

AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TUBO API 5L X80 SUBMETIDO A CURVAMENTO POR INDUÇÃO

Gilmar Zacca Batista ¹

Luís Felipe Guimarães de Souza ²

Ivani de S. Bott ³

Paulo Rangel Rios ⁴

Resumo

Tubos utilizados na construção de dutos para transporte de óleo e gás muitas vezes necessitam de curvamento a quente, quando o raio de curvamento é inferior a determinado valor. Este trabalho tem por objetivo verificar o efeito do ciclo térmico provocado pelo curvamento a quente na microestrutura, e nas propriedades mecânicas de um tubo API 5L X80, fabricado a partir de chapas produzidas pelo processo de laminação controlada, bem como avaliar o efeito do tratamento térmico aplicado no tubo após curvamento. O tubo curvado foi avaliado na parte reta (não afetada pelo processo de curvamento), na curva e nas regiões das zonas de transição (entre a parte reta e a região curvada). Foram realizados ensaios de microdureza, tração e Charpy-V. Após o curvamento, observou-se uma grande variação microestrutural entre a parte reta e as regiões curvadas, resultando em um limite de escoamento na região da curva inferior ao requerido por norma e uma redução significativa na temperatura de transição, indicando um aumento de tenacidade. O resfriamento com água, realizado somente pelo lado externo do tubo, durante o curvamento, levou à formação de diferentes microestruturas ao longo da espessura. As regiões estudadas foram caracterizadas por microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV). Os resultados mostram que a aplicação de um tratamento térmico de 500°C após o curvamento permite uma recuperação do limite de escoamento para valores acima do requerido por norma, resultando em propriedades adequadas para o tubo curvado.

Palavras-chave: Tubos; Curvamento; Indução; Tratamento térmico.

MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES EVALUATION OF API 5L X80 PIPE AFTER INDUCTION HOT BENDING

Abstract

Pipes used in the construction of long-distance oil and gas pipelines often have to undergo hot-bending when the required bend radius is very small. The present work discusses the effect of the thermal cycling applied during the induction-heated bending process, on the microstructure and the mechanical properties of an API 5L X80 steel pipe fabricated from plates produced by controlled rolling, as well as the effects of post-bending heat treatments applied to the pipes. The curved pipe was evaluated at several positions; the straight section (not affected by the bending process), the bend area and the transition zones (between the straight and the curved regions). Microhardness measurements, tensile tests and Charpy V-notch impact tests were performed. After bending, significant differences were observed between the microstructures of the straight and curved sections, and consequently a reduction in yield stress to a value below that required by the industry standard. A significant reduction in impact transition temperature was also observed, indicating a toughness improvement. Water cooling, applied only to the external radius of the tube during bending, provoked further microstructural modification across the wall-thickness. All regions investigated were characterised by optical and scanning electron microscopy. The results shows that the 500°C tempering heat treatment after bending, promotes the recovery of the yield strength, to values above the minimum required by the standard, resulting in adequate properties for the tube submitted to the bending process.

Key words: Pipe; Bending; Induction heat treatment.

¹ Eng. Metalúrgico, Engenharia de Dutos – Petrobras (g.zacca@petrobras.com.br)

² Eng. Metalúrgico, D.Sc. Professor Associado., DEPMC – Cefet/RJ (lfelipe@cefet-rj.br)

³ Ph. D. Professora Associada, DCM – PUC-Rio (bott@dcmm.puc-rio.br)

⁴ Ph. D. Professor Titular, EEIMVR – UFF (prrios@metal.eeimvr.uff.br)

I INTRODUÇÃO

A produção de petróleo e gás no Brasil e o consumo de derivados estão crescendo cada vez mais. Segundo o Plano Estratégico da Petrobras,⁽¹⁾ a perspectiva de crescimento do mercado de gás natural é de 14% ao ano até 2010. Para atender esta demanda, torna-se necessário que os novos gasodutos tenham maiores diâmetros e operem a pressões mais elevadas. Para isso, é preciso empregar aços de maior resistência, que evitam o uso de espessuras muito elevadas e conseqüentemente, permitem a redução do peso e dos custos na compra dos tubos e na construção e montagem do duto.

Para que o tubo de alta resistência API 5L X80 seja aplicado em dutos terrestres é necessário avaliar o processo de curvamento deste tubo.

O curvamento a quente por indução é aplicado quando o raio de curvamento necessário para acompanhar o perfil do terreno precisa ser muito pequeno. Este processo prevê aquecimento e resfriamento da seção do tubo que está sendo curvada, provocando alterações na microestrutura e nas propriedades mecânicas.

Groeneveld⁽²⁾ comenta que as propriedades mecânicas, resultantes do processo de laminação controlada, podem ser eliminadas como resultado do aquecimento provocado pelo curvamento por indução; e Kondo et al.⁽³⁾ sugerem que o tubo para o curvamento deve possuir carbono equivalente mais alto para aumentar a temperabilidade e minimizar a queda de resistência.

O aço deste estudo (X80) foi desenvolvido para ser utilizado no trecho reto, de forma que a composição química e a rota de fabricação utilizada não foram elaboradas com o objetivo de atender ao curvamento por indução. Esta situação é muito comum nas obras de dutos no Brasil, uma vez que a compra dos tubos é efetuada antes que se tenha o perfil detalhado do terreno.

Neste estudo busca-se avaliar a influência resultante do processo de curvamento a quente por indução e do tratamento térmico na microestrutura e nas propriedades mecânicas do tubo API 5L X80 fabricado no Brasil.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Para este estudo foi utilizado um tubo API 5L X80 de 20" x 0,75" fabricado pelo processo UOE a partir de chapa produzida pelo processo de laminação controlada sem resfriamento acelerado. A Tabela I mostra a composição química.

No processo de curvamento a quente (Figura 1), uma das extremidades do tubo é empurrada e a outra é fixada por um braço giratório que guia o tubo. O braço giratório é regulado com o raio de curvatura que se deseja obter e força o tubo a mudar a direção enquanto é movimentado, passando por uma bobina de indução de alta freqüência, que provoca um aquecimento rápido e localizado, seguido por um resfriamento com jatos de água pela parte externa do tubo.⁽⁴⁾

A temperatura de curvamento ficou em torno de 1.050°C. O tubo foi curvado com um raio de 2,54 m e um ângulo de 70°.

Foram realizados ensaios de tração, microdureza e impacto Charpy-V de acordo com as normas API 5L⁽⁵⁾ e ASTM A 370.⁽⁶⁾ As regiões do tubo curvado avaliadas são mostradas na Figura 2.

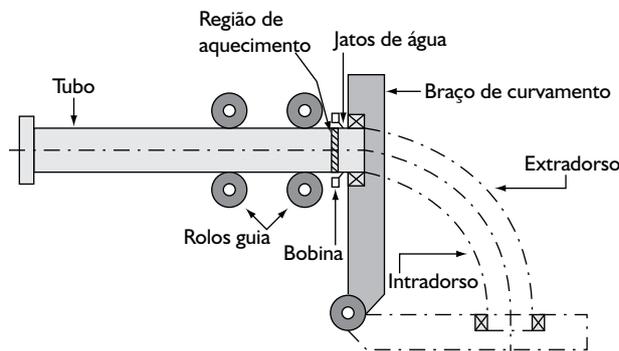


Figura 1. Processo de curvamento.⁽³⁾

Tabela I. Composição química.

Elementos (% em peso)												
C	Mn	Si	Nb	V	Ti	Mo	Cr	Cu	Ceq (IIW)	Ceq (Pcm)	Nb+V+Ti	
0,05	1,76	0,17	0,066	0,025	0,016	0,20	0,15	0,02	0,42	0,17	0,11	
Elementos (em ppm)												
P	S	Sn	As	B	Ca	Ni	N	Al				
160	20	20	20	3	30	200	57	350				

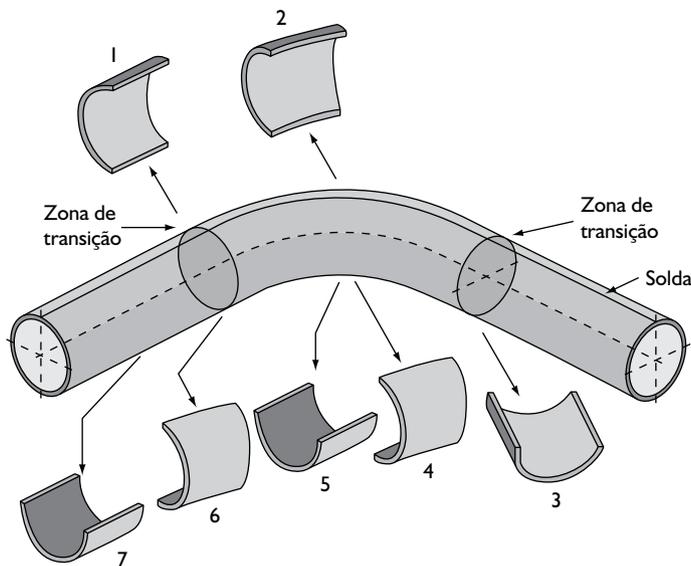


Figura 2. Regiões do tubo curvado estudadas. 1) Zona de transição do extradorso; 2) Extradorso; 3) Linha neutra na zona de transição; 4) Intradorso; 5) Linha neutra na curva; 6) Zona de transição do intradorso; e 7) Parte reta.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Avaliação Microestrutural

Durante o curvamento, o tubo é aquecido por um minuto a dois minutos a temperaturas em torno 1.000°C. O curto tempo de exposição nesta temperatura é suficiente para que ocorra austenitização. O resfriamento com água, que ocorre logo em seguida, pode levar à formação de uma gama diferente de microconstituintes como ferrita, perlita, bainita ou martensita, de acordo com a composição química do aço e a taxa de resfriamento. Além disso, Williams⁽⁷⁾ explica que diferentes pontos ao longo da circunferência do tubo passam pela bobina com diferentes velocidades, dependendo de sua distância ao eixo de curvamento, de modo que algumas regiões da curva estarão submetidas à temperatura de curvamento por um tempo maior que outras.

A Figura 3 mostra as micrografias da parte reta e da curva para as superfícies interna (I), no centro da espessura (C) e externa (E). Ao lado direito das Figuras estão os valores de microdureza Vickers (HV).

A microestrutura original do tubo (Figura 3a) é composta por uma matriz ferrítica com dispersão de martensita com austenita retida (AM). Com a têmpera aplicada durante o curvamento, a microestrutura de todas as regiões da curva foi alterada (Figuras 3b, c, d).

Uma significativa variação microestrutural pode ser observada ao longo da espessura. As regiões em contato com a superfície externa apresentam uma microestrutura mais acicular, devido a maior velocidade de resfriamento provocada pelo contato direto com o jato de água, resultando em maiores valores de dureza. O intradorso apresentou um maior crescimento do grão austenítico quando comparado com as demais regiões da curva, indicando que esta região foi mantida por um tempo maior na temperatura de

aquecimento. Nas zonas de transição (Figura 4) foram observados apenas uma maior heterogeneidade de tamanho de grão.

3.2 Avaliação das Propriedades Mecânicas

Em um tubo curvado existe uma diferença de propriedades entre a parte reta e a curvada e entre diferentes posições ao longo da circunferência da curva.

A Figura 5 faz uma comparação entre as curvas de transição da parte reta não afetada pelo calor (original) com as diferentes regiões da curva.

Para um patamar de 100 J de energia absorvida, a temperatura de transição do tubo, em seu estado original, é cerca de 30°C superior a temperatura de transição do intradorso e cerca de 40°C superior a temperatura de transição do extradorso.

Outro fator que pode ser observado é que as zonas de transição apresentam valores bem próximos do tubo original com maior temperatura de transição e menores valores de energia absorvida que a região curvada. Isto está associado à heterogeneidade de tamanho de grão (Figura 4) existente nesta região.

De uma maneira geral, a Figura 5 mostra que existe um ganho de tenacidade decorrente do processo de curvamento. Um dos fatores que contribuem para esta melhora na tenacidade é a presença de elementos de liga, como o Nb, V e Ti,^(3,10) que formam precipitados e minimizam o crescimento de grão durante o aquecimento.

Kondo et al.,⁽³⁾ afirmam que mesmo em aços com Nb, pode ocorrer o crescimento do grão austenítico, porém é muito menor que nos aços sem Nb. Este crescimento de grão ocorre porque os finos precipitados de Nb são dissolvidos durante o aquecimento. Os precipitados de Ti e V possuem um comportamento semelhante ao do Nb, porém, com diferentes temperaturas de dissolução. O TiN, por exemplo, é estável a altas temperaturas sendo bastante eficaz na prevenção do crescimento do grão austenítico.^(10,11)

Além disso, as micrografias da Figura 3, mostram que o curvamento provocou a formação de grãos ferríticos de menor tamanho, além de reduzir o nível de encruamento do aço, o que é benéfico para a tenacidade.⁽¹¹⁾

O limite de escoamento (Figura 6) sofreu uma redução acentuada na região curvada, ficando abaixo do mínimo especificado por norma. Uma explicação para esta redução pode ser o baixo valor do carbono equivalente que não garante uma elevada resistência quando submetido a

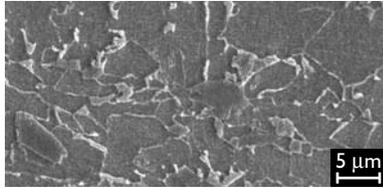
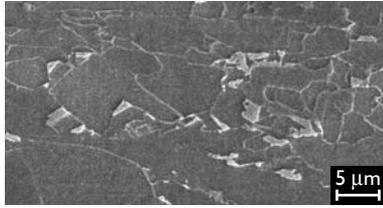
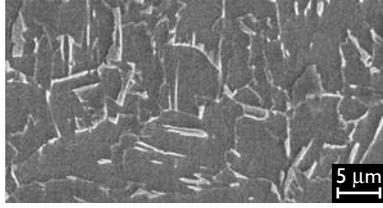
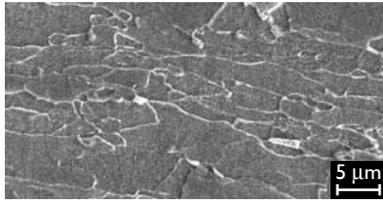
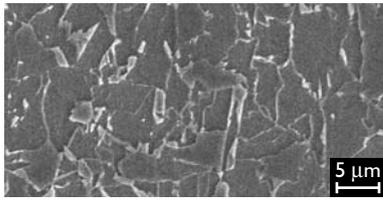
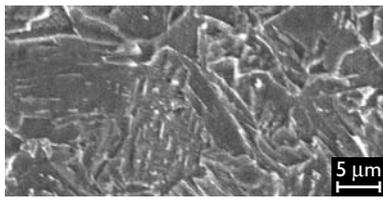
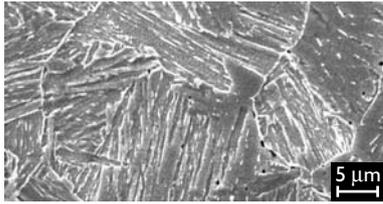
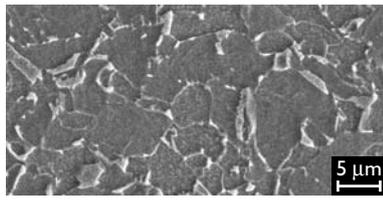
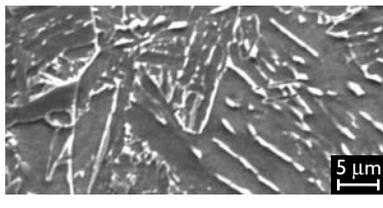
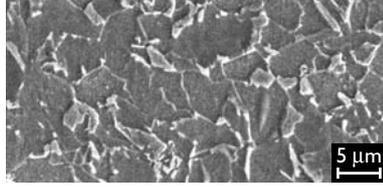
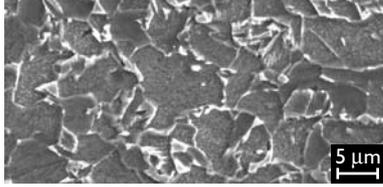
S		HV		HV	
E		289		337	
					
					
	(a)		(b)		
E		286		354	
					
					
	(c)		(d)		

Figura 3. Microestruturas do tubo reto e curvado. Microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento 2000x. Ataque AM.^(8,9) a) Original (tubo reto); b) Linha neutra (oposta a solda); c) Extradorso; e d) Intradorso.

processos de têmpera. Behrens et al.⁽¹²⁾ determinaram um valor de 0,48% de carbono equivalente para tubos API 5L X80 submetidos ao processo de curvamento. O carbono equivalente do X80 avaliado neste estudo   de apenas 0,42%.

Kondo et al.⁽³⁾ comentam que um aumento na velocidade de resfriamento, através da aplica o do resfriamento por fora e por dentro do tubo, pode ser eficiente para permitir a utiliza o de tubos com menor carbono equivalente. Outra alternativa para elevar o limite de escoamento   fazer um tratamento térmico no tubo curvado.

3.3 Tratamento Térmico

Devido a redu o nas propriedades de traço após o curvamento do tubo, foi realizado um tratamento térmico (aquecimento a 500 C, uma hora de encharque e resfriamento ao ar) para aumentar o limite de escoamento (Figura 7).

O tratamento térmico aplicado não recupera totalmente o limite de escoamento do X80, entretanto, permite que o tubo curvado atenda

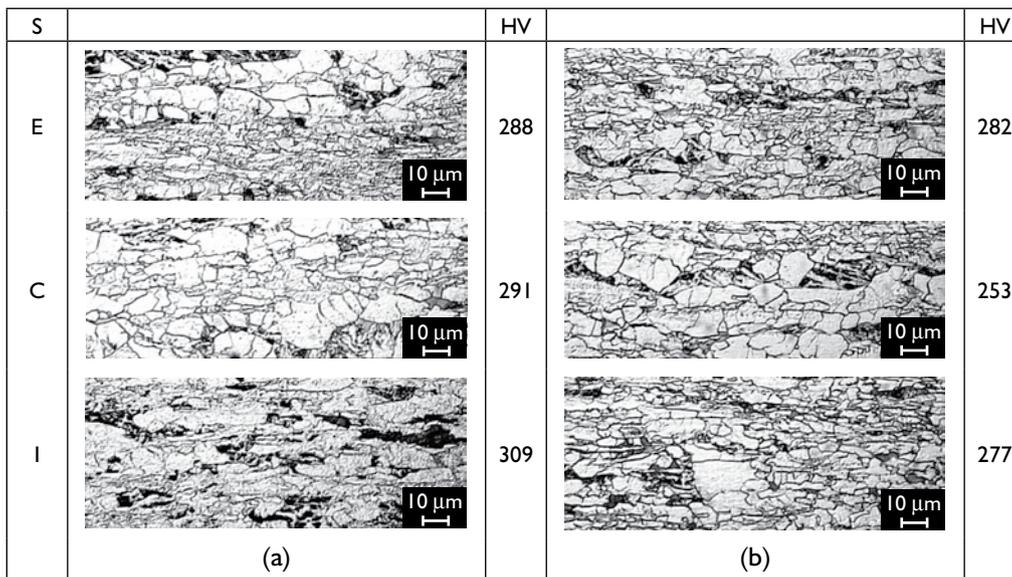


Figura 4. Microestruturas da zona de transição (ZT). Microscopia ótica. Aumento 500x. Ataque: Nital 2%. a) ZT Extradorso; e b) ZT Intradorso.

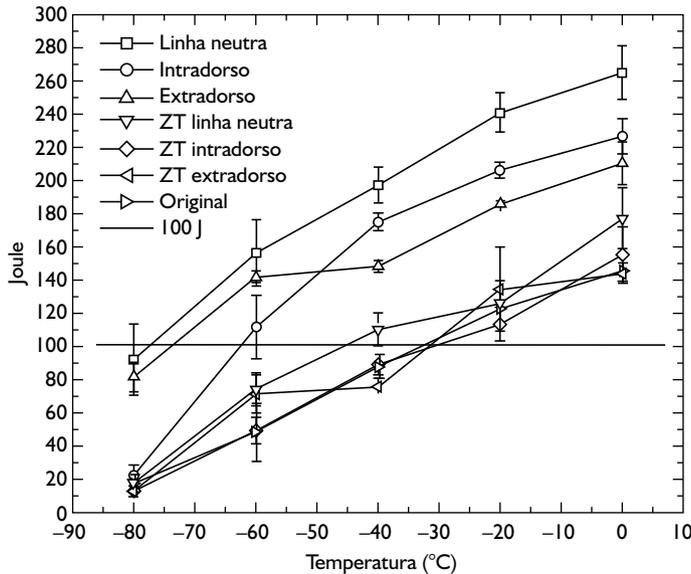


Figura 5. Comparação da temperatura de transição do tubo original com as diferentes regiões da curva.

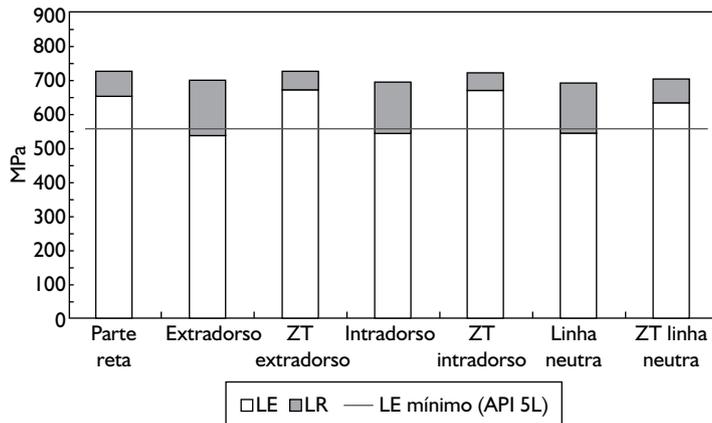


Figura 6. Limite de escoamento (LE) e limite de resistência (LR), para diferentes posições no tubo.

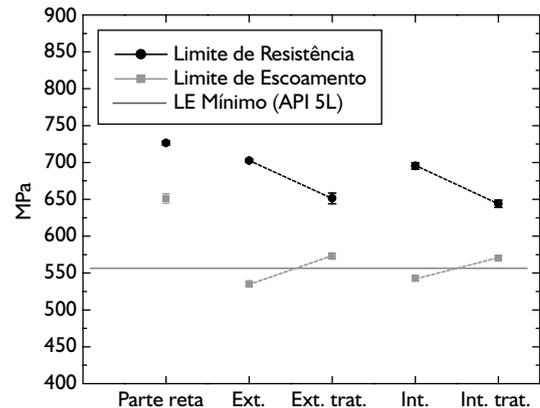


Figura 7. Variação dos limites de resistência e escoamento após curvamento e tratamento térmico. Ext – Extradorso; Int - Intradorso; e Trat – Tratado.

integralmente todos os requisitos de tração especificados pela norma API 5L. O aumento do limite de escoamento está relacionado com o fenômeno do endurecimento por precipitação, uma vez que este aço possui composição química diferenciada dos aços de mesma classe. Estes elementos são solubilizados durante o aquecimento, permanecendo em solução sólida devido a alta taxa de resfriamento provocada pelos jatos de água. Com o aquecimento provocado pelo tratamento térmico, ocorreu a precipitação destes elementos, provocando o aumento do limite de escoamento.

A Figura 8 mostra os valores de microdureza Vickers e as micrografias do intradorso e do extradorso após o tratamento térmico, onde é possível perceber que a quantidade do microconstituente AM é bem inferior que a do material original e como curvado.

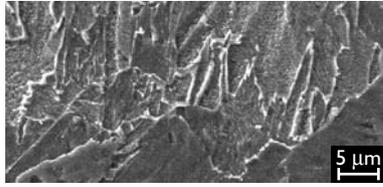
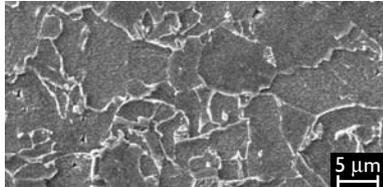
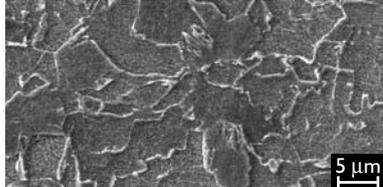
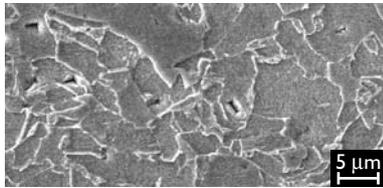
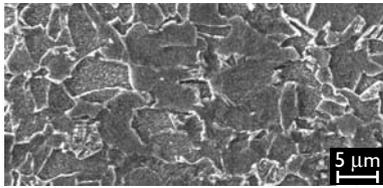
S	HV		HV
E	 269		294
C	 246		262
I	 231		234
	(a)	(b)	

Figura 8. Micrografias das regiões do extradorso e intradorso após tratamento térmico. MEV. Aumento 2000x. Ataque AM. ^(8,9)

Após o tratamento térmico, semelhante ao que ocorre na condição de como curvado, ainda é possível perceber uma diferença microestrutural significativa ao longo da espessura. O mesmo ocorre para os valores de dureza, embora estes sejam bem inferiores aos do tubo antes do tratamento.

4 CONCLUSÕES

O resfriamento com água pelo lado externo do tubo provoca um gradiente microestrutural ao longo da espessura. Como consequência, a dureza varia de aproximadamente 260 HV, na superfície interna, a 350 HV na externa. Estes valores de dureza estão dentro dos limites normalmente estabelecidos pelas especificações de tubos.

Após o curvamento, observou-se uma redução significativa na temperatura de transição da região curvada, indicando que o ciclo térmico do curvamento provoca uma melhora na tenacidade do material. Esta melhora está relacionada com a formação de grãos ferríticos de menor tamanho e com a redução do nível de encruamento do aço. Além disso, este aço possui elementos de liga como V, Nb e Ti que formam precipitados e retardam o crescimento do grão austenítico durante o aquecimento.

O processo de curvamento provoca uma redução no limite de escoamento da região curvada (extradorso, intradorso e linha neutra) para valores inferiores ao mínimo exigido por norma. Um dos motivos para esta redução é que a elevada resistência, resultante do processo de laminação controlada, é completamente alterada quando submetida ao ciclo térmico aplicado no curvamento.

As zonas de transição apresentaram microestruturas e propriedades mecânicas semelhantes ao material original. Porém,

uma maior heterogeneidade de tamanho de grão pode ser observada.

Um aumento significativo no limite de escoamento para as regiões do intradorso e extradorso foi conseguido através da aplicação do tratamento térmico, ficando acima do limite mínimo estabelecido por norma. Adicionalmente, ocorre uma redução nos valores de dureza e limite de resistência, ficando este ainda dentro do limite especificado pela API 5L.

O aumento do limite de escoamento após o tratamento térmico pode ser atribuído ao fenômeno do endurecimento por precipitação. O efeito dos precipitados no limite de escoamento depende do tamanho das partículas e de sua distribuição na matriz, que por sua vez são função dos parâmetros do tratamento térmico. De modo a otimizar o processo é preciso realizar testes com diferentes parâmetros de tratamento e verificar o efeito deste nas propriedades e microestrutura do aço.

Agradecimentos

Os autores agradecem a Petrobras e CNPq pelo financiamento do projeto, à Confab pelo fornecimento do tubo e à Protubo pela execução do teste de curvamento e suporte técnico oferecido.

REFERÊNCIAS

- 1 Petrobras. **Plano estratégico da Petrobras 2015**. Disponível em: <<http://www.petrobras.com.br>>. Acesso em: 06 dez. 2005.
- 2 GROENEVELD, T. P. **Evaluation of Modern X70 & X80 line pipe steels**. Houston: Pipeline Research Council International, 1992. (Report nº 201).
- 3 KONDO, J.; NAGAE, M.; UME, K.; HIRANO, O. The state of the art of high strength induction bent pipe. In: SYMPOSIUM ON LINE PIPE RESEARCH, 8., 1993. Houston: Technical Toolboxes, 1993.
- 4 BATISTA, G. Z.; NASCHPITZ, L.; SOUZA, L. F. G.; BOTT, I. S. Curvamento a quente de tubos API 5L X80. In: RIO PIPELINE CONFERENCE & EXPOSITION. 2005, Rio de Janeiro. Rio de Janeiro; IBP, 2005.
- 5 AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Specification for line pipe**. Washington, 2004. (API Specification 5L).
- 6 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 370**: standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products. West Conshohocken, 2003.
- 7 WILLIAMS, D. N. Investigation of the properties of induction hot bends. In: SYMPOSIUM ON LINE PIPE RESEARCH, 7., 1986. Houston: Batelle Columbus Division, 1986.
- 8 IKAWA, H.; OSHIGE, H.; TANOUE, T. Effect of martensite-austenite constituent on haz toughness of a high strength steel. **Transactions of the Japan Welding Society**, v. 11, n. 2, p. 87-96, 1980.
- 9 BISS, V.; CRYDERMAN, L. Martensite and retained austenite in hot rolled low carbon bainitic steels. **Metallurgical Transactions B**, v. 2, n. 8, p. 2267-76, aug. 1971.
- 10 HULKA, K. **Metallurgical concept and full-scale testing of high toughness, h2s resistant 0.03%c-0.10%nb steel**. São Paulo: CBMM, 1993. (Niobium Technical Report).
- 11 SAGE, A. M. Physical metallurgy of high-strength, low-alloy line-pipe and pipe-fitting steels. **The Metals Society**, v. 10, p. 224-33, jun. 1983.
- 12 BEHRENS, D.; HILLENBRAND, H. G.; SPETH, W. **Inductive bends in grade GRS 550TM/V (X80)**. Mülheim: Europipe, 1994.

Recebido em: 12/02/07

Aceito em: 22/06/07

Proveniente de: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 61., 2006, Rio de Janeiro. São Paulo: ABM, 2006.