

Efeito das condições de tratamento termomecânico nas propriedades de um aço baixo C microligado ao Nb, Ti e B

Júlio César Bellon
Paulo Roberto Mei
Hans Jurgen Kestenbach

Realizou-se um estudo, conduzido em escala de laboratório, sobre a influência de diferentes condições de laminação e resfriamento controlados na formação da microestrutura, e por implicação, nas propriedades mecânicas de um aço 0,04% C - 1,51% Mn - 0,04% Nb - 0,02% Ti - 0,0007% B. Verificou-se também o efeito do boro nas propriedades mecânicas do material. Os resultados obtidos mostraram que a temperatura de acabamento na preservação da tenacidade. Além disto, o aumento da taxa de resfriamento de deformação é fundamental na preservação da tenacidade. Com respeito a adição de boro, foi possível comprovar o seu efeito benéfico na resistência mecânica do aço.

INTRODUÇÃO

Os requisitos de qualidade cada vez mais rigorosos exigidos dos produtos planos de aço, especialmente para aplicação em tubos para oleodutos e gasodutos, têm impulsionado o desenvolvimento de uma nova geração de aços, denominados bainíticos e ferríticos aciculares, em substituição aos ferríticos-perlíticos convencionais. Estes aços caracterizam-se principalmente por teores de carbono baixos ou extra-baixos ($C < 0,03\%$) e uma microestrutura final altamente refinada na qual estão presentes microconstituintes aciculares (bainita/ferrita acicular) de elevada densidade de discordâncias. Estas características possibilitam que elevados valores de resistência mecânica e tenacidade, balanceados com excelente soldabilidade, possam ser obtidos em produtos na condição como laminados a quente, isto é, sem a necessidade de tratamentos térmicos posteriores à laminação.

Como regra geral, na produção de aços bainíticos e ferríticos aciculares, são importantes as seguintes condições: aplicação de tratamentos termomecânicos de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado,

adição de elementos microligantes formadores de carbonetos e nitretos, e adição de elementos de liga com maior efeito na temperabilidade.

No desenvolvimento de aços com estruturas aciculares, tanto em linhas de laminação de tiras quente como de chapas grossas, especial atenção tem sido dada à prática de resfriamento acelerado em baixas temperaturas de fim de resfriamento ($< 600^{\circ}\text{C}$). Esta prática possibilita uma redução nas adições de elementos de liga e nos teores de carbono, favorecendo não somente a redução dos custos de produção, mas também as características de soldabilidade do aço.

Desde o início dos anos 80, aços bainíticos e ferríticos aciculares de teores de carbono baixos e extra-baixos têm sido produzidos para atendimento ao mercado de tubos API de elevada resistência^{7,10-11}. Entretanto, apesar dos progressos já alcançados, pouca divulgação foi dada ao desenvolvimento das condições de processamento destes aços, sobretudo em linhas de laminação de tiras a quente. Dentro deste contexto, estudou-se no presente trabalho os efeitos de diferentes condições de laminação

Contribuição técnica nº 2277, apresentada no 47º Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte (MG), agosto 1992.

Júlio César Bellon, Engenheiro Pesquisador de Produto da Companhia Siderúrgica de Tubarão (CST).
Paulo Roberto Mei, Prof. Dr. Livre Docente do Departamento de Materiais da Unicamp.
Hans Jurgen Kestenbach, Prof. Dr. Titular do Departamento de Materiais da UFSCar.

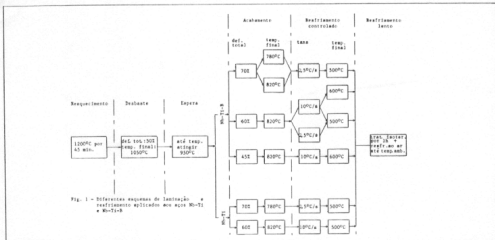


Fig. 1 - Informações essenciais de laminação e resfriamento aplicadas nos aços Mn-Ti-B.

e resfriamento controlados nas propriedades de um aço baixo carbono microalloyado ao nióbio, titânio e boro.

Para tal foi adotada uma composição química representativa da classe dos aços bainíticos e ferríticos aciculares para atendimento dos requisitos da norma API 5LX-X70, que especifica limite de escoamento mínimo de 70.000 psi (49,21 kgf/mm²). Nos experimentos, conduzidos em escala de laboratório, procurou-se adotar condições de processamento que se aproximassem daquelas aplicadas na laminação de tiras a quente.

MATERIAIS E MÉTODOS

Aços estudados - As composições químicas dos aços estudados estão indicadas na Tabela I. O aço Nb-Ti foi utilizado como aço de referência para que se pudesse verificar o efeito da adição do boro nas propriedades do material. O aço Nb-Ti-B apresenta uma composição balanceada, na qual o boro é adicionado para que, em solução na austenita, iniba a formação da ferrita poligonal.

O nióbio, agindo sinergicamente com o boro, tem a função de retardar a recristalização da austenita em baixas temperaturas e contribuir para o aumento da temperabilidade do aço, e o titânio, devido a sua grande afinidade pelo nitrogênio, é adicionado principalmente para evitar a precipitação de nitreto de boro. Além disto, as finas partículas de TiN impedem o crescimento excessivo dos grãos austeníticos em altas temperaturas.

Os aços experimentais foram fabricados em um forno de fusão a vácuo, adotando-se uma seqüência de adições que previnisse a reação do boro com o nitrogênio. Foram produzidos lingotes de 50 kg, posteriormente, forno laminados em barras de 65 mm (esp.) x 165 mm (larg.) x 630 mm (compr.). Destas barras foram obtidos, através de corte e usinagem, os corpos-de-provas para laminação experimental nas dimensões 30 mm x 75 mm x 100 mm.

Tratamentos termomecânicos - A Figura 1 apresenta esquematicamente as diversas condições de laminação e resfriamento aplicadas no material. O processamento experimental consistiu fundamentalmente de austenitização

Tabela I - Composição química nominal dos aços estudados

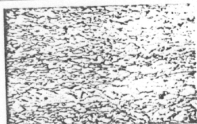
liga	aço	composição química (II em peso)							
		C	Mn	P	S	Al	Ni	Ti	B
Mn-Ti	0,06	1,51	0,002	0,002	0,20	0,02	0,06	0,02	0,0025
Mn-Ti-B	0,06	1,53	0,004	0,003	0,21	0,03	0,06	0,02	0,0025

Tabela II - Esquema de passes aplicados na laminação de acabamento

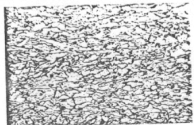
ord. de passes	espesura (mm) inicial/final	redução de passes (%)	temp. (°C)
1	30,0 / 25,2	16,0	330
2	25,2 / 21,2	15,9	—
3	21,2 / 17,6	17,0	—
4	17,6 / 14,8	15,8	300

Tabela III - Esquema de passes aplicados na laminação de acabamento

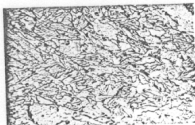
ord. de passes	def. total: 700		def. total: 600		def. total: 450	
	espesura (mm) inicial/final	redução (%)	espesura (mm) inicial/final	redução (%)	espesura (mm) inicial/final	redução (%)
1	16,8 / 12,8	23,8	16,8 / 12,8	23,8	16,8 / 12,8	23,8
2	12,8 / 10,0	21,8	12,8 / 10,0	21,8	12,8 / 10,0	21,8
3	10,0 / 8,0	20,0	10,0 / 8,0	20,0	10,0 / 8,0	20,0
4	8,0 / 6,4	20,0	8,0 / 6,4	20,0	8,0 / 6,4	20,0
5	6,4 / 5,2	18,8	8,0 / 6,4	20,0	8,0 / 6,4	20,0
6	5,2 / 4,2	19,2	8,0 / 6,4	20,0	—	—



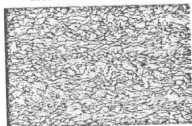
2a - Acabamento: 70% - 780°C
Resfriamento: 2,5°C/s - 500°C



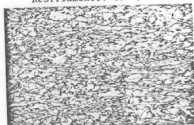
2b - Acabamento: 70% - 820°C
Resfriamento: 2,5°C/s - 500°C



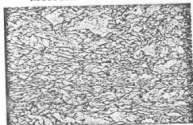
2c - Acabamento: 45% - 820°C
Resfriamento: 10°C/s - 600°C



2d - Acabamento: 60% - 820°C
Resfriamento: 10°C/s - 600°C

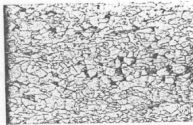


2e - Acabamento: 60% - 820°C
Resfriamento: 2,5°C/s - 500°C

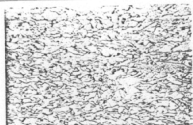


2f - Acabamento: 60% - 820°C
Resfriamento: 10°C/s - 500°C

Fig. 2 - Micrografias das amostras do aço Nb-Ti-B por microscopia ótica aumento 400 x - ataque com Nital 2%



3a - Acabamento: 70% - 780°C
Resfriamento: 2,5°C/s - 500°C



3b - Acabamento: 60% - 820°C
Resfriamento: 10°C/s - 500°C

Fig. 3 - Micrografias das amostras do aço Nb-Ti por microscopia ótica, aumento 400 x - ataque com Nital 2%

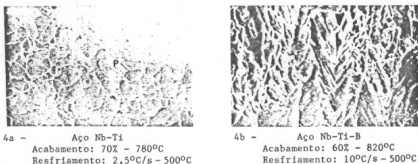


Fig. 4 - Micrografias das amostras dos aços Nb-Ti e Nb-Ti-B por microscopia eletrônica de varredura, aumento 2000 x - ataque com Nital 2X

das amostras através de reaquecimento a 1200°C por 45 min, condicionamento da austenita pela prática da laminação controlada seguido de um tratamento isotérmico por uma hora na temperatura de fim de resfriamento, e resfriamento lento ao ar até a temperatura ambiente. As Tabelas II e III mostram as escalas de passes aplicadas nas etapas de desbaste e acabamento, respectivamente.

Para simulação da laminação controlada, utilizou-se um laminador FENN 051 duo reversível de 50 t de carga máxima. As diferentes taxas de resfriamento foram obtidas resfriando-se amostras ao ar, resultando na taxa média de 2,5°C/s, ou inserindo-as em um recipiente contendo água a 75°C para a taxa média objetivada de 10°C/s.

O tratamento isotérmico foi feito em um forno a resistência elétrica com câmara tubular e teve por objetivo simular o resfriamento natural de bobinas. Durante todo o processamento experimental a temperatura do material foi controlada por intermédio de termopares de cromel-alumel inseridos até o centro das amostras. Os experimentos foram realizados no Laboratório de Tratamento Termomecânica da Universidade Federal de São Carlos.

As propriedades mecânicas do material foram avaliadas através de ensaios de tração e impacto Charpy com entalhe "V". Em ambos os ensaios foram utilizados corpos-de-prova longitudinais de dimensões reduzidas, em conformidade com a norma ASTM A 370¹⁴. As espessuras dos corpos-de-prova de tração e impacto foram de 3 mm e 3,3 mm, respectivamente. As microestruturas finais foram reveladas com reagente Nital 2% e analisadas através de microscopia ótica eletrônica de varredura.

RESULTADOS E DISCUSSÕES

As Figuras 2 e 3 mostram as microestruturas finais, representativas de cada amostra, obtidas por microscopia ótica. Com exceção apenas do aço sem boro submetido ao resfriamento lento (2,5°C/s), observa-se a presença de microconstituintes aciculares em todas as outras

amostras, em maior ou menor proporção, dependendo das condições de laminação e resfriamento aplicadas. De uma maneira geral, as microestruturas mostram-se refinadas, porém com alguma heterogeneidade que pode ser atribuída às baixas reduções nos passes e às reduzidas quantidades totais de deformação aplicadas na laminação experimental.

São visíveis as alterações microestruturais provocadas pela adição de boro, conforme pode ser visto comparando-se as Figuras 2a e 3a. Na amostra sem boro, a microestrutura é composta de uma matriz de ferrita poligonal com ilhas de perlitá, enquanto que na amostra de aço Nb-Ti-B, submetida às mesmas condições de processamento, observa-se a presença de microconstituintes aciculares, além de uma menor quantidade de perlitá presente.

Estas alterações microestruturais resultam do aumento da temperabilidade do aço pela presença de átomos de boro em solução na austenita. Durante o processo de laminação, os átomos de boro difundem-se para os contornos de grão, bandas de deformação e contornos de sub-grão da austenita não transformada, retardando com isso a nucleação da ferrita poligonal¹⁵. A presença do nióbio tem efeito importante neste processo, principalmente em aços baixo carbono, por contribuir para preservar os átomos de boro em solução na austenita, através da inibição da precipitação de ferrocabonetos de boro.

As razões para isto parecem estar na diminuição da mobilidade dos átomos de carbono pelo nióbio em solução e na redução da sua disponibilidade pela precipitação de carbonetos de nióbio. Ambos os fatores coexistem para dificultar a formação de precipitados de boro¹⁶. Variações na temperatura de acabamento (Figuras 2a e 2b) e na temperatura de fim de resfriamento (Figuras 2d e 2f) parecem não promover alterações sensíveis na microestrutura final. Por outro lado, são visíveis os efeitos da quantidade total de deformação no acabamento e da taxa de resfriamento.

O aumento da deformação no acabamento (Figura 2c e 2d) resultou em uma microestrutura mais refinada, como consequência de uma austenita prévia para a transformação com maior densidade de sítios para nucleação dos constituintes finais. Quanto ao resfriamento, a condição mais severa promoveu uma maior formação de estruturas aciculares, bem como uma redução na presença de perlita, conforme pode ser visto comparando-se as Figuras 2e e 2f.

Este efeito decorre da diminuição da mobilidade dos átomos de carbono com aumento da taxa de resfriamento, o que possibilita que a transformação da austenita ocorra dentro do campo de formação de estruturas aciculares. As Figuras 4a e 4b mostram, respectivamente, as microestruturas finais da amostra de aço Nb-Ti resfriada lentamente e Ni-Ti-B submetida ao resfriamento forçado, obtidas por microscopia eletrônica de varredura.

O objetivo desta comparação foi evidenciar as diferenças entre as estruturas poligonais e aciculares resultantes dos experimentos. Na Figura 4a, observa-se claramente uma matriz de ferrita poligonal com lâbas de perlita, enquanto que na Figura 4b, uma matriz predominantemente acicular na qual ainda se verifica a presença de parte dos antigos contornos de grão de austenita.

LIMITE DE ESCOAMENTO

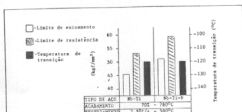


Fig. 5 - Efeito da adição de boro-resfriamento lento

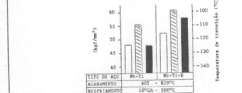


Fig. 6 - Efeito da adição de boro-resfriamento forçado

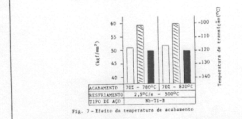


Fig. 7 - Efeito da temperatura de acabamento

A adição de boro resultou em incrementos substanciais no limite de escoamento e limite de resistência, tanto nas amostras resfriadas ao ar (Figura 5) quanto naquelas submetidas ao resfriamento forçado (Figura 6). Entretanto, enquanto no primeiro caso não se observou qualquer alteração na tenacidade, no segundo verificou-se um aumento na temperatura de transição no aço Nb-Ti-B.

A melhoria de resistência mecânica com a adição de boro em aços de baixos carbonos microaligados com Nb e Ti, também foi observada em outros trabalhos. Este comportamento tem sido atribuído a maior presença de microconstituintes aciculares de elevada densidade de discordância na microestrutura final, resultantes do aumento da temperatura do aço provocado pelo efeito sinérgico Nb-B^{15,17}.

A queda da tenacidade verificada no aço Nb-Ti-B resfriado de forma forçada (Figura 6), pode ser decorrente da presença de estruturas aciculares menos refinadas, que se formaram a partir de uma austenita não suficientemente condicionada.

O aumento de 40°C na temperatura de acabamento não resultou em alterações sensíveis nas propriedades mecânicas, conforme pode ser visto na Figura 7. Por outro lado, o aumento da quantidade total de deformação nesta etapa do processamento termomecânico foi fundamental para preservar a tenacidade (Figura 8), isto pode ser explicado considerando-se que as propriedades de im-

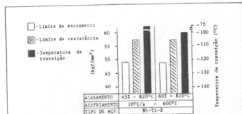


Fig. 8 - Efeito da quantidade total de deformação no acabamento

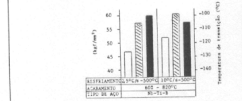


Fig. 9 - Efeito da taxa de resfriamento

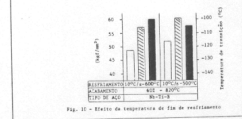


Fig. 10 - Efeito da temperatura de fim do resfriamento

pacto em aços aciculares apresentam melhores resultados na medida em que são menores as colônias de ferrita acicular e bainita e, por conseguinte, dependem de um melhor condicionamento da austenita. A utilização do resfriamento forçado (Figura 9) e o abaixamento da temperatura de fim de resfriamento (Figura 10), promoveram um aumento na resistência mecânica sem alterações significativas na tenacidade, confirmando resultados obtidos por Tamehiro e colaboradores. A melhoria da resistência mecânica é explicada pelo refino adicional dos precipitados e da microestrutura, assim como pelo aumento da fração volumétrica das estruturas aciculares. A preservação das propriedades de impacto é atribuída também ao maior refino dos produtos de transformação.

CONCLUSÕES

No estudo de laboratório realizado, verificou-se os efeitos do boro e de parâmetros de laminação e resfriamento nas propriedades do aço 0,04% C - 0,04% Nb - 0,002% Ti - 0,0007% B. Os resultados experimentais conduziram às seguintes conclusões:

- A presença de apenas 7 ppm de boro resultou em uma melhoria significativa da resistência mecânica do aço. Por outro lado, verificou-se perda da tenacidade com a adição deste elemento juntamente com a aplicação de resfriamento forçado após laminação. O ganho de resistência mecânica deve-se ao efeito do boro no aumento da temperabilidade ao aço. A queda da tenacidade pode ser explicada pelo condicionamento insuficiente da austenita na laminação controlada experimental;

- A quantidade total de deformação no acabamento foi o parâmetro mais importante na etapa de laminação, devido ao seu efeito na preservação das propriedades de impacto;

- A temperatura de acabamento pouco afetou as propriedades mecânicas do material;

- O aumento da taxa de resfriamento e a redução da temperatura de fim de resfriamento melhoraram a resistência mecânica sem prejuízo da tenacidade; e

- A aplicação de resfriamento acelerado até baixas temperaturas de fim de resfriamento, a partir de uma austenita severamente deformada, parece ser um caminho promissor para a obtenção de um balanço ótimo entre resistência mecânica e tenacidade nestes aços.

Bibliografia

- 1 - PICKERING, F. B.; High-Strength, Low-Alloy Steels - A Decade of Progress; Proceedings of Microalloying 75, p. 3-24, 1977.
- 2 - PIZZIMENTI, N.; DEVITO, A.; BUFALINI, P. M.; Production and Properties on Pipeline Steels with non Polygonal Ferrite Microstructure; Niobium Processing, p. 803-832; setembro 1981.
- 3 - ROBERTS, W.; Recent Innovations in Alloy Design and Processing of Microalloyed Steels; HSLA Steels Technology and Applications, Conference Proceeding, p. 33-64; ASM, outubro 1983.
- 4 - PICKERING, F. B.; The Spectrum of Microalloyed High Strength Low Alloy Steels; HSLA Steels Technology and Applications, Conference Proceeding, p. 1-31; ASM, outubro 1983.

- 5 - JONES, B. L.; Advances in Alloy Development and Process Technology in the Production of High-Strength Linepipe Steel; HSLA Steels, Conference Proceeding; Wollongong, Austrália, p. 210-217, agosto 1984.

- 6 - WOODHEAD, J. H.; KECOWN, S. R.; The History of Microalloyed Steels; HSLA Steels: Metallurgy and Applications - Proceedings of an International Conference on HSLA Steels 85; Beijing, China; p. 15-28; novembro 1985.

- 7 - BUFALINI, P.; DE LISI, M.; DEVITO, A.; PETRUCCI, M.; Development and Production by Accelerated Cooling of a Linepipe Steels for X80 Grade; International Conference - Pipe Technology; Rome; p. 243-261; novembro 1987.

- 8 - TAMEHIRO, H.; YAMADA, N.; MATSUDA, H.; Effect of the Thermo-Mechanical Control Process on the Properties of High-Strength Low Alloy Steels; Transactions ISIJ, vol. 25, p. 54-61; 1985.

- 9 - KWON, O.; CHANG, R. W.; RO, K. S.; LEE, W. S.; Effects of Composition and Hot Rolling Conditions on the Mechanical Properties of Low Carbon Bainite Steels; Proceeding of Microalloying 88, Chicago; p. 463-470; setembro 1988.

- 10 - SHIGA, C.; AMANU, K.; HATOMURA, T.; SAITO, Y.; HIROSE, K.; CHOJI, T.; Ferrite-Fine Bainite Steel Linepipe of X70 and X80 Grades for Low Temperature Service; Conference on: Steels for Linepipe Fittings; London; paper n. 12; outubro 1981.

- 11 - TAIRA, T.; MATSUMOTO, K.; KOBAYASHI, Y.; TAKESHIGE, K.; KOSAZU, I.; Development of Super Tough Acicular Ferrite Steel for Linepipe-Optimization of Carbon and Niobium Content in Low-Carbon Steel; HSLA Steels Technology and Applications, Conference Proceeding; p. 723-731; ASM; outubro 1983.

- 12 - NAKASUGI, H.; MATSUDA, H.; TAMEHIRO, H.; Ultra-Low Carbon Bainite Steel for Linepipes; Conference on: Steels for Linepipe and Pipeline Fittings; London; paper n. 9; outubro 1981.

- 13 - API SLX - X70, Physical Properties and Tests; American Petroleum Institute - Specification of High-Tech Linepipe; Twenty-Fourth Edition; Section 3; p. 7; março 1982.

- 14 - ASTM A-370/77; Mechanical Testing of Steel Products; in Annual Book of ASTM Standards; Steel-Piping, Tubing, Fittings; vol. 01.01; p. 336-391; 1985.

- 15 - TAMEHIRO, H.; MURATA, M.; HABU, R.; Effect of Combined Addition of Niobium and Boron on Thermomechanically Processed HSLA Steel; HSLA Steels: Metallurgy and Applications - Proceedings of an International Conference on HSLA Steels 85; Beijing, China; p. 325-333; novembro 1985.

- 16 - DE ARDO, A. J.; Accelerated Cooling: A Physical Metallurgy Perspective; Canadian Metallurgical Quarterly; vol. 27, n. 2; p. 141-154; 1988.

- 17 - SERIN, B.; DESALOS, Y.; MAITRE PIERRE, PH.; VERNIS-ROFES, J.; Caractéristiques de Transformation et Propriétés D'Aciers à bas Carbone au Nb-B; Mémoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie, 75; p. 355-369; 1978.