

EFEITO DE ADIÇÕES DE NÍOBIO NA DUREZA E NA FORMAÇÃO DA PERLITA

Paulo Roberto Mei¹Ettore Bresciani Filho²

RESUMO

Foi estudado o efeito de microadição de nióbio (0,031 em peso) na microdureza da perlita de aços com teor de carbono variando entre 0,4 e 0,81, resfriados continuamente ou transformados isotermicamente. Observou-se também o efeito do nióbio na fração volumétrica da perlita em aços resfriados continuamente. Foram levantadas as curvas TTT e de temperabilidade para aços 0,81C com e sem adição de nióbio.

ABSTRACT

It was analysed the effect of niobium microadditions (0,031 wt%) on the pearlite microhardness of steels with 0.4-0.81C, continuous cooled or isothermal transformed. It was also observed the effect of niobium on the volume fraction of pearlite in continuous cooled steels. The TTT diagrams and hardenability curves for 0.81C alloyed and unalloyed with niobium was determined.

1) Membro da ABM, Engenheiro Mecânico e M.Sc., Professor Assistente da FEC - UNICAMP, Campinas, SP.

2) Membro da ABM, Engenheiro Aeronáutico e Doutor, Professor Livre-Docente da EPUSP, Professor Titular da FEC-UNICAMP, Campinas, SP.

1. INTRODUÇÃO

Recentemente os aços com médio teor de carbono (0,20 a C a 0,80% em peso) microligados com vanádio e nióbio têm encontrado um campo bastante diversificado de aplicações tecnológicas. Estas aplicações incluem: componentes forjados para a indústria automotiva^(1,2), trilhos para ferrovias⁽³⁻⁵⁾ e barras de aço para concreto de alta resistência⁽⁶⁾ (usados em plantas nucleares, pontes com grandes vãos, etc).

Embora surjam estas primeiras aplicações tecnológicas do nióbio nos aços com médio teor de carbono, seu emprego tem sido baseado no empirismo, pois pouco se sabe sobre os mecanismos de atuação deste elemento nestes aços. Sabe-se, por exemplo, que o nióbio em solução na austenita retarda a formação da ferrita proeutetóide, tanto no resfriamento contínuo^(7,8), como no tratamento isotérmico^(9,10). Por outro lado o nióbio na forma de precipitados Nb(C,N)(FeNi) ligados carbonetos, nitretos e carbonitretos de nióbio) não apresenta o efeito de retardar a reação $\gamma \rightarrow \alpha$ ^(10,11).

Quanto à formação da perlita, Bransfitt⁽¹²⁾ observou que alguns elementos estabilizadores da ferrita (Mo, Si) eram mais eficientes em diminuir a temperatura de transformação γ - perlita, que alguns outros elementos estabilizadores da austenita (Mn, Ni, Co). Este atraso foi atribuído à partição dos elementos de liga entre a austenita e a perlita⁽¹³⁻¹⁵⁾. Como o nióbio é um elemento estabilizador da ferrita⁽¹⁶⁾, existe uma expectativa de que ele tenha esse mesmo comportamento, ou seja, atrase a formação da perlita. Esse interesse no estudo da perlita decorre do fato de que nos aços com médio teor de carbono, resfriados ao ar, ela é o constituinte majoritário⁽¹⁷⁻¹⁹⁾.

O objetivo desse trabalho é o de avaliar o potencial do nióbio como elemento endurecedor da perlita nos aços com médio teor

de carbono, e o de observar os mecanismos de atuação deste elemento na formação da mesma.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Os aços empregados neste trabalho foram preparados por indução, sob pressão parcial de argônio, usando eletricidade de alta pureza. As composições químicas destes aços são enumeradas na Tabela I. Os lingotes produzidos foram homogeneizados e posteriormente laminados e forjados à quente para obtenção de barras

AÇO	% em peso				ppm	
	C	Mn	Nb	O ₂	N	
C40	0,39	0,90	-	49	-	
C40Nb3	0,39	0,94	0,228	38	-	
C80	0,84	1,09	-	26	-	
C80Nb3	0,84	1,07	0,222	35	-	

Tabela I - Composição química dos aços empregados neste trabalho.

de 5 mm. As amostras usadas em dilatometria eram redondas com um furo central de 2mm e com 13mm de comprimento. Elas foram encapsuladas em tubos de quartzo e solubilizadas a 1350°C por 24 horas, seguindo-se têmpera em água. A seguir foram niqueladas para evitar descarbonatação. Essas mesmas amostras foram empregadas em experiências com resfriamento contínuo controlado⁽¹⁷⁾.

As amostras empregadas para transformações isotérmicas foram tratadas em banho de estanho eram redondas, com 5mm de diâmetro e 10mm de comprimento. Foram solubilizadas a 1350°C, em forno à vácuo, por

ras, seguindo-se têmpera em  leo. Finalmente, as amostras dos testes de temperabilidade eram redondas, com 5mm de diâmetro e 35mm de comprimento, e foram submetidas a uma homogeneiza o a 1350 C por 2 horas, em forno a vácuo, seguindo-se têmpera em  leo. No teste de temperabilidade as amostras foram austenitizadas a 1350 C, e colocadas com uma das extremidades em um recipiente com água (aproximadamente 1 cm da amostra ficava submersa na  gua). Para que não houvesse influência do resfriamento sobre os resultados, as amostras foram colocadas aos pares (1 de aço com n bio e outra de aço sem n bio).

A microdureza foi determinada em um equipamento Leitz-Metzlar com carga de 300g e a macrodureza foi medida com um d rduro Wolpert-Testor e carga de 10 Kg. Os valores encontrados no texto constituem a média de 10 medidas.

As curvas completas TTT e todas as experiências com resfriamento contínuo foram realizadas num dilatômetro THETA III, usando hélio como gás refrigerante. As curvas para se determinar apenas o início das transforma es γ - perlitas, e os tratamentos isotérmicos desenvolvidos para se medir a dureza da perlita foram obtidos com um banho de estanho.

A microscopia eletr nica foi realizada em microscópio Philips EM-300 (transmissão) e fra o volumétrica foi medida num analisador de imagem computadorizado Quantimet.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. Resfriamento contínuo controlado

Na figura 1 observa-se que em todos os aços houve um aumento na microdureza da perlita com a eleva o da taxa de resfriamento. Isto deve-se, provavelmente,   forma o de uma perlita mais fina

(menor espaçamento lamelar) com o aumento da taxa de resfriamento, pois a temperatura de início de forma o da perlita diminui (20, 21). Esta fundamenta o prov m da teoria de Jener (22), onde o espaçamento lamelar (S_0) seria fun o do recíproco da temperatura de transforma o γ -perlita, fato comprovado experimentalmente por vários pesquisadores (23-26). A medi o do espaçamento lamelar, contudo,   uma tarefa bastante difícil em amostras resfriadas continuamente, pois os nódulos de perlita seriam nucleados em temperaturas diferentes, e teriam, conseqüentemente, diferentes valores de S_0 . Além disso, para um mesmo nódulo, S_0 variaria, pois o mesmo seria formado numa faixa contínua de temperatura. De qualquer forma o aumento da microdureza da perlita em aço carbono, só pode ser explicado pela varia o do espaçamento lamelar, visto que o tamanho da col nia perlitica não contribuiu para o resultado da medida.

No aço com 0,41C observa-se que a adi o de n bio eleva a microdureza da perlita em até 50 VHN (50 pontos na escala Vickers). Como esta medida não recebeu a influência do tamanho da col nia perlitica, esse aumento de dureza poderá ser explicado por:

- endurecimento da cementita pelo n bio
- redu o do espaçamento lamelar da perlita pelo n bio
- endurecimento da ferrita da perlita pela precipita o do NbC.

A primeira hipótese não parece viável, pois segundo Stuckens (27, 28), não há possibilidade de forma o de uma cementita substitucional (isto  , saindo alguns átomos de ferro e entrando outros de n bio), devido às diferenças de r io at mico ($Fe=1,29\text{  }$ e $Nb=1,43\text{  }$) (29) e considera es termodinâmicas desfavoráveis. A segunda hipótese   de difícil constata o experimental, como já foi anteriormente explicado. A terceira hipótese foi comprovada, pois observou-se a precipita o do NbC tanto na ferrita proeutética como na ferrita da perlita (figura 2). Também foi constatado em trabalhos anteriores (17, 30) o efeito do n bio em aumentar a dureza da ferrita

de aços resfriados continuamente na faixa de 10 a 100°C/min.

No aço 0,24C a adição de nióbio não provocou um aumento na microdureza da perlita. Esta diferença de comportamento entre o aço 0,81C e 0,41C pode ser explicada da seguinte maneira: se a transformação fosse realizada em condições de equilíbrio, o teor de carbono da perlita segundo o diagrama Fe-C⁽³¹⁾ seria de 0,771 (na realidade um pouco menor devido ao efeito do manganês em abaixar a composição eutetóide)⁽³²⁾. Porém como a reação foi realizada fora das condições de equilíbrio, a formação da ferrita foi parcialmente suprimida, obtendo-se uma fração volumétrica de perlita de 95% (figura 3) para o aço 0,41C, quando em equilíbrio esta fração seria 750%. Por balanço de massa verifica-se que esta perlita continha em torno de 0,451C, ou seja, um valor bem menor que a do aço C80. Obviamente uma perlita com menor teor de carbono apresentará uma maior fração volumétrica de ferrita, visto que o teor de carbono da cementita é fixo. E com isso sua dureza será menor. Essa idéia é reforçada pelo fato de que o aço 0,801C sem nióbio apresentou uma dureza maior que o 0,401C com nióbio, e com isso o aumento do teor de carbono foi suficiente para "encobrir" os efeitos provocados pela precipitação do NbC.

Com relação à fração volumétrica da perlita, foi observado que a adição de nióbio provocou um aumento na mesma (figura 3). Estes resultados aparentemente divergem dos obtidos por Frod⁽¹⁹⁾ e Steinen⁽¹⁸⁾. Ocorre que os aços ao nióbio daqueles pesquisadores apresentavam um menor grão austenítico que os aços sem nióbio, favorecendo a nucleação da ferrita⁽³³⁾. O aço ao nióbio deste trabalho apresentava o mesmo tamanho de grão austenítico que o aço sem nióbio, pois haviam sido solubilizados previamente a 1300°C, por 12 horas; tratamento suficiente para dissolver o NbC e anular seu efeito de restringir o crescimento do grão austenítico^(34,35). En-

tratando, para altas temperaturas de austenitização (1300°C, por ex.), Frod⁽¹⁹⁾ e Steinen⁽¹⁸⁾ observaram que o nióbio perdia seu efeito de reduzir a fração volumétrica da perlita, confirmando a hipótese de que o efeito por eles presenciado era indireto, ou seja, o nióbio reduzia a fração volumétrica da perlita pela restrição de crescimento do grão austenítico, favorecendo a formação da ferrita.

3.2. Tratamento Isotérmico

Curvas TTT

As curvas TTT levantadas para os aços C80 e C80Nb3, austenitizados a 900°C, não apresentaram diferenças significativas (figura 4). Como esses aços foram aquecidos a 1300°C, segundo as curvas de solubilidade⁽³⁶⁾, apenas 80% desse nióbio deveria estar solubilizado, ou seja, 20% estava na forma de NbC. Com a austenitização a 900°C, 98% desse nióbio passou para a forma de NbC⁽³⁶⁾. Concluiu-se então que o nióbio na forma de precipitado não alterava a cinética da reação γ - perlita. Novas experiências foram então realizadas, empregando-se temperatura de austenitização de 1350°C, o suficiente para colocar todo o nióbio em solução na austenita⁽³⁷⁾. Com isso observou-se um efeito drástico do nióbio em retardar a formação da perlita (figura 5); o tempo de início da reação γ - perlita foi aumentado em 10 vezes, quando se adicionou nióbio no aço, para toda a faixa de tratamento isotérmico medida (575 a 650°C). Segundo Bain⁽³⁸⁾ os fatores que atrasariam a decomposição difusional da austenita seriam:

- Austenita homogênea;
- Granulação grosseira da austenita;
- Elementos de liga dissolvidos na austenita (exceto cobalto).

Como os aços eram bastante homogêneos, o apresentavam o mesmo tamanho de grão, o único fator que poderia ter atrasado a reação seria o nióbio dissolvido na austenita. Esta hipótese é reforçada

da pelo fato de que o nióbio na forma de carboneto (figura 4) não provocou atrasos na reação γ - perlita.

Microdureza

Os resultados de microdureza nos aços eutetóides transformados isotermicamente (figura 6) indicaram que a mesma aumentava com a diminuição da temperatura de transformação, devido à formação de perlita mais fina⁽²⁰⁻²⁶⁾ (na faixa de 650-550°C) ou devido ao endurecimento da bainita (na faixa de 500-400°C)⁽³⁹⁾. Observa-se que o nióbio não alterou a microdureza, como era de se esperar, conforme o que foi discutido para a figura 1. Poder-se-ia também pensar que o coalescimento do NbC tivesse influenciado neste resultado, porém Brito⁽⁴⁰⁾ observou que o coalescimento do NbC na ferrita não era significativo para períodos de até 60 minutos na faixa de temperatura de 600 a 730°C. Ainda haveria a hipótese de que os aços resfriados continuamente apresentariam uma maior dureza devido a uma eficiência maior do NbC precipitado na austenita. Novamente os resultados de Brito⁽⁴⁰⁾ indicam o oposto, ou seja, só o NbC precipitado durante a transformação γ - α , ou na ferrita, é que seria eficiente em provocar o endurecimento por precipitação.

3.3. Temperabilidade

Embora o nióbio não afetasse a microdureza da perlita no aço 0,81C, seu efeito em retardar a reação perlitica provocou um aumento significativo na temperabilidade, devido à substituição daquele componente por outros mais duros (martensita e bainita/Figura 7). Observou-se que os aços com e sem nióbio apresentavam uma dureza martensítica ou perlitica parecidas, porém para uma mesma distância da extremidade resfriada (1,5 cm, por ex.), o aço ao nióbio apresentava uma maior fração volumétrica de martensita/bainita que o

aço carbono, e por conseguinte, uma maior dureza.

Esse fato é de grande importância tecnológica pois a adição de nióbio pode eliminar custosos elementos de liga (Cr, Ni, etc.) usados para aumentar a temperabilidade dos aços⁽¹⁾, ou mesmo substituir o tratamento de beneficiamento (têmpera e revenimento) destes aços por um simples resfriamento direto ao ar.

4. CONCLUSÕES

A adição de nióbio em aços com médio e alto teor de carbono resfriados continuamente provocou o endurecimento da perlita, pela precipitação do NbC na ferrita. Esse efeito tornou-se menos intenso à medida que o teor de carbono do aço foi aumentado.

O nióbio em solução na austenita retardou significativamente a reação γ - perlita. Porém o nióbio na forma de carboneto praticamente não alterou a cinética desta reação.

A adição de 0,031Nb em um aço eutetóide aumentou consideravelmente a temperabilidade do mesmo, o que não foi devido ao endurecimento da perlita pela precipitação do NbC, mas sim à substituição da perlita por martensita/bainita.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à CBMM - Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração pelo apoio financeiro recebido e aos Drs. R.W. K. Honeycombe e H.K.D.H. Bhadeshia do Depto de Metalurgia da Universidade de Cambridge, onde parte do trabalho foi realizado.

BIBLIOGRAFIA

- 1) ALBIERO, W. - Metalurgia, ABM, vol. 37, n.º 281, Abr. 1981, p.192.

- 2) RAZIN, C. - Metal Progress, May 1981, p. 50.
- 3) NOLASCO, C.A. et alii - Metalurgia - ABM, vol. 33, n° 234, Mai. 1977, p. 257.
- 4) NOLASCO, C.A. et alii - Metalurgia ABM, vol. 34, n° 245, Abr. 1978, p. 241.
- 5) FLUGGE, J. et alii - Stahl und Eisen, n° 16, vol. 99, 13 Aug. 1979, p. 841.
- 6) GRAY, J.M. - Hot-rolling of HSLA concrete reinforcing bar and other niobium containing steels. ILAPA Conference, Lima, Peru, 21-25 Sep. 1975.
- 7) BROWNRIGG, A. & BOELEN, R. - The effect of Nb on hardenability of C-Mn-Si-Al steels. IIV Pub. Sess. Met. Tech. Conf., Intern. Inst. Welding, Sidney, Australia, Serie A, Sess. 8-6, 1976.
- 8) FISHER, G.L. & GEILS, R.H. - Trans. AIME, vol. 245, Nov. 1969, p. 2405.
- 9) SURIN, B. et alii - Mem. Sci. Rev. Met., France, Jul. 1978, p. 355.
- 10) WEBSTER, D. & WOODHEAD, J.H. - J.I.S.I., Dec. 1964, p. 987.
- 11) THOMAS, M.H. & MICHAL, G.M. - The influence of niobium and Nb(C,N) precipitation on the formation of proeutectoid ferrite in low alloy steels. Intern. Conf. on solid phase transformations, Carnegie Mellow Univ., Pittsburgh, Pennsylvania, 1981.
- 12) BRAMFITT, B.I. & HARDER, A.R. - Met. Trans., vol. 4, Oct. 1973, p. 2291.
- 13) PICKLESINER, M.L. et alii - Trans. Met. Soc. AIME, vol. 218, Jun. 1960, p. 473.
- 14) Al-SALMAN, S.A. et alii - Acta Met., vol. 72, 1979, p. 1391.
- 15) Al-SALMAN, S.A. et alii - Met. Trans., vol. 10A, Nov. 1979, p. 1703.
- 16) BAIN, E.C. & PAXTON, H.W. - Alloying elements in steel, ASM, 1966, p. 6.
- 17) MEI, P.R. - Effect of niobium additions on the structure and properties of medium carbon steels, CPGS dissertation, Univ. of Cambridge, England, Jun. 1981.
- 18) STEINEN, A. Von den - Stahl und Eisen, vol. 95, n° 6, 13 Mar. 1975, p. 209.
- 19) FRODL, D. et alii - Hirterei Tech. Mitterlungen, vol. 29, 1974, p. 169.
- 20) ATKINS, M. - Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels, British Steel Corporation, p. 40.
- 21) Atlas of isothermal transformation and cooling transformation diagrams, ASM, 1977, p. 376.
- 22) ZENER, C. - Trans. Met. Soc. AIME, vol. 167, 1946, p. 150.
- 23) PELLISSIER, G.E. et alii - Trans. ASM, Dec. 1941, p. 1048.
- 24) BROWN, D. & RIDLEY, N. - J.I.S.I., Aug. 1966, p. 811.
- 25) BROWN, D. & RIDLEY, N. - J.I.S.I., Sep. 1969, p. 1232.
- 26) BOLLING, G.F. & RICHMAN, R.H. - Met. Trans., vol. 1, Aug. 1970, p. 2095.
- 27) STUCKENS, W. - Ann. Chim., France, vol. 8, 1963, p. 229.

- 28) STUCKENS, M. & MICHEL, A. - Bull. Soc. Chim. France, 1962, p. 1541.
- 29) Handbook of Chemistry and Physics. Weast, R.C., Ed., CRC Press, USA, 58^a ed., 1977., p. F-215.
- 30) TANINO, M. & AGEI, K. - Trans. ISI Japan, vol. 8, 1968, p. 337.
- 31) Metals Handbook. vol. 8, ASM, Metals Park, Ohio, USA, 1973, p.276.
- 32) Iden ref. 16, p. 112.
- 33) HONEYCOMBE, R.W.K. - Metal Science, Jun. 1980, p. 201.
- 34) COLADAS, R. et alii - Metal Science, Nov. 1977, p. 509.
- 35) COLADAS, R. et alii - The hot deformation of austenite, Symposium, Ballance, J. B., Ed., New York, 1976, p. 341.
- 36) Trabalho a ser publicado.
- 37) NORDBERG, H. & ARONSSON, B. - J.I.S.I., Dec. 1968, p. 1263.
- 38) Iden ref. 16, p. 151.
- 39) PICKERING, F.B. - Physical metallurgy and the design of steels. Applied Science Publishers, London, 1978, p. 112.
- 40) BRITO, R.M. & KESTENRACH, H.J. - Metalurgia ABM, vol. 36, n^o 271, Jun. 1980, p. 381.

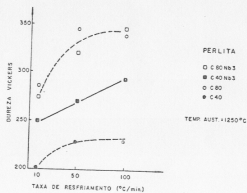


Figura 1 - Microdureza da perlita em função da taxa de resfriamento.

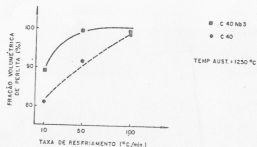
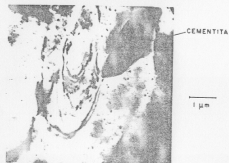


Figura 3 - Fração volumétrica da perlita em função da taxa de resfriamento.



CAMPO CLARO



CAMPO ESCURO, REFLEXÃO DO NbC

Figura 2 - Finas partículas de NbC dispersos na ferrita. Aço C40Nb3, austenizado a 1250°C e resfriado continuamente a 10°C/min.

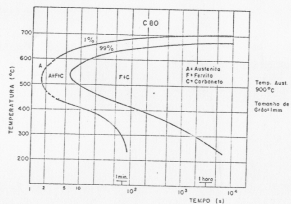
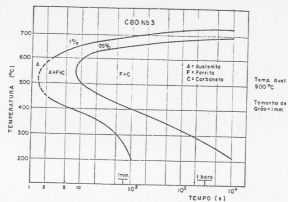


Figura 4 - Curvas TTT dos aços C80 e C80Nb3 austenizados a 900°C.

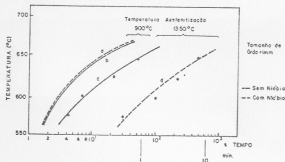


Figura 5 - Início da formação da perlita em aço com e sem nióbio.

Curvas a e b: 1% de transformação para aços C80 e C80Nb3 austenitizados a 900°C. Construídas com dados da figura 4 e obtidas no dilatômetro.

Curvas c e d: 1% de transformação para os aços C80 e C80Nb3 austenitizados a 1350°C. Obtidas com banho de estanho.

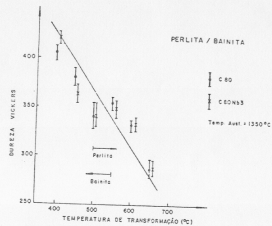


Figura 6 - Microdureza da perlita e da bainita para aços transformados isotermicamente. O tempo de permanência nas temperaturas indicadas foi sempre de 10 minutos.

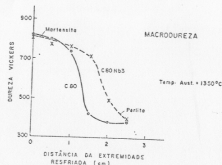


Figura 7 - Curva de temperabilidade (não padronizada) dos aços C80 e C80Nb3.

