

AS ATUAIS FRONTEIRAS TECNOLÓGICAS DO DESENVOLVIMENTO DE CHAPAS GROSSAS PARA SOUR SERVICE*

Antonio Augusto Gorni¹
Kenji Camey²
Carlos Noberto Paula da Silva³
José Herbert Dolabela da Silveira⁴

Resumo

Apesar do excesso de oferta mundial de petróleo e da crise brasileira, que reduziram a demanda de chapas grossas para a fabricação de tubos de grande diâmetro, o desenvolvimento técnico dos aços destinados a essa aplicação continuam evoluindo e tornando-se cada vez mais severos. O objetivo deste trabalho foi destacar três dos maiores desafios ainda a serem vencidos nesse campo e os mais recentes desenvolvimentos associados a eles. A Gerdau Ouro Branco, em seu esforço para se tornar um fornecedor preferencial e confiável dessa classe de chapas grossas, não só vem acompanhando com atenção os desdobramentos que vêm ocorrendo nessas áreas, bem como em outros aspectos relevantes a esse tema, e desenvolvendo seus próprios esforços para solucionar os problemas envolvidos.

Palavras-chave: Fragilização por H₂S; Fratura inversa; Pontos duros; Aço Microligado com Alto Nb.

THE CURRENT TECHNOLOGICAL FRONTIERS OF THE DEVELOPMENT OF SOUR SERVICE HEAVY PLATES

Abstract

Despite the global oversupply of oil and the Brazilian crisis, which have reduced the demand for heavy plates used in the manufacture of large diameter pipes, the technical development of steel for this application continues to evolve and become increasingly severe. The objective of this work was to highlight three of the biggest challenges still to be overcome in this field and the most recent developments associated with them. Gerdau Ouro Branco, in its effort to become a preferred and reliable supplier of this class of heavy plates, has not only carefully monitored developments in these areas, as well as in other aspects relevant to this subject, and developing its own efforts to solve the problems involved.

Keywords: Sour service; Inverse fracture; Hard spots; HTP steel.

¹ Engenheiro de Materiais, M. Eng., Dr. Eng., Consultor Técnico, Gerência de P&D, Gerdau, Ouro Branco MG, Brasil.

² Engenheiro Metalurgista, M. Eng., Dr. Eng., Gerente Técnico, Gerência de P&D, Gerdau, Ouro Branco MG, Brasil.

³ Engenheiro Metalurgista, M. Eng., Gerente Técnico, Gerência de P&D, Gerdau, Ouro Branco MG, Brasil.

⁴ Engenheiro Metalurgista, M. Eng., Gerente de Chapas Grossas, Gerência de Chapas Grossas, Gerdau, Ouro Branco MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Uma das aplicações mais interessantes e desafiadoras do aço está no seu uso em tubos de grande diâmetro para o transporte a longa distância de hidrocarbonetos gasosos ou líquidos. Por exemplo, o sistema nacional de dutos que serve o Alasca possui comprimento total de 6.400 km, com tubos apresentando diâmetro variando de 1,0 a 1,5 m – como se pode observar, trata-se de uma aplicação que consome grande quantidade de aços nobres. Convencionalmente eles operam sob pressões máximas de 72% do valor do limite de escoamento especificado para o tubo, mas já se fala em aumentar essa razão para 80% para elevar ainda mais a capacidade de transporte do duto [1].

Tem-se, portanto, uma situação onde é necessário dispor de aços com níveis crescentes de resistência mecânica (para permitir altas capacidades de transporte), tenacidade (para aumentar a segurança operacional do duto) e soldabilidade (para reduzir os custos de construção e simultaneamente garantir maior segurança) – tudo isso, obviamente, sob custos mínimos. Essas demandas simultâneas têm sido atendidas de forma bastante eficaz através de aços microligados processados por laminação termomecânica seguida de resfriamento acelerado, os quais apresentam alta resistência mecânica e tenacidade com uma composição química relativamente pobre, especialmente em termos de carbono, o que promove melhor soldabilidade.

Essa evolução contínua na metalurgia dos tubos de grande diâmetro frequentemente faz com que os desenvolvedores de aços e projetistas de dutos se vejam na necessidade de desbravar regiões além das presentes fronteiras tecnológicas. Pode-se citar aqui três desses desafios recém-surcidos: a presença de fratura inversa nos corpos de prova submetidos ao ensaio de tenacidade DWTT, que dificulta a avaliação do caráter da fratura; a presença dos chamados *hard spots* (pontos duros) nos tubos, os quais comprometem sua resistência ao trincamento induzido pelo hidrogênio (HIC); e os novos projetos de liga baseados em baixo teor de Mn e alto teor de Nb (HTP) para tubos resistentes ao HIC.

O objetivo deste trabalho é descrever a situação atual dos desenvolvimentos feitos nesses três problemas específicos dos materiais de vanguarda na área dos tubos de grande diâmetro, os quais também são temas de atividades desenvolvidas pela Gerdau Ouro Branco dentro de seu objetivo de se firmar como um novo fornecedor confiável e de alto desempenho de materiais para essa aplicação.]

2 FRATURA INVERSA NO ENSAIO DWTT

Há mais de quarenta anos as especificações de tubos de grande diâmetro para dutos petrolíferos incluem o atendimento a frações mínimas de área de cisalhamento nos corpos de prova submetidos ao ensaio de rompimento por queda de peso (*DWTT, DropWeight Tear Test*). Este ensaio foi desenvolvido no início dos anos 1960, quando ficou claro que os resultados a princípio adequados de energia absorvida e fração de área dúctil fornecidos pelo ensaio Charpy não foram suficientes para impedir longa propagação de fraturas frágeis em gasodutos quando a espessura do tubo era maior do que a do corpo de prova utilizado. Pesquisas então efetuadas pela American Gas Association levaram ao desenvolvimento de um

ensaio cujo corpo de prova usava toda a espessura da chapa, visando obter uma correlação confiável entre as temperaturas de transição dúctil-frágil obtida em laboratório e a efetivamente associada ao tubo em sua aplicação real. Uma condição fundamental para isso está na iniciação da trinca com caráter frágil e sua posterior propagação com caráter dúctil. A fração de área dúctil na superfície de fratura indica a capacidade do material em interceptar a trinca frágil. O critério definido pelo Instituto Battelle quando da concepção desse ensaio estabeleceu que um aço usado em tubos de grande diâmetro apresentará tenacidade suficiente e não exibirá fratura frágil em condições reais desde que a fração de área dúctil na fratura dos corpos de prova após o ensaio DWTT seja de, no mínimo, 85% [2].

Atualmente o conhecimento tecnológico sobre a tenacidade dos aços usados em tubos de grande diâmetro passa por um curioso paradoxo. Especialistas alertam para o problema da perda do conhecimento fundamental que embasou o desenvolvimento do ensaio DWTT e da definição dos requisitos hoje consagrados a serem atendidos através desse teste. Esse conhecimento foi obtido há quase sessenta anos atrás e, aparentemente, os requisitos clássicos são aceitos sem muito questionamento e sem um entendimento pleno sobre como eles foram estabelecidos [3]. Por outro lado, os maiores níveis de resistência mecânica e de tenacidade que vem sendo requeridos e o resultante aperfeiçoamento na metalurgia dos aços usados em tubos de grande diâmetro estão criando novos problemas para a análise dos resultados obtidos nos ensaios usados para avaliação da tenacidade. Um deles é a ocorrência da chamada fratura inversa nos corpos de prova após o ensaio DWTT [4].

Corpos de prova feitos com aços para tubos de grande diâmetro com alta tenacidade eventualmente apresentam fraturas com aspecto anormal quando submetidos ao ensaio DWTT. Há basicamente dois tipos de fratura anormal. O primeiro deles ocorre quando uma fratura por clivagem ocorre imediatamente após a iniciação da fratura por cisalhamento no entalhe do corpo de prova. Esse problema pode ser resolvido inserindo-se no corpo de prova uma pré-trinca estática induzida por fadiga, cordão de soldagem por feixe eletrônico ou entalhe chevron, ao invés do entalhe normalmente confeccionado por compressão. O outro tipo, a chamada fratura inversa, surge na região que sofreu o impacto após a iniciação da fratura por clivagem no entalhe. Esse tipo de ocorrência tem sido atribuído à alta energia que se faz necessária para a iniciação da fratura, o que faz com que o corpo de prova seja submetido a intensa deflexão no momento do impacto, além da consequente compressão, o que leva ao encruamento do material situado na região oposta ao entalhe, fragilizando-o e acabando por criar uma segunda frente de fratura [4]. Exemplos da aparência desse evento podem ser vistos na figura 1 [5]. A ocorrência da fratura inversa não necessariamente implica na reprovação do material para a aplicação, mas impede a caracterização adequada de sua tenacidade.

Apesar do problema das aparências anormais de fraturas em corpos de prova rompidos após o ensaio DWTT já ter surgido há várias décadas [6], até o momento não há foram determinadas todas as suas causas, nem propostas contramedidas totalmente efetivas para suprimir sua ocorrência [7]. As conclusões parciais obtidas até o momento são as seguintes:

- A adoção de entalhe do tipo *chevron* no corpo de prova de DWTT permite reduzir a ocorrência da fratura inversa, ainda que não a eliminando totalmente [6]. A geometria desse entalhe reduz a energia necessária para iniciação da trinca, tornando mais fácil a ocorrência da fratura frágil.

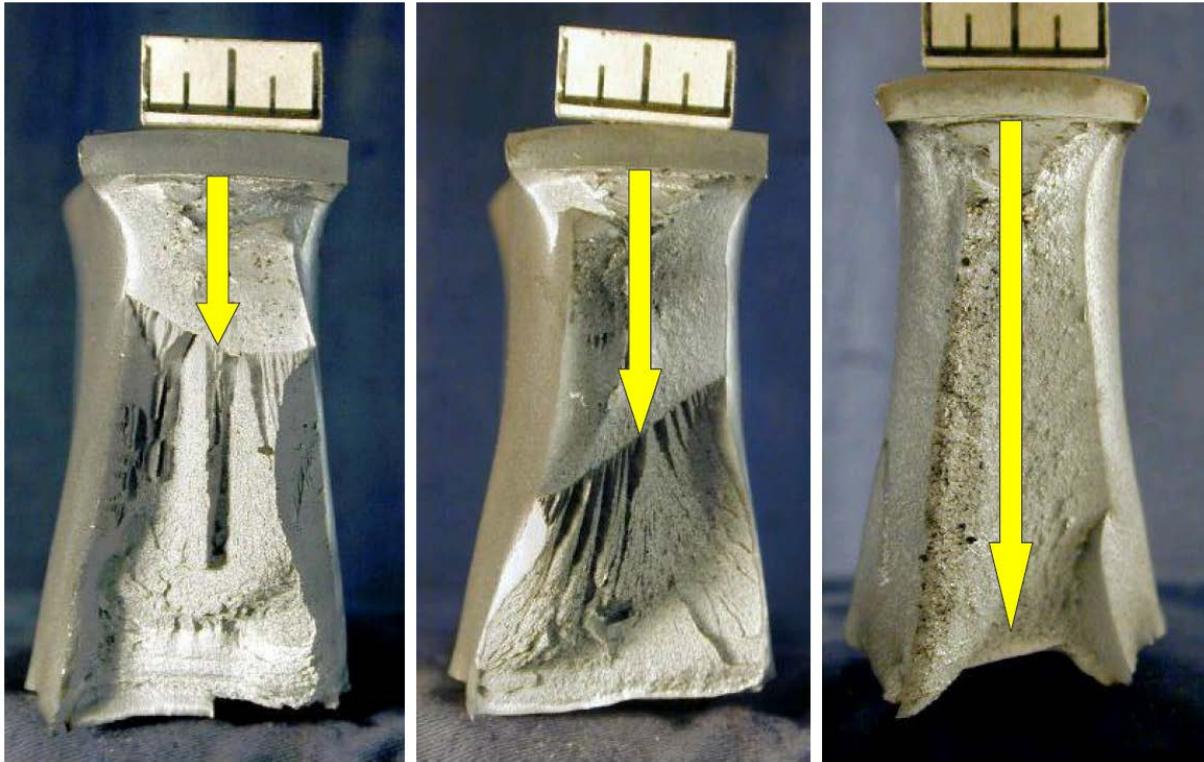


Figura 1: Ocorrência progressiva de fratura inversa em corpos de prova rompidos após o ensaio DWTT (foto à esquerda e central) e fratura normal (à direita) [5].

- A utilização de corpos de prova DWTT com tamanho reduzido também minimiza a ocorrência de fratura inversa. Eles permitem reduzir o grau de encruamento que ocorre na região que sofre o impacto com o dardo. Esse recurso é permitido por norma, desde que a temperatura do ensaio seja reduzida conforme especificado [8].
- A ocorrência de fratura inversa é mais provável em aços com menor razão elástica, os quais também tendem a apresentar maior coeficiente de encruamento n , conforme mostrado na figura 2 [9]. Isso já era esperado, pois aços com maiores coeficientes de encruamento apresentarão maiores níveis de fragilização após o impacto.

3HARD SPOT

Hard spots (“pontos duros”) são definidos pela norma API 5L como sendo “regiões possuindo extensão superior a 50,8 mm em qualquer direção e dureza igual ou superior a 35 HRC (327 HB)”, sendo motivo para rejeição do tubo. A princípio foram apontadas três causas para eles: resfriamento rápido durante a laminação a quente,

queimaduras durante a soldagem a arco e encruamento causado, por exemplo, marcas de esmerilhamento [10].

A ameaça representada pela ocorrência de *hard spots* em dutos não é novidade, sendo conhecida há pelo menos meio século. Esse tipo de ocorrência já foi particularmente frequente em tubos fabricados nos E.U.A. desde o início da década de 1950 até meados da de 1960. Essas regiões localizadas com maior dureza do que o restante do material tornam-se mais sensíveis ao trincamento induzido por hidrogênio, conforme mostrado na figura 3, requerendo ação remediadora, na forma de revestimento protetivo ou controle de proteção catódica [10,11]. Eles podem ser identificados em tubulações já existentes através da passagem de um dispositivo para inspeção de dutos (*pipeline inspection gadget* ou *pig*), o qual utiliza métodos não destrutivos para efetuar a medição da dureza do aço, baseados na tecnologia de vazamento de fluxo magnético (*magnetic flux leakage, MFL*) [10].

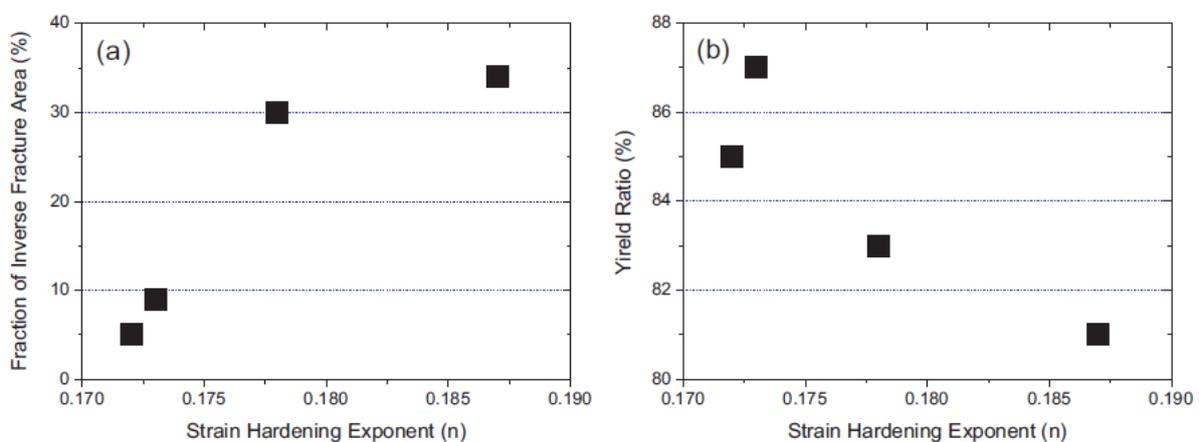


Figura 2: À esquerda: aços com maior coeficiente de encruamento n tendem a promover maior ocorrência de fratura inversa. À direita: o mesmo ocorre para menores valores de razão elástica, parâmetro que apresenta razão inversa com n [9].

Até há pouco tempo atrás se acreditava que o problema do *hard spot* estava restrito a tubos produzidos antes de 1960 em função de falhas específicas de fabricação ocorridas em algumas poucas plantas americanas [11], tanto que nunca foi prática usual efetuar medições massivas de dureza em chapas grossas destinadas à fabricação de tubos. Contudo, esse problema voltou à tona após a ocorrência de uma série de vazamentos num gasoduto recém-construído no campo de Kashagan, no mar Cáspio, em 2014. A origem dessas trincas foi atribuída a princípio ao trincamento sob tensão induzido por sulfeto em minúsculas áreas do tubo, com tamanho de alguns poucos décimos de milímetro, que inesperadamente apresentaram altos valores de dureza [12,13], tanto próximo a juntas soldadas como no corpo do tubo.

O assunto é muito recente e, ao contrário do ocorrido anteriormente nos E.U.A., ainda não foi caracterizado e analisado em profundidade, ao menos publicamente. A segregação de elementos de liga, heterogeneidade da camada de carepa sobre o esboço no momento do resfriamento acelerado ou falta de controle

deste último processo podem ser citadas como causas potenciais da ocorrência de *hard spot* no corpo do tubo. Já nas juntas soldadas é possível que tenha ocorrido o não atendimento às especificações desse processo de união, a exemplo das ocorrências observadas nos E.U.A. na década de 1960. Trata-se claramente de um fenômeno que precisa ser estudado, pois a falta de informações concretas sobre esse novo defeito ameaçou promover um retrocesso nas especificações de materiais para dutos de grande diâmetro, voltando-se a usar materiais com menores níveis de resistência mecânica, como o API X52, e níveis de dureza abaixo de 220 HV. Contudo, o consequente aumento na espessura da parede do tubo que se faz necessário neste caso dificultará o atendimento aos altos requisitos de tenacidade e de *sour service* típicos dessa aplicação [12].

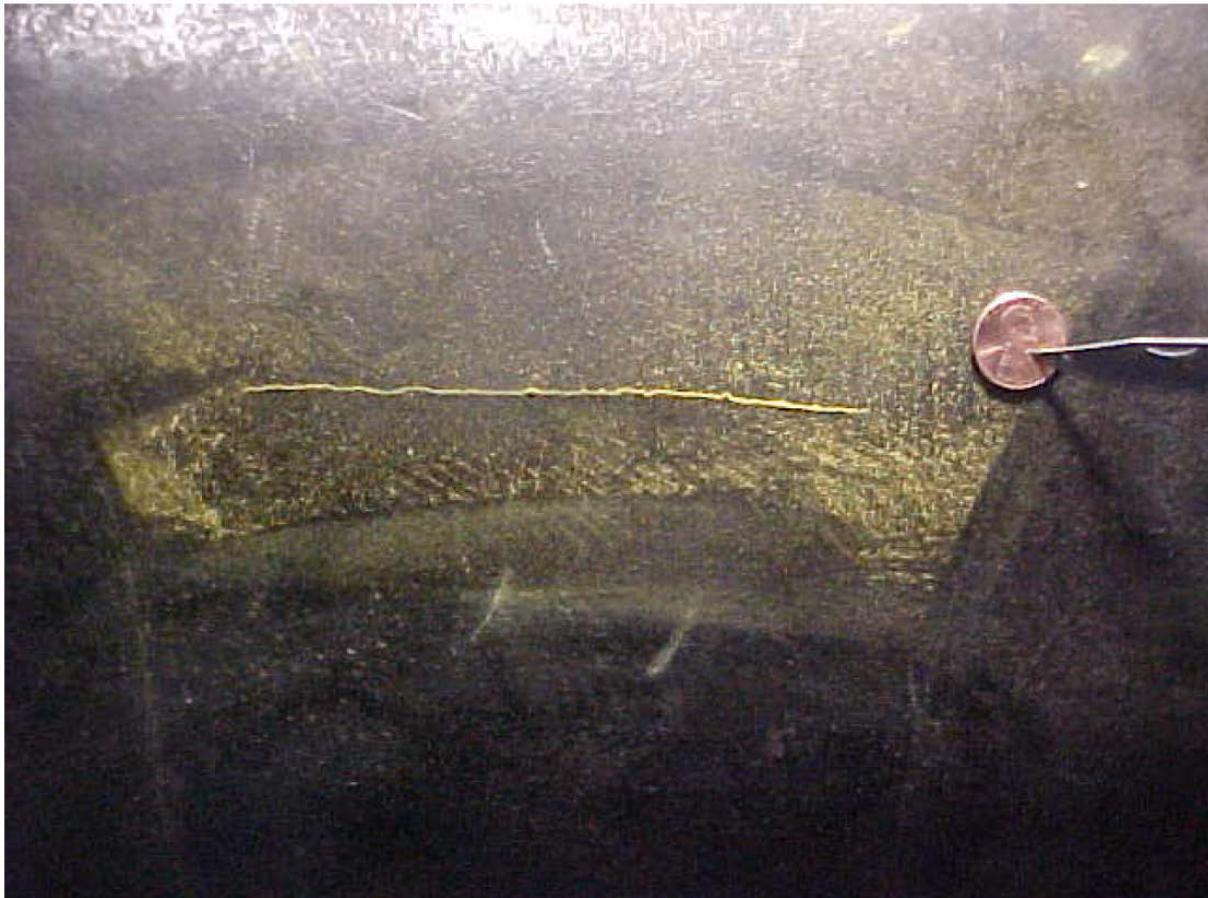


Figura 3: Ocorrência de trinca induzida por hidrogênio (HIC) num *hard spot* [10].

O que há de concreto até o momento é que a usina de Dillinger, na Alemanha, instalou em sua área de acabamento de chapas grossas um sistema automático que permite determinar a dureza das chapas grossas de forma massiva e não destrutiva, de forma similar ao que se ocorre no ensaio de ultrassom, utilizando método magnético baseado em correntes parasitas, como o mostrado na figura 4 [13]. O sistema recebeu o nome de D-TECTor (*Dillinger – TotallyEddyCurrent Detector*) e já estaria operando de forma rotineira [12].

4 AÇO HTP COM BAIXO TEOR DE MANGANÊS PARA SOUR SERVICE

Os aços destinados para uso em *sour service* geralmente são microligados ao Nb, Ti e/ou V. Os teores de Mn usados nessa aplicação variam tipicamente na faixa entre 0,90 a 1,20%. Esses valores são relativamente altos em relação aos teores extremamente baixos de S que são necessários para esta aplicação, os quais são inferiores a 0,001%. Isso leva a formação de inclusões alongadas de MnS, as quais aumentam a susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio do aço. A solução clássica para este problema está no tratamento do aço líquido com Ca, o qual leva à formação de inclusões globulares de oxissulfeto de Ca. Contudo, esse tratamento é dispendioso e pode dar origem a problemas operacionais, como projeções de aço, geração excessiva de fumos e presença excessiva de inclusões [15].

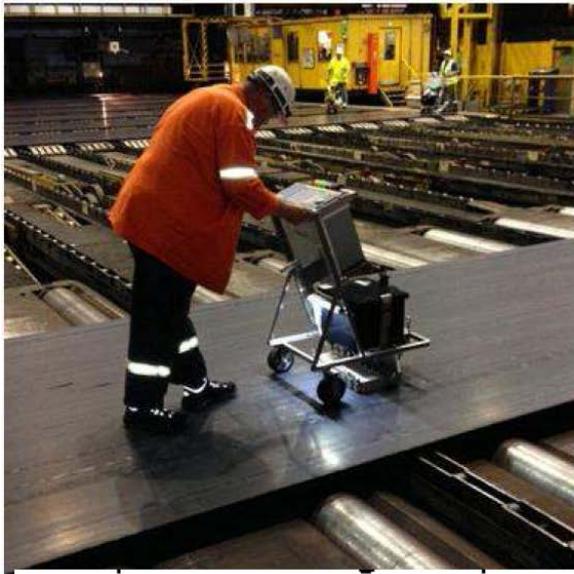


Figura 4: Inspeção de chapas grossas na Dillinger para detecção de eventuais *hard spots* [14].

Por outro lado, a redução do teor de Mn no aço leva ao aumento da solubilidade do S na austenita, evitando sua precipitação na forma de inclusões, conforme mostra a figura 5 [15]. Outro aspecto benéfico da redução do teor de Mn no aço é a redução da intensidade da segregação desse elemento no centro da espessura da placa produzida por lingotamento contínuo, conforme mostrado na figura 6 [15]. Tudo isso acaba fazendo com que a susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio do aço diminua à medida que se reduz seu teor de Mn, conforme mostrado na figura 7 [15,16].

A partir dessas constatações foi então proposto um novo conceito de projeto de liga para o aço destinado à fabricação de chapas grossas para *sour service* conforme as diretrizes abaixo [15]:

- Minimização da segregação central através de
 - . Redução do teor de Mn;
 - . Adoção de teores de C inferiores a 0,06% e adição de Cr para promover a solidificação na região da ferrita delta, onde ocorre maior homogeneização da segregação de elementos de liga em função de sua maior velocidade de difusão;
 - . Baixas velocidades de lingotamento;

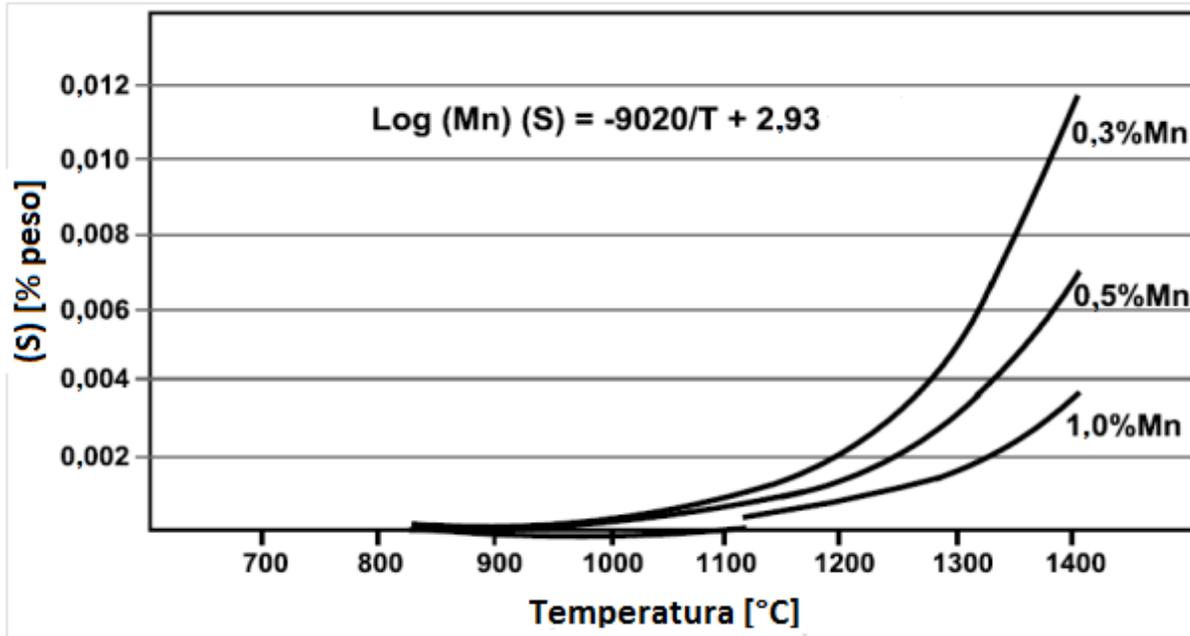


Figura 5: Curvas de solubilidade do S na austenita em função da temperatura e do teor de Mn [15].

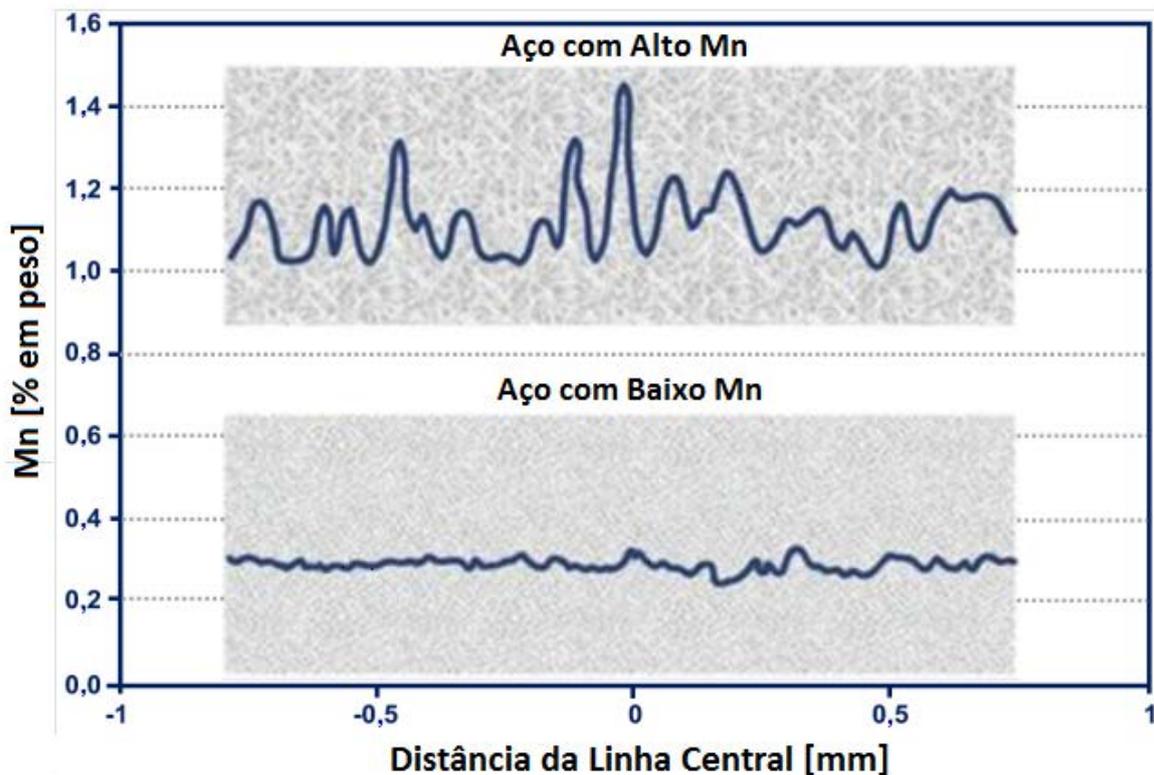


Figura 6: Intensidades de segregação para aços com alto (gráfico superior) e baixo (gráfico inferior) teores de Mn [15].

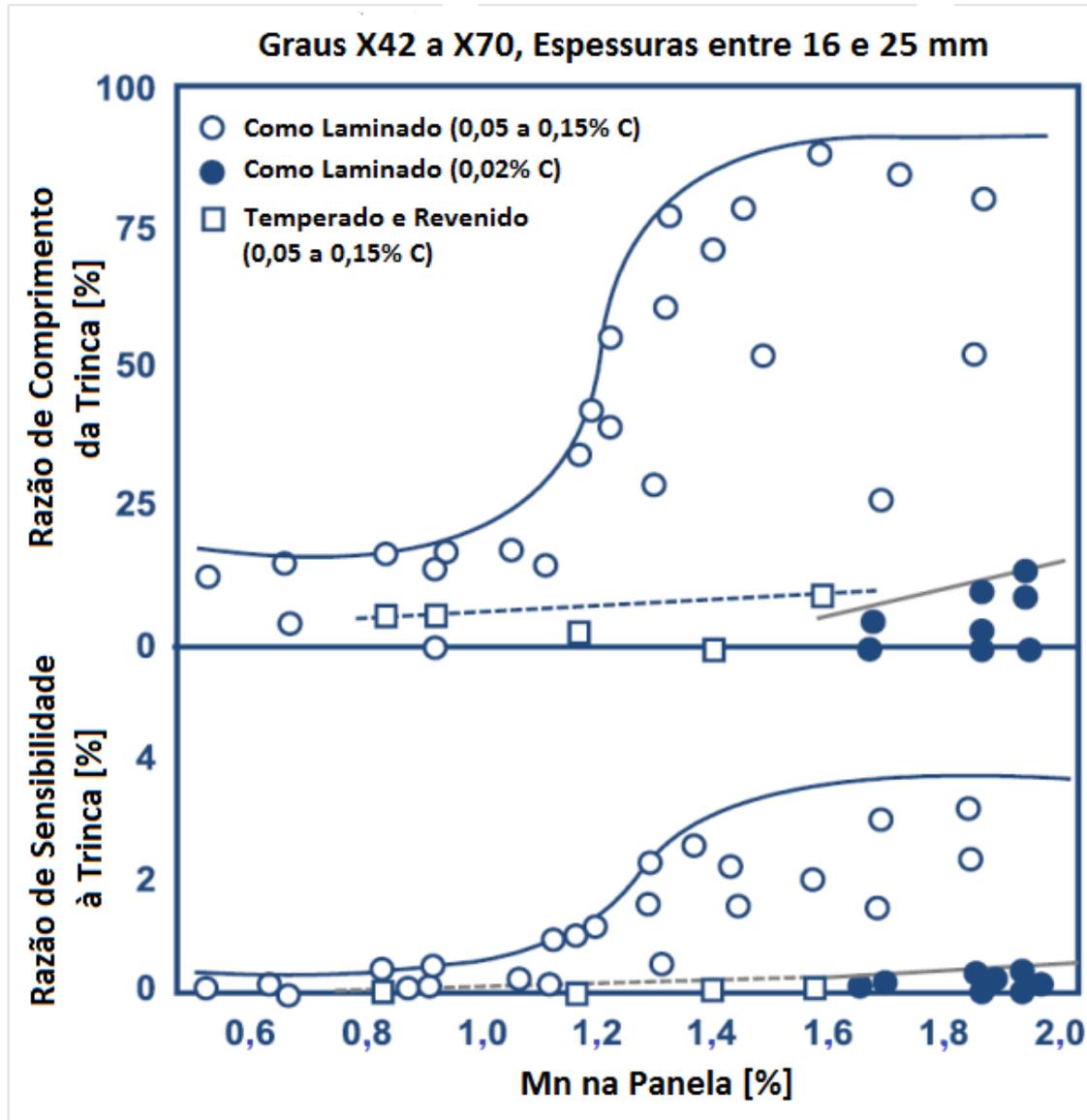


Figura 7: Efeito do teor de Mn do aço sobre sua susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio, expressa em termos da taxa de comprimento de trinca (gráfico superior) e razão de sensibilidade de trinca (gráfico inferior) [15,16].

. Aplicação de *soft reduction*.

- Aumento da solubilidade do MnS em função da redução dos teores de Mn e S;
- Redução da plasticidade do MnS através da redução do valor da razão Mn:S;
- Compensação da redução do teor de Mn pela adição suplementar de Nb e Cr para manter os níveis de resistência mecânica;

Este novo conceito de aço a princípio possui alto teor de Nb, em torno de 0,10%, o que o enquadra na assim chamada classe HTP (de *High Temperature Processing*, ou seja, para processamento sob alta temperatura). Ele vem sendo testado por diversas usinas ao redor do mundo. A Gerdau Ouro Branco, por sua vez, adaptou esse novo conceito de liga de forma a atender os requisitos especificados pela norma API e

vem efetuando testes para verificar as melhores condições de processamento que levem a materiais que atendam de forma eficaz as demandas de *sour service*.

5 CONCLUSÃO

Este trabalho teve como objetivo apresentar e discutir brevemente alguns dos obstáculos tecnológicos mais importantes a serem vencidos para que as chapas grossas *sour service*, de elevada resistência mecânica, continuem a ser um material de destaque para aplicações relacionadas com o transporte de hidrocarbonetos através de dutos. Foi destacada aqui a necessidade de se aperfeiçoar o ensaio DWTT para que seus resultados continuem a caracterizar fidedignamente o desempenho real dos tubos em termos de sua tenacidade quando se usam os novos aços com alta tenacidade; a garantia de uniformidade de dureza através de toda a extensão da chapa grossa; e o desenvolvimento de ligas mais eficazes e econômicas para o atendimento dos requisitos do *sour service*.

A Gerdau Ouro Branco vem trabalhando ativamente nessas três frentes de desenvolvimento que já demonstraram serem vitais para os futuros tipos de chapas grossas para tubos de grande diâmetro, especialmente os voltados para *sour service*, sem prejuízo das demais, visando assumir seu papel como fornecedor preferencial desse material com requisitos máximos de qualidade.

REFERÊNCIAS

- 1 Das AK. The Present and Future of Line Pipe Steels for Petroleum Industry. *Materials and Manufacturing Processes*. 2010;25:14-19
- 2 Eiber R. Drop-Weight Tear Test Application to Natural Gas Pipeline Fracture Control. *The Journal of Pipeline Engineering*. 2013;3rd Quarter:175-182.
- 3 Cosham A, Jones DG, Eiber R, Hopkins P. Don't Drop the Drop-Weight Tear Test. *The Journal of Pipeline Engineering*. 2010;2nd Quarter:69-84.
- 4 Hwang B, Lee S, Kim YM, Kim NJ, Yoo JY, Woo CS. Analysis of Inverse Fracture Occurring in Hammer-impacted Region During Drop-Weight Tear Test of a High-Toughness Linepipe Steel. In: *The 13th International Offshore and Polar Engineering Conference. Proceedings...* Honolulu, 2003, 129-134.
- 5 Grill R. VoestAlpineGrobblech GmbH - A World Class Producer of Heavy Plates for Highest-Quality Line Pipe Grades. In: *VAI Continuous Casting and Hot Rolling Conference - CCR '04. Proceedings...* VAI, Linz, June 2004, paper 2.4.
- 6 Kubo T, Shiwaku T, Kondo J, Miyazaki H, Kawaguchi Y. Quality Evaluation of Line Pipes by the Chevron Notched Drop Weight Tear Test. *ISIJ International*. 1995;35(4):426-432.
- 7 Hausenhütl A, Erdelen-Peppler M, Kalwa C. Inverse Fracture – What Is All About? In: *10th International Pipeline Conference – IPC 2014. Proceedings...* ASME, Calgary, September-October 2014, 7 p.
- 8 Morozov YuD, Pemov IF, Goli-Oglu EA, Lyuchkov AD, Kornilov VL, Efremova MV. Optimizing Drop Tests of High-Ductility Pipe Steel. *Steel in Translation*. 2012;42(2):196-199.
- 9 Sung HK, Sohn SS, Shin SY, Lee S, Kim NJ, Chon SH, Yoo JY. Effects of Finishing Rolling Temperature on Inverse Fracture Occurring During Drop Weight Tear Test of API X80 Pipeline Steels. *Materials Science and Engineering A*. 2012;541:181-189.

- 10 Belanger A, Barker T. Multiple Data Inspection of Hard Spots and Cracking. In: 10th International Pipeline Conference – IPC 2014. Proceedings... ASME, Calgary, September-October 2014, 6 p.
- 11 Clark EB, Leis BN, Eiber RJ. Integrity Characteristics of Vintage Pipelines. Battelle Memorial Institute, Columbus, October 2004, 102 p.
- 12 Schruff C, Kalwa C, Hillenbrand HG. Application of TMCP Material for Large Diameter Pipelines Under Sour Service Conditions. In: Offshore Technology Conference – Brasil. Proceedings... Rio de Janeiro, October 2017, 9 p.
- 13 Shalabekova, G. North Caspian Project Update on Kashagan Pipeline Issue. Press Release. North Caspian Operating Company, Atyrau, 9 June 2014, 3 p.
- 14 Schneibel G, König C, Gopalan A, Dussaulx JM. Development of an Eddy Current Based Inspection Technique for the Detection of Hard Spots in Heavy Plates. In: 19th World Conference on Non-Destructive Testing – WCNDT 2016. Proceedings... NDT.net, Munich, 2016, 8 p.
- 15 Gray JM. Ultra Low Manganese High Toughness HTP Sour Service Linepipe Steel. In: Microalloyed Pipe Steels for the Oil & Gas Industry. Proceedings... CBMM, Moscow, April 2013, 14 p.
- 16 Taira T, Tsukada K, Kobayashi Y, Inagaki H, Watanabe T. Sulfide Corrosion Cracking of Linepipe for Sour Gas Service. Corrosion – NACE. 1981;37(1):5-16.