



IBP 1437_07

CARACTERIZAÇÃO MAGNÉTICA DO AÇO X80 PARA GASODUTO
Ramon V. Martin¹, Fernando JG Landgraf², Helio Goldenstein³,
Mario G. Ramirez⁴, Ana C.P. Rodrigues⁵, Antonio A. Gorni⁶

Copyright 2007, Instituto Brasileiro de Petróleo e Gás - IBP

Este Trabalho Técnico foi preparado para apresentação na *Rio Pipeline Conference & Exposition 2007*, realizada no período de 2 a 4 de outubro de 2007, no Rio de Janeiro. Este Trabalho Técnico foi selecionado para apresentação pelo Comitê Técnico do evento, seguindo as informações contidas na sinopse submetida pelo(s) autor(es). O conteúdo do Trabalho Técnico, como apresentado, não foi revisado pelo IBP. Os organizadores não irão traduzir ou corrigir os textos recebidos. O material conforme, apresentado, não necessariamente reflete as opiniões do Instituto Brasileiro de Petróleo e Gás, seus Associados e Representantes. É de conhecimento e aprovação do(s) autor(es) que este Trabalho Técnico seja publicado nos Anais da *Rio Pipeline Conference & Exposition 2007*.

Resumo

Utilizando método magnético de detecção, foi possível determinar a fração volumétrica de austenita do constituinte microestrutural de mais difícil avaliação nos aços API X80: o chamado constituinte AM (uma mistura de martensita e austenita). Esse constituinte, por conter martensita e austenita de dimensões submicroscópicas, é de difícil resolução. A fração de austenita foi determinada avaliando a polarização de saturação do material. Outras características magnéticas foram avaliadas, em histeresígrafo, indicando que outras variáveis microestruturais possam ser inferidas por este método. Os resultados confirmam que existe potencial para uso de medidas magnéticas para inspeção não-destrutiva de gasodutos visando identificar variações microestruturais geradas no processo de fabricação.

Abstract

Magnetic characterization of API X80 steel for pipeline.

Using a magnetic detection method, it was possible to determine the volume fraction of austenite in the MA constituent, the most difficult one to evaluate in a API X80 steel. This constituent, as it contains a mixture of austenite and martensite in submicroscopic scale, is difficult to resolve. The austenite fraction was determined using the magnetic saturation polarization value of heat treated samples. Other magnetic characteristics were evaluated, in hysteresigraph, indicating that other microstructural characteristics may also be inferred using this method. Results confirm that there is a potential for the use of magnetic measurements for non-destructive inspection of pipelines aiming at the identification of microstructural variations generated in the fabrication process.

1. Introdução

Dado o determinante papel da microestrutura nas propriedades mecânicas do aço, o usuário final é obrigado a conviver com variações destas propriedades, induzidas pelo processo de fabricação da chapa, pela conformação mecânica do tubo, e pelas operações de soldagem. Quanto melhores as propriedades mecânicas desejadas, como no caso do uso de aços API X80 (maior limite de escoamento), mais sensível torna-se o aço a essas variações. Seria interessante dispor de técnicas de inspeção não-destrutivas, que fossem sensíveis não só aos defeitos macroscópicos, mas também às heterogeneidades microestruturais existentes. Uma das características mais promissoras, para essa finalidade, é o comportamento magnético do material, que é muito sensível às variações microestruturais, e permite sensoriamento sem contato mecânico.

¹ Doutor, IPT.

² Doutor, Departamento de Eng. Met. e Materiais, Escola Politécnica, USP.

³ Prof. Livre Docente, Departamento de Eng. Met. e Materiais, Escola Politécnica, USP.

⁴ Mestrando, Departamento de Eng. Met. e Materiais, Escola Politécnica, USP.

⁵ Graduanda, Departamento de Eng. Met. e Materiais, Escola Politécnica, USP.

⁶ Doutor, COSIPA.

Um grupo de pesquisadores da USP e do IPT iniciou uma linha de pesquisa que tem, dentre seus objetivos, a investigação do comportamento magnético de aços API X80, visando uma futura utilização dessa base de dados no desenvolvimento de instrumentação para inspeção. Alguns trabalhos anteriores de membros desse grupo já investigaram a microestrutura de amostra do aço API X80 produzido pela Usiminas (Ramirez et al. 2007) e a correlação microestrutura - propriedades magnéticas em aço baixa liga (Berti et al. 2005) em aço para estampagem (Landgraf et al. 1999).

A microestrutura dos aços microligados com alta resistência mecânica, destinados à fabricação de tubos de grande diâmetro, como o API 5L-X70 e X80, pode conter ferrita poligonal, ferrita acicular, bainita, agregados de martensita e austenita (conhecido como constituinte AM), precipitados submicroscópicos de nitreto de alumínio e carbonitreto de nióbio (Ramirez et al., 2007). Foi determinado experimentalmente que o constituinte AM proporciona elevação no limite de escoamento da ordem de 9 MPa por ponto percentual, quando presente numa microestrutura de bainita granular [Bush, 1971]. Outros autores [Maoyuan, 1995] constataram que frações relativamente altas de constituinte AM na microestrutura reduziram a razão elástica e o efeito Bauschinger, fato que, a princípio, facilitaria seu processamento industrial. É provável que esse fenômeno decorra da plasticidade induzida pela transformação da austenita residual em martensita. Contudo, esse efeito não foi confirmado na prática, em função das baixas frações de AM típicas dos aços API comerciais [Batista et al. 2002]. Vários autores [Bowker 1993, Yakubtsov 2002, Batista 2002, Terada 2004, Chunmung 2006] relataram o efeito deletério na tenacidade decorrente da presença de frações excessivas do constituinte AM, que elevam a temperatura de transição dúctil-frágil, ou abaixam os valores de energia absorvida. O problema piora nas juntas soldadas, onde as condições de resfriamento podem promover formação de maior quantidade desse constituinte [Kaplan 2001, Batista et al. 2003]. Por outro lado, há indicações de que esse efeito pode ser neutralizado, desde que o constituinte AM apresente-se em quantidade limitada e sob morfologia refinada e dispersa [Batista et al. 2003]. Uma referência recente até apontou o efeito benéfico de filmes de constituinte AM, presente entre os contornos de grãos ultra-finos de ferrita acicular, que tenderiam a limitar a propagação de trincas através de seu fechamento induzido por rugosidade nos contornos microestruturais. Esse fenômeno parece ser particularmente interessante para os aços microligados usados em tubos de grande diâmetro, já que suas microestruturas muito refinadas tendem a apresentar pior resistência à fadiga [Zhong, 2006]. Além da fração de constituinte AM, o tamanho de grão ferrítico médio, a fração de bainita e a distribuição de tamanho dos precipitados devem também afetar as propriedades mecânicas.

Algumas características magnéticas são interessantes para o estudo dos aços API X80: a polarização magnética de saturação, J_s , a permeabilidade magnética em certos pontos da curva de magnetização e o campo coercivo, H_c . A polarização de saturação é uma propriedade que só depende da fração volumétrica das fases presentes, pois cada fase tem sua polarização de saturação, que varia com a composição química, mas não varia com tamanho de grão, nem com a densidade de defeitos microestruturais. Essa propriedade é particularmente sensível à fração de austenita, que é uma fase não-magnética presente no constituinte AM dos aços API X80, e depende da composição química e da taxa de resfriamento final. A determinação de sua fração volumétrica, nessa ordem de grandeza, só tem sido feita por microscopia eletrônica (Batista et al., 2002), sendo de difícil obtenção por difração de raios X. O uso da saturação magnética para estimar a fração de austenita retida foi reportado recentemente por Berti et al. (2005), e por Tavares et al. (2006). Foi feita uma comparação entre valores medidos pelo método da polarização magnética de saturação e pelo método convencional de determinação, a difração de raios X, mostrando que o método magnético é mais sensível que o método de difração convencional (Landgraf et al., 2006).

Neste trabalho nos restringimos às medidas estáticas, ou quase-estáticas, das seguintes propriedades magnéticas: a densidade de fluxo magnético ou indução magnética (B), a polarização magnética (J), a permeabilidade magnética relativa (μ_r), além do campo magnético aplicado (H). A relação entre elas é dada pelas Equações 1 e 2:

$$B = J + \mu_0 H \quad \begin{array}{l} \mu_0 - \text{permeabilidade magnética no vácuo} \\ \mu_0 = 4.\pi.10^{-7} \text{ Hm}^{-1} \end{array} \quad (1)$$

$$\mu_r = B / \mu_0 H \quad (2)$$

As curvas de magnetização e de histerese são formas convenientes para apresentar as características magnéticas de um material. Representam o efeito da aplicação de um campo magnético no comportamento magnético do material, dado pelas propriedades J ou B . Outras propriedades magnéticas, fora do escopo deste trabalho, também podem fornecer informações adicionais sobre a microestrutura do material, como o ruído Barkhausen, a magnetostricção, além de medidas dinâmicas, como a evolução de perdas com a frequência.

Tanto os valores da permeabilidade magnética, quanto os do campo coercivo, são sensíveis às interações entre as paredes de domínios magnéticos e a outras características microestruturais como densidade de discordâncias, tamanho de grão, e presença de precipitados. Para o adequado uso de uma metodologia magnética, é importante tentar construir um modelo de correlação entre propriedades magnéticas e microestrutura.

2. Materiais e Métodos

Foi utilizada uma amostra de aço microligado API 5L X80 fornecida pela Usiminas, cuja composição química é mostrada na Tabela 1. A placa foi laminada a quente até espessura de 19mm . O programa de laminação e resfriamento foi ajustado para otimizar as propriedades mecânicas. A amostra recebida tem dimensões 1500mm por 500mm (direção de laminação), por 19 mm de espessura. Segundo dados da Usiminas, o limite de escoamento desse material é de 562 MPa, alongamento de 34%, sendo que a resistência à fratura foi determinada em ensaio Charpy de amostra retirada na direção transversal da placa, resultando em 125J a -20° C, com fratura 100% dútil.

Tabela 1. Composição química da amostra de aço API X80 deste estudo.

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	Cr	Mo	N
%	%	%	%	%	%		%		%		ppm
0,07	1,79	0,21	0,019	0,001	0,023		0,11		0,44		71

Foram extraídas amostras longitudinais na direção da laminação, e a microestrutura foi avaliada utilizando as técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), por meio de um microscópio OLYMPUS BX60M, com câmara Altra 20 e software de sistemas de imagem Analysis GETIT, e um microscópio Philips LX30, respectivamente. As amostras foram lixadas, polidas e atacadas com reagente nital 3% e picral. Segundo Ramirez et al. (2007), a microdureza vickers desse material é de 227 HV0,3 .

Para análise magnética em histeresígrafo, foram extraídos por corte a jato de água com partículas de granada, no Departamento de Engenharia de Minas da Escola Politécnica da USP, cilindros de 20mm de diâmetro e altura igual à espessura da placa. Esses cilindros foram usinados até diâmetro de 16mm, aproximadamente.

Foram utilizados 13 cilindros para medidas magnéticas no histeresígrafo. Para promover uma mudança microestrutural controlada, os corpos de prova foram submetidos a tratamentos térmicos diversos. Os tratamentos consistiram em expor o material durante uma hora a uma temperatura constante. Como referência, um par de cilindros foi deixado sem tratamento, enquanto os outros quatro pares foram tratados a 100°C, 200°C, 300°C e a 400°C. Apenas um cilindro foi tratado a 500°C, e outro a 600°C. Um cilindro também foi tratado a 300°C por duas horas.

As curvas de histerese podem ser obtidas através de diversos equipamentos, como magnetômetros de amostra vibrante (VSM), magnetômetros supercondutores (Squid), histeresígrafos usando eletroímãs, ou anel de Rowland. Cada equipamento tem suas limitações e vantagens. Neste trabalho utilizamos os integradores digitais e o eletroímã de um histeresígrafo Hystergraf IS-300, mostrado nas figuras 1 e 2. O eletroímã foi alimentado através de um amplificador de transcondutância Valha Scientific 2555. A amostra é pressionada entre as duas peças polares do eletroímã, e é envolvida por bobinas. Os sinais induzidos nestas bobinas, e em uma sonda de potencial, alimentam os integradores digitais, cujas saídas fornecem os sinais correspondentes a J e H.

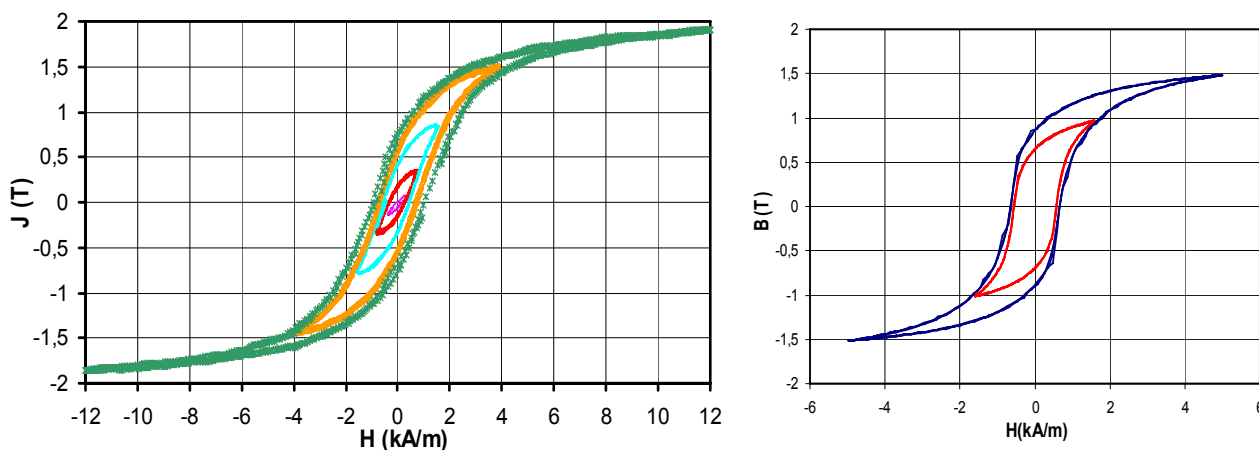


Figuras 1 e 2: Histeresígrafo e detalhe das peças polares com amostra e transdutor de campo magnético.

Para análise magnética em anel de Rowland, foram extraídos por corte a jato de água com partículas de granada, anéis de diâmetro externo 84mm, diâmetro interno 65mm, e espessura igual à da placa: 19mm. Esses anéis foram usinados até diâmetro externo de 81,8mm, e interno e 66,8mm. Esses anéis receberam dois enrolamentos superpostos de fios de cobre esmaltado. O campo magnético é produzido pela passagem de corrente elétrica na bobina chamada “primária”, e a medição da indução magnética é feita pela integração da tensão induzida na outra bobina “secundária”.

3. Resultados

Aplicando um campo magnético, cuja intensidade varia lentamente ($f = 0,02 \text{ Hz}$) nas amostras sem tratamento térmico suplementar, obtemos através do histeresígrafo com peças polares, e através do anel de Rowland, as curvas mostradas nas figuras 3 e 4. A intensidade máxima é progressivamente incrementada, gerando uma família de curvas de histerese.



Figuras 3 e 4: Exemplos de curvas de histerese para diversas amplitudes de intensidade de campo magnético, obtidas com o histeresígrafo de peças polares, à esquerda, e com o anel de Rowland, à direita.

Apesar da grande facilidade operacional do histeresígrafo equipado com peças polares, um dos problemas em seu uso é a medida do campo aplicado H . Verificamos que a intensidade do campo magnético medido num ponto central entre as peças polares é maior que o campo efetivamente aplicado à amostra. Para estabelecer a calibração da escala do campo magnético no histeresígrafo utilizamos a curva de magnetização ($B \times H$), obtida através do anel de Rowland, pois neste caso podemos determinar o campo efetivamente aplicado no interior do material.

O histeresígrafo apresenta o inconveniente de que o material do núcleo do eletroímã também faz parte do circuito magnético, sendo percorrido pelo fluxo que atravessa a amostra. No núcleo toroidal o fluxo é contido integralmente na amostra, evitando esta fonte de erro.

Unindo-se os pontos de máximo de cada ciclo de histerese, obtemos a curva de magnetização mostrada na figura 5.

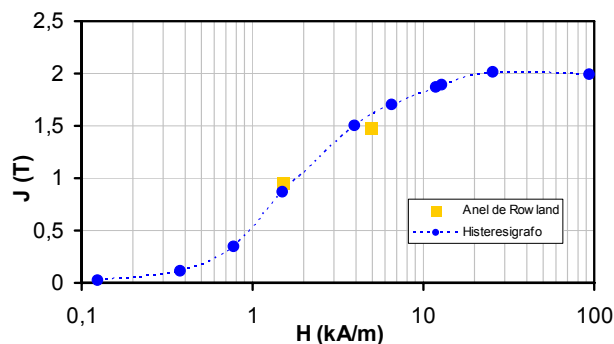


Figura 5: Curva de magnetização para o material sem tratamento prévio.

O efeito da temperatura de tratamento térmico nas propriedades magnéticas foi avaliado inicialmente pelas curvas de histerese apresentadas na figura 6 com campo máximo aplicado de 38kA/m, e posteriormente pelas medidas de permeabilidade relativa apresentadas na figura 7. Na figura 8 é mostrado o efeito da temperatura de tratamento térmico na permeabilidade magnética relativa em diferentes pontos da curva de magnetização, e na figura 9 é apresentada a máxima permeabilidade relativa em função da temperatura do tratamento. Na figura 10 é apresentado uma estimativa do campo coercivo para cada ponto de máxima permeabilidade.

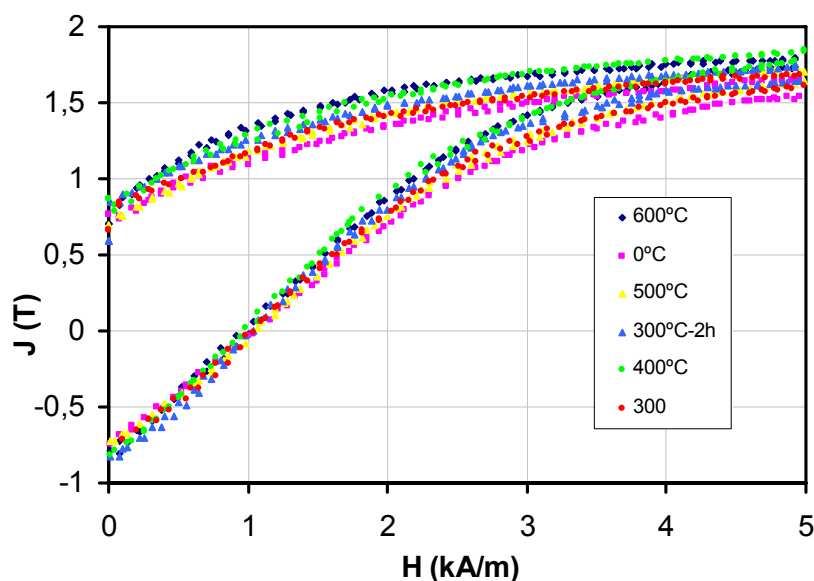


Figura 6: Detalhe das curvas de histerese das amostras submetidas a diferentes temperaturas de tratamento térmico. O campo máximo aplicado foi de 38kA/m.

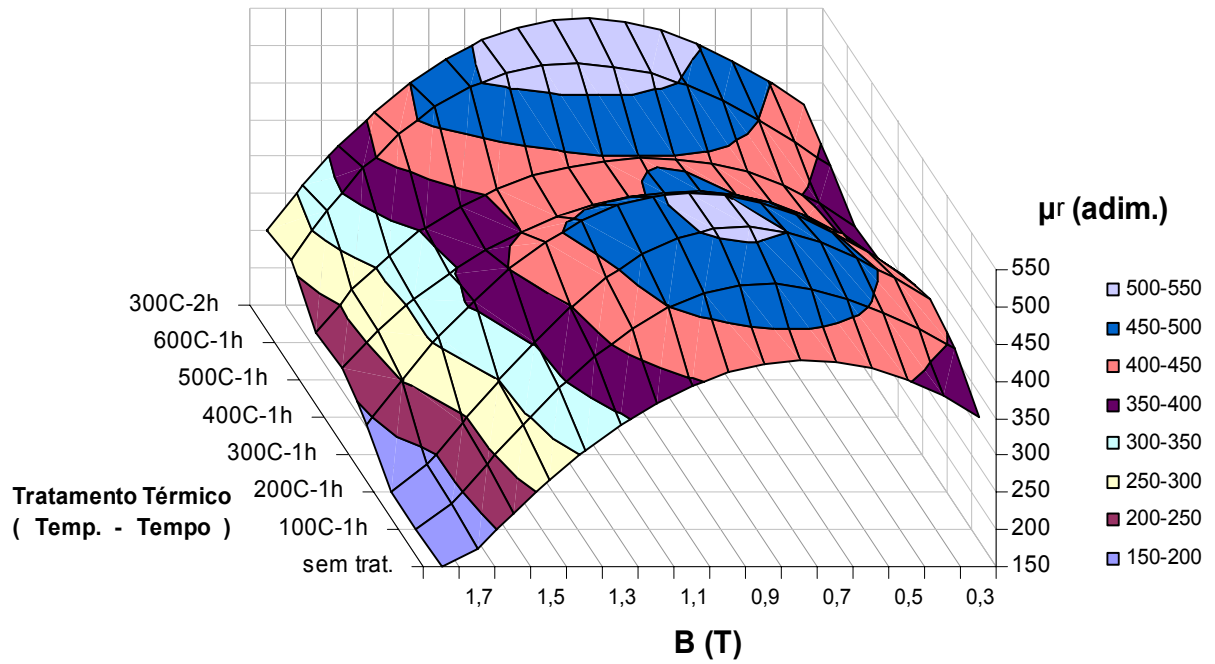


Figura 7: Permeabilidade relativa em função da temperatura de tratamento térmico e da indução magnética.

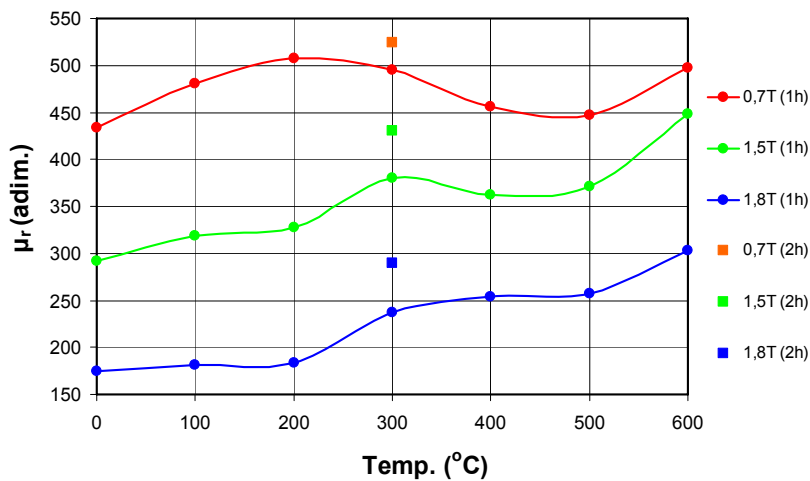
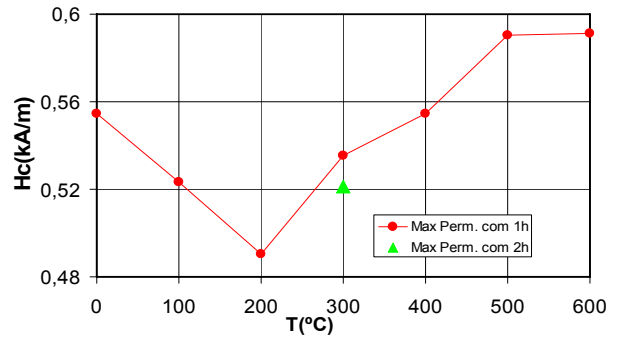
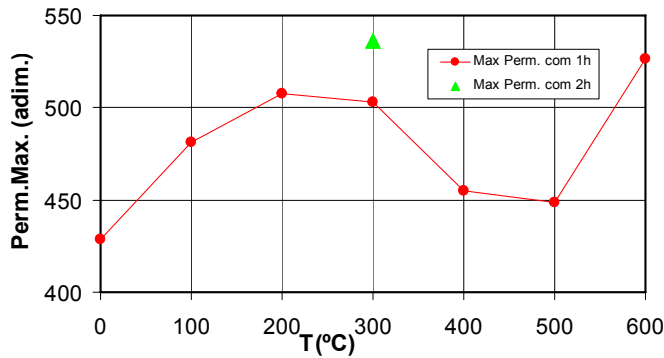


Figura 8: Efeito da temperatura de tratamento térmico na permeabilidade magnética relativa em diferentes pontos da curva de magnetização. É interessante notar que a 0,7T a magnetização desta amostra é predominantemente devida ao deslocamento de paredes de domínios magnéticos, enquanto que a 1,8T a magnetização origina-se principalmente da rotação reversível da direção de domínios, e a 1,5T os dois mecanismos se complementam .



Figuras 9 e 10: Máxima permeabilidade relativa em função da temperatura de tratamento, e campos coercivos correspondentes a estes pontos de permeabilidade máxima.

Outra propriedade medida é o campo coercivo, H_c : campo magnético em que a indução é anulada. Medimos esta propriedade através das curvas de histerese apresentadas anteriormente nas figura 3 e 4. H_c é apresentado na figura 11 em função da indução magnética.

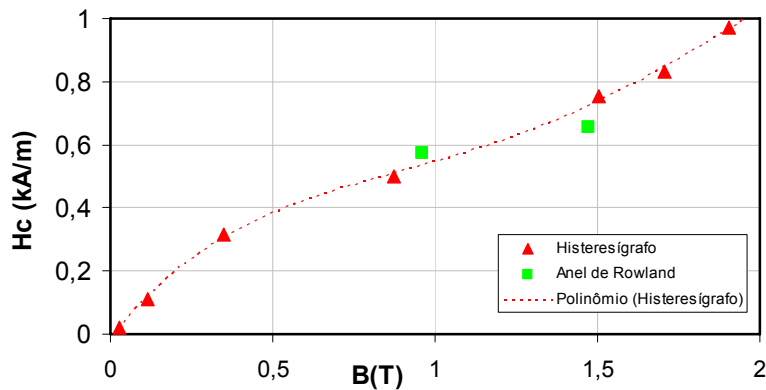


Figura 11: H_c em função da máxima indução magnética em cada ciclo de histerese.

Saturação magnética (J_{sat}) e Fração Volumétrica de Austenita Retida (γ)

A aplicação de campos de grande intensidade leva o material a saturação magnética. Esta condição é interessante, pois podemos determinar a relação entre as parcelas de fases ferromagnéticas, e a austenita retida, que não é magnética. A fração de austenita retida pode ser determinada pela fórmula (3):

$$\% \gamma = 100 (1 - J_{sat} / J_{sat \max}) \quad (3)$$

$J_{sat \max}$ - polarização de saturação máxima do material livre de austenita

Medimos J_{sat} para o conjunto de amostras citado anteriormente, submetendo-as a campos de até 300kA/m. Para o material não tratado determinamos $J_{sat} = 1,99T$. Determinamos $J_{sat \max}$ a partir da figura 12. O máximo de J_{sat} ocorre para temperaturas de tratamento de 400° C com tratamento isotérmico de 1h ($J_{sat \max} = 2,06T$). Através da relação (3) chegamos a um conteúdo de 3,4 % de austenita retida para o material sem tratamento prévio.

Duas amostras foram submetidas à 300° C, durante 2h, enquanto as demais permaneceram no tratamento por 1h. J_{sat} medido nestas amostras ($J_{\text{sat } 300\text{C}} = 2,06\text{T}$) foi semelhante à $J_{\text{sat max}}$, indicando que provavelmente toda austenita retida foi eliminada, e que a duração de 1h do tratamento térmico a 300° C foi insuficiente para tal.

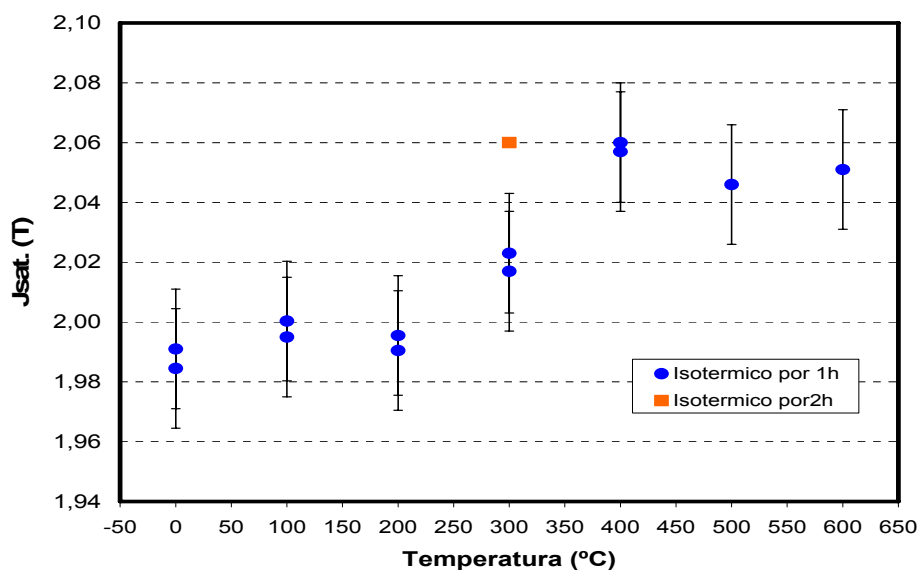


Figura 12: Efeito da temperatura do tratamento isotérmico no valor da polarização magnética de saturação.

A microestrutura do material no estado como-recebido, no plano DL-DN, está apresentada na Figura 13(a). A literatura indica que o constituinte AM está presente nas regiões claras e isentas de decoração interna, em geral contíguas às regiões claras contendo decoração interna que mostra duas fases. Além disso, a micrografia mostra grãos de ferrita poligonal. Há evidências de distribuição bimodal de tamanho de grão da ferrita. A imagem de microscopia óptica da figura 13(b) não foi capaz de resolver a morfologia da provável decomposição da austenita do constituinte AM.

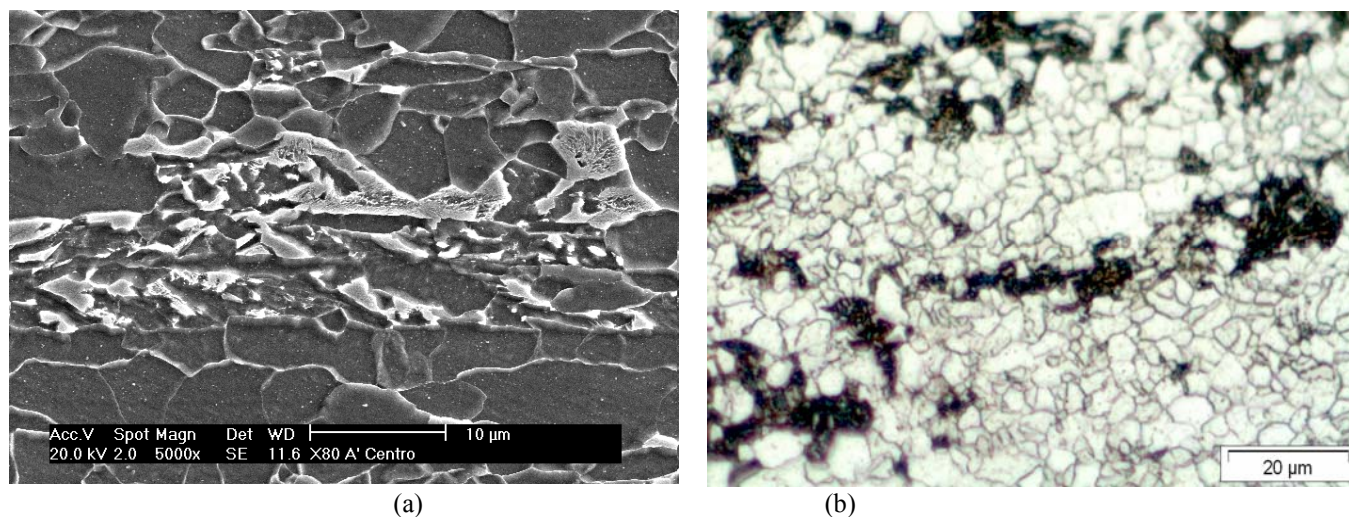


Figura 13: Microestrutura do aço X80: (a) Como-recebido, mostrando grãos de ferrita poligonal, bandas com aglomerados de ferrita e carbonetos, e constituinte AM, em imagem de MEV. (b) Após tratamento a 600° C por uma hora, mostrando grãos de ferrita poligonal, colônias de bainita granular (cor cinza) com agregados de ferrita, em imagem de microscopia óptica.

4. Discussão

Os resultados de polarização magnética de saturação mostram que a amostra no estado como-recebida tem $J_s = 1,99\text{T}$, subindo para 2,06T quando tratada termicamente em temperaturas acima de 300° C. Não havendo outra

transformação de fase à qual se possa creditar o aumento do valor da saturação magnética, pode-se assumir que se deva à transformação da austenita em fases magnéticas como martensita e/ou ferrita. Assumindo que a austenita retida do constituinte AM tenha sido eliminada nesses tratamentos acima de 300° C, pode-se estimar a fração de austenita em 3%, utilizando-se a equação 3. A fração de constituinte AM é necessariamente maior que essa, pois contém também martensita. Ignora-se a proporção relativa dessas duas fases, mas presume-se que a fração de austenita é menor que 50%.

As medidas de permeabilidade magnética mostram comportamentos diferentes na correlação temperatura de tratamento x permeabilidade. Para induções de 1,8T, em que o mecanismo de rotação reversível da direção de magnetização dos domínios deve predominar, o comportamento se assemelha ao da saturação. Para induções de 0,7T, onde predomina o movimento de paredes de domínio, o comportamento é mais complexo: a permeabilidade cresce nas amostras tratadas até 300° C, decai nas tratadas a 400 e 500° C, para depois subir na tratada a 600° C. Segundo a tendência geral da evolução microestrutural com o aumento da temperatura de tratamento entre 100 e 600° C, ou seja, eliminação de microtensões residuais das transformações de fase, redução da densidade de discordâncias e crescimento de grão, espera-se um contínuo aumento da permeabilidade com o aumento da temperatura de tratamento. Uma variável, entretanto, pode ter repercussão diferente: o tamanho dos carbonetos. Espera-se que os carbonetos aumentem de tamanho, com o aumento da temperatura de tratamento. Diferentemente das propriedades mecânicas, nas quais quanto menores os carbonetos, maior seu efeito no aumento do limite de escoamento, no caso do campo coercivo e da permeabilidade magnética abaixo do “joelho” (0,7T, por exemplo), a maior restrição ao movimento de paredes de domínio ocorre quando os precipitados têm entre 0,5 e 1µm de diâmetro. Daí ser possível que a permeabilidade passe por um mínimo, e o campo coercivo por um máximo, com o aumento da temperatura de tratamento. Ainda faltam dados de microscopia para confirmar essa hipótese, mas fenômeno semelhante, ainda que deslocado no eixo da temperatura, ocorreu no revenimento de aço 4340. Neste caso, ocorreu um máximo de campo coercivo no revenimento a 600° C.

A análise microestrutural das amostras ainda não permitiu avaliar a hipótese da precipitação dos carbonetos.

5. Conclusões

A medida do valor da polarização magnética de saturação nos estados como-recebido e após tratamentos térmicos permite inferir que a fração de austenita de amostra de aço API X80 seja de 3%. A queda da permeabilidade máxima nas amostras tratadas a 400 e 500° C sugere que ocorra um engrossamento dos precipitados nesses tratamentos, cujas dimensões devem estar em torno de 0,8µm.

6. Agradecimentos

Os autores agradecem à Usiminas S.A. pelo fornecimento da amostra para estudo.

7. Referências

- BATISTA, G.Z., SOUZA, L.F.G., BOTT, I.S., RIOS, P.R. Effect of MA Constituent on Mechanical Properties of a Nb-Cr/Nb-Cr-Mo API X-80 Steel. In: *International Conference on Thermomechanical Processing: Mechanics, Microstructure and Control*, Sheffield: The University of Sheffield, p. 240-244, 2002.
- BATISTA, G.Z., SOUZA, L.F.G., BOTT, I.S., RIOS, P.R. Estudo da Correlação Microestrutura-Propriedades Mecânicas de Aço da Classe API X80. In: *58º Congresso Anual da ABM*, Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, p. 2957-2966, Julho 2003.
- BERTI NETO, H.; LANDGRAF, F.J.G.; FUKUHARA, M.; TSCHIPTSCHIN, A.P. GOLDENSTEIN, H. Comportamento magnético do aço ABNT 4340 temperado e revenido.. In: *60º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais*, B. Horizonte: ABM. CD-ROM, p. 1696-1706., 2005.
- BOWKER, J.T., ORR, R.F., RUDDLE, G.E., MITCHELL, P.S. The Effects of Vanadium on the Parent Plate and Weldment Properties of API 5LX-80 Linepipe Steels. In: *35th Mechanical Work and Steel Processing*, Pittsburgh: Iron and Steel Society, p. 403-412, 1993.
- BUSH, M.E., KELLY, P.M. Strengthening Mechanisms in Bainitic Steels. *Acta Metallurgica*, 19:12, p. 1363-1371, December 1971.
- CHUNMING, W., XINGFANG, W., JIE, L., NING'AN, X. Transmission Electron Microscopy of Martensite/Austenite Islands in Pipeline Steel X70. *Materials Science and Engineering A*, 438-440, p. 267-271, 2006.
- DIAS, PC, Nakashima, JT, Araújo, CS, Barbosa, R. Microestutura e propriedades mecânicas de aços API X70 laminados na região bifásica, Trabalho apresentado no 58º Congresso da ABM, 2003

- KAPLAN, D., LAMBERT-PERLAD, A. Influence des Composés “Martensite-Austénite Résiduelle” sur la Tenacité des Zones Affectées par la Chaleur lors du Soudage des Aciers C-Mn. *La Revue de Métallurgie – CIT*, 98:10, p. 889-898, Octobre 2001.
- LANDGRAF, F. J. G. ; EMURA, M. ; FERRAN, G. . Uso de medidas magnéticas como método não-destrutivo de identificação de heterogeneidades de propriedades mecânicas em placas de aço. In: *35º Seminário de Laminação*, Belo Horizonte: ABM. v. 1, 1999.
- LANDGRAF, F.J.G., MARTIN, R.V., GOLDENSTEIN, H., CUMINO, R., CAMPOS, M.F. Determinação da austenita retida por métodos magnéticos e por Difração de Raios-X. in: *Anais do CBECIMAT*, 2006.
- MAOYUAN, M., WEI, S., HUIZHI, X. Bauschinger Effect and Yield Ratio of the M.A. Structure. In: *3rd International Conference on HSLA Steels*, Beijing: The Chinese Society for Metals, vol. 1, p. 286-294, 1995.
- RAMIREZ, M.G., GOLDENSTEIN, H., GORNI, A.A., LANDGRAF, F.J.G., OGATA, P.E. Caracterização microestrutural do aço API X80 por MO, MEV e Microdureza. In: *61º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais*, Vitória: ABM, 2007.
- TAVARES, S.S.M., DE MELLO, S.R.B., CARVALHO, S.S., SILVA, M.R., SILVA, L.N.P. Propriedades magnéticas de aço SAE 4340 nas diferentes condições de têmpera e revenido. In: *60º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais*, : ABM, 2006.
- TERADA, Y., KIYOSE, A., DOI, N. MORIMOTO, H., KOJIMA, A., NAKASHIMA, T., HARA, T., SUGIYAMA, M. High-Strength Linepipes with Excellent HAZ Toughness. *Nippon Steel Technical Report*, 90, p. 88-93, July 2004.
- YAKUBTSOV, I.A., ZHANG, Y., PORUKS, P., BOYD, J.D., TURI, T. Effects of Alloying on the Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Plate Steels. In: *44th Mechanical Working and Steel Processing Conference*, Orlando: Iron and Steel Society, p. 1175-1186, 2002.
- ZHONG, Y., XIAO, F., ZHANG, J., SHAN, Y., WANG, W., YANG, K. In Situ TEM Study of the Effect of M.A. Films at Grain Boundaries on Crack Propagation in an Ultra-Fine Acicular Ferrite Pipeline Steel. *Acta Materialia*, 54, p. 435-443, 2006.