# PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO 41B30H TRATADO NA REGIÃO INTER-CRÍTICA VISANDO SUA UTILIZAÇÃO NA FABRICAÇÃO DE CILINDROS LEVES DE GNV<sup>1</sup>

Priscila de Oliveira Almeida<sup>2</sup> Geovani Rodrigues <sup>3</sup> Luiz Carlos Rolim Lopes<sup>4</sup> Luciano Pessanha Moreira<sup>4</sup> Adriano de Senne<sup>5</sup>

#### Resumo

Na fabricação de selantes metálicos para armazenamento de gás natural veicular é usualmente empregado o aço AISI 41B30H na forma de tubos sem costura pelo processo de extrusão rotativa. Neste trabalho, foram avaliadas as propriedades mecânicas de amostras deste material, submetidas a um tratamento térmico em temperaturas dentro da região intercrítica, para a produção de uma microestrutura bifásica (ferrita+martensita). Ensaios de tração e Charpy mostram que o aço bifásico AISI 41B30H, tratado termicamente, possui melhores propriedades de conformação do que o aço como recebido, isto é, normalizado. Este trabalho é parte de um projeto de P&D que visa à concepção e fabricação de cilindros leves do tipo II. **Palavras-chave**: Aço AISI 41B30H; Propriedades mecânicas; Tratamento térmico; Microestrutura bifásica.

### MECHANICAL PROPERTIES OF A STEEL 41B30H HEAT-TREATED IN THE INTERCRITICAL REGION AIMING ITS APPLICATION IN THE PRODUCTION OF CYLINDERS FOR STORING NATURAL GAS FOR VEHICLES

#### Abstract

In the production of metallic cylinders for storage of natural gas vehicles, the 41B30H steel is one of the materials used in a form of seamless tubes by the process of flow forming. In this work, were evaluated the mechanical properties of samples of the steel AISI 41B30H, subject to a heat treatment at temperatures in the intercritical region, for the production of a microstructure biphasic formed by ferrite and martensite. Tests of tensile and Charpy show that the AISI 41B30H biphasic steel , treated, has better properties than the conformation of steel as received, i.e., normalized. This work is a part of R&D work on the design and production of type II cylinder for natural gas for vehicles.

**Key words**: AISI 41B30H steel; Mechanical properties; Heat treatment; Dual phase microstructure.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 63° Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1° de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

- <sup>2</sup> Aluna de iniciação científica Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda/UFF
- <sup>3</sup> Pesquisador/DTI Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda/UFF
- <sup>4</sup> Professor Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda/UFF
- <sup>5</sup> Engenheiro Mecânico Gerente de Tecnologia e Qualidade- WHITE MARTINS/PRAXAIR

## 1 INTRODUÇÃO

A utilização do gás natural vem crescendo nos últimos anos devido às suas diversas aplicações, substituindo formas convencionais de energia. Por ser um combustível menos poluente devido a sua estrutura guímica simples, seu uso tem crescido mais rapidamente do que os demais derivados de petróleo. Esta vantagem torna o gás natural um produto mais adeguado ao uso em centros urbanos com problemas de poluição. Os veículos automotores constituem-se mundialmente na principal fonte de poluição do ar nos grandes centros urbanos, que são as regiões que mais sofrem com a poluição atmosférica, por apresentarem maiores volumes de veículos circulando em áreas restritas, além de agregarem uma grande parte das indústrias, outra importante fonte poluente do ar. Nos últimos anos, o gás natural passou a ser visto como uma das melhores opcões por muitos países interessados em reduzir as emissões de dióxido de carbono, um dos gases causadores do efeito estufa. Assim podemos afirmar que o GNV é no momento o combustível alternativo mais viável, podendo ser utilizado em larga escala, obviamente considerados todos os fatores que norteiam a cadeia que o disponibiliza, desde a sua obtenção até a sua distribuição nos postos de revenda.

Porém, existem várias limitações ainda de âmbito tecnológico no Brasil. Podese destacar o problema do armazenamento deste gás a bordo do veiculo, que é feito em cilindros de aço que são bastante pesados, em função das altas pressões e do tipo de material utilizado, fato que, não possibilita a utilização de uma quantidade necessária para se alcançar autonomia de operação adequada.

Cilindros leves para o transporte de gases comprimidos, são hoje possíveis, e já utilizados, basicamente devido ao progresso em três áreas correlatas à tecnologia de produção de cilindros: Novos materiais, Tecnologias de fabricação, ampliação das possibilidades de análise estrutural.

Uma das metas da indústria, na busca por cilindros mais leves é a otimização dos processos de fabricação e o desenvolvimento de novos materiais que permitam a produção destes cilindros. A produção de cilindros para armazenamento de GNV envolve um grande número de etapas, começando pela caracterização do material de partida, corte do esboço, processo de extrusão rotativa, fechamento das extremidades pelo processo de spinning, ciclos de tratamentos térmicos, testes de pressão, etc. No processo de extrusão rotativa, é interessante que o material apresente baixa tensão de escoamento, alto limite de resistência à tração e alto alongamento total.<sup>(1)</sup> Além destas propriedades mecânicas iniciais, as propriedades mecânicas finais são de fundamental importância para a avaliação da resistência do produto em serviço. Vários estudos já foram realizados avaliando o processo de extrusão rotativa.<sup>(2-9)</sup> As deformações mecânicas neste processo foram avaliadas teoricamente, (10-13) onde por meio de modelos analíticos foi possível prever a energia necessária para o processo de conformação, a influência de parâmetros mecânicos como velocidade de avanço dos rolos, porcentagem de deformação, ângulo dos rolos, entre outras. Além das propriedades mecânicas, as propriedades metalúrgicas como microestrutura, pureza da liga e composição química influenciam mutuamente o processo de conformação e apesar de sua importância não são muito estudadas.<sup>(14)</sup>

O objetivo deste trabalho é estudar a possibilidade de se projetar uma microestrutura capaz de melhorar a conformabilidade, bem como outras propriedades do aço AISI 41B30H. Assim, tratamentos térmicos foram realizados em amostras deste material, de modo a se obter uma microestrutura bifásica, composta

de uma mistura de ferrita e martensita. As propriedades de conformação resultantes foram analisadas.

Este trabalho é parte de um projeto de P&D que visa à concepção e fabricação de cilindros leves do tipo II, constituído de selante metálico recoberto com material compósito com fibras bobinadas.

### 2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para realização deste trabalho, amostras de aços AISI 41B30H, fornecidas pela White Martins/PRAXAIR, fabricante nacional de cilindros, foram retiradas de um tubo na condição de normalizado, ou no estado como recebido.

A composição química deste material é apresentada na Tabela 1.

-	C	Mn	Si	Ni	Cr	Мо	Cu	Nb	В	Р	S
Mínimo	0,28	0,40	0,15	0,20	0,80	0,15	-	0,010	0,0005	-	-
Máxímo	0,33	0,60	0,35	0,30	1,10	0,25	0,35	0,030	0,002	0,015	0,010

Tabela 1. Composição Química do Aço AISI 41B30H (%)

As amostras foram mantidas em diferentes temperaturas no campo intercrítico (região ferrita + martensita) isto é, 737°C, 744°C, 755°C, 767°C e 779°C e 802°C, durante 30 minutos, tempo suficiente para homogeneização da temperatura. Após a manutenção do material na temperatura de austenitização parcial, procedeu-se a têmpera intercrítica, através de resfriamento diretamente em óleo. Durante a têmpera, o meio refrigerante foi constantemente agitado para que a dissipação do calor fosse mais eficiente.

Após o processo de têmpera, todas as amostras do material foram revenidas a 610°C, durante 30 minutos, seguido de resfriamento ao ar.

Para a análise microestrutural via microscopia ótica foram retiradas amostras das chapas tratadas termicamente, as quais foram embutidas a quente e lixadas utilizando uma Politriz lixadeira com lixas de carbeto de silício (n<sup>os</sup> 220 até 1.000) e polidas com suspensão de alumina.

As amostras foram atacadas por aproximadamente 1 minuto, friccionando-se um algodão com a solução constituída de 100 mL de água destilada; 2 mL de ácido clorídrico; 6 g de ácido pícrico; 25 ml de detergente neutro, sobre a superfície das amostras. Estas, em seguida, foram polidas com alumina e o ataque repetido por mais 1 minuto e polindo novamente as mesmas com alumina, para limpar os grãos, repetindo este processo várias vezes até chegar ao resultado esperado.

A determinação das frações volumétricas de ferrita e martensita foi realizada por metalografia quantitativa, utilizando um microscópio óptico Carl-Zeiss equipado com uma câmera digital e um sistema de análises de imagens Image-Pro-Plus.

A determinação do tamanho do grão foi feita através da sobreposição de uma linha-teste sobre a imagem da microestrutura. Os grãos interceptados por cada segmento de linhas são contados, o comprimento de cada linha é então dividido pelo número de grãos que foram interceptados obtendo-se assim uma medida do tamanho de grão.

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM A370. Foram medidas propriedades tais como, limite de escoamento, resistência à tração, alongamento na fratura e expoente de encruamento. Nos ensaios de impacto, os corpos de prova foram mantidos em várias temperaturas (-40°C, -20°C, 0°C, 25°C, 50°C, 75°C, 95°C) para se estudar o grau de ductilidade-fragilidade e medir-se a energia absorvida no impacto. O tempo de permanência do corpo de prova na temperatura de ensaio foi de 10 minutos para a homogeneização. O ensaio foi realizado conforme a norma ASTM E 23.

## **3 RESULTADOS E DISCUSSÃO**

As frações volumétricas de ferrita e austenita/martensita, obtidas por metalografia quantitativa, para cada temperatura de tratamento são mostradas na Tabela 2, considerando-se que toda austenita se transformou em martensita por meio da têmpera.

 Tabela 2. Frações volumétricas de ferrita, austenita/martensita obtidas via metalografia quantitativa.

 Tomporatura do tômpora (%)

Temperatura de tempera (°C)	Frações volumetricas (%)				
	Ferrita	Martensita			
737	44,4	55,6			
744	32,7	67,3			
754	22,5	77,5			
767	20,5	79,5			
782	9,4	90,6			

A Tabela 3 e as Figuras 1 e 2 mostram a variação do tamanho de grão ferrítico e austenítico com a variação da temperatura de têmpera, para as amostras temperadas e revenidas e também para as amostra pós tempera.

 Tabela 3. Tamanho de grão austenítico e ferrítico.

Temperatura	Tamanho de grão austenítico (μ) – amostras temperadas e revenidas	Tamanho de grão ferrítico (μ) - amostras temperadas e revenidas	Tamanho de grão austenítico (μ) - amostras temperadas
802°C	16,56	-	13,6
779°C	15,48	-	12,58
767°C	14,04	-	11,94
755°C	11,63	11,28	11
744°C	10,94	11,115	10,91
737°C	10,12	10,999	10,56



Figura 1. Tamanho de grãos para amostras temperadas e revenidas.



Figura 2. Tamanho de grãos para a amostra pós-têmpera

Considerando-se o aumento de temperatura e a conseqüente elevação da fração volumétrica de martensita, esperava-se um aumento da resistência do material, entretanto isso não foi claramente observado. Este fenômeno pode ser explicado pelo aumento tamanho de grão encontrado nas amostras estudadas. O aumento da temperatura de tratamento térmico leva a um maior tamanho de grão e conseqüentemente à diminuição do limite de resistência a tração, **O**R, como mostram os resultados da Tabela 4. Estes resultados sugerem que o aumento da fração volumétrica da martensita é compensado pelo aumento do tamanho de grão austenítico, atarvés do mecanismos de Hall-Petch.

As Figuras 3 e 4 mostram gráficos deformação plástica em função da tensão aplicada, em escalas lineares e logarítmicas, respectivamente, para as amostras tratadas na região inter-crítica e para aços normalizados, os quais apresentam maiores tensões de deformação. A Figura 4 apresenta curvas para três corridas diferentes do aço no estado normalizado, cujos resultados mostram que embora

apresente curvas superiores aos das amostras de aço tratadas, o estado normalizado exibe uma variabilidade grande desta propriedade.



**Figura 3**. Curvas experimentais tensão-deformação plástica para diferentes temperaturas de têmpera e na condição normalizado (■ - 737°C; • - 754°C e ▲ - normalizado), para materiais com crescimento de grão.



Figura 4. Curvas tensão-deformação plástica em escala log-log, correspondente aos dados da Figura 3.

A Tabela 4 mostra que os aços tratados termicamente em temperaturas intercríticas apresentam menores valores de σe e σR e também maiores valores de expoente de encruamento (n) e alongamento total em relação aos aços normalizados. Os dados do aço normalizado representam uma média de três corridas diferentes. Estes resultados indicam que o material tratado apresenta propriedades melhores para conformação que o aço na condição normalizada.

Propriedade	Temper	atura de Têm	Normalizado (média)	
Mecanica	737°C	754°C	782°C	
σe (MPa)	405	421	404	496,
σR (MPa)	630	645	618	706
Razão <b>σR/σe</b>	1,50	1,5	1,53	1,4
K (MPa)	1160	1277	1180	1275
n	0,20	0,23	0,21	0,18
Alongamento total (%)	21,6	21,4	20,6	20,15

**Tabela 4**. Propriedades mecânicas do aço AISI 41B30H, nas condições de normalizado e temperado a partir de 737°C, 754°C e 782°C e revenido.

Na análise dos ensaios de impacto, correlacionamos o tipo de fratura e a energia absorvida para as diferentes temperaturas de ensaio, em função das temperaturas de tratamento. Estes resultados são apresentados na Figura 5, que mostra as diferentes características de fratura em função da temperatura de ensaio, para cada uma das condições de tratamento e, por conseguinte, para diferentes frações volumétricas dos aços bifásicos. Para comparação, os resultados médios de três corridas de aços na condição de normalizado são também apresentados. Observamos que a diminuição da fração volumétrica de martensita conduz a uma característica de fratura mais frágil no material. O tratamento que produz menor fração volumétrica de martensita apresenta resultados equivalentes ao do aço no estado normalizado, para temperaturas abaixo de 20°C.



Figura 5. Porcentagem de fratura frágil para diferentes temperaturas de tratamento inter-crítico.



Figura 6. A figura mostra energia absorvida para cada microestrutura para diferentes temperaturas de ensaio.

A Figura 6 mostra a energia absorvida em cada temperatura de ensaio para diferentes temperaturas de transição. Nota-se um aumento na energia absorvida a medida que se aumenta a temperatura de têmpera e também uma diminuição na temperatura de transição de cada material.

Destes resultados, pode-se esperar que em operações de conformação o desempenho do aço bifásico AISI 41B30H tratado termicamente pode ser melhor do que na condição normalizado.

#### **4 CONCLUSÕES**

Observou-se que o tamanho de grão austenítico, medido no material após o tratamento de têmpera no campo inter-crítico seguido de revenimento, aumentou com a temperatura a partir da qual se realizou a têmpera. O tamanho de grão ferrítico, medido para as temperaturas de 755°C, 744°C e 737°C mostrou-se equivalente ao tamanho de grão austenítico.

Com relação às propriedades mecânicas, pode-se concluir que os aços tratados a 737°C e 755°C possuem melhores valores de propriedades para a conformação mecânica, pois apresentam menor tensão de escoamento e valores de alongamentos e expoentes de encruamento superiores ao aço na condição de normalizado. Observou-se ainda que as propriedades do aço como recebido, na condição normalizada, exibem uma grande variação de uma corrida a outra.

No ensaio de impacto, observou-se que com o aumento da temperatura de tratamento inter-crítico, há um aumento na energia absorvida, resultando em fraturas mais dúcteis o que mostra uma maior tenacidade do material e que a diminuição da fração volumétrica de martensita gera uma característica mais frágil no material. Nota-se também, uma diminuição na temperatura de transição dúctil-frágil com o aumento da temperatura de tratamento inter-crítico.

## Agradecimentos

Os autores agradecem a FINEP pelo apoio financeiro e ao CNPq pelas bolsas de Desenvolvimento Tecnológico Industrial e Iniciação.

# REFERÊNCIAS

- 1 YAZICI, Murat; Durmus, Alli; Bayram, Ali. Influence of Morphology of Martensite on Tensile and Strain Hardening Properties of Dual Phase Steels. Vol. 45. Gorukle-Bursa, Turkey: Carl Hanser Verlag, Munchen MP Materialprufung Jahrg. 2003. Pg. 214-219.
- 2 XIA, Q.X., XENG, X.Q.; HU, Y.; RUAN, F. Finite element simulation and experimental investigation on the forming forces of 3D non-axisymmetrical tubes spinning, **International Journal of mechanical Sciences**, v. 48, p. 726-735, 2006.
- 3 GROCHE, P.; FRITSCH, D. Application and modelling of flow forming manufacturing processes for internally geared wheels, **International journal of Machine & Manufacture**, v. 46, p.1261-1265, 2006.
- 4 HUA, F.A.; YANG, Y.S.; ZHANG, Y.N.; GUO, M.H.; GUO, D.Y.; TONG, W.H.; HU, Z.Q. Three-dimensional finite element analysis of tube spinning, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 168, p. 68-74, 2005.
- 5 WONG, C.C.; DEAN, T.A.; LIN, A review of spinning, shear forming and flow forming processes, **International journal of Machine Tools & Manufacture Design Research an Application**, v. 43, p. 1419-1435, 2003.
- 6 LEE, K.S.; LU, L. A study on the flow forming of cylindrical tubes, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 113, p. 739-742, 2001.
- 7 XU, Y.; ZHANG, S.H.; LI, P.; Yang K.; Shan, D.B.; Lu, Y. 3D rigid-plastic FEM numerical simulation on tube spinning, **Journal of Materials Processing Technologies** v.113, p. 710-713, 2001.
- 8 NAWI, I.; MAHDAVIAN, S.M. Hydrodynamic lubrication analysis for tube spinning process, **WEAR**, v. 220, p. 145-153, 1998.
- 9 PARK, J.; KIM, Y.; BAE, W. Analysis of tube-spinning processes by the upperbound stream-function method, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 66, p. 195-203, 1997.
- 10 SINGHAL, R.P.; SAXENA, P.K.; PRAKASH R. Estimation of power in the shear spinning of long tubes in hard-to-work materials, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 23, p. 29-40, 1990.
- 11 KALPAKCIOGLU, S.; RAJAGOPAL, S. Spinning of tubes Journal Appl MetalWorking, v. 2, p. 211-223, 1982.
- 12 HAYAMA M. Theoretical study of tube spinning. Bull, Faculty Eng., Yokohama National University, v. 15, p. 33-47, 1966.
- 13 KOBAYASHI, S.; THOMSEN, E.G. Theory of spin forging, **CIRP-ANNALEN**, v. 10, p. 114-123, 1962.
- 14 CALISTER, William D.; Ciência e Engenharia dos Materiais: uma introdução, LCT-Livros Técnicos e Científicos. Editora S.A. Rio de Janeiro, p. 218-220, 2002.
- 15 BITTENCOURT, T.S.; RODRIGUES, G; LOPES, L.C. **O efeito da temperatura de tratamento térmico intercrítico nas propriedades mecânicas do aço AISI 41B30H**, 62° congresso anual da ABM, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória- E.S.