

Tema: Corrosão

COMPORTAMENTO EM ENSAIO CHARPY PARA TUBO API 5L X65 APÓS DIFERENTES TEMPOS DE IMERSÃO EM SOLUÇÃO SATURADA POR H₂S*

Bryane Prando Brandão¹
 Duberney Hincapié-Ladino²
 Rodrigo Magnabosco³
 Gustavo Henrique Bolognesi Donato⁴
 William Naville⁵
 Neusa Alonso-Falleiros⁶

Resumo

Aços microligados expostos a ambientes contendo H₂S e CO₂ (sour gas) sofrem corrosão generalizada que promovem a entrada de hidrogênio atômico no metal, causando fragilização por hidrogênio, podendo gerar falhas graves no material. O objetivo deste trabalho é estudar o grau de fragilização, utilizando ensaio Charpy, de um tubo API 5L X65 após diferentes tempos de imersão em uma solução saturada com H₂S. O eletrólito empregado foi solução A (ácido acético contendo cloreto de sódio) da norma NACE TM0284-2011, fazendo-se purga com N₂ e injeções de H₂S. Os corpos de prova padronizados foram imersos durante 96 e 360 horas, sendo que após doze dias do término da imersão, foram realizados os ensaios Charpy. Foram levantadas as curvas da energia absorvida em função da temperatura, para corpos de prova com e sem imersão. Os resultados mostraram que mesmo após imersão, não houve modificação significativa na temperatura de transição do material, apenas uma pequena diminuição da energia absorvida. Esse comportamento sugere que o teor de hidrogênio em solução sólida aumentou em função do tempo de imersão, levando a tais resultados. O refinamento da microestrutura e o baixo nível de inclusões estão relacionados a baixa quantidade e uniformidade da distribuição dos sítios de ancoramento de hidrogênio irreversível, o que pode explicar o desempenho obtido.

Palavras-chave: Charpy; API X65; H₂S; Solução A.

PERFORMANCE OF AN API 5L X65 STEEL SUBMITTED TO CHARPY TESTS AFTER DIFFERENT TIMES OF IMMERSION IN SATURATED SOLUTION FOR H₂S

Abstract

Microalloyed steels exposed to environments containing CO₂ and H₂S (sour gas) suffer general corrosion that promote the entry of atomic hydrogen in the metal, causing hydrogen embrittlement, which can generate serious flaws in the material. The objective of this paper is to study the degree of embrittlement by Charpy test in an API 5L X65 sour steel after different immersion times in a H₂S saturated solution. The electrolyte used was solution A (acetic acid containing sodium chloride) of NACE TM0284-2011, purged with N₂, with injection of H₂S. The specimens were immersed for 96 or 360 hours, and twelve days after immersion, Charpy tests were performed. The curves of absorbed energy as a function of temperature for specimens with and without immersion were obtained, and the results showed that even after immersion, no significant change in the transition temperature of the material was observed, and just occurred a minor decrease of the maximum absorbed energy. This behavior suggests that the hydrogen content in solid solution increased as a function of immersion time, leading to such results. The refinement of the microstructure and low level of inclusions is related to low quantity and uniformity of distribution of sites of irreversible locking of hydrogen, which may explain the obtained performance.

Keywords: Charpy; API X65; H₂S; Solution A.

- ¹ Eng. Metalurgista e de Materiais, Mestranda, Programa de Eng. Metalúrgica e de Materiais, EPUSP, São Paulo, SP, Brasil.
- ² Eng. Mecânico, Doutorando, Programa de Eng. Metalúrgica e de Materiais, EPUSP, São Paulo, SP, Brasil.
- ³ Engenheiro Metalurgista, Doutor, Docente, Depto. Engenharia de Materiais, Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, SP, Brasil.
- ⁴ Eng. Mecânico, Doutor, Docente, Depto. Eng. Mecânica, Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, SP, Brasil.
- ⁵ Eng. Mecânico, Mestre, Docente, Depto. Eng. de Materiais, Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, SP, Brasil.
- ⁶ Eng. Metalurgista, Doutora, Docente, Depto. Eng. Metalúrgica e de Materiais, EPUSP, São Paulo, SP, Brasil.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Devido ao crescimento acelerado do consumo de energia, e conseqüentemente ao aumento da demanda na exploração de gás natural, petróleo e seus derivados, que cada vez mais estão ocorrendo em locais inóspitos e sob condições operacionais crescentemente severas [1] tem se exigido tubulações com melhores propriedades e que sejam economicamente viáveis.

O transporte do Gás Natural e do Petróleo é realizado geralmente através de longas distâncias, e para isso usa-se o transporte dutoviário, que consiste na união de tubos de aços microligados que obedecem à norma da American Petroleum Institute – API 5L [2], e entre os tubos mais utilizados estão API 5L X65, X70 e X80 [3].

Sabe-se que o número de novos poços contendo H₂S está aumentando comparativamente aos poços convencionais. Isso é devido ao aumento do consumo durante as últimas décadas [4]. Os tubos que são expostos a gás que contém H₂S devem apresentar elevada resistência à corrosão ácida, e tal característica é muito importante devido aos fenômenos de degradação por hidrogênio [5], como a fratura induzida pelo hidrogênio (Hydrogen Induced Cracking - HIC) e corrosão sob tensão na presença de sulfeto (Sulfide Stress Cracking - SSC).

Quando os aços são expostos a ambientes aquosos contendo H₂S à temperatura ambiente, reagem segundo a reação $Fe + H_2S \rightarrow FeS + 2H$ [6], o hidrogênio pode recombinar se formando hidrogênio molecular (H₂) na superfície do tubo, e este não causa nenhum dano no metal uma vez que a absorção do hidrogênio molecular na matriz do aço não é possível, porém na presença de H₂S parte desse hidrogênio atômico se difunde através do aço. Os átomos de hidrogênio podem ficar em solução sólida ou recombinar-se em hidrogênio molecular nas inclusões e descontinuidades na matriz do metal [6], que atuam como os locais de captura de hidrogênio e causam degradação do aço.

HIC geralmente ocorre paralelo a direção de laminação, na ausência de tensões e pode ser intensificada por alguns fatores, como por exemplo, a presença de bandas de segregação, onde são formadas estruturas de baixa ductilidade as quais atuam como lugares preferenciais para o acúmulo de hidrogênio atômico [7] e posterior trincamento. Outro fator importante que afeta diretamente a susceptibilidade ao HIC, é a presença de inclusões alongadas não metálicas (tipo, tamanho e morfologia) principalmente inclusões de sulfeto (MnS), essas geralmente são formadas durante a fabricação do aço ou durante os processos de desoxidação e dessulfuração [8]. Estes são os sítios de ancoramento de hidrogênio irreversível.

O estudo e maior conhecimento do comportamento mecânico dos aços utilizados na fabricação de dutos para o transporte de hidrocarbonetos e seus derivados permitem a garantia da integridade dos dutos, que é essencial à indústria de petróleo e gás, pois estas têm grande responsabilidade ambiental e com a sociedade.

Neste trabalho, realizou-se ensaio Charpy, de um tubo API 5L X65 após diferentes tempos de imersão em uma solução saturada com H₂S e foram levantadas as curvas da energia absorvida em função da temperatura, para corpos de prova com e sem imersão para comparação. Foram realizados exames por microscopia ótica e eletrônica de varredura para análise da microestrutura e inclusões.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas amostras de um tubo API 5L X65 sour. As principais características do tubo disponível para esta pesquisa estão apresentadas na Tabela 1 assim como sua composição química apresentada na Tabela 2.

Tabela 1. Características do tubo disponível para esta pesquisa

| Identificação | Forma | Dimensões (mm) | |
|---------------|-------|----------------|-----------|
| | | Diâmetro | Espessura |
| T-X65 | Tubo | 813 | 20,6 |

Tabela 2. Composição Química do metal base do tubo T- X65

| | C | S | P | Al | Si | Cu | Cr | Mn | Ni | Mo | N | V+Ti+Nb |
|-------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|---------|
| T-X65 | 0,04 0 | 0,00 1 | 0,01 0 | 0,04 0 | 0,35 0 | 0,05 0 | 0,03 0 | 1,37 0 | 0,06 0 | 0,02 0 | 0,00 4 | 0,070 |

Ceq = 0,29 Pcm = 013

Para os exames metalográficos, as amostras foram embutidas em baquelite e passaram por processos de lixamento e polimento metalográfico até 1 μ m. Foram realizadas as caracterizações microestruturais do aço utilizando-se microscópio ótico (MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV) pertencentes ao Centro Universitário da FEI e ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP (PMT).

A imersão foi realizada antes do ensaio de Impacto de Charpy em dois tempos distintos (96h e 360h), a fim de se verificar a perda de tenacidade que o tubo poderia vir a sofrer. Os corpos para esses ensaios foram confeccionados conforme a norma ASTM E23 (2007) [9], porém os corpos de prova só foram entalhados após o tempo de imersão e antes do ensaio de Charpy, com a utilização de uma brochadeira. Para a realização da imersão foi utilizada a Solução A, descrita na norma ANSI/NACE TM0284 (2011) [10], que consiste em um eletrólito composto de 5% NaCl (cloreto de sódio) e 0,5% CH₃COOH (ácido acético) em água destilada e saturada por H₂S. A solução foi preparada num recipiente separado, transferida até um recipiente onde foi realizada a purga da solução com N₂ durante uma hora, com uma vazão de 100 mL/min por litro de solução. Os corpos de prova foram posicionados na célula de ensaio sem que tivessem contato entre si. A célula de ensaio foi selada e preenchida com 5 litros de solução do recipiente de purga; nesse momento, foi feita uma nova purga com nitrogênio durante 1 hora com uma vazão de 100mL/min por litro de solução; após o preenchimento, foi borbulhado H₂S na solução com uma vazão de 200 mL/min por litro de solução durante 1 hora. A duração da primeira imersão foi de 96 horas e da segunda de 360h, ambas contadas a partir do final da injeção de H₂S. A temperatura da solução foi mantida a 25 \pm 3°C. Após a finalização da imersão, as amostras foram extraídas da célula de ensaio, lavadas com detergente e álcool e acondicionadas em dessecador.

Entre a finalização da imersão e a realização do ensaio de Impacto Charpy, houve um intervalo de doze dias, em que os corpos de prova ficaram armazenados em dessecador para evitar oxidação. Os ensaios de impacto Charpy foram realizados de acordo com a norma ASTM E23 (2007) [9], incluindo o entalhe em "V", que foi confeccionado antes do início dos ensaios. O ensaio de Charpy foi realizado em cinco temperaturas distintas, sendo elas: -50°C, -70°C, -91°C, -105°C e -196°C, num

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

pêndulo de 300 J de energia máxima, e os corpos de prova foram confeccionados em duas direções, longitudinais e transversais, foi ensaiado 3 corpos de prova para cada temperatura, nas duas direções. Os corpos de prova foram resfriados e mantidos na temperatura de ensaio por imersão em solução de nitrogênio líquido e álcool etílico absoluto, por cinco minutos. Também foi realizado ensaio de Charpy em corpos de prova que não passaram pelo processo de imersão, para comparação dos resultados. Após os ensaios de impacto as superfícies de fratura foram examinadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Para o levantamento das curvas de temperatura em função da energia absorvida, os dados obtidos foram tratados e ajustados conforme o método da tangente hiperbólica, descrito por Ericksonkink e Shaikh [11]

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Caracterizações das Inclusões e Microestrutura

Na Figura 1, observa-se a imagem obtida em Microscópio Ótico (MO) no sentido longitudinal da amostra do aço estudado, com polimeto até 1 μ m sem ataque metalográfico. De acordo com recomendações da norma ASTM E45 [12], para análise das inclusões foi utilizado um aumento de 100X. O aço apresentou uma pequena quantidade de inclusões, distribuídas de forma homogênea na matriz como pode ser observado na Figura 1, portanto esse aço pode ser classificado como nível D1. Em trabalhos anteriores, tais como Brandão et. al. [13] e Hincapie-Ladino [14] foi estudado o aço X65 sour e também foi encontrada pequena quantidade de inclusões, apresentando o mesmo formato, arredondado.

Na Figura 2 foi analisada a microestrutura do aço T-X65 no sentido longitudinal em MO onde se pode observar a presença de uma microestrutura homogênea, sem bandas de segregação, composta de ferrita e perlita, que pode ser comprovada pela Figura 3, essa mesma microestrutura foi encontrada por Stalheim et. al. [15] em seu estudo. Caso não haja a estrutura de bandejamento, como foi o caso desse estudo, o caminho de propagação irá diminuir e a sensibilidade ao HIC diminuir, ou seja, aumenta a resistência ao HIC do aço (Liou et al. [16]). A ausência de eixo de segregação nesse aço é devida a composição química e ao processo de fabricação (os autores não tiveram acesso a esse tipo de informação).

Outra característica desse material é sua microestrutura de grãos finos, pois aumenta a quantidade de contornos de grão o que se torna uma barreira a mais para a propagação da trinca, garantindo também boas propriedades mecânicas.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

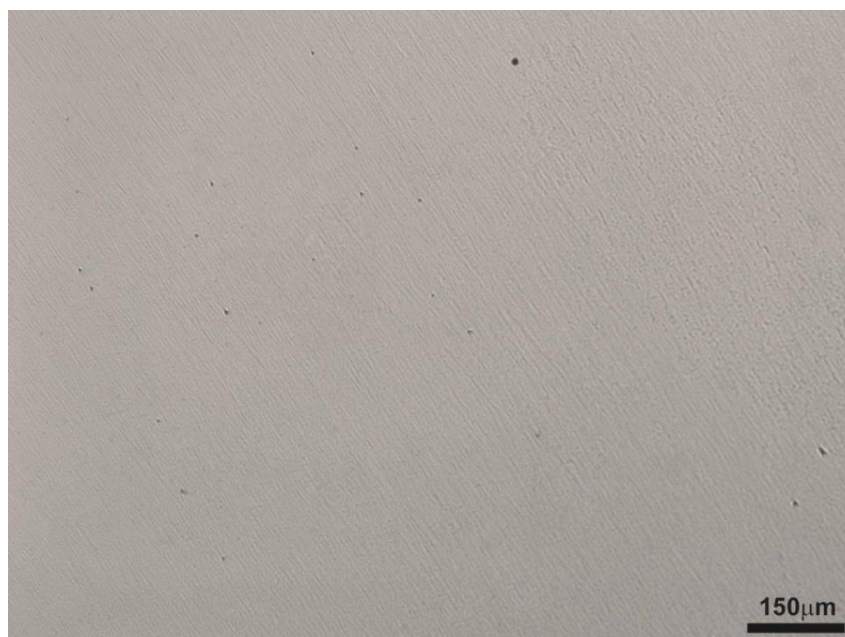


Figura 1. Distribuição das inclusões do tubo T-X65: inclusões nível D1. Polimento 1 μm . MO. Sem ataque. Aumento da ocular: 100x.

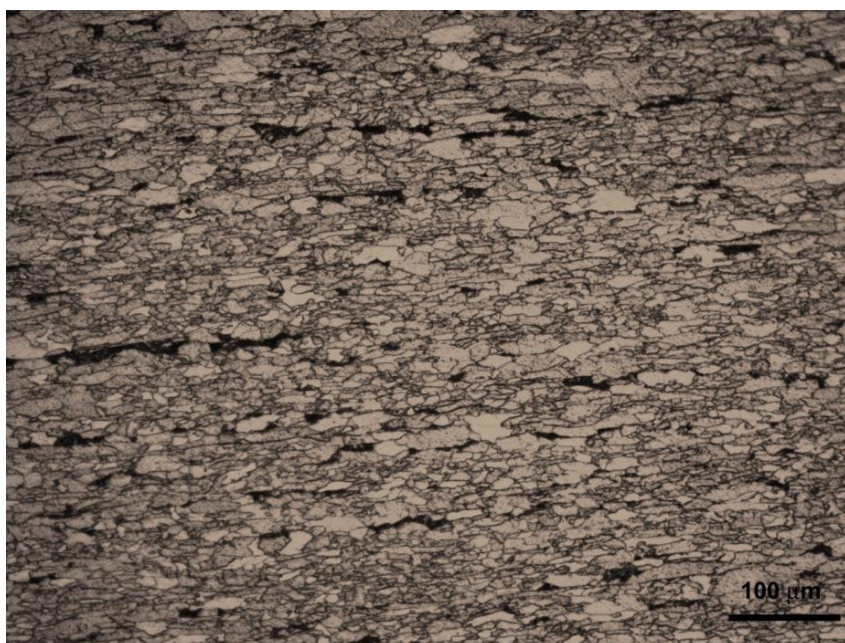


Figura 2: Microestrutura da região central da seção longitudinal do tubo. Polido até 1 μ , com ataque: Aumento: 200x. MO Polido até 1 μ . Ataque nital 2%. MO.

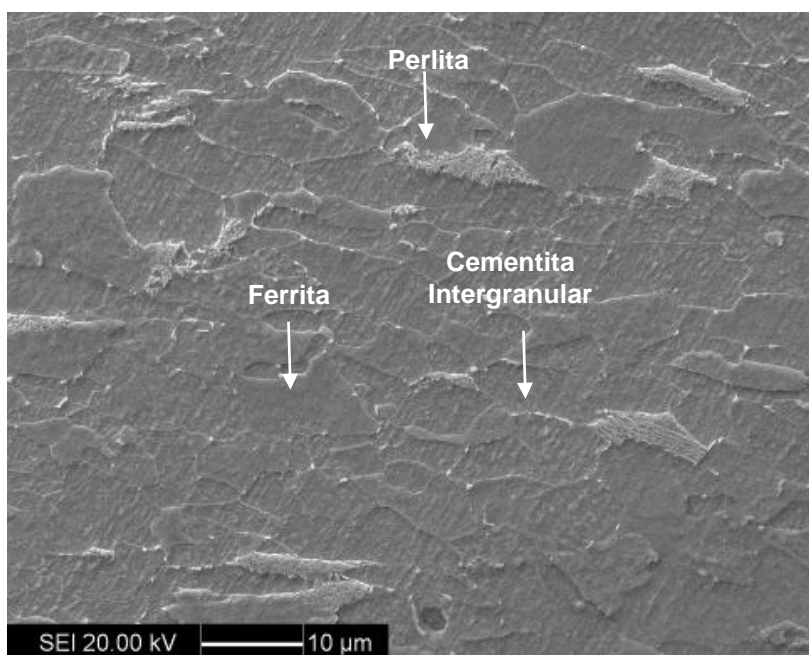


Figura 3: Imagem de elétrons secundários, mostrando a microestrutura. Nota-se a matriz de ferrita e microconstituinte perlita, além de cementita intergranular. Ataque: nital 2%. Aumento: 3500X. MEV.

3.2 Curvas de Energia Absorvida em função da Temperatura

O levantamento das curvas da energia absorvida em função de temperatura teve como principal objetivo avaliar o grau de fragilização do aço após a imersão na solução A da NACE TM0284 (2011) [10], saturada com H₂S, após diferentes tempos de imersão. Na Figura 4 foram analisados apenas os corpos de prova confeccionados na direção transversal ao sentido da laminação, e na Figura 5 apenas os corpos de prova confeccionados na direção longitudinal. Para uma melhor análise também foram plotados nos gráficos os valores experimentais (V.E.) sem o ajuste pela tangente hiperbólica. Os valores de energia absorvida no patamar superior obtidos para os corpos de prova transversais ficaram entre aproximadamente 129 a 177 MPa, já para os longitudinais ficaram entre aproximadamente 225 a 292 MPa. Segundo Stalheim et. al [15] essa diferença se dá devido à anisotropia do material que por sua vez é influenciada em grande parte pela estrutura cristalográfica. Outra observação é que o tempo de imersão não influenciou a temperatura de transição, pois nas três condições examinadas a temperatura de transição ficou em torno de -85 °C para os corpos de prova longitudinais e -70 °C para os transversais. Liou et al. [16] realizaram ensaios Charpy em amostras que foram carregadas catodicamente e observaram que os resultados da energia absorvida nas amostras com e sem carregamento de hidrogênio foram similares, pois a taxa de deformação do ensaios Charpy é muito rápida e a suscetibilidade ao hidrogênio não pode ser revelada. Para evitar que o hidrogênio atômico se desprenda das amostras após carregamento, foi necessário um tratamento superficial com recobrimento de cobre, pois a difusão do hidrogênio é rápida [17].

* Contribuição técnica ao 69^o Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14^o ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

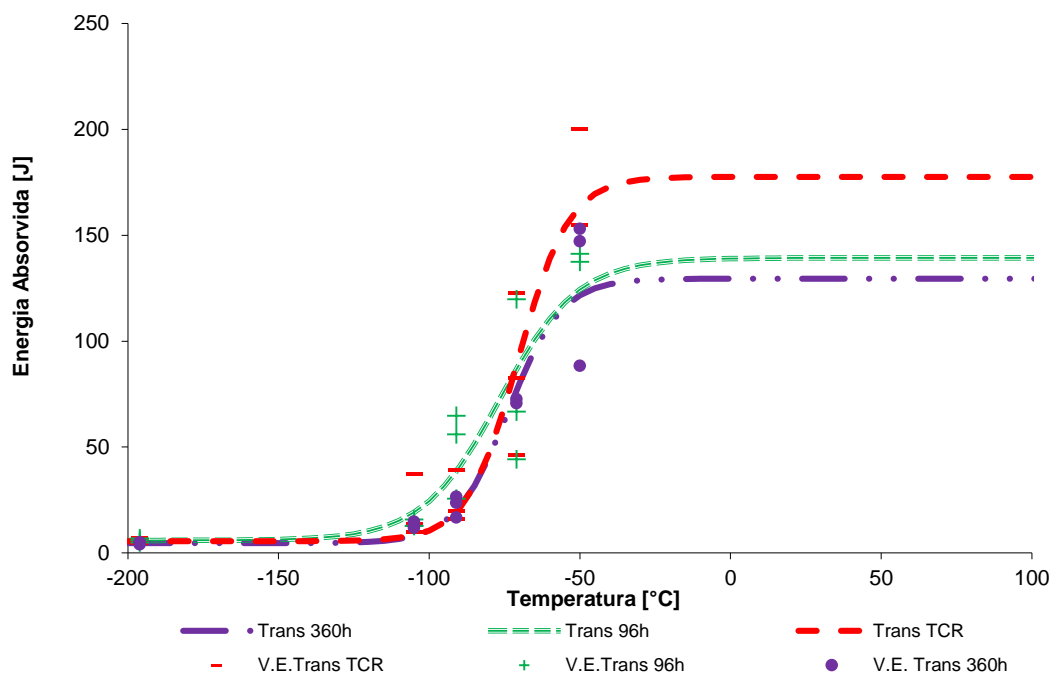


Figura 4: Curvas de energia absorvida em função da temperatura ajustadas pelo método da Tangente Hiperbólica dos corpos de prova no sentido transversal.

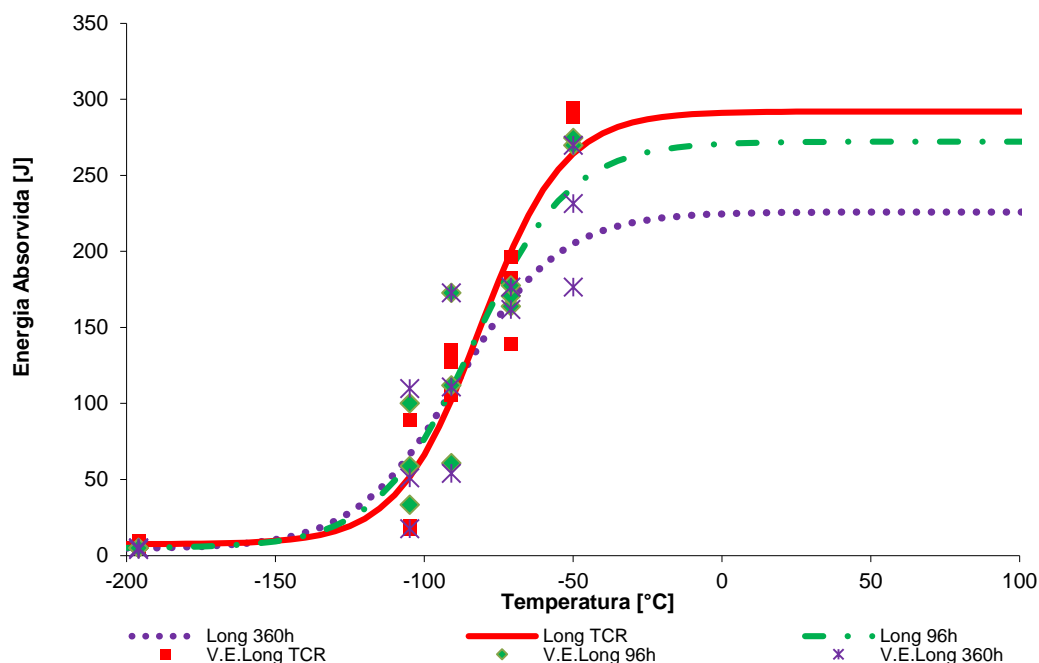


Figura 5: Curvas de energia absorvida em função da temperatura ajustadas pelo método da Tangente Hiperbólica dos corpos de prova no sentido Longitudinal.

A Figura 6 apresenta os resultados das Figuras 4 e 5 sobrepostas para efeito de comparação. Pode-se comprovar que a energia absorvida pelos corpos de prova na longitudinal é maior que na transversal, também se observa que a temperatura de

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

transição dos corpos de prova longitudinais (-85 °C) é menor do que dos transversais (-70 °C).

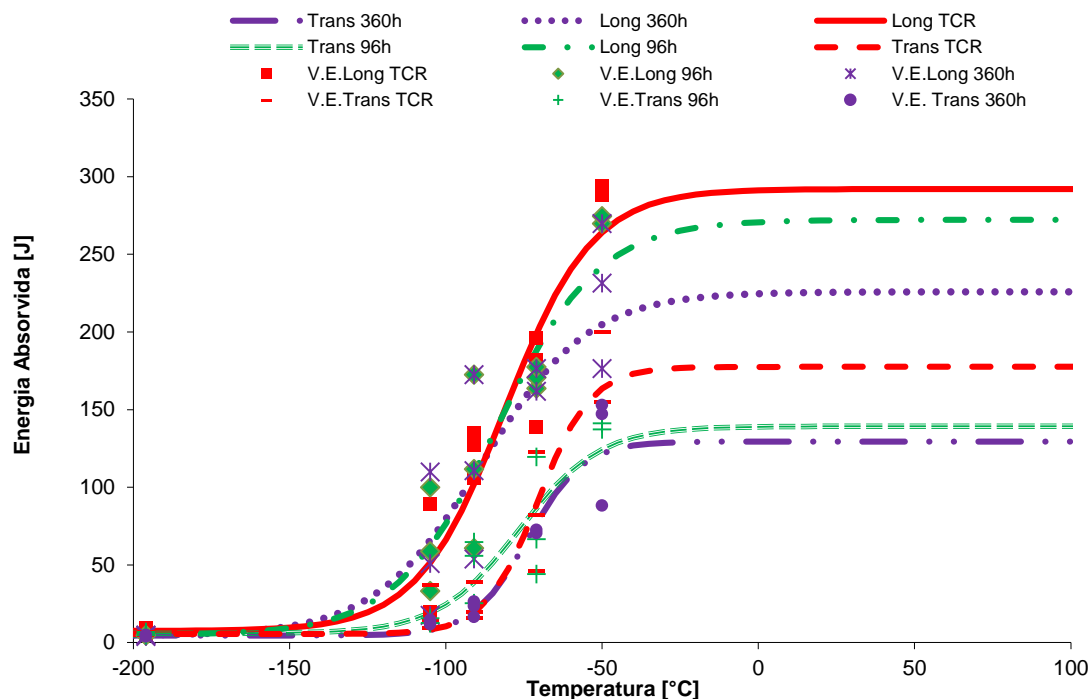


Figura 6: Curvas de energia absorvida em função da temperatura ajustadas pelo método da Tangente Hiperbólica dos corpos de prova no sentido transversal e longitudinal.

Como o comportamento das condições tal como recebido, 96 h e 360h de imersão foram semelhantes e, também foram próximos os resultados entre seção transversal e longitudinal, foram escolhidas 2 temperaturas para os exames fractográficos: a mais baixa (-196 °C) e a mais alta (-50 °C). Nas Figuras 7 e 8 observam se as fraturas dos corpos de prova na condição tal como recebido, no sentido transversal e longitudinal respectivamente, onde apresentaram o comportamento esperado, na temperatura de -50°C fratura dúctil e na de -196°C fratura frágil.

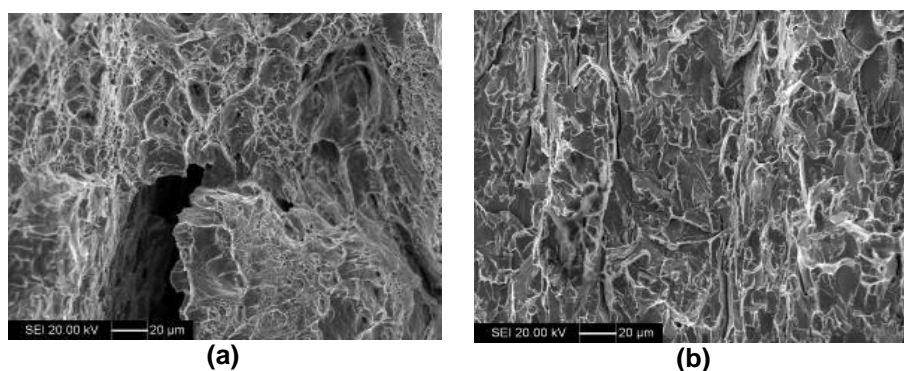


Figura 7: (a) Detalhe da fratura dúctil; aumento: 500X, Temp. -50°C. Nota-se a morfologia de alvéolos. (b) Detalhe da fratura frágil: Imagem de elétrons secundários; aumento: 500X. Nota-se clivagem, Temp. -196°C. Transversal - TCR

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

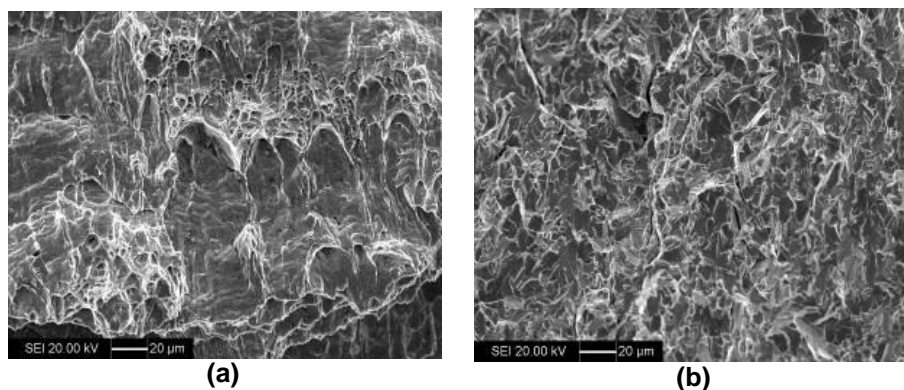


Figura 8: (a) Detalhe da fratura dúctil com aumento de 500X, Temp. -50°C. (b) Detalhes da fratura frágil: Imagem de elétrons secundários utilizando um aumento de 500X, Temp. -196°C. Longitudinal - TCR

Nas Figuras 9 e 10 observam se as fraturas dos corpos de prova na condição de imersão 96h, no sentido transversal e longitudinal respectivamente e nas Figuras 11 e 12 observa se as fraturas dos corpos de prova na condição de imersão 360h, também no sentido transversal e longitudinal. Ambas apresentaram comportamento semelhante ao das amostras TCR. Nas 3 condições, houveram corpos de prova que não romperam por completo após o ensaio de Charpy, causando um expressivo efeito no patamar superior.

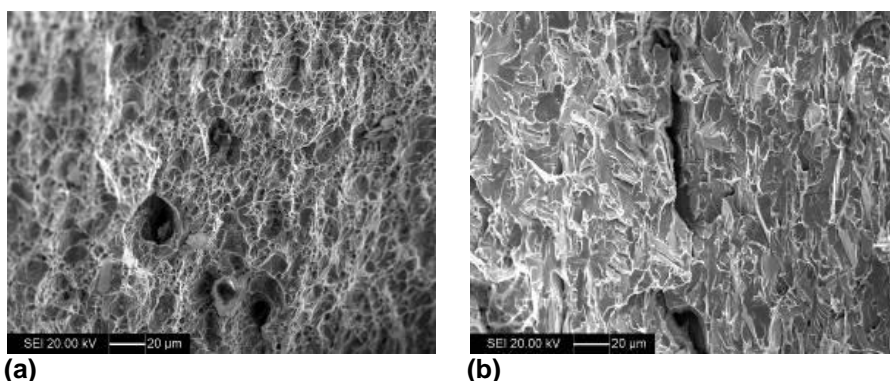


Figura 9: (a) Detalhe da fratura dúctil; aumento: 500X, Temp. -50°C. Nota-se a morfologia de alvéolos. (b) Detalhe da fratura frágil: Imagem de elétrons secundários; aumento: 500X. Nota-se clivagem, Temp. -196°C. Transversal – 96h

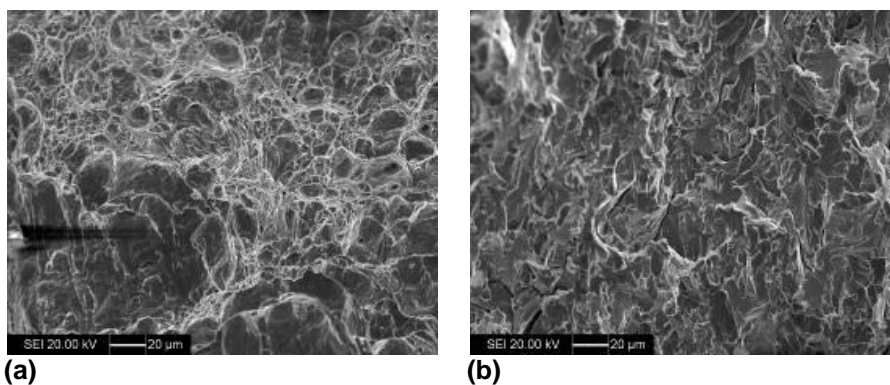


Figura 10: (a) Detalhe da fratura dúctil com aumento de 500X, Temp. -50°C. (b) Detalhes da fratura frágil: Imagem de elétrons secundários utilizando um aumento de 500X, Temp. -196°C. Longitudinal - 96h

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

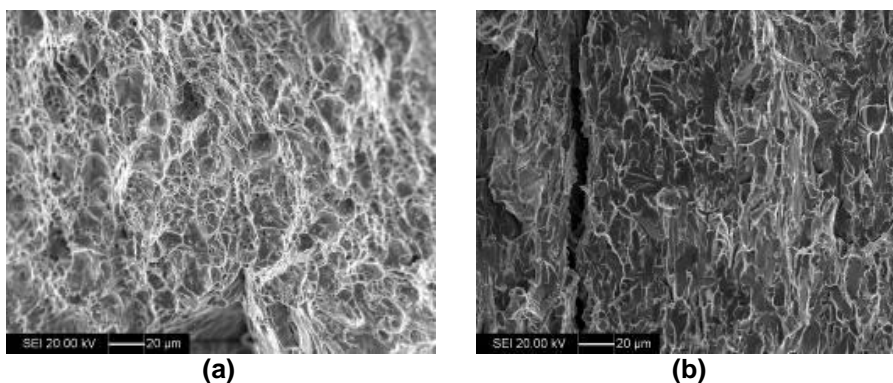


Figura 11: (a) Detalhe da fratura dúctil; aumento: 500X, Temp. -50°C. Nota-se a morfologia de alvéolos. (b) Detalhe da fratura frágil: Imagem de elétrons secundários; aumento: 500X. Nota-se clivagem, Temp. -196°C. Transversal - 360h.

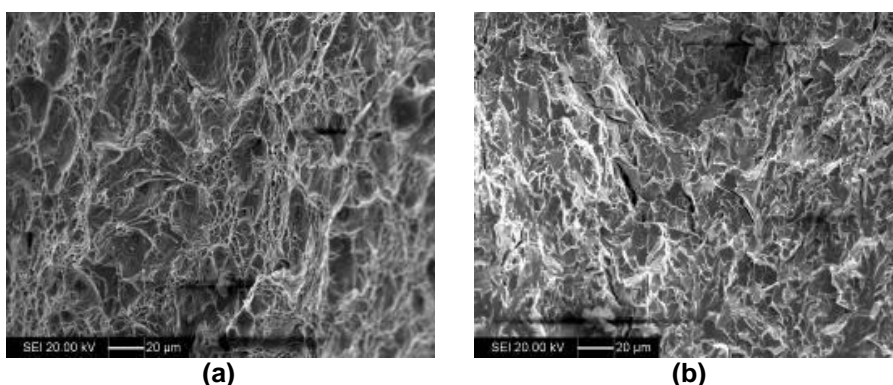


Figura 12: (a) Detalhe da fratura dúctil com aumento de 500X, Temp. -50°C. (b) Detalhes da fratura frágil: Imagem de elétrons secundários utilizando um aumento de 500X, Temperatura -196°C. Longitudinal - 360h.

4 CONCLUSÃO

Os resultados experimentais mostram que é possível obter aços resistentes a fratura induzida pelo hidrogênio (HIC) com microestrutura de ferrita e perlita, contanto que esse aço tenha baixa densidade de inclusões e ausência de bandejamento, como o aqui estudado. Observou-se também que a imersão na solução A em diferentes tempos não afetou significativamente a tenacidade do aço, ou seja, foi obtido o mesmo comportamento nas três condições. Como os resultados apresentaram pequena variação na tenacidade e se sabe que a difusão do hidrogênio é rápida, conclui-se que o método de ensaio Charpy não é o método indicado para avaliar e quantificar a fragilização deste material, nestas condições de exposição a H₂S.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao Projeto de Pesquisa e Desenvolvimento de Aços Alta Resistência Baixa Liga – ARBL desenvolvido pela FUSP com o apoio da CBMM e ao Eng. Bruno Spinelli Pimentel pelo auxílio nos testes.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

REFERÊNCIAS

- 1 Ballesteros AF, Ponciano JAC, Bott IS. Susceptibilidade de Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API 5L X80 à Corrosão Sob Tensão e à Fragilização por Hidrogênio, São Paulo, Tecnol. Metal. Mater. Miner., São Paulo, v. 6, n. 3, p. 147-152, jan.-mar. 2010.
- 2 API 5L, 44th ed, 2007 API (American Petroleum Institute). Specification for Pipe Line, API Specification 5L. 44 ed. December 2007.
- 3 Koo JY, Luton MJ, Bangaru NV, Petkovi RA, Fairchild DP, Petersen CW et al. Metallurgical design of ultra-high strength steels for gas pipelines. Proceedings of The Thirteenth (2003) International Offshore and Polar Engineering Conference. Honolulu, Hawaii, USA, May 25-30, 2003.
- 4 Jung HG, Kim WK, Park KK, Kang KB Recent Development Status Of High Strength Linepipe Steels For Sour Service, 1 Geodong-dong, Nam-gu Pohang 790-785 Gyungbuk, Republic of Korea.
- 5 Smialowski M. Hydrogen in steel. Effect of hydrogen on iron and steel during production, fabrication, and use. Pergamon press ltd. USA 1962. p.390
- 6 Sastri VS, Ghali E, Elboudjaini M. Corrosion Prevention and Protection Practical Solutions, John Wiley & Sons Ltd, Ottawa, pag.423-459, 2007.
- 7 Gorni AA, Silveira JHD, Reis JSS. Um panorama do desenvolvimento recente de chapas grossas e suas aplicações. Corte & Conformação de Metais, p. 78-93, Novembro, 2006.
- 8 Jin TY, Liu ZY, Cheng YF. Effect of non-metallic inclusions on hydrogen-induced cracking of API5L X100 steel, 2010; 35(15): A8014–8021 - The 10th Chinese Hydrogen Energy Conference.
- 9 American Society for Testing and Materials – Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. Philadelphia, USA, 2012. ASTM E23.
- 10 NACE Standard TM0284-2011. Evaluation of pipeline and pressure vessel steels for resistance to hydrogen-induced cracking. Nace International, 2011.
- 11 Eircksonkirk M, Shaikh A. Insights and observations arising from curve-fitting the Charpy V-Notch and tensile data contained within the United States' light water reactor surveillance database. In: Proceedings Of PVP2008-61650 ASME 2008 Pressure Vessels and Piping Division Conference. 2008.
- 12 American Society for Testing and Materials – Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. Philadelphia, USA, 2011. ASTM E45.
- 13 Brandão BP, Ladino DH, Hernandez JWC, Oliveira MP, Falleiros NA. . Microstructures of API 5L X65 pipeline HIC resistance.. In: Rio pipeline conference and exposition 2013, Rio de Janeiro. Rio pipeline conference and exposition 2013-Technical Papers, v. 6.
- 14 Hincapie-Ladino D. Resistência à corrosão e ao Trincamento Induzido por Hidrogênio de Aços para tubos API 5L X65. Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais – Universidade de São Paulo. São Paulo, 2012.
- 15 Stalheim DG, Barnes KR, Mccutcheon DB. Alloy designs for high strength oil and gas transmission linepipe steels. Proceeding of microalloyed steels for the oil and gas industry Symposium, TMS, p. 73-108, 2007.
- 16 Liou HY, Wang SC, Hsieh I. Effect of microstructures on hydrogen embrittlement and absorbed energies in low carbon steel. China steel Technical report, 1996; 10: 22-31.
- 17 Luppó MI, Ovejero-Garcia J. The Influence of Microstructure on the Trapping and Diffusion of Hydrogen in a Low Carbon Steel. Corrosion Science, 1991; 32(10): 1125-1136.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.