

Figura 3. Percentagens de fratura dútil em ensaios de impacto Charpy.

EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TERMOMECÂNICO
NAS PROPRIEDADES DE UM AÇO BAIXO CARBONO
MICROLIGADO AO NIÓBIO, TITÂNIO E BORO (1)

JÚLIO CÉZAR BELLON (2)

PAULO ROBERTO MEI (3)

HANS JURGEN KESTENBACH (4)

RESUMO

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 $0,04\%C-1,51\%Mn-0,04\%Nb-0,02\%Ti-0,0007\%B$. Adicionalmente, verificou-se também o efeito do boro nas propriedades mecânicas do material.

Os resultados obtidos mostraram que a temperatura de acabamento pouco afetou as propriedades mecânicas e que a quantidade total de deformação é fundamental na preservação da tenacidade. Além disto, o aumento da taxa de resfriamento e a redução na temperatura de fim de resfriamento melhoraram a resistência mecânica sem prejudicar a tenacidade. Com respeito a adição de boro, foi possível comprovar o seu efeito benéfico na resistência mecânica do aço.

(1) Contribuição técnica para o 47º Congresso Anual da ABM-Aço/92-MG

(2) Engº Pesquisador de Produto da Companhia Siderúrgica de Tubarão

(3) Prof. Dr. Livre Docente do Deptº de Materiais da UNICAMP

(4) Prof. Dr. Titular do Deptº de Materiais da UFESCar

1. INTRODUÇÃO

Os requisitos de qualidade cada vez mais rigorosos que têm sido 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^[1,4].

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 microaligantes formadores de carbonetos e nitretos, e adição de elementos de liga com maior efeito na temperabilidade^[2,3].

No desenvolvimento de aços com estruturas aciculares, tanto em linhas de laminação de tiras a quente como de chapas grossas, especial atenção tem sido dada a prática de resfriamento acelerado até baixas temperaturas de fim de resfriamento ($< 600^{\circ}\text{C}$)^[1,3]. 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^[1,8-11]. Entretanto, apesar dos progressos já alcançados, pouca divulgação tem sido 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 e resfriamento controlados nas propriedades de um aço baixo carbono microaligado 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/cm^2)^[12].

Nos experimentos, conduzidos em escala de laboratório, procurou-se adotar condições de processamento que se aproximassem daquelas aplicadas na laminação de tiras a quente.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Aços estudados

As composições químicas dos aços estudados estão indicadas na tabela 1.

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 prevenisse a reação do boro com o nitrogênio.

Foram produzidos lingotes de 50 kg, que posteriormente foram laminados em barras de 65mm(esp.)x165mm(larg.)x630mm(comp.). Destas barras, foram obtidos, através de corte e usinagem, os corpos de provas para laminação experimental nas dimensões 30mmx75mmx100mm.

2.2 Tratamentos termomecânicos

A figura 1 apresenta esquematicamente as diversas condições de laminação e resfriamento aplicadas ao material.

O processamento experimental consistiu fundamentalmente de austenitização das amostras através de reaquecimento a 1200°C por 45 min, condicionamento da austenita pela prática da laminação controlada em dois estágios, resfriamento controlado 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 50t de carga máxima. As diferentes taxas de resfriamento foram obtidas resfriando-se as 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 Termomecânico da Universidade Federal de São Carlos.

2.3 Ensaios mecânicos e metalográficos

As propriedades mecânicas do material foram avaliadas através de ensaios de tração e impacto charpy com entalhe em "v". Em ambos os ensaios foram utilizados corpos de prova longitudinais de dimensões reduzidas, em conformidade com a norma ASTM A 370^[14]. As espessuras dos corpos de prova de tração e impacto foram de 3mm e 3,3mm respectivamente.

As microestruturas finais foram reveladas com o reagente NITAL 2% e analisadas através de microscopia ótica e eletrônica de varredura.

3. RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÕES

3.1 Influência das variáveis experimentais na microestrutura

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 ($2,5^{\circ}\text{C/s}$), 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 perlita, 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 perlita 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 poligonal^[13]. 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 ferrocarbonetos 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 contribuem para dificultar a formação de precipitados de boro^[14].

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 (figuras 2c e 2d) resultou em uma microestrutura mais refinada, como consequência de uma austenita prévia à 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^[15].

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 ilhas 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.

3.2 Influência das variáveis experimentais nas propriedades mecânicas

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 baixo carbono microligados 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 temperabilidade do aço provocado pelo efeito sinérgico Nb-B^[15,17].

Quanto 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 que as propriedades de impacto 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^[11].

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^[11]. 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. Quanto a preservação das propriedades de impacto, é atribuída também ao maior refino dos produtos de transformação.

4. 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-0,0024Ti-0,0007B. Os resultados experimentais conduziram às seguintes conclusões:

- A presença de apenas 7ppm 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 do 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.

- 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.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] PICKERING, F.B., "High-Strength, Low-Alloy Steels - a Decade of Progress", Proceedings of Microalloying 75, pp. 3-24, 1977.
- [2] PIZZIMENTI, M., DEVITO, A., BUFALINI, P.M., "Production and Properties on Pipeline Steels with non Polygonal Ferrite Microstructure", Niobium Proceeding, pp. 803-832, set./1981.
- [3] ROBERTS, W., "Recent Innovations in Alloy Design and Processing of Microalloyed Steels", HSLA Steels Technology and Applications conference Proceeding, pp. 33-64, ASM, out/1983.
- [4] PICKERING, F.B., "The Spectrum of Microalloyed High Strength Low Alloy Steels", HSLA Steels Technology and Applications conference Proceeding, pp.1-31, ASM out/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, Australia, pp.210-217, ago/1984.
- [6] WOODHEAD, J.H., KEOWN, S.R., "The History of Microalloyed Steels", HSLA Steels: Metallurgy and Applications - Proceedings of an International Conference on HSLA Steels '85, Beijing, China, pp. 15-28, nov./1985.
- [7] BUFALINI, P., DE LISI, M., DE VITO, A., PETRUCCI, M., "Development and Production by Accelerated Cooling of a Linepipe Steels for X80 Grade", International Conference - Pipe Technology, Rome, pp. 243-261, nov./1987.
- [8] YAMAGUCHI, 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, pp. 54-61, 1985.
- [9] KNON, O., CHANG, R.W., SO, K.S., LEE, W.S., "Effects of Composition and Hot Rolling Conditions on the Mechanical Properties of Low Carbon Bainitic Steels", Proceedings of Microalloying '88, Chicago, pp.463-470, set.1988.
- [10] SHIGA, C., AMANO, K., HAYASHI, T., SAITO, Y., HIROSE, K., CHOI, T., "Ferrite-Pine Bainite Steel Linepipe of X70 and X80 Grades for Low temperature Service", Conference on: Steels for Linepipe Fittings, London, paper n° 12, out./1981.
- [11] YAIKA, T., MATSUMOTO, K., KOBAYASHI, Y., TARESHIGE, K., ROSAZU, 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, pp. 723-731, ASM, out./1983.
- [12] NAKAGUCHI, H., MATSUDA, H., YAMAGUCHI, H., "Ultra-Low Carbon Bainitic Steel for Linepipes", Conference on: Steels for Linepipe and Pipeline Fittings, London, paper n° 9, out./1981.
- [13] API 5LX - X70, "Physical Properties and Tests", American Petroleum Institute - Specification of High-Test Linepipe, Twenty-Fourth Edition, Section 3, pp.7, mar./1982.
- [14] ASTM A-370/77, "Mechanical Testing of Steel Products" in Annual Book of ASTM Standards, Steel-Piping, Tubing, Fittings, vol 01.01, pp. 336-391, 1985.
- [15] YAMAGUCHI, H., MURATA, M., HARU, 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, pp.325-333, nov./1985.
- [16] DE ARDO, A.J., "Accelerated Cooling: A Physical

Metallurgy Perspective". Canadian Metallurgical Quarterly, vol. 27, nº 2, pp.141-154, 1988.

- [17] SERIN B., DESALOG V., MAIYRE PIERRE-FH., VERNIS-ROFER J., "Caractéristiques de Transformation et Propriétés D'Aciers à bas Carbone au Nb-g", Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie, 75, pp.355-369, 1970.

Tabela I - Composição química nominal dos aços estudados

tipo de aço	composição química (Z em peso)								B (em%)	N
	C	Mn	P	S	Si	Al	Nb	Ti		
Nb-Ti	0,04	1,51	0,002	0,003	0,20	0,03	0,04	0,02	-	00033
Nb-Ti-B	0,04	1,53	0,006	0,003	0,21	0,03	0,04	0,02	00007	00036

Tabela II - Esquema de passes aplicado na laminação de desbaste

nº do passe	espessura (mm)		redução no passe (%)	temp. (°C)
	Inicial	Final		
1	30,0	25,2	16,0	1150
2	25,2	21,2	15,9	-
3	21,2	17,6	17,0	-
4	17,6	14,8	15,9	1050

Tabela III - Esquema de passes aplicado na laminação de acabamento

nº do passe	def. total: 70%			def. total: 60%			def. total: 45%			temp. (°C)
	espessura (mm)		redução no passe (%)	espessura (mm)		redução no passe (%)	espessura (mm)		redução no passe (%)	
	Inic.	Final		Inic.	Final		Inic.	Final		
1	14,8	12,4	16,2	14,8	12,8	13,5	14,8	13,2	10,8	950
2	12,4	10,0	19,3	12,8	10,8	15,6	13,2	11,6	12,1	-
3	10,0	8,0	20,0	10,8	9,2	14,8	11,6	10,4	10,3	-
4	8,0	6,4	20,0	9,2	7,6	17,4	10,4	9,2	11,5	-
5	6,4	5,2	18,7	7,6	6,8	10,3	9,2	8,4	9,7	-
6	5,2	4,4	15,6	6,8	6,0	11,8	-	-	-	780/820

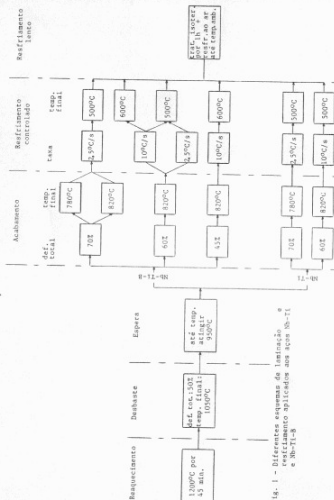
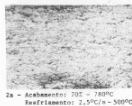
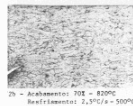


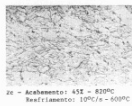
Fig. 1 - Diferentes esquemas de laminação e tratamento aplicado aos aços Nb-Ti e Nb-Ti-8.



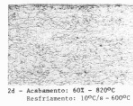
2a - Acabamento: 70E - 780°C
Resfriamento: 2,5°C/s - 500°C



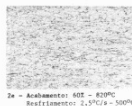
2b - Acabamento: 70E - 820°C
Resfriamento: 2,5°C/s - 500°C



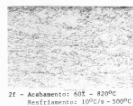
2c - Acabamento: 43E - 820°C
Resfriamento: 10°C/s - 600°C



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



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



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

Fig. 2 - Micrografias das amostras de aço Nb-Ti-8 por microscopia ótica aumento 400 x - ataque com Nital 2%.

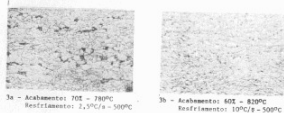


Fig. 3 - Micrografias das amostras de aço Nb-Ti por microscopia ótica, aumento 400 x - ataque com Nital 2%

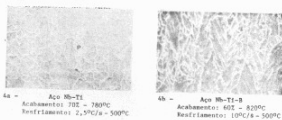


Fig. 4 - Micrografias das amostras dos aços Nb-Ti e Nb-Ti-B por microscopia eletrônica de varredura, aumento 2000 x - ataque com Nital 2%

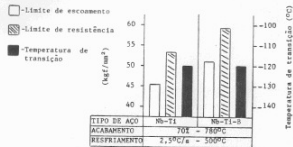


Fig. 5 - Efeito da adição de boro-resfriamento lento

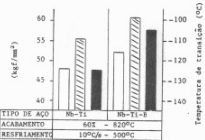


Fig. 6 - Efeito da adição de boro-resfriamento forçado

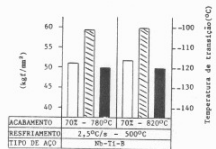


Fig. 7 - Efeito da temperatura de acabamento

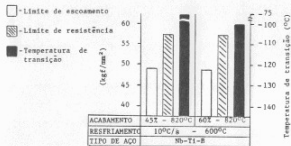


Fig. 8 - Efeito da quantidade total de deformação no acabamento

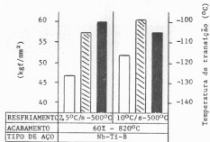


Fig. 9 - Efeito da taxa de resfriamento

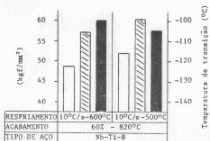


Fig. 10 - Efeito da temperatura de fim de resfriamento

ABSTRACT

This research was conducted as a laboratory simulation, in order to study the influence of different rolling and cooling conditions on the microstructure and mechanical properties of a Nb-Ti-B microalloyed steel. Additionally, a second steel grade was investigated to verify the effect of boron on the mechanical properties.

The experimental results indicated that the rolling temperature does not affect significantly the mechanical properties, and the total deformation contributes strongly for toughness preservation. Furthermore, an increase on the cooling rate and a reduction on the cooling and temperature improved the tensile properties with no deleterious effect on toughness. Finally, the beneficial effect of boron addition on the mechanical properties was confirmed.