

# MECANISMOS DE ENDURECIMENTO EM AÇO MICROLIGADO Nb-Ti-V

Vinicius Lopes Vieira Martins <sup>1</sup>

Felipe Pereira Vasconcelos <sup>1</sup>

Juno Gallego <sup>2</sup>

## Resumo

A elevada resistência mecânica e tenacidade dos aços microligados são resultantes da otimização dos diferentes mecanismos de endurecimento atuantes na liga. No presente trabalho a interação entre a microestrutura e o limite de escoamento de um aço comercial com baixo carbono e multimicroligado foi investigada. Amostras na condição laminada foram observadas por microscopia óptica e MET, quando parâmetros microestruturais que afetam a resistência mecânica - tais como tamanho de grão da ferrita, densidade de discordâncias e precipitação de carbonitretos - foram determinados. O incremento de resistência mecânica obtido com cada um dos mecanismos avaliados foi estimado com a aplicação de modelos empíricos coletados na literatura. O refino do grão ferrítico foi considerado o mecanismo de endurecimento mais efetivo. A precipitação de carbonitretos na austenita e durante a transformação de fase austenita-ferrita (precipitação interfásica) também contribuíram com o aumento de resistência mecânica. Verificou-se que o limite de escoamento estimado pelo efeito cumulativo das diferentes contribuições analisadas foi bastante aproximado ao limite de escoamento determinado experimentalmente.

**Palavras-chave:** Aço microligado; Microestrutura; Mecanismos de endurecimento; Microscopia eletrônica de transmissão.

## STRENGTHENING MECHANISMS IN Nb-Ti-V MICROALLOYED STEEL

### Abstract

Yield strength of Nb-Ti-V microalloyed steel has been investigated as a function of its microstructure obtained after industrial rolling on a hot strip mill. Optical (OM) and transmission electron microscopy (TEM) were used to reveal the ferrite grain structure, fine carbonitride precipitation and dislocation substructures. It was found that the effects of solid solution and grain size hardening were not sufficient to justify the results of tensile testing. Additional strengthening was attributed to carbonitride precipitation in austenite, interphase precipitation during transformation, and the formation of dislocations. All contributions of these microstructural features on mechanical property were estimated from empirical models available from literature. A global effect of both austenite and interphase carbonitride precipitation hardening was proposed. It was verified that yield strength calculated from cumulative effect of different strengthening mechanisms has presented good fitting with experimental tensile test.

**Keywords:** Microalloyed steel; Microstructure; Strengthening mechanisms; Transmission electron microscopy.

## I INTRODUÇÃO

As propriedades mecânicas dos aços microligados são resultantes da interação entre os diferentes mecanismos de endurecimento envolvidos. O refino de grão ferrítico é favorecido pela precipitação de carbonitretos durante o processamento termomecânico industrial [1-3]. O endurecimento por precipitação é um mecanismo extensivamente explorado nesses materiais, no qual

as partículas bloqueiam, total ou parcialmente, a movimentação de discordâncias. Deste modo, esperam-se significativos aumentos de resistência mecânica com a formação de carbonitretos durante ou após a transformação da austenita para ferrita [4]. Há décadas, modelos empíricos têm sido desenvolvidos com o propósito de quantificar o efeito causado por diversos parâmetros

<sup>1</sup>Graduandos em Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista – UNESP, Membros do MAPROTEC, Ilha Solteira, SP, Brasil.

E-mail: vlvmartins.93@gmail.com; fp\_vasconcelos@hotmail.com

<sup>2</sup>Engenheiro Mecânico, Doutor em Engenharia de Materiais, Professor Adjunto, MAPROTEC, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista – UNESP, Ilha Solteira, SP, Brasil. E-mail: gallego@dem.feis.unesp.br

metalúrgicos sobre as propriedades mecânicas dos aços. Pickering [5] estabeleceu uma relação entre a adição dos elementos de liga e o tamanho de grão ferrítico  $d$  sobre o limite de escoamento “básico” ( $\Delta\sigma_0$ ) de aços com baixo-carbono, que poderia ser calculado por:

$$\Delta\sigma_0 = 53,9 + 32,3 \cdot \text{Mn} + 83,2 \cdot \text{Si} + \frac{17,4}{\sqrt{d}} \quad (1)$$

na qual  $\Delta\sigma_0$  é expresso em MPa; Mn e Si correspondem à porcentagem em peso dos elementos e  $d$  deve ser usado em milímetros. Para aços com médio teor de carbono outra equação empírica, que considera a fração volumétrica e espaçamento interlamelar da perlita, seria mais adequada [5].

O modelo de Orowan-Ashby [6] calcula o bloqueio causado por dispersões de partículas incoerentes e de tamanho médio  $D$  [nm] sobre a movimentação das discordâncias. O incremento de resistência  $\Delta\sigma_p$ , expresso em MPa, pode ser estimado por:

$$\Delta\sigma_p = 10800 \cdot \frac{\sqrt{f_v}}{D} \cdot \ln(1,63 \cdot D) \quad (2)$$

na qual  $f_v$  é a fração volumétrica dos carbonitreto. A contribuição das discordâncias  $\Delta\sigma_d$  [MPa] sobre o limite de escoamento dos aços microligados pode ser calculado por meio da expressão [7]:

$$\Delta\sigma_d = 8 \cdot 10^{-4} \cdot \sqrt{\rho} \quad (3)$$

Na Equação 3 a densidade de discordâncias  $\rho$  é expressa em  $\text{cm}^{-2}$ .

No presente trabalho fez-se a determinação quantitativa dos mecanismos de endurecimento em um aço comercial, laminado como tira a quente e microligado com nióbio, titânio e vanádio. As amostras foram observadas por microscopia ótica e microscopia eletrônica de transmissão visando a obtenção dos parâmetros microestruturais. Deste modo a estrutura ferrítica, a origem e o tamanho dos carbonitreto e a densidade de discordâncias foram investigados experimentalmente e os seus efeitos sobre o limite de escoamento são apresentados e discutidos no texto.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

O aço microligado utilizado neste trabalho foi fabricado pelo processamento industrial empregado para tiras a quente, uma classe de aços geralmente aplicada na construção de componentes estruturais de elevada resistência

meccânica e tenacidade para as indústrias automobilísticas e petroquímicas. A composição química e o limite de escoamento (LE) do material estão apresentados na Tabela 1.

Os mecanismos de endurecimento atuantes no aço microligado foram investigados na condição de recebimento (laminada), em peças com 3,2mm de espessura. A preparação de amostras para análise por microscopia ótica seguiu o procedimento tradicional, que consistiu no desbaste das peças manualmente até a lixa #1200 e polimento mecânico final com alumina  $0,3 \mu\text{m}$  em suspensão aquosa. A observação da microestrutura das amostras foi realizada no meio da espessura da chapa, após ataque metalográfico com nital 2%, com auxílio de um microscópio metalográfico Neophot 21. Técnicas de metalografia quantitativa foram aplicadas para a determinação do tamanho de grão ferrítico e da fração volumétrica da perlita. Para as medidas do tamanho de grão da ferrita foi empregado o procedimento estabelecido pela norma ASTM E112 [8] (método do intercepto linear médio), sendo empregadas micrografias óticas ampliadas em 1000 vezes das três seções da chapa. A estimativa da fração volumétrica de perlita foi feita pela contagem de pontos de uma grade padrão, conforme a norma ASTM E562 [9]. Para fins estatísticos foi estipulado um limite de confiança de 95% para todos os parâmetros microestruturais determinados.

Discordâncias e a precipitação de carbonitreto foram observadas em amostras de lâminas finas por meio de um microscópio eletrônico de transmissão (MET) Philips CM120, operado a 120 kV. Discos finos cortados de cilindros usinados com 3 mm de diâmetro, seguindo-se cuidadoso lixamento até serem conseguidas espessuras próximas a  $50 \mu\text{m}$ . Áreas finas para o feixe de elétrons foram obtidas com o polimento eletrolítico dos discos, usando eletrólito a base de ácido crômico resfriado a  $16^\circ\text{C}$  sob potencial de 50 volts em equipamento específico (Struers Tenupol 3) [10]. Para fins estatísticos foram empregadas, no mínimo, 10 áreas distintas em 3 amostras. A densidade de discordâncias ( $\rho$ ) na ferrita foi determinada pela técnica descrita por Ham [11] na qual foi feita a contagem do número de interseções entre linhas-teste e as discordâncias existentes na micrografia. A precipitação de carbonitreto foi caracterizada por difração de elétrons, técnica que permitiu determinar se as partículas observadas haviam sido nucleadas na austenita ou durante a transformação de fase austenita-ferrita [12]. Com micrografias tiradas tanto em campo claro como em campo escuro foi também possível determinar o tamanho e a fração volumétrica dos carbonitreto, sendo a espessura das amostras estimada pela técnica de contagem de franjas [13].

**Tabela 1.** Composição química (% peso) e limite de escoamento do aço

C	Mn	Si	Nb	Ti	V	N	LE [MPa]
0,137	1,380	0,250	0,041	0,044	0,031	0,008	600

A densidade de partículas por unidade de volume  $N_v$  foi calculada por [14] (Equação 4):

$$N_v = \frac{N}{A \cdot (D + t)} \quad (4)$$

Sendo  $N$  o número de partículas com diâmetro médio  $D$  que foram observadas sobre a área projetada  $A$  da amostra com espessura  $t$ . A fração volumétrica dos carbonitretos  $f_v$  foi determinada por [14] (Equação 5):

$$f_v = \frac{\pi}{6} \cdot N_v \cdot D^3 \quad (5)$$

A análise por difração de elétrons em área selecionada (SAED) foi realizada a partir de difratogramas obtidos com feixe acelerado a 120 kV ( $\lambda = 3,35$  pm) e constante de câmera aferida ( $\lambda L = 3640$  pm.mm) [15].

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Efeito da Composição Química e da Microestrutura

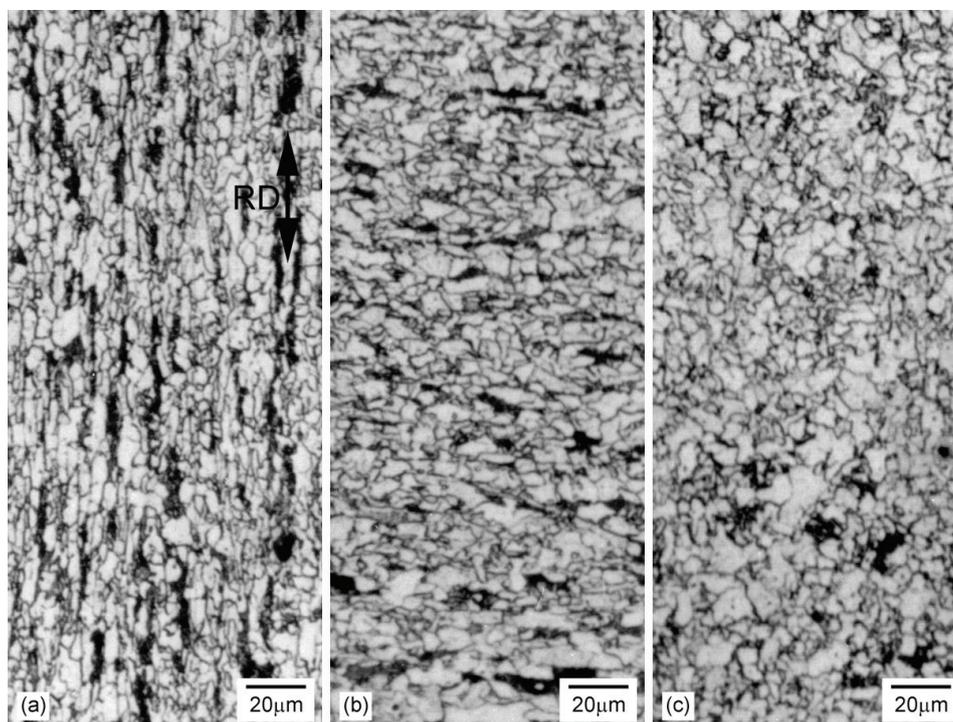
O processamento industrial realizado no aço microaligado favoreceu a formação de uma microestrutura constituída preponderantemente por ferrita poligonal e pouca perlita, como pode ser observada nas micrografias da Figura 1. O tamanho médio do grão ferrítico ( $d$ )

foi estimado em  $3,8 \pm 1,0 \mu\text{m}$ , sendo a fração volumétrica de perlita correspondente a 12,5%. Aplicando estes resultados na Equação 1, juntamente com a composição química apresentada na Tabela 1, obtém-se que a contribuição  $\Delta\sigma_0$  na tira a quente corresponde a 402 MPa (67% do limite de escoamento experimental).

#### 3.2 Precipitação de Carbonitretos

Partículas grosseiras poligonais com coloração brilhante, visíveis por microscopia ótica e morfológicamente semelhantes aos carbonitretos eutéticos reportados na literatura [16], foram observados em todas as amostras da tira a quente. A existência destas partículas foi associada à presença de titânio e nitrogênio no aço. Desta forma, a formação de carbonitretos eutéticos grosseiros consumiu uma parcela dos microligantes adicionados. Análises realizadas por espectrometria de energia dispersiva (EDS) mostraram que a composição química era complexa (Ti-Nb) [10], mas que o vanádio não participou de maneira significativa da sua formação, de forma que este microligante estaria disponível para uma precipitação mais fina.

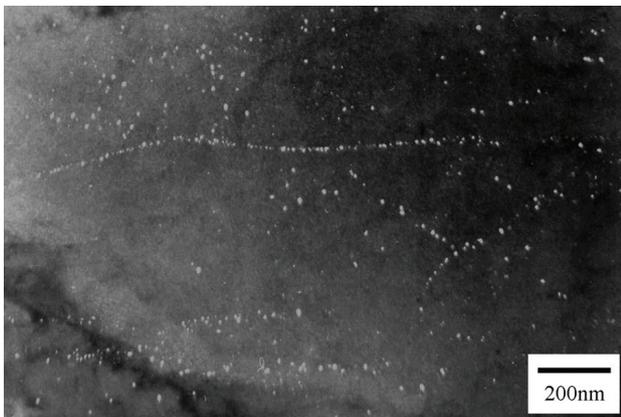
A observação de lâminas finas por microscopia eletrônica de transmissão permitiu identificar carbonitretos que foram precipitados na austenita e também aqueles que foram formados durante a transformação da austenita para a ferrita (precipitação interfásica). Não foi observada a presença de partículas nucleadas na ferrita, o que seria confirmado se os carbonitretos apresentassem



**Figura 1.** Microestrutura do aço Nb-Ti-V após processamento industrial para tiras a quente. Micrografias óticas da seção longitudinal em (a), transversal em (b) e normal em (c). Ataque: nital 2%. A direção de laminação (RD) é indicada em (a). Ampliação nominal 500 vezes.

as três variantes de Baker-Nutting [17] na área analisada por difração de elétrons. Resultados semelhantes também foram reportados por Jian e sua equipe [18] e por Kestenbach *et al.* [19].

A formação de carbonitreto na austenita mostrou ter ocorrido sobre sítios preferenciais gerados durante o processamento termomecânico. Partículas mais grossas e esparsas, com tamanhos típicos entre 8 a 12 nm, provavelmente tenham sido nucleadas sobre os contornos de grão austeníticos durante a laminação de desbaste que ocorre em temperatura muito elevada. A laminação de acabamento promoveu uma intensa precipitação de carbonitreto ricos em nióbio sobre os contornos de subgrão da austenita, delineando-os como mostram os exemplos da Figura 2. Os subgrãos não apresentam precipitação em seu interior, uma evidência da notória falta de substratos (discordâncias) nessa região. A deformação da austenita durante os passes de acabamento favoreceu o achatamento dos subgrãos formados, muitos dos quais mostraram alinhamento com a direção de laminação. A evidência da precipitação de carbonitreto na austenita, provavelmente do tipo Nb(C,N) [20], sugere que não houve recristalização nesta etapa do processamento termomecânico, cujo efeito contribuiu favoravelmente ao refino do grão de ferrita observado [3]. A Tabela 2 sintetiza os resultados da análise quantitativa da precipitação de carbonitreto na austenita.



**Figura 2.** Micrografia MET em campo escuro gerada por difração de elétrons provenientes de carbonitreto formado sobre os antigos contornos de subgrão da austenita. Amostra em lâmina fina. Aumento nominal: 70.000 vezes.

**Tabela 2.** Precipitação de carbonitreto na austenita

Parâmetro	Resultado
Campos analisados ( $n$ )	14
Partículas observadas ( $N$ )	6486
Diâmetro médio das partículas ( $D$ ) [nm]	5,6
Densidade de partículas por unidade de volume ( $N_v$ ) [ $\mu\text{m}^{-3}$ ]	7114
Fração volumétrica das partículas ( $f_v$ )	$5,45 \cdot 10^{-4}$

A Figura 3 mostra partículas distribuídas em fileiras regulares, típicas da precipitação interfásica. Este modo de precipitação foi comprovado pela análise por difração de elétrons, pois os carbonitreto apresentavam apenas uma das três variantes de Baker-Nutting com a matriz [12]. Em algumas regiões também foi possível identificar a precipitação interfásica com uma distribuição aleatória. No aspecto qualitativo estas partículas mostraram morfologia bastante similar à observada na precipitação na austenita, embora o seu tamanho médio fosse um pouco menor, como pode ser constatado pelos resultados apresentados na Tabela 3. A análise do contraste das partículas em campo claro e escuro confirmou que os carbonitreto formados durante a precipitação interfásica eram incoerentes com a ferrita [21].

Devido às condições de processamento industrial e à sua maior solubilidade em relação ao titânio e ao nióbio, o vanádio foi provavelmente o microligante mais importante na precipitação interfásica. Embora não tenha sido determinada experimentalmente, é provável que a transformação de fase tenha ocorrido antes do bobinamento da tira a quente a  $670^\circ\text{C}$ , possibilitando o crescimento dos carbonitreto durante o lento resfriamento da bobina. Neste caso haveria um crescimento competitivo entre os carbonitreto formados anteriormente na austenita com aqueles que foram nucleados durante a transformação de fase. Tal comportamento, aliado a uma baixa quantidade de sítios preferenciais para nucleação, pode dar



**Figura 3.** Micrografia MET em campo escuro mostrando parte de um grão ferrítico com precipitação interfásica e discordâncias, mostrando os carbonitreto alinhados em fileiras. Amostra em lâmina fina. Aumento nominal: 140.000 vezes.

**Tabela 3.** Precipitação interfásica de carbonitreto

Parâmetro	Resultado
Campos analisados ( $n$ )	12
Partículas observadas ( $N$ )	4882
Diâmetro médio das partículas ( $D$ ) [nm]	3,9
Densidade de partículas por unidade de volume ( $N_v$ ) [ $\mu\text{m}^{-3}$ ]	17824
Fração volumétrica das partículas ( $f_v$ )	$5,17 \cdot 10^{-4}$

uma explicação plausível para a ausência da precipitação de carbonitreto na ferrita. Verificou-se também que este crescimento competitivo não inviabilizou a ocorrência dos dois modos de precipitação dos carbonitreto (austenita/interfásica) em um mesmo grão de ferrita [10].

Aplicando na Equação 2 os valores de tamanho e fração volumétrica das partículas obtidos com a precipitação na austenita e interfásica, Tabelas 2 e 3 respectivamente, pôde-se estimar em 100 MPa ( $\Delta\sigma_\gamma$ ) e 160 MPa ( $\Delta\sigma_{IF}$ ) as contribuições ao endurecimento da ferrita para cada modo de precipitação.

### 3.3 Endurecimento Causado por Discordâncias

Para a tira a quente, os valores de  $\rho$  nos grãos ferríticos variaram entre  $1,2$  a  $9,7 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ , sendo a densidade média estimada em  $5,0 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ . A micrografia da Figura 4 mostra uma típica distribuição de discordâncias nos grãos de ferrita observados por microscopia eletrônica de transmissão. Com a utilização da densidade de discordâncias no modelo de endurecimento proposto por Keh [7], Equação 3, foi calculado em 55 MPa o acréscimo  $\Delta\sigma_d$  proporcionado pelas discordâncias ao limite de escoamento do aço microligado Nb-Ti-V.

### 3.4 Efeito Combinado da Precipitação na Austenita e Interfásica sobre o Limite de Escoamento

A Tabela 4 apresenta as contribuições para cada um dos mecanismos de endurecimento destacados. Nela pode-se constatar que a participação da precipitação na austenita e interfásica é significativa mas, entretanto, a aplicação direta dos resultados levou a um valor superestimado do limite de escoamento. Esta discrepância foi atribuída ao efeito cumulativo do endurecimento causado pela precipitação. Pode-se imaginar que o endurecimento por precipitação seja fruto da interação entre os diferentes modos de formação. Uma discordância pode sofrer



**Figura 4.** Micrografia MET em campo claro mostrando discordâncias em grão de ferrita. Note as franjas de espessura no contorno de grão, muitas vezes usadas para determinação da espessura da lâmina fina no local. Aumento nominal: 35.000 vezes.

bloqueio à sua movimentação caso existam partículas com tamanho e número suficiente – independentemente da sua origem. Cabe destacar que o acréscimo de resistência conseguido pelo mecanismo de Orowan-Ashby está vinculado ao espaçamento entre as partículas no plano de deslizamento, em geral muito maior que o afastamento médio entre as partículas observadas por microscopia eletrônica de transmissão. A união dos dois grupos de partículas levaria as discordâncias a interagirem com uma dispersão de carbonitreto mais próximos entre si, cujo resultado seria correspondente ao efeito global da precipitação  $\Delta\sigma_g$  [10].

$$\Delta\sigma_g = \sqrt{\Delta\sigma_\gamma^2 + \Delta\sigma_{IF}^2} \quad (6)$$

Empregando a Equação 6 aos incrementos de resistência previstos para a precipitação na austenita e interfásica (Tabela 4), obtém-se aproximadamente 153 MPa para a contribuição “global” dos carbonitreto ao limite de escoamento.

### 3.5 Correlação entre os Mecanismos de Endurecimento e o Limite de Escoamento Experimental

O incremento de resistência proporcionado por cada um dos mecanismos de endurecimento foi enunciado na Tabela 4. Por meio dela constata-se que o limite de escoamento do aço Nb-Ti-V estaria superestimado em 73 MPa (+12%) se fosse considerado separadamente os efeitos da precipitação na austenita e interfásica. Entretanto, verifica-se um excelente ajuste entre os limites de escoamento calculado e o experimental se o endurecimento por precipitação “global” for adicionado às contribuições dos demais mecanismos, conforme estabelece a Equação 7. Neste caso o limite de escoamento calculado pelo efeito cumulativo seria de 610 MPa, uma diferença inferior a 2% do valor experimental do limite de escoamento:

$$LE = \Delta\sigma_o + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_g \quad (7)$$

**Tabela 4.** Contribuições estimadas ao aumento do limite de escoamento

Mecanismo de Endurecimento	Incremento [MPa]
Contribuição dada pelo endurecimento “básico” ( $\Delta\sigma_o$ )	402
Contribuição dada pela precipitação interfásica ( $\Delta\sigma_{IF}$ )	116
Contribuição dada pela precipitação na austenita ( $\Delta\sigma_\gamma$ )	100
Contribuição dada pelas discordâncias ( $\Delta\sigma_d$ )	55
Efeito acumulado das contribuições ( $\Sigma \Delta\sigma$ )	673
Limite de escoamento experimental	600

Jian, Fuyu e Wenchong [18] concluíram em aços microligados ao nióbio que a interação entre o endurecimento por precipitação e as discordâncias poderia ser expressa pela média geométrica entre os efeitos. Este comportamento não se ajustou bem aos resultados experimentais apresentados neste trabalho. Tais evidências sugerem que a interação entre os diferentes mecanismos de endurecimento é complexa e estudos mais aprofundados deverão ainda ser realizados, objetivando interpretar a interação entre os mecanismos de endurecimento envolvidos com o limite de escoamento dos aços microligados processados industrialmente.

#### 4 CONCLUSÕES

O refino de grão da ferrita foi considerado o mecanismo de endurecimento mais efetivo no aço microligado Nb-Ti-V processado como tira a quente. Um reduzido tamanho de grão ferrítico foi obtido pela não recristalização da austenita durante o processamento termomecânico. Os estudos por microscopia eletrônica de transmissão

identificaram somente precipitação de carbonitretos na austenita e durante a transformação de fase (interfásica). O endurecimento por precipitação mostrou ser resultante de um efeito combinado entre a formação de carbonitretos na austenita e a precipitação interfásica, o qual pode ser determinado matematicamente pela Equação 6. A determinação do limite de escoamento a partir das contribuições de cada mecanismo de endurecimento mostrou ser complexa, dado o sinergismo observado entre os mesmos.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem a FAPESP, ao CNPq e a FUNDUNESP pelos auxílios concedidos para o desenvolvimento deste trabalho, ao Professor Hans-Jürgen Kestenbach pelo apoio prestado, ao Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE/DEMa/UFSCar) pelo uso do microscópio eletrônico de transmissão e à USIMINAS – Cubatão, que gentilmente cedeu o aço usado neste trabalho.

#### REFERÊNCIAS

- 1 Lu J, Omotoso O, Wiskel JB, Ivey DG, Henein H. Strengthening mechanisms and their relative contributions to the yield strength of microalloyed steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2012;43A:3043-3061.
- 2 Mao X, Huo X, Sun X, Chai Y. Strengthening mechanisms of a new 700MPa hot rolled Ti-microalloyed steel produced by compact strip production. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010;210(12):1660-1666. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.05.018>
- 3 DeArdo AJ. Metallurgical basis for thermomechanical processing of microalloyed steels. *Ironmaking and Steelmaking*. 2001;28(2):138-144. <http://dx.doi.org/10.1179/030192301678055>
- 4 Honeycombe RWK. Carbide precipitation in HSLA steels. Chicago: Proc. Microalloyed HSLA Steels; 1988.
- 5 Pickering FB. Physical metallurgy and the design of steels. Londres: Applied Science Publishers; 1978.
- 6 Gladman T. The physical metallurgy of microalloyed steels. Londres: The Institute of Materials; 1997.
- 7 Keh AS. Work hardening and deformation sub-structure in iron single crystals in tension at 298K. *Philosophical Magazine*. 1965;12(115):9-30. <http://dx.doi.org/10.1080/14786436508224942>
- 8 American Society for Testing and Materials. ASTM E112-12: standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken; 2012.
- 9 American Society for Testing and Materials. ASTM E562-11: standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken; 2011.
- 10 Gallego J. Investigação por microscopia eletrônica de transmissão do endurecimento por precipita o de carbonitretos em a os comerciais microligados ao vanádio [disserta o de mestrado]. S o Carlos: Universidade Federal de São Carlos 2003.
- 11 Ham RK. The determination of dislocation densities in thin films. *Philosophical Magazine*. 1961;6(69):1183-1184. <http://dx.doi.org/10.1080/14786436108239679>
- 12 Davenport AT, Honeycombe RWK. Precipitation of carbides at gamma-alpha boundaries in alloy steels. *Proceedings of the Royal Society A*. 1971;322(1549):191-205. <http://dx.doi.org/10.1098/rspa.1971.0063>
- 13 Kestenbach HJ, Morales EV. Transmission electron microscopy of carbonitride precipitation in microalloyed steels. *Acta Microscopica*. 1998;7(1):22-33.
- 14 Underwood EE. Practical solutions to stereological problems: practical applications of quantitative metallography. Philadelphia: ASTM; 1984. p. 160-179. Special Technical Publication.
- 15 Williams DB, Carter CB. Transmission electron microscopy: a textbook for materials science. Nova York: Springer Science and Business Media; 2009.

- 16 Kestenbach HJ. Estudo metalográfico de carbonetos eutéticos em aços microligados ao Nióbio. In: Anais do IV Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais; 1980; Florianópolis, Brasil. 1980. p. 615-624.
- 17 Baker RG, Nutting J. The tempering of a Cr-Mo-V-W and a Mo-V steel. Iron and Steel Institute Special Report. 1959;(64):1-22.
- 18 Jian L, Fuyu S, Wenchong X. On the evaluation of yield strength for microalloyed steels. Scripta Metallurgica et Materialia. 1990;24(7):1393-1398. [http://dx.doi.org/10.1016/0956-716X\(90\)90362-K](http://dx.doi.org/10.1016/0956-716X(90)90362-K)
- 19 Kestenbach HJ, Campos SS, Gallego J, Morales EV. Discussion of Precipitation Behavior and its Effect on Strengthening of an HSLA-Nb/Ti Steel. Metallurgical and Materials Transactions A. 2003;34A(4):1013-1017. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-003-0231-9>
- 20 Hong SG, Kang KB, Park CG. Strain-induced precipitation of NbC in Nb and Ti-Nb microalloyed HSLA steels. Scripta Materialia. 2002;46(2):163-168. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01214-3](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01214-3)
- 21 Morales EV, Gallego J, Kestenbach HJ. On coherent carbonitride precipitation in commercial microalloyed steels. Philosophical Magazine Letters. 2003;83(2):79-87. <http://dx.doi.org/10.1080/0950083021000056632>

Recebido em: 13 Nov. 2013

Aceito em: 05 Jun. 2014