

EFEITOS DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DA TEMPERATURA DE TRANSFORMAÇÃO SOBRE O ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO INTERFÁSICA EM AÇOS MICROLIGADOS ⁽¹⁾

Juno Gallego ⁽²⁾

Eduardo Valencia Morales ⁽³⁾

Sandro da Silva Campos ⁽⁴⁾

Hans-Jürgen Kestenbach ⁽⁵⁾

Resumo

O endurecimento causado pela precipitação interfásica de carbonitretos foi avaliado por medidas de microdureza feitas sobre grãos de ferrita, investigados em seis aços microligados comerciais processados como tiras a quente. Os limites de escoamento observados, que variaram entre 300 a 600 MPa, resultaram principalmente de diferenças existentes na composição química e na taxa de resfriamento anterior ao bobinamento. A parcela de endurecimento atribuída à precipitação interfásica pode ser pouco significativa nos aços microligados com baixa resistência mas pode atingir 100 MPa ou mais naqueles com melhores propriedades mecânicas. Um pico de microdureza adicional, que seria esperado para revelar a contribuição dada pela precipitação interfásica, foi encontrado em apenas dois dos aços que apresentaram limite de escoamento mais elevado. Tal comportamento pode sugerir que a precipitação interfásica tenha ocorrido em alguns grãos de ferrita, mas não em todos. As observações por microscopia eletrônica de transmissão que se seguiram mostram que, em geral, as distribuições de carbonitretos são efetivamente heterogêneas, não somente entre os grãos de ferrita mas também dentro desses grãos. Conseqüentemente, o endurecimento causado pela precipitação interfásica mostrou ser bastante variável e difícil de ser determinado estatisticamente.

Palavras-chaves: Aços microligados; Precipitação interfásica; Microscopia eletrônica de transmissão.

Interphase Precipitation Hardening In Commercial Hot Strip Steels

Abstract

Hardening contributions from interphase precipitation were investigated by measuring the microhardness of individual ferrite grains in six commercial hot strip steels, with yield strength levels ranging from about 300 to more than 600 MPa as a result of different chemical compositions and cooling rates. Contributions from interphase precipitation were found to be unimportant for the low-strength steels but could have reached 100 MPa or more in the higher-strength steels. However, additional microhardness peaks that were expected to give quantitative estimates of the strengthening contributions of interphase precipitation were found in only two of the higher-strength steels. It may be significant that interphase precipitation completely covered some of the ferrite grains only in these steels. Further transmission electron microscopy observations indicated that, in general, carbonitride distributions were not only heterogeneous among ferrite grains, but also within the grains. As a consequence, the amount of interphase precipitation strengthening in any given ferrite grain would be highly variable and difficult to be determined statistically.

Key-words: Microalloyed steels; Precipitation strengthening; Interphase precipitation; Transmission electron microscopy.

I INTRODUÇÃO

As propriedades mecânicas dos aços microligados comerciais são resultantes de uma

complexa interação entre os mecanismos de endurecimento atuantes, especialmente o refino de grão ferrítico e a precipitação de carbonitretos. A formação de partículas finas durante a transformação da fase austenítica para a ferrita, também conhecida

⁽¹⁾ Trabalho apresentado no 59º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM), 19 a 22 de julho de 2004, São Paulo, Brasil.

⁽²⁾ Professor Assistente Doutor, Departamento de Engenharia Mecânica, UNESP - Ilha Solteira.

⁽³⁾ Professor Adjunto, Departamento de Física, Universidad Central de las Villas, Cuba.

⁽⁴⁾ Doutor pela Universidade Federal de São Carlos, UFSCar, São Carlos.

⁽⁵⁾ Professor Titular, Departamento de Engenharia de Materiais, UFSCar, São Carlos.

Tabela 1. Composição química e limite de escoamento (L.E.) dos aços microligados investigados, expressos respectivamente em % em peso e MPa.

Aço	C	Mn	Si	Al	Nb	Ti	V	N	L.E.
Nb-1	0,07	0,68	0,01	0,04	0,04	-	-	0,009	310
Nb-2	0,09	0,66	0,20	0,03	0,025	-	-	0,006	419
NbTi-1	0,12	1,20	0,33	0,05	0,06	0,05	-	0,008	534
NbTi-2	0,11	1,54	0,28	0,01	0,04	0,11	-	n.d.	603
NbTi-3	0,09	0,91	0,30	0,05	0,02	0,07	-	0,006	646
NbTiV	0,14	1,38	0,25	0,07	0,04	0,04	0,03	0,008	599

como precipitação interfásica, tem sido reconhecida como um dos principais fenômenos metalúrgicos responsáveis pelo endurecimento dos aços microligados laminados a quente.⁽¹⁾ A literatura^(2,3) tem reportado que foram observadas contribuições muito elevadas ao endurecimento por precipitação em aços microligados ao titânio e nióbio, após estes terem sido submetidos a tratamentos isotérmicos. Em aços microligados processados sob condições industriais, a contribuição da precipitação interfásica para o aumento da resistência mecânica ainda não foi bem estabelecida, considerando que a presença dos carbonitreto formados não ocorre em todos mas apenas em alguns grãos ferríticos.⁽⁴⁾

No decorrer das últimas quatro décadas de pesquisas, a presença da precipitação interfásica nos grãos de ferrita tem sido caracterizada por microscopia eletrônica de transmissão, uma poderosa técnica de análise limitada pela sua dificuldade em gerar resultados de significado estatístico. Entretanto, em um trabalho recente⁽⁵⁾ foi mostrado ser possível associar a ocorrência da precipitação interfásica com medidas de microdureza feitas em grãos de ferrita individuais.

No presente trabalho foram determinadas as distribuições de frequência de uma população de medidas de microdureza, realizadas sobre grãos ferríticos de diversos aços microligados comerciais, processados industrialmente como tiras a quente. O propósito dessas medições foi avaliar o endurecimento causado pela precipitação interfásica e qual a sua relação com a composição química

dos aços. Observações feitas por microscopia eletrônica de transmissão foram realizadas com o intuito de correlacionar a precipitação interfásica de carbonitreto com um pico de endurecimento adicional, que foi notado para alguns dos aços investigados.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A Tabela 1 mostra a composição química e o limite de escoamento de seis diferentes tiras a quente, selecionadas para a realização deste estudo. Dois desses aços (Nb-2 e NbTi-3) foram submetidos a um processamento industrial diferente dos demais, no qual o resfriamento anterior ao bobinamento foi mais intenso (taxa de 20°C/s contra 10°C/s utilizada nas demais tiras a quente).

Em relação aos elementos microligantes os aços podem ser divididos em três grupos: no caso dos aços Nb-1 e Nb-2 apenas o nióbio foi utilizado, nióbio e titânio foram acrescentados na composição dos aços NbTi-1, NbTi-2 e NbTi-3, e nióbio, titânio e vanádio foram empregados no aço NbTiV. A temperatura de transformação de fase γ - α deve ter sido afetada, considerando a variação dos teores de carbono e manganês e as diferentes taxas de resfriamento utilizadas.

Após cuidadosa preparação de amostras metalográficas, medidas de microdureza Vickers foram tomadas individualmente dos grãos de ferrita após a aplicação de uma carga de 5 gramas padrão. Nessas condições foram realizadas, no

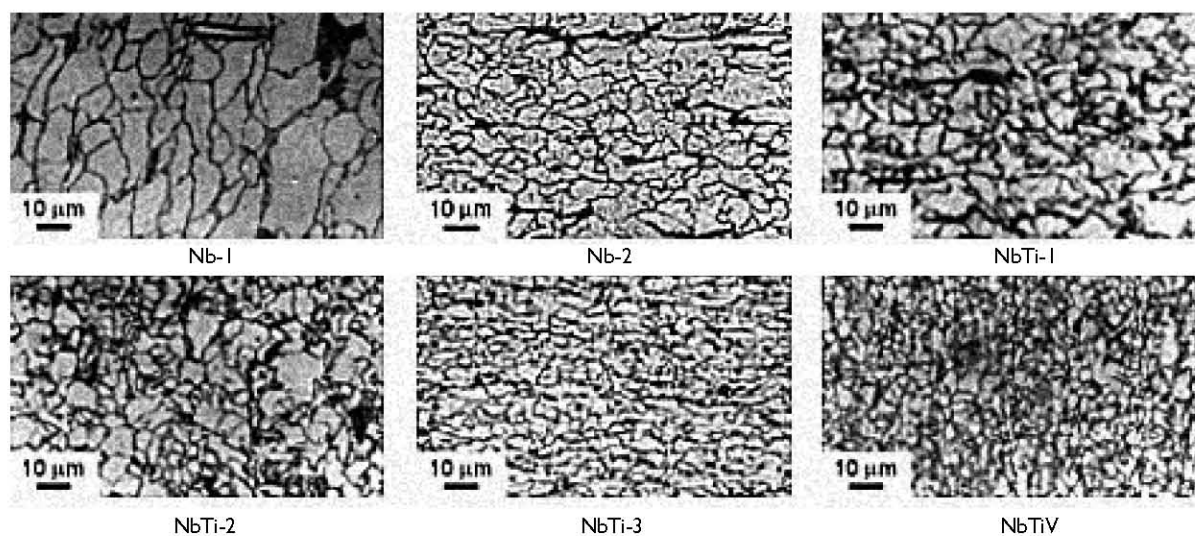


Figura 1. Microestrutura de ferrita e perlita observada após o bobinamento, revelada com nital 2%. Aumento de 450 vezes foi usado em todas as micrografias.

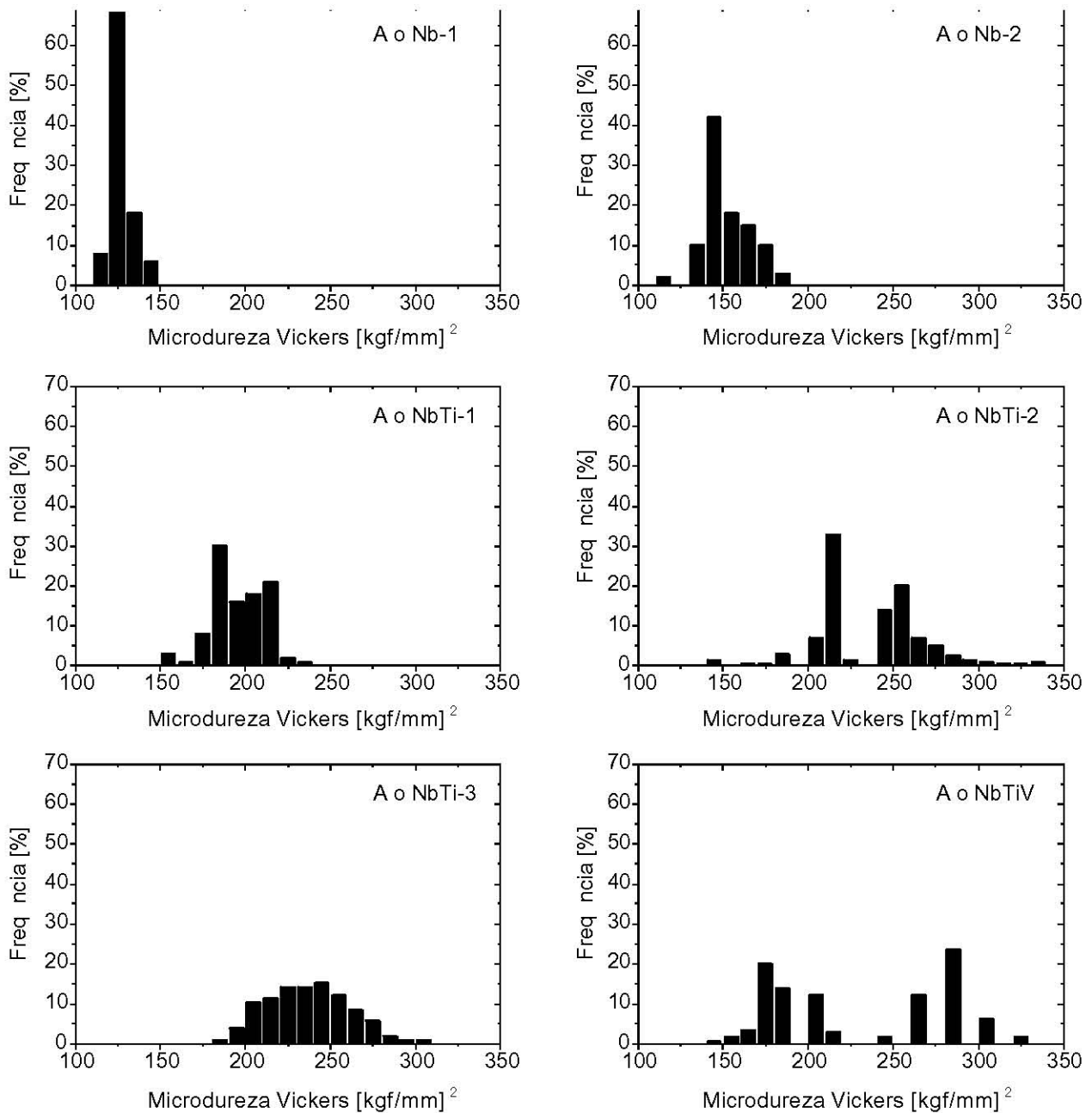


Figura 2. Distribuições de frequência das medidas de microdureza, determinadas a partir de ensaios realizados individualmente em grãos de ferrita.

mínimo, 200 medidas para cada aço, tornando possível a obtenção de uma distribuição de frequência estatisticamente confiável. Devido a um comportamento peculiar da distribuição de microdureza do aço NbTi-3 foi também empregada, apenas nesse material, a técnica de nanoindentação.⁽⁶⁾ Nestes ensaios foi aplicada uma carga de 2 gramas sobre cada grão. Os resultados obtidos do diagrama carga-deslocamento de cada um dos 100 grãos ferríticos analisados confirmaram os dados originais de microdureza aqui apresentados. A caracterização da microestrutura incluiu microscopia

ótica para a determinação do tamanho de grão da ferrita, e microscopia eletrônica de transmissão foi empregada para a identificação da origem, distribuição e do tamanho dos carbonitretos observados em amostras de lâmina fina.

3 RESULTADOS

3.1 Microestrutura

A análise metalográfica realizada mostrou que todos os aços apresentaram uma microestrutura bastante similar, constituída preponderantemente por extensas regiões de ferrita poligonal

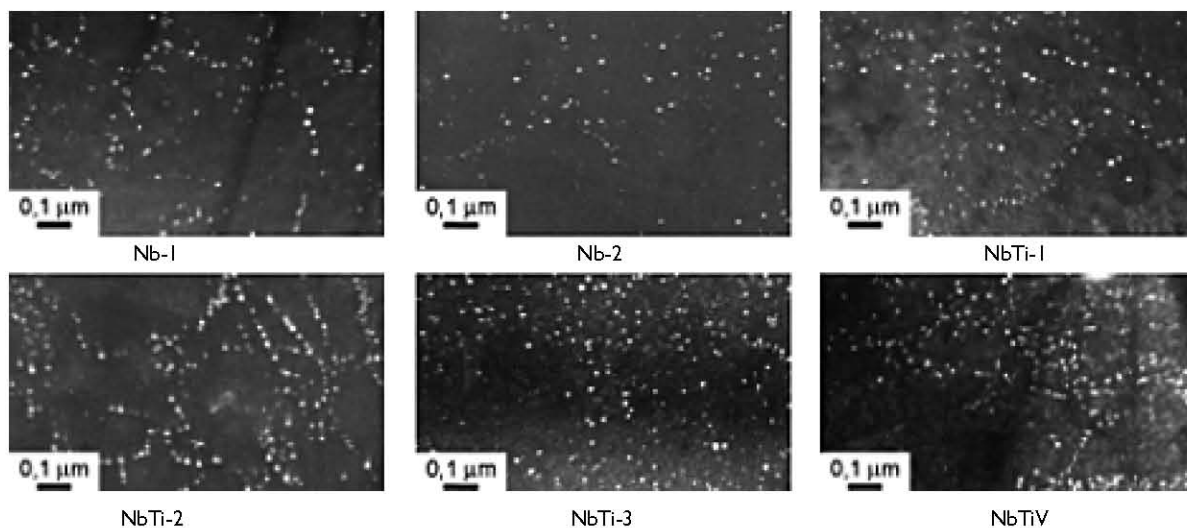


Figura 3. Micrografias em campo escuro mostrando a precipitação de carbonitreto formados na austenita. Aumento de 42.000 vezes.

interespaçadas por uma pequena fração volumétrica de perlita, como mostrado na Figura 1. A variação do tamanho de grão da ferrita mostrou estar relacionado com a temperatura de transformação, cujo abaixamento nos aços Nb-2 e NbTi-3 se deu pela maior taxa de resfriamento e que em NbTi-1, NbTi-2 e NbTiV foi causado pela maior presença de carbono e manganês.

3.2 Medidas de Microdureza

De acordo com estudos anteriores,⁽⁵⁾ o efeito da precipitação interfásica revelaria um segundo pico de endurecimento nas distribuições de microdureza. Entretanto, este comportamento de “dois picos” foi somente observado em dois dos aços microligados investigados, o NbTi-2 e o NbTiV, como pode ser constatado na Figura 2.

Enquanto a distribuição de microdureza para o aço NbTi-1 tenha mostrado indícios da presença de um segundo pico, os aços microligados apenas com nióbio (Nb-1 e Nb-2) e o NbTi-3 exibiram apenas um único pico de microdureza. Como será discutido a seguir, essa diferença pode estar relacionada em parte com a quantidade total de microligante que foi adicionada e ao efeito da temperatura de

transformação, mas acredita-se que este comportamento possa ser causado, principalmente, pela extrema heterogeneidade apresentada pela precipitação interfásica - motivada por razões que ainda não foram elucidadas durante o desenvolvimento do presente trabalho.

3.3 Precipitação de Carbonitreto

A técnica de difração de elétrons foi empregada na identificação da origem dos carbonitreto, que foram localizados por microscopia eletrônica de transmissão. Detalhes do procedimento utilizado para tal finalidade podem ser achados na literatura.^(7,8) Carbonitreto formados durante a laminação da austenita foram encontrados em todos os aços, como mostram os exemplos da Figura 3. Entretanto, diferenças bastante significativas foram observadas com relação aos carbonitreto formados durante a transformação de fase $\gamma-\alpha$.

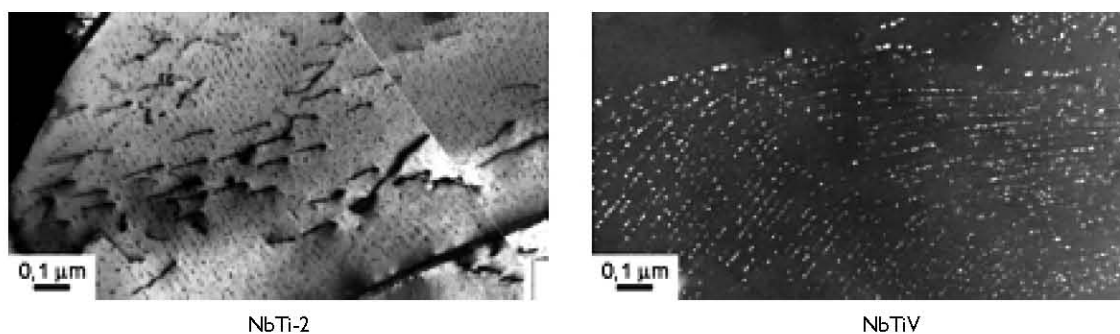


Figura 4. Exemplos de grãos de ferrita onde a precipitação interfásica ocorreu em toda a sua extensão. Aumento de 50.000 vezes.

Grandes áreas contendo precipitação interfásica foram observadas em alguns dos grãos de ferrita e somente foram detectados nos aços NbTi-2 e NbTiV, como mostrado na Figura 4. Pode ser importante destacar que foram exatamente esses aços que apresentaram um evidente comportamento de “dois picos” na distribuição das medidas de microdureza. Nos aços NbTi-1 e NbTi-3, bem como em muitos grãos dos aços NbTi-2 e NbTiV, a precipitação interfásica em escala bem fina foi freqüentemente encontrada, mas somente cobrindo uma área limitada de um dado grão, como mostrado como exemplo nas Figuras 5(a) e 5(b). No aço Nb-1, ao contrário, um número muito pequeno de grãos (somente dois de um total de 20 grãos analisados) apresentou pequenas áreas com precipitação interfásica, mas numa escala bem mais grosseira, como pode ser visto na Figura 5(c).

A precipitação interfásica não foi encontrada no aço Nb-2, mesmo após extensivos trabalhos de observação por microscopia eletrônica de transmissão. Entretanto, é bastante provável que a pequena quantidade de micro-ligante adicionado (apenas 0,025% Nb) possa ter dificultado a identificação dos carbonitreto muito pequenos, cuja dispersão pode ter ocorrido irregularmente nos grãos de ferrita.

4 DISCUSSÃO

4.1 Mecanismos de Endurecimento

As relações estrutura-propriedade desenvolvidas por Pickering e co-autores⁽⁹⁾ consideram os efeitos do endurecimento por solução sólida e por tamanho de grão sobre o limite de escoamento de aços. A diferença entre os valores calculados, denominados doravante por σ_p , e os resultados experimentais obtidos pelos ensaios de tração pode ser relacionada quantitativamente com a presença de mecanismos de endurecimento adicionais, cuja grandeza é apresentada na Tabela 2.

Uma análise adequada dos resultados mostrados na última coluna da Tabela 2 pode ser facilitada pela citação de trabalhos anteriores, os quais caracterizaram outras fontes de endurecimento atuantes nas tiras a quente:^(8, 10-12) a precipitação de carbonitreto na austenita (cuja contribuição é estimada em ser inferior a 100

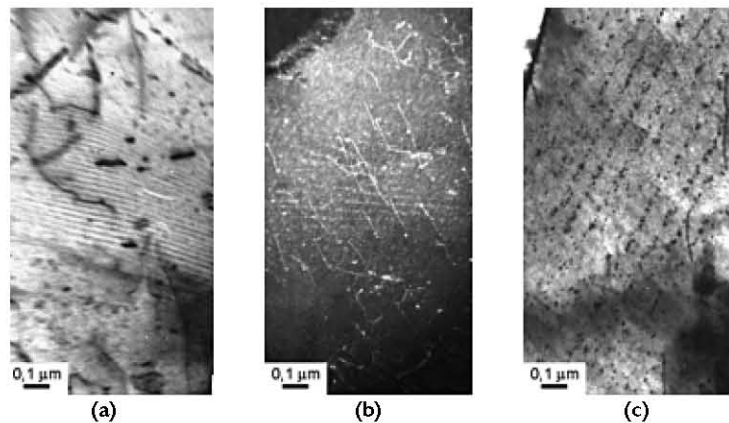


Figura 5. Áreas finas que mostram a precipitação interfásica ocorrendo apenas em pequenas áreas dentro de um grão de ferrita. Aço NbTi-1 em (a), NbTi-3 em (b) e Nb-1 em (c). Aumento de 50.000 vezes.

MPa, mas está presente na grande maioria dos grãos de ferrita), discordâncias (promovem aumento de até 50 MPa, dependendo da temperatura de transformação $\gamma-\alpha$), e precipitação interfásica de carbonitreto finos (contribuições locais de até 180 MPa têm sido verificadas⁽¹⁰⁾). Revisitando a Tabela 2, pode-se notar que a precipitação interfásica deve ter colaborado com o endurecimento dos aços NbTi-1, NbTi-2, NbTi-3 e NbTiV, enquanto este efeito pode ser desprezado nos aços Nb-1 e Nb-2.

4.2 Quantidade dos Elementos Microligantes

Investigações prévias estabeleceram que uma parcela apreciável dos elementos microligantes adicionados está presente, após o bobinamento, na forma de carbonitreto nucleados na austenita durante a laminação de acabamento das tiras a quente. Uma clara evidência disso foi mostrada na Figura 3. Deste modo pode-se argumentar que, no caso dos aços Nb-1 e Nb-2 com uma adição de microligantes muito pequena, a quantidade de elementos de microliga que ainda permaneciam em solução na temperatura de transformação era, provavelmente, insuficiente para promover a precipitação interfásica em larga escala. Entretanto, deve ser destacado que, durante o processamento industrial para as tiras a quente, os carbonitreto formados na austenita bem como os da precipitação interfásica crescem durante o resfriamento lento da bobina. No momento da transformação a maior parte dos microligantes que já estavam em solução assim

Tabela 2. Endurecimento adicional causado pela precipitação de carbonitreto e pelas discordâncias.

aço	Tamanho de grão ferrítico μmm	σ_{sp} (MPa)	Endurecimento adicional (MPa)
Nb-1	10,0	252	58
Nb-2	4,9	340	79
NbTi-1	5,0	367	167
NbTi-2	4,2	393	210
NbTi-3	3,7	395	251
NbTiV	3,8	402	198

permanece, surgindo a oportunidade da nucleação de novas partículas de carbonitreto na interface e paralelamente de ocorrer o crescimento das partículas já existentes, originadas na austenita.

A ausência de um segundo pico de dureza verificada nos aços Nb-1 e Nb-2, assim como no aço NbTi-3, não poderia ser justificada exclusivamente pela menor adição de microligantes mas, também, por um menor potencial de endurecimento da precipitação interfásica. Dois fatos experimentais tornam possível a explicação de tais reduções no potencial de endurecimento: (a) uma distribuição de carbonitreto mais grosseiros, formados na transformação ocorrida em temperaturas mais elevadas, como mostrado na Figura 5(c) para o aço Nb-1; (b) precipitação interfásica com distribuição não uniforme foi encontrada heterogeneamente não apenas entre grãos ferríticos mas também dentro de um mesmo grão, como foi mostrado nas Figuras 5(a) e 5(b) para os aços NbTi-1 e NbTi-3, respectivamente.

4.3 Temperatura de Transformação $\gamma-\alpha$

Tanto o espaçamento entre camadas sucessivas de precipitados quanto o tamanho das partículas formadas na precipitação interfásica tornam-se menores com a diminuição da temperatura de transformação.⁽¹³⁾ Entretanto, o modelo de Orowan-Ashby, que descreve o endurecimento por precipitação nos aços microligados, estabelece que é a fração volumétrica, mais do que o tamanho das partículas, o parâmetro que controla a quantidade de endurecimento.⁽¹²⁾ Assim, a precipitação interfásica não tão fina mas com grande fração volumétrica, que seria formada em temperaturas mais elevadas, poderia gerar um nível de endurecimento mais elevado, se comparado com uma pequena fração volumétrica de carbonitreto mais finos, que seriam formados em menores temperaturas de transformação.

4.4 Distribuição da Precipitação Interfásica

Baseado nos resultados apresentados, acredita-se que o entendimento do papel da precipitação interfásica como um mecanismo de endurecimento dos aços microligados recai sobre uma explicação adequada da sua distribuição não ser uniforme. Em termos gerais, a precipitação interfásica pode ser representada por uma reação eutetóide a qual, nos aços ligados, pode tomar o lugar da reação perlítica dos aços-carbono.⁽¹⁴⁾ Assim, durante a transformação, a primeira parte de um novo grão ferrítico poderia ser “pró-eutetóide” sem precipitação interfásica, enquanto a parte final do mesmo grão poderia ser formada por uma reação eutetóide que incluiria a precipitação interfásica. Entretanto, desde que apenas os átomos de carbono têm que difundir para separar a ferrita pró-eutetóide da perlita nos aços-carbono, os átomos substitucionais dos microligantes devem também difundir para separar as regiões com e sem precipitação interfásica nos aços microligados. Este processo, denominado “partição” (*partitioning*), torna-se indubitavelmente mais difícil à medida que a temperatura

de transformação diminui. Nesse aspecto, as micrografias mostradas na Figura 5 são exemplos convincentes que um dado grão ferrítico não se divide simplesmente em uma região inicial isenta de partículas e uma outra região com precipitação interfásica formada mais tardiamente.

Assim sendo, é muito provável que as distribuições não uniformes de carbonitreto, formadas pela precipitação interfásica, sejam efetivamente controladas mais por fatores cinéticos do que termodinâmicos. Como exemplo, o decréscimo da taxa de crescimento da ferrita tem sido sugerido como a origem da mudança da ferrita pró-eutetóide inicialmente isenta de precipitação para a formação da ferrita acompanhada pela precipitação de carbonitreto em fileiras, observada nos últimos estágios da transformação isotérmica.⁽¹⁵⁾ Diversos modelos foram desenvolvidos no passado para descrever a cinética de reação da precipitação interfásica,⁽¹⁶⁾ mas nenhum deles considerou a possibilidade de existir barreiras locais as quais, por impedirem a precipitação, poderiam ser responsabilizadas pela distribuição não uniforme dos carbonitreto. Em princípio esses modelos podem ser divididos em dois grupos,⁽¹⁶⁾ de acordo com o mecanismo de transformação que foi assumido.

No primeiro grupo dos modelos de precipitação interfásica, a interface $\gamma-\alpha$ supostamente se movimenta pelo mecanismo de “degraus” (*ledge mechanism*),^(17,18) com os carbonitreto precipitando ao longo da interface de baixa energia e mobilidade, por vezes coerente mas sempre temporariamente imóvel. Neste caso, a presença ou ausência da precipitação interfásica em uma dada região poderia ser determinada pela orientação cristalográfica da interface, que pode variar dependendo da direção do crescimento da ferrita localmente. No segundo grupo, a taxa de transformação supostamente é controlada por um mecanismo de difusão.^(16,19) Assim, o enriquecimento de carbono em torno da interface $\gamma-\alpha$ em movimento bem como a segregação de elementos de microliga nessa região foi considerada capaz de retardar a movimentação da interface de transformação, até que a precipitação pudesse ocorrer. Neste caso, a precipitação interfásica deveria depender da composição química local, com particular ênfase sobre o estado local da segregação que pode ter sido herdada do processamento termomecânico da austenita. Qualquer

que sejam os mecanismos de transformação e precipitação envolvidos, um controle mais eficaz do endurecimento causado pelos carbonitretos pode depender da descoberta da natureza de tais barreiras locais, as quais permitem que a precipitação interfásica tenha ocorrido em certas regiões mas não em outras.

5 CONCLUSÕES

A utilização de medidas de microdureza feitas individualmente em grãos de ferrita, com o propósito de avaliar o efeito da precipitação interfásica sobre a resistência mecânica de tiras a quente comerciais, aparenta ser mais complicada que antecipado previamente. A presente investigação permite formular as seguintes conclusões:

- Das seis tiras a quente comerciais analisadas, apenas duas apresentaram clara evidência de um segundo pico de dureza.
- A precipitação interfásica mostrou ser

heterogênea não apenas entre grãos (alguns com e outros sem precipitação interfásica), mas também dentro de um mesmo grão de ferrita. Isto significa que a contribuição dessa precipitação para o aumento de resistência mecânica é altamente variável e, assim sendo, permanece indefinida.

- Embora o segundo pico de endurecimento tenha aparecido nos aços com microadições mais elevadas, esses também foram os únicos aços onde se pode observar que a precipitação interfásica tenha ocorrido em toda a extensão de alguns dos grãos de ferrita vistos por microscopia eletrônica de transmissão.
- A tentativa de quantificar o efeito endurecedor da precipitação interfásica unicamente através de medidas experimentais permanece elusiva, porque ainda há a necessidade de se obterem dados estatísticos das distribuições de carbonitretos por microscopia eletrônica de transmissão.

Agradecimentos

Os autores agradecem à FAPESP, pelo apoio financeiro, assim como a CAPES (JG e EVM), FAPESP (SSC) e CNPq (HJK) pelas bolsas concedidas.

REFERÊNCIAS

1. GLADMAN, T. **The physical metallurgy of microalloyed steels**. London: The Institute of Materials, 1997. p. 48.
2. FREEMAN, S.; HONEYCOMBE, R.W.K. Strengthening of titanium steels by carbide precipitation. **Metal Science**, v. 11, n. 1, p. 50-64, Feb. 1977.
3. BRITO, R. M.; KESTENBACH, H.-J. On the dispersion hardening potential of interphase precipitation in microalloyed niobium steel. **Journal of Materials Science**, v. 16, n. 5, p. 1257-1263., May 1981.
4. MORRISON, W. B. The influence of small niobium additions on the properties of carbon-manganese steels. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 201, n. 4, p. 317-325, Apr. 1963.
5. CAMPOS, S. S.; MORALES, E. V.; KESTENBACH, H.-J. A quantitative study of interphase precipitation in a commercial microalloyed steel. **Materials Science Forum**, v. 426-432, p. 1517-1522, 2003.
6. OLIVER, W. C.; PHARR, G. M. An improved technique for determining hardness and elastic-modulus using load and displacement sensing indentation experiments. **Journal of Materials Research**, v. 7, p. 1564-1583, Jun. 1992.
7. DAVENPORT, A. T.; BROSSARD, L. C.; MINER, R. E. Precipitation in microalloyed high-strength low-alloy steels. **Journal of Metals**, v. 27, n. 6, p. 21-27, Jun. 1975.
8. ITMAN, A.; CARDOSO, K. R.; KESTENBACH, H.-J. Quantitative study of carbonitride precipitation in niobium and titanium microalloyed hot strip steel. **Materials Science and Technology**, v. 13, n. 1, p. 49-55, Jan. 1997.
9. PICKERING, F. B. **Physical metallurgy and the design of steel**. London: Applied Science Publishers, 1978. p. 63.
10. CAMPOS, S. S.; GALLEGU, J.; MORALES, E. V.; KESTENBACH, H.-J. Compositional effects in commercial microalloyed hot strip steels. In: HSLA Steels '2000, Beijing. **Anais...** Beijing: Liu, G.; Wang, F.; Wang, Z.; Zhang, H., 2000. p. 629-634.
11. CAMPOS, S. S.; MORALES, E.V.; KESTENBACH, H.-J. On strengthening mechanisms in commercial Nb-Ti hot strip steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 32A, n. 5, p. 1245-1248, May 2001.
12. GALLEGU, J.; KESTENBACH, H.-J. On dispersion hardening of microalloyed hot strip steels by carbonitride precipitation in austenite. **Scripta Materialia**, v. 44, n. 5, p. 791-796, Mar 2001.
13. DAVENPORT, A. T.; HONEYCOMBE, R. W. K. Precipitation of carbides at gamma-alpha boundaries in alloy steels. **Proceedings of The Royal Society London A**, v. 322, p. 191-205, 1971.

14. OBARA, T.; SHIFLET, G. J.; AARONSON, H. I. Influence of interfacial structure upon carbide precipitation at austenite-ferrite boundaries in an Fe-C-Mo alloy. **Metallurgical Transactions A**, v. 14A, n. 6, p. 1159-1167, Jun. 1983.
15. SAKUMA, T.; HONEYCOMBE, R. W. K. Microstructures of isothermally transformed Fe-Nb-C alloys. **Metal Science**, v. 18, n. 9, p. 449-454, Sep. 1984.
16. LI, P.; TODD, J. A. Application of a new model to the interphase precipitation reaction in vanadium steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 19A, n. 10, p. 2139-2151, Oct. 1988.
17. HONEYCOMBE, R. W. K. Transformation from austenite in alloy steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 7A, n. 7, p. 915-936, Jul. 1976.
18. RICKS, R. A.; HOWELL, P. R. The formation of discrete precipitate dispersions on mobile interphase boundaries in iron-base alloys. **Acta Metallurgica**, v. 31, n. 6, p. 853-861, Jun. 1983.
19. EDMONDS, D.V. Occurrence of fibrous vanadium carbide during transformation of an Fe-V-C steel. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 210, n. 5, p. 363-365, May 1972.

Recebido em: 04/02/05

Aceito em: 09/09/05

Proveniente de: CONGRESSO ANUAL DA ABM - INTERNACIONAL, 59., 2004, São Paulo - SP. São Paulo : ABM, 2004.