum Institute*) utilizadas na indústria do petróleo para o escoamento do óleo cru de petróleo estão propensas a falhas causadas pela fragilização por hidrogênio. O gás sulfídrico (H₂S), presente no óleo cru de petróleo, promove uma reação eletroquímica na superfície das paredes internas dos tubos, ocorrendo reações de oxidação do ferro e de redução do íon de hidrogênio. Inicialmente, o hidrogênio monatômico gerado nesta reação é adsorvido em toda superfície da parede do tubo e, posteriormente, absorvido pela rede cristalina do aço por

intermédio de mecanismo de difusão intersticial. Durante o mecanismo de difusão, o hidrogênio monatômico pode ser aprisionado em defeitos cristalinos, tais como contornos de grãos, precipitados e discordâncias (Wang *et al*, 2009; Dong *et al*, 2009). Uma vez que as interações hidrogênio-metal são muito complexas, várias teorias foram propostas por diversos pesquisadores para explicar fenômeno de fragilização por hidrogênio – *Hydrogen Embrittlement* (HE). Existem dois modelos de micromecanismos de fragilização de hidrogênio, consagrados por vários autores, que são: aumento da plasticidade localizada pelo hidrogênio - *Hydrogen Enhanced Local Plasticity* (HELP) e decoesão induzida pelo Hidrogênio - *Hydrogen-Induced Decohesion* (HEDE) (Beachem, 1972; Troiano, 1960). O micromecanismo HELP é caracterizado pela recombinação do hidrogênio atômico em defeitos cristalinos e/ou trincas internas, gerando pelo gás H₂S. A presença deste gás em defeitos da rede cristalina promove um aumento de plasticidade localizada, que facilita a mobilidade de discordâncias e, conseqüentemente, provoca a redução da resistência ao cisalhamento do metal. No entanto, o micromecanismo HEDE considera a hipótese de que um aumento localizado de concentração de hidrogênio intersticial na rede cristalina do metal diminui a força coesiva das ligações atômicas, provocando a redução da energia de fratura (Olden *et al*, 2012). Este trabalho apresenta um estudo do efeito da hidrogenação nas tensões residuais de tubo do aço API 5L X65, fabricado pelo processo de soldagem ERW, por intermédio de ensaios eletroquímicos, análise de tensões residuais, caracterização metalográfica do tamanho de grãos e ensaios mecânicos, utilizando amostras do metal base e da zona de fusão do tubo.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Material

As amostras foram retiradas de uma secção de tubo de aço API 5L X65, com espessura de parede de 168,3 mm e diâmetro e 9,5 mm, fabricado por processo ERW longitudinal. A composição química e as propriedades mecânicas do aço especificadas pela Norma API 5L (2012) e fabricante do tubo são mostradas nas Tabelas 1 e 2, respectivamente.

Tabela 1. Composição química (%p) do aço API 5L X65.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	Mo	V	Ti
0,128	0,247	1,35	0,011	0,0035	0,022	0,016	0,051	0,0024	0,003	0,0029
Al	B	Sn	Ca	Cu	Pb	W	Zn	As	Fe	
0,033	<0,0005	0,0062	0,002	0,247	<0,003	0,015	<0,002	0,0057	Balanço	

Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço API 5L X65

Dados	Tensão limite de escoamento (MPa)	Tensão limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
Norma API 5L (PSL 1)	≥ 448	≥ 531	≥ 18
Fabricante	476	575	36

O efeito da hidrogenação nas tensões residuais e propriedades mecânicas do metal base (MB) e zona de fusão (ZF) de juntas soldadas do aço foi estudado com a utilização de 24

corpos de prova (Cps), com seção transversal cilíndrica, para ensaios de tração uniaxial e 18 Cps para os ensaios de impacto Charpy. A Figura 1 mostra os as dimenções dos Cps, usinados de acordo com a Norma ASTM A370-16 (2014).



Figura 1- Desenho esquemático dos corpos de prova (a) tenacidade ao impacto Charpy e (b) tração uniaxial.

2.2 Tratamentos aplicados aos corpos de prova

Os corpos de prova de tenacidade ao impacto Charpy foram tratados para as seguintes condições: 1) Como recebido (CR); 2) Hidrogenado (H) e 4) Tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) + Hidrogenado (H). Enquanto que os corpos de prova de tração uniaxial receberam os seguintes tratamento: 1) Como recebido (CR); 2) Hidrogenação (H); 3) Tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT); 4) Tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) + Hidrogenação (H); e 5) Tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) + Pré-deformação (PD) + Hidrogenação (H). A Figura 2 mostra os tratamentos aplicados aos Cps, onde a análise de tensões residuais foi realizada antes e após cada tratamento.

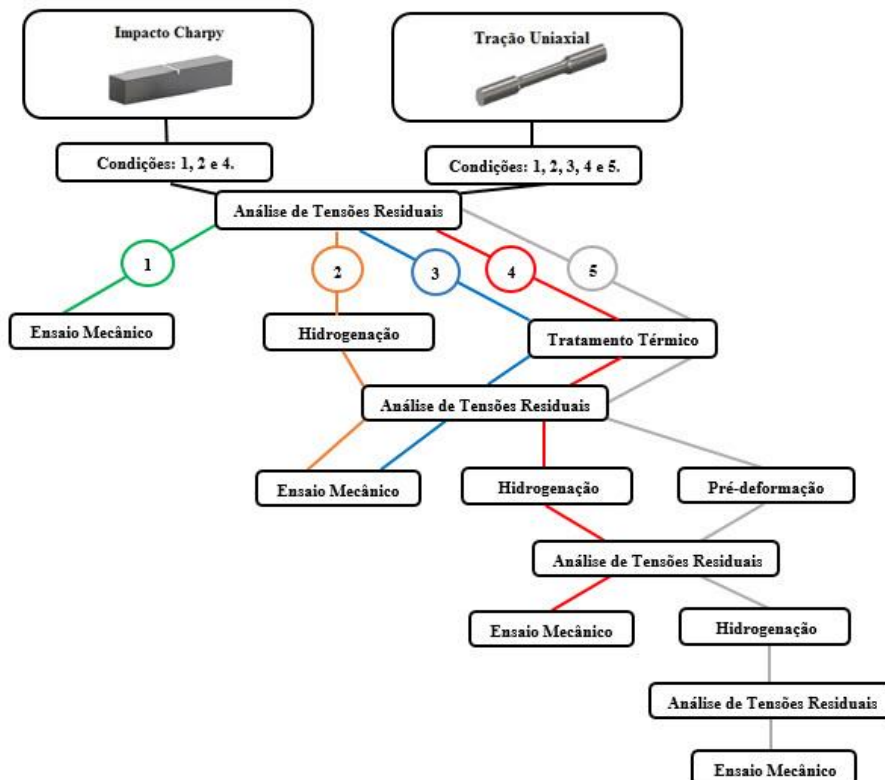


Figura 1 - tratamento aplicados nos corpos de prova de tenacidade e tração uniaxial.

O tratamento térmico de alívio de tensões foi realizado nos Cps do MB e ZF, utilizando um forno tubular com atmosfera controlada com gás argônio, com a aplicação da taxa de aquecimento médio de 15 °C/min, manutenção da temperatura a 650 °C durante duas horas e taxa de resfriamento médio em forno de 1,5 °C/min. O alívio das tensões nos Cps foi verificado por intermédio de análise de tensões por difração de raios-X.

A pré-deformação dos corpos de prova foi realizada em máquina de tração uniaxial com a aplicação de uma carga capaz de produzir uma deformação plástica correspondente a 15% do alongamento percentual máximo do aço.

O tratamento de hidrogenação dos Cps foi realizado por método eletroquímico, utilizando a solução eletrolítica, denominada NS4, desenvolvida por Parkins *et al* (1994). A solução NS4 simula a corrosividade do solo e será usada como fonte de hidrogênio nos ensaios eletroquímicos, onde amostras do MB e ZF do tubo serão polarizadas catodicamente para a geração de hidrogênio monoatômico em sua superfície. O potencial catódico aplicado na hidrogenação dos Cps foi gerado por um potenciostato – modelo Onmimetra 39, utilizando uma célula eletroquímica composta de três eletrodos: eletrodo de trabalho (aço API 5L X65), contra-eletrodo (fio de platina) e eletrodo referência – calomelano saturado (ECS) em solução eletrolítica NS4. A composição química da solução NS4 (expressa em g/L) é a seguinte: 0,122 KCl, 0,483 NaHCO₃, 0,181 CaCl₂.2H₂O e 0,131 MgSO₄.7H₂O. A solução NS4 foi desaerada com borbulhamento de gás N₂. O potencial catódico aplicado durante o tratamento de hidrogenação dos Cps foi de 1.454 mV_{ecs}, o que corresponde a aproximadamente 700 mV abaixo do potencial de corrosão do aço (Bueno, 2014). O tempo de hidrogenação foi determinado levando-se em consideração a relação da concentração de hidrogênio [C_(x, t)/C₀], descrita pela 2ª Lei de Fick (Eq. 1), com as condições experimentais específicas e de contorno, que foi implementada pela linguagem computacional SCILAB 5.3 (INRIA-ENPC). Na simulação, a concentração de hidrogênio foi determinada em função da espessura dos Cps (L), bem como pela concentração superficial de hidrogênio (C₀) de 0,26 ppm e coeficiente de difusão (D) de 7,93 x 10⁻¹¹ m²/s, utilizados por Olden *et al* (2012) em ensaios eletroquímicos realizados com a mesma classe de aço API.

$$\frac{C(x,t)}{C_0} = 1 - \frac{4}{\pi} \sum_{n_p=0}^{\infty} \frac{(-1)^{n_p}}{2n_p+1} \exp\left[-(2n_p+1)^2 \cdot \frac{\pi^2}{4} \cdot \frac{Dt}{L^2}\right] \cdot \cos\left[\left(\frac{2n_p+1}{2}\right) \cdot \pi \cdot \frac{x}{L}\right] \quad (1)$$

Onde: C₀ = concentração superficial; D = coeficiente de difusão; L = espessura do corpo de prova; t = tempo de hidrogenação; e n_p = número de termos da série de potências.

Os tempos de hidrogenação aplicados nos ensaios eletroquímicos foram de 40 horas para os Cps de tração uniaxial, com 4,0 mm de diâmetro, e 126 horas para os Cps de impacto Charpy, com espessura de 7,5 mm. O tempo total de hidrogenação aplicado no ensaio eletroquímico foi considerado aquele em que o centro dos Cps atinge 90 % da concentração superficial (C₀) de hidrogênio.

2.3 Caracterização metalográfica

Os tamanhos dos grãos do metal base (MB) e zona de fusão (ZF) foram analisados em Microscópio Óptico da marca Olympus, modelo BX 55M, utilizando o *Software – Grain Intercept by Stream Essentials*,

2.4 Análise de tensões residuais

As análises das tensões residuais superficiais nos corpos de prova de tração uniaxial e tenacidade ao impacto Charpy, tanto do MB como da ZF do tubo, foram realizadas por difração de raios-X, método $\text{sen}^2\Psi$, nas direções longitudinal (L) e transversal (T), imediatamente após cada tratamento aplicado aos Cps. Para análise de tensões residuais foi usado um analisador de tensões da marca Stresstech, modelo XStress3000, cujos parâmetros são mostrados na Tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros utilizados no sistema de análises das tensões residuais.

Ângulo de incidência (2θ)	156,8°
Plano de difração (hkl)	(211)
Radiação	CrK α
Comprimento da onda λ CrK α (Å)	2,29092
Corrente (mA)	6,7
Tensão (kV)	30
Inclinação ψ	0°, 18°, 27° 33° e 45°
Tempo de exposição (s)	10,0

2.5 Ensaios Mecânicos

Os ensaios mecânico foram realizados de acordo Norma ASTM A370-16 (2014), na temperatura de 22° C. Os ensaios de tração uniaxial foram realizados em uma máquina universal da marca Shimadzu, modelo AG-X, com aplicação de taxa de deslocamento da ponte de 0,10 mm/s. Enquanto que os ensaios de tenacidade ao impacto Charpy foram realizados em equipamento de martelo pendular com capacidade de 300 J - marca Heckert.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Caracterização metalográfica

A caracterização dos grãos das microestruturas do MB e ZF mostraram um tamanho médio de grãos de 9,6 e 10,0 μm , respectivamente, estando de acordo com os parâmetros estabelecidos pela Norma API 5L (2012) para a fabricação de tubos pelo processo ERW, conforme pode ser visto na Figura 3.

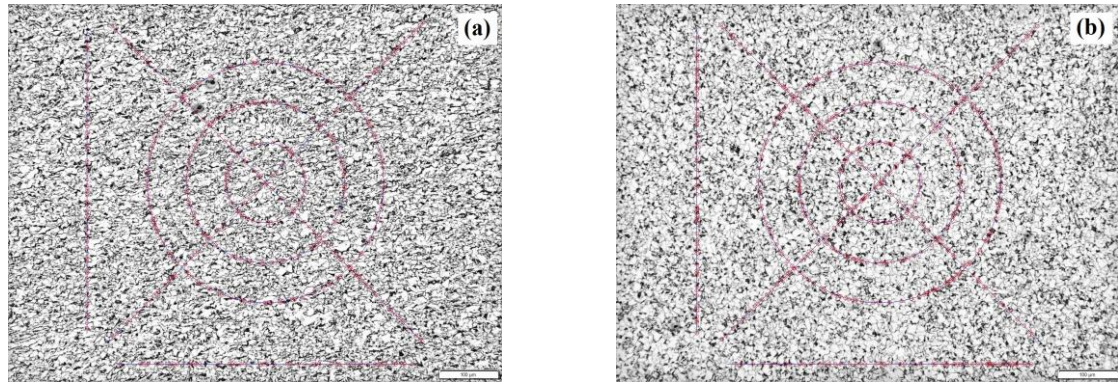


Figura 3 - Caracterização dos grãos da microestrutura: (a) metal base; (b) zona de fusão.

3.2 Análise de Tensões Residuais

Os resultados das análises de tensões residuais realizados nos Cps de impacto Charpy, retirados do MB e ZF do tubo, mostraram que após a TTAT a magnitude das tensões residuais foram reduzidas de forma significativa. No entanto, o tratamento de hidrogenação nos Cps com TATT provocou um aumento expressivo na magnitude das tensões residuais. Na direção longitudinal, este tratamento reverteu a natureza das tensões residuais de trativas para compressivas nos Cps do MB, como pode ser visto na Figura 4.

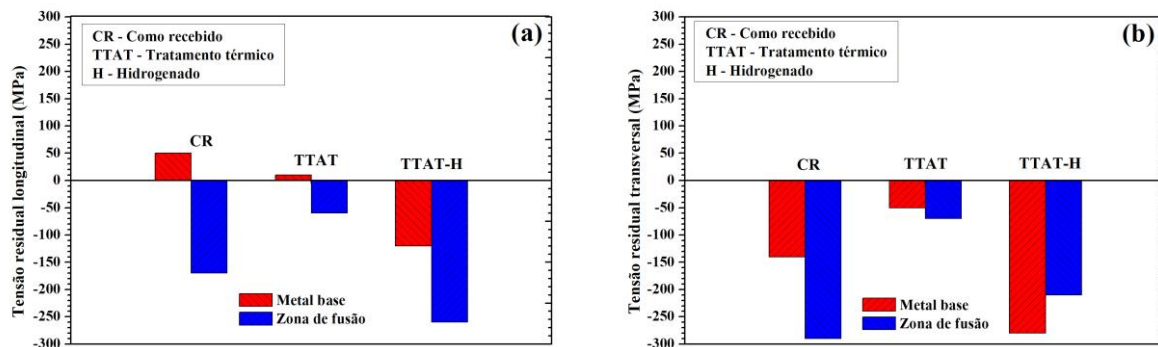


Figura 4 - Tensões residuais em corpos de prova de impacto Charpy: (a) direção longitudinal e (b) direção transversal.

As análises de tensões residuais realizadas nos Cps de tração uniaxial após TTAT, tanto do MB como da ZF, mostraram que as tensões residuais sofreram reduções significativas em sua magnitude. Cabe ressaltar que nos Cps da ZF, após TTAT, experimentaram inversão de natureza, as que tensões eram trativas passaram a ser compressivas, com baixa magnitude. A pré-deformação aplicada aos Cps, pós TTAT, aumentou a magnitude das tensões residuais, com era de se esperar. Com a hidrogenação destes Cps ocorreu um aumento na magnitude das tensões residuais e, ainda, na direção transversal houve uma inversão de sua natureza, de compressivas passaram a ser trativas. O comportamento das tensões residuais nos Cps pós tratamento pode ser visto na Figura 5.

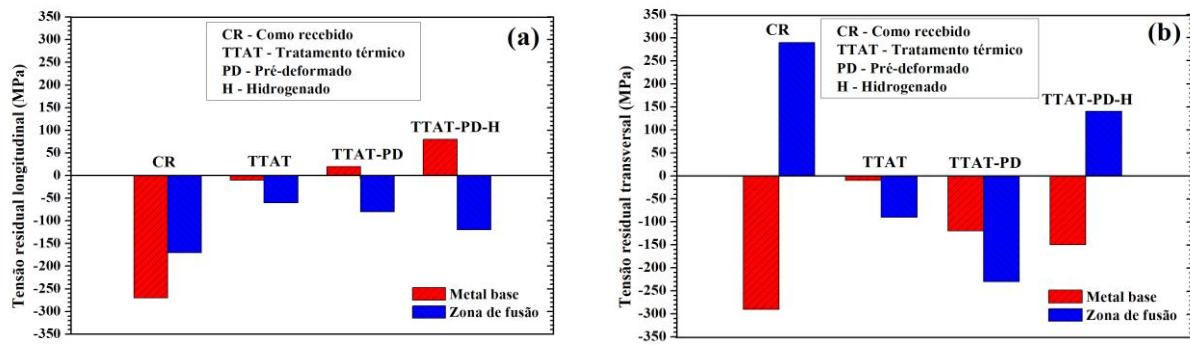


Figura 5 - Tensões residuais em corpos de prova de tração uniaxial: (a) direção longitudinal e (b) direção transversal.

As alterações na magnitude e natureza das tensões residuais provocadas pelo hidrogênio podem ser explicadas pela literatura (Dabah *et al*, 2014; Mouanga *et al*, 2010; Toribio *et al*, 2011), porque o aprisionamento de hidrogênio monatômico nas inclusões ou defeitos da rede cristalina do aço pode promover deformação plástica localizada, contribuindo para a ocorrência do micromecanismo HELP. As deformações plásticas provocadas pelo hidrogênio causam desordem na rede cristalina e/ou deformação nos planos cristalográficos, que podem provocar mudanças significativas na magnitude das tensões residuais e favorecer o processo de nucleação e propagação de trincas e, conseqüentemente, a fragilização por hidrogênio do aço (Dabah *et al*, 2014). Além disso, o endurecimento provocado por alterações microestruturais de aço pode ter sido desencadeado pela interação entre as discordâncias e os campos de tensões residuais pré-existentes em torno destes defeitos cristalinos, o que pode ter facilitado o acúmulo de hidrogênio monatômico e a geração de gás H_2 nestes defeitos (Mouanga *et al*, 2010). O aumento da pressão interna entorno de defeitos cristalinos, produzido pelo gás H_2 , pode levar ao aumento da deformação plástica localizada e, conseqüentemente, alterar a magnitude e a natureza das tensões residuais nessas regiões [5].

3.3 Efeito da hidrogenação nas propriedades mecânicas

A hidrogenação dos Cps para os ensaios de impacto Charpy afetou de forma significativa a tenacidade do aço, que pode ser explicado pelas diferentes microestruturas apresentadas pelo MB e ZF. O desempenho das amostras do MB não foi muito afetado pelo tratamento de hidrogenação. Por outro lado, as amostras da ZF apresentaram uma diminuição da energia absorvida após a hidrogenação. Os Cps do MB que receberam TTAT mostraram um amolecimento após a hidrogenação, evidenciado pelo aumento significativo de energia absorvida no impacto, enquanto que as amostras da ZF experimentaram uma redução não muito significativa na tenacidade. O desempenho das amostras do MB e ZF do tubo, após os tratamentos aplicados, pode ser visto na Figura 6.

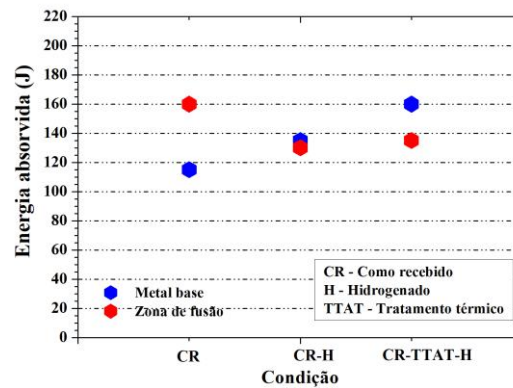


Figura 6 – Energia absorvida no impacto Charpy.

O comportamento das amostras da ZF, pós tratamento de hidrogenação, no ensaio de tenacidade ao impacto apresentou uma redução não muito expressiva na energia absorvida. Este comportamento pode ser explicado pela presença de tamanho de grão mais heterogêneo em sua microestrutura. No entanto as amostras do MB, após análise metalográfica, apresentou menor tamanho de grão em relação às amostras da ZF, o que explica o aumento de tenacidade dos Cps após a hidrogenação, que caracteriza o amolecimento do aço. As microestruturas com grãos menores têm maior área de contornos de grãos em comparação com grãos secundários, o que pode ser um fator importante para o acúmulo de hidrogênio monatomico em suas interfaces, que pode facilitar o movimento das discordâncias (Ghosh *et al*, 2013). Sendo assim, os resultados da energia absorvida são complexos e provavelmente não podem ser determinados por apenas uma propriedade ou tratamento.

Os ensaios mecânicos de tração uniaxial mostraram que a presença do hidrogênio na rede cristalina do aço degradou suas propriedades mecânicas, como pode ser observado na Figura 7. O tratamento de hidrogenação nas amostras do MB e ZF provocou uma redução no limite de escoamento e resistência mecânica, fragilizando desta forma o aço. Este fenômeno de fragilização pode ser explicado pelo aumento da concentração de hidrogênio monoatômico nos defeitos da rede cristalina do aço durante o processo de difusão (Hardie *et al*, 2006). As amostras MB, tratadas termicamente e hidrogenadas, apresentaram melhores resultados do que amostras que foram somente hidrogenadas, que pode ser explicado porque o TTAT diminuiu a interação das tensões residuais com o hidrogênio, como pode ser constatado na Figura 7(a). No entanto, as amostras do MB que sofreram TTAT e logo em seguida sofreram pré-deformação, quando hidrogenadas apresentaram um comportamento catastrófico, ou seja, a hidrogenação reduziu de forma significativa as propriedades mecânicas do aço.

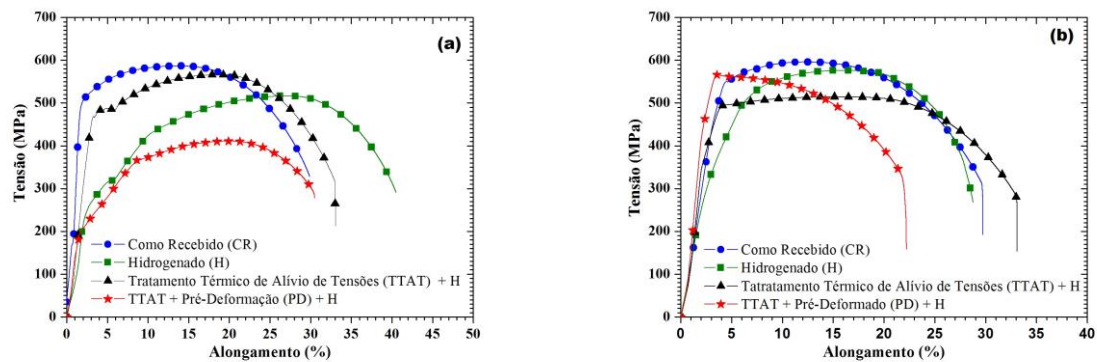


Figura 7 – Curva tensão vs. deformação: (a) metal base e (b) zona de fusão.

A Figura 7(b) mostra o comportamento mecânico das amostras da ZF do tubo, onde pode ser constatado que não houve uma diferença significativa no regime elástico entre todas as condições de hidrogenação. Contudo, todas amostras da ZF que sofreram tratamento de hidrogenação apresentaram redução no limite de resistência. Como já havia acontecido com o MB, o efeito da hidrogenação em amostras da ZF, tratadas termicamente e pré-deformadas, foi deletério, onde o limite de resistência e ductilidade sofreram uma redução drástica. Esta fragilização por hidrogênio do aço pode ser explicada pelo aumento do número de discordâncias provocadas pela deformação plástica, que permitiu uma maior interação entre esses defeitos e o hidrogênio. A deformação plástica pode ter facilitado o processo de difusão do hidrogênio monatômico e, conseqüentemente, ter provocado o aumento da concentração de hidrogênio na rede cristalina, que gerou gás H_2 entorno destes defeitos cristalinos. A presença de gás H_2 em torno defeitos cristalinos pode produzir deformação plástica localizada e favorecer a nucleação e propagação de trincas internas e superficiais, dando início ao processo de fragilização do aço. Esse comportamento é consistente com a literatura, uma vez que muitos autores relataram a influência do hidrogênio na redução da resistência mecânica e ductilidade do aço (Fallahmohammadi *et al*, 2014; Arafin *et al*, 2011; Zhu *et al*, 2015; Lee *et al*, 2011).

4. CONCLUSÕES

- 1) A hidrogenação provocou alterações significativas na magnitude e/ou natureza das tensoes residuais pré-existentes nas amostras metal base e zona de fusão, em todas as condições ensaiadas.
- 2) A presença do hidrogênio na rede cristalina do aço alterou o nível de energia absorvida no impacto, tanto para amostras do metal base quanto da zona de fusão. No metal base houve um aumento de tenacidade, já para zona de fusão houve uma redução.
- 3) As propriedades mecânicas do aço foram degradadas na presença do hidrogênio. Nas amostras tratadas termicamente e pré-deformadas, tanto do metal base quanto da zona de fusão, o efeito do hidrogênio foi deletério, ocorreram reduções significativas no limite de escoamento, resistência mecânica e ductilidade.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, CAPES e FAPERJ pelo apoio financeiro dado a presente pesquisa.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- API Specification 5L. Forty-Fifth Edition. *API Publishing Services*. 2012; Washington, USA.
- Arafin MA, Szpunar JA. Effect of bainitic microstructure on the susceptibility of pipeline steels to hydrogen induced cracking. *Materials Science and Engineering*. 2011; 528: 4927-40.
- ASTM A370-16. Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products. *ASTM International*. 2014; USA.
- Beachem C. A new model for the hydrogen-assisted cracking. *Metal and Materials International*. 1972; 3: 441-55.
- Boven GV, Chen W, Rogge R. The Role of Residual Stress in Neutral pH Stress Corrosion Cracking of Pipeline Steels - Part I: Pitting and Cracking Occurrence. *Acta Materialia*. 2007; 55: 29-42.
- Bueno AHS, Moreira ED, Gomes JCP. Evaluation of stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement in an API grade steel. *Engineering Failure Analysis*. 2014; 36: 423-31.
- Dabah E, Kannengiesser TH, Eliezer D, Boellinghaus TH. Hydrogen Interact with Residual Stresses in Steel Studied by Synchrotron X-Ray Diffraction. *Journal Material Science*. 2014; 772: 91-95.
- Dabah E, Kannengiesser TH, Eliezer D, Boellinghaus TH. Hydrogen Interact with Residual Stresses in Steel Studied by Synchrotron X-Ray Diffraction. *Journal Material Science*. 2014; 772: 91-95.
- Dong CF, Li XG, Liu ZY, Zhang YR. Hydrogen-induced cracking and healing behaviour of X70 steel. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009; 484: 966-72.
- Fallahmohammadi E, Bolzoni F, Fumagalli G, Re G, Benassi G, Lazzari, L. Hydrogen diffusion into three metallurgical microstructures of a Ce-Mn X65 and low alloy F22 sour service steel pipelines. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2014; 39: 13300-13.
- Ghosh KS, Mondal DK. Effect of grain size on mechanical electrochemical and hydrogen embrittlement behaviour of a micro-alloy steel. *Materials Science and Engineering*. 2013; A 559: 693-705.
- Hardie D, Charles EA, Lopez AH. Hydrogen embrittlement of high strength pipeline steels. *Corrosion Science*. 2006; 48: 4378-85.
- Lee YH, Lee HM, Kim Y, Hahm SH. Mechanical degradation of API X65 pipeline steel by exposure to hydrogen gas. *Metals and Materials International*. 2011; 17: 389-95.
- Leggatt RH. Residual Stresses in Welded Structures. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2008; 85:144-151.
- Mark AF, Francis JA, Dai H, Turski M, Hurrell PR, Bate SK, Kornmeier JR, Withers PJ. On the Evolution of Local Material Properties and Residual Stress in a Three-pass SA508 steel weld. *Acta Materialia*. 2012; 60: 3268-3278.
- Mouanga M, Berçot P, Takadoum J. Effect of residual stresses on hydrogen permeation in iron. *Corrosion Science*. 2010; 52: 2010-14.
- Olden V, Alvaro A, Akselsen OM. Hydrogen diffusion and hydrogen influenced critical stress intensity in an API X70 pipeline steel welded joint - Experiments and FE simulations. *International Journal of Hydrogen Energy*. 2012; 37: 11474-86.
- Parkins RN, Blanchard JR, Delanty BS. Transgranular stress corrosion cracking of high-pressure pipelines in contact with solutions of near neutral pH. *Corrosion*. 1994; 50: 394-408.
- Toribio J, Lorenzo M, Vergara D, Kharin V. Effects of manufacturing-induced residual stresses and strains on hydrogen embrittlement of cold drawn steels. *Procedia Engineering*. 2011; 10: 3540-45.
- Troiano A. The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals. *Edward de Mille Campbell memorial lecture*. Trans ASM 1960; 52: 147-57.
- Wang R. Effects of hydrogen on the fracture toughness of a X70 pipeline steel, *Corrosion Science*. 2009; 51: 2803-2810.
- Wu T, Yan M, Zeng D, Xu J, Sun C, Yu C, Ke W. Hydrogen permeation of X80 steel with superficial stress in the presence of sulfate-reducing bacteria. *Corrosion Science*. 2015; 91: 86-94.
- Yelbay HI, Camb I, Hakan CG. Non-destructive Determination of Residual Stress State in Steel Weldments by Magnetic Barkhausen Noise Technique. *Independent Nondestructive Testing and Evaluation International*. 2010; 43: 29-33.
- Zhu Y, Li L, Wang C. Effects of tensile stresses on the oscillatory electrodisolution of X70 carbon steel in sulfuric acid solution. *Corrosion Science*. 2015; 94: 445-51.

Abstract

Residual stresses can be generated during the mechanical, thermal or chemical processing or may arise from external loads applied to the metallic material. Understanding of the influence of hydrogenation on residual stresses can be a potential contribution to understand the

mechanism of hydrogen embrittlement in steels, because these internal stresses play an important role in the growth and propagation of internal cracks. hydrogen embrittlement is a phenomenon that affects the life in service of steels used in pipelines for the flow of oil and its derivatives. The purpose of this paper is to present a study of the effect of hydrogenation on residual stresses generated in manufacturing process of the API 5L X65 steel tube. Residual stresses were analyzed by the X-ray diffraction technique, using the $\text{sen}^2\Psi$ método method, before and after hydrogenation of samples of the base metal and weld zone of the tube welded manufactured by the electric resistance welding process (ERW). Hydrogenation of the samples was carried out by electrochemical tests in simulated solution of soil, denominated NS4. The results showed that the hydrogenation altered the magnitude and/or nature of the residual stresses pre-existing in the steel. In addition to the research, characterization were performed microstructural grain size, mechanical tests uniaxial tensile and Charpy impact, where it was found the deterioration of mechanical properties of steel in the presence of hydrogen.

Keywords: *Residual stresses; Hydrogen Embrittlement; Mechanical Properties; API 5L Steel.*