

MODELO MATEMÁTICO DE DECOMPOSIÇÃO DA AUSTENITA EM AÇO MICROLIGADO AO Nb-V-Ti APÓS LAMINAÇÃO EM TIRAS A QUENTE¹

Antônio Adel dos Santos²
Adirceu de Melo Pereira³
Ronaldo Barbosa⁴

Resumo

Utilizando-se uma equação do tipo Avrami, conjugada com a regra da aditividade, foi modelada a cinética da decomposição da austenita em um aço microligado ao Nb-V-Ti, tendo como constituintes finais ferrita e perlita. A base de dados para o modelo foi levantada em ensaios no simulador Gleeble 3500, em condições próximas das existentes no processo de laminação de tiras a quente. O modelo prevê a cinética de transformação em função das condições de processo, deformações acima e abaixo da temperatura de não-recristalização, taxa de resfriamento e temperatura de bobinamento. Propôs-se que a cinética global de decomposição da austenita seja controlada por saturação de sítios, e que o mecanismo difusional seja preponderante durante toda a transformação.

Palavras-chave: Cinética de transformação de fase; Modelo matemático; Resfriamento contínuo; Aço microligado.

MODELLING THE AUSTENITE DECOMPOSITION IN Nb-Ti-V MICROALLOYED STEEL AFTER HOT STRIP ROLLING

Abstract

The austenite decomposition into ferrite plus pearlite in a Nb microalloyed steel has been modeled by using the Avrami equation associated with the additivity rule. In order to develop the model experiments in a Gleeble 3500 thermomechanical simulator were carried out, under similar conditions as those found in the steel strip hot rolling. The overall austenite decomposition is predicted by the model which takes into account process variables, such as deformations above and below the no-recrystallization temperature, cooling rate and coiling temperature. It was proposed that austenite decomposition is controlled by early site saturation and that the transformation mechanism is the diffusional one.

Key words: Phase transformation kinetics, Mathematical model; Continuous cooling; Microalloyed steel.

¹ Contribuição técnica ao 45° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 21 a 24 de outubro de 2008, Ipojuca - Porto de Galinhas - PE

² Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, Dr., CQE/ASQ, Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

³ Membro da ABM; Técnico Metalurgista, Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

⁴ Membro da ABM; PhD, Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais; Belo Horizonte, MG.

1 INTRODUÇÃO

Após o último passe de deformação na laminação de tiras a quente, a microestrutura dos aços é, usualmente, constituída de austenita, a qual se decompõe nos constituintes finais do aço na etapa de resfriamento subsequente. Esta transformação reveste-se de grande importância no que se refere ao controle das propriedades mecânicas, e ainda, no caso de resfriamento forçado, tem um efeito indireto no controle do processo, pois é uma reação exotérmica, que afeta a transferência de calor entre o material laminado e o meio. O modelamento matemático desta reação é importante, pois permite prever a influência de variáveis de processo no curso da reação e sobre a microestrutura final, e indiretamente sobre as propriedades finais.

No modelamento da transformação da austenita, a temperatura de início de formação da ferrita, A_{r3} , é o primeiro parâmetro tratado e que, para o aço em estudo, foi apresentada em outro trabalho.⁽¹⁾ A etapa seguinte é o modelamento da cinética da decomposição da austenita, objeto do presente estudo.

Existem numerosos trabalhos de literatura voltados para modelar a cinética de transformação da austenita, empregando-se diferentes métodos. Uma revisão sobre estes métodos é dada por Santos.⁽²⁾ As condições de análise variam desde a mais simples, representada pela transformação isotérmica da austenita em apenas um constituinte, até aquelas mais complicadas, como por exemplo, no resfriamento contínuo em taxas variadas e com a formação de vários constituintes. Avanços no conhecimento sobre os modelos de transformação de fase atual encontram-se no caso de formação da bainita, notadamente nos aços avançados de alta resistência, tais como bifásicos, *trip* e *complex phase*.

Existem muitos modelos propostos na literatura, e já consolidados, quando são formadas a ferrita poligonal, a perlita e a martensita, isoladamente ou em seqüência, na condição isotérmica ou em resfriamento contínuo a taxa constante. Contudo, na laminação de tiras quente de aços microligados ao Nb, existem evidências, também verificadas neste estudo, de que a transformação da austenita inicia-se na mesa de resfriamento após o laminador acabador e completa-se durante o bobinamento. Na mesa, a taxa de resfriamento é elevada, da ordem de 10°C/s a 30°C/s, enquanto que durante o bobinamento, esta taxa é muito baixa, de cerca de 0,05°C/s. Portanto, o modelamento da cinética de transformação, nestes aços, deve considerar estas duas distintas taxas de resfriamento. Surpreendentemente, dentre numerosos trabalhos encontrados na literatura não foi apresentada nenhuma formulação da cinética de transformação de aços microligados de alta resistência considerando-se duas ou mais taxas distintas.

2 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

2.1 Materiais e Ensaio Dilatométricos

O material base para este estudo foi um aço microligado ao Nb-V-Ti, (0,11%C-1,51%Mn-0,047%Nb-0,042%V-0,011%Ti) processado na Linha de Tiras a Quente da Usiminas. Foi retirada uma amostra do topo do esboço de laminação, cuja espessura era de 31,3 mm, antes da entrada do laminador acabador. Esta amostra foi resfriada rapidamente pela imersão em um tanque de água.

A partir desta amostra foram confeccionados corpos-de-prova cilíndricos maciços de 20 mm de comprimento por 10 mm de diâmetro, sendo seu comprimento paralelo à

direção de laminação. Os ensaios foram realizados no simulador Gleeble 3500 e consistiram da aplicação de ciclos termomecânicos, conforme figura 1, compreendendo encharque a 1.250°C/4 min, seguido de resfriamento e duas deformações por compressão, uma acima (ϵ_1) da temperatura não-recristalização (T_{nr}), e a outra (ϵ_2), abaixo desta temperatura. O resfriamento final foi conduzido em duas etapas, uma com alta taxa (TR) até a temperatura de bobinamento (T_b), e outra a baixa taxa, 0,05°C/s, esta durante um intervalo de tempo Δt . Durante o resfriamento foi feita a medição da variação dimensional do corpo-de-prova com um dilatômetro. O controle de temperatura do corpo-de-prova na Gleeble é feito por um termopar soldado em sua superfície, e o aquecimento ocorre por efeito Joule pela passagem de corrente elétrica. As variações de temperatura em torno do valor visado, ao longo do ciclo planejado, na posição do termopar, não ultrapassam 5°C. Os valores das variáveis de ensaio aplicados são dados na Tabela 1.

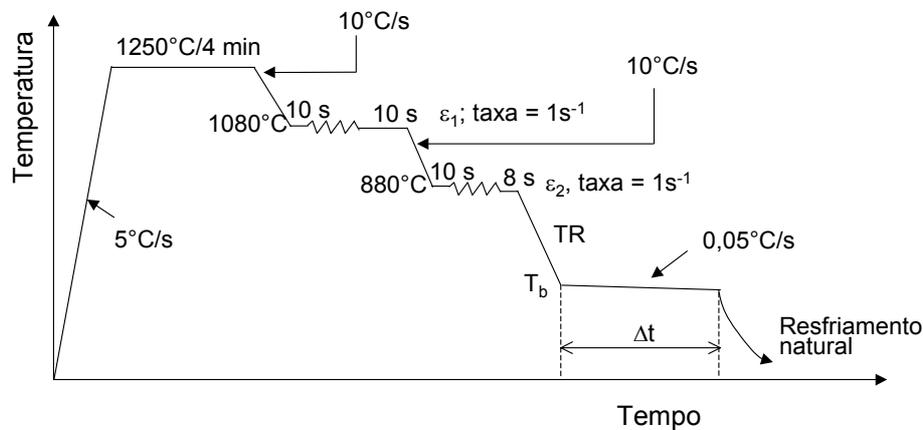


Figura 1. Representação esquemática do ciclo termomecânico aplicado nos ensaios.

Tabela 1. Valores das variáveis empregados nos ensaios.

ϵ_1	ϵ_2	TR (°C/s)	T_b (°C)	Δt (s)
0; 0,22; 0,36	0; 0,25; 0,36	0,5; 2; 5; 10	550; 575; 600; 625; 650	360; 400

3 MODELO DA CINÉTICA DE TRANSFORMAÇÃO

3.1 Resultados dos Ensaios Dilatométricos

Os resultados gerados na Gleeble permitem traçar gráficos do ciclo térmico real, das curvas tensão-deformação medidas e das curvas dilatométricas. Curvas de transformação foram obtidas pelo cálculo da fração transformada da austenita ao longo da temperatura ou do tempo. Para isso, foi aplicada a regra da alavanca.⁽²⁾ Na Figura 2 é mostrado um conjunto de curvas típicas obtidas, consistindo do ciclo térmico (destacando-se apenas a região de transformação), da curva dilatométrica e das curvas de transformação. Este ensaio foi realizado na condição: $\epsilon_1=0,25$; $\epsilon_2=0,22$, TR=5°C/s; $T_b=600^\circ\text{C}$; $\Delta t=400$ s. Estão indicadas nas Figuras 2-b e 2-c as temperaturas de início, A_{r3} , e de final de transformação, A_{r_f} . A transformação inicia-se a 708°C e até o bobinamento, a 600°C, a fração transformada da austenita atinge 0,46. A transformação se completa durante o bobinamento simulado, no resfriamento entre 600°C e 582°C, sendo o tempo total de transformação, t_f , de 364 s. Na curva da fração transformada em função da temperatura (Figura 2-c), nota-se perfeitamente o momento de transição da taxa de

resfriamento, porém isto não ocorre quando a função transformada é uma função do tempo (Figura 2-d).

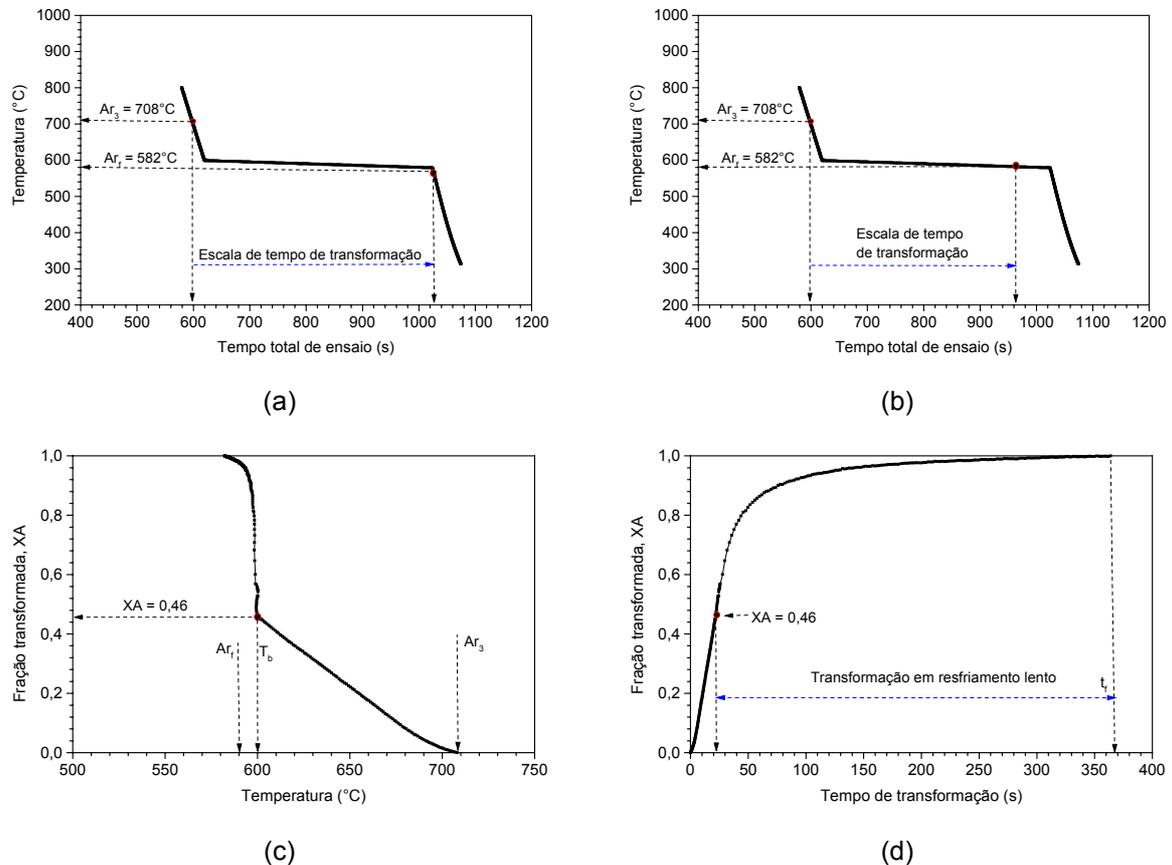


Figura 2. Curvas típicas de resultados dos ensaios, (a) e (b), e curvas de transformação calculadas (c), e (d).

As variáveis investigadas ε_1 , ε_2 , TR e T_b exercem efeitos significativos na cinética de transformação. Como exemplo destes efeitos, a Figura 3 mostra diversas curvas para uma mesma condição de ensaio, variando-se apenas TR. Taxas de resfriamento mais altas deslocam a transformação para temperaturas mais baixas (Figura 3-a). Um aspecto relevante é que quando colocada a fração transformada em função do tempo em escala logarítmica (Figura 3-b), as curvas sugerem um aspecto sigmoidal, típico das reações de nucleação e crescimento.

Vale ressaltar que a microestrutura formada nos corpos-de-prova ensaiados foi constituída basicamente de ferrita poligonal e perlita, contendo ainda pequenas quantidades de ferrita acicular e constituinte austenita-martensita.

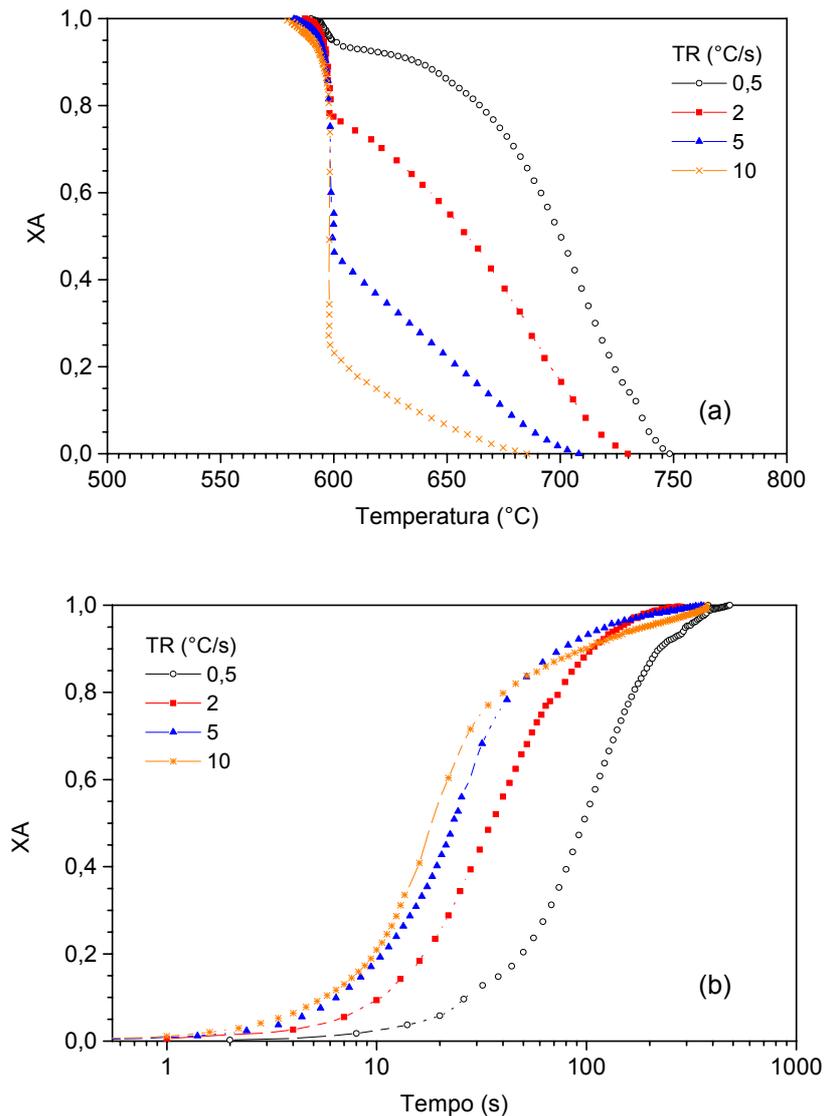


Figura 3. Influência da taxa de resfriamento na cinética de transformação.

3.2 Formulação do Modelo Teórico de Cinética

A cinética de transformação foi modelada empregando-se uma equação do tipo Avrami associada à regra da aditividade. Esta regra permite aplicar uma formulação proposta para transformação isotérmica a condições de resfriamento contínuo, e foi comprovada por experimentos laboratoriais.⁽³⁾ O aspecto novo deste trabalho, em relação às publicações da literatura, é que o regime de resfriamento foi não só contínuo, mas composto de duas taxas distintas.

A equação de Avrami é mostrada, de forma genérica, na equação (1), onde: X é a fração transformada; t é o tempo decorrido na transformação; n é normalmente adotado como constante ao longo da transformação; b é um parâmetro dependente da temperatura. Se for modelada a formação de apenas um constituinte, o valor da fração X precisa ser normalizado para 1, o que é feito dividindo-se X pela fração de equilíbrio do constituinte. Neste trabalho foi modelada a cinética de decomposição global da austenita, cuja fração varia entre 0 e 1. Portanto, não precisa ser feita a normalização, de forma que $XA=X$.

$$X = 1 - \exp(-bt^n) \quad (1)$$

No modelamento realizado, b foi dado pela expressão (2), conforme proposição de Militzer, Hawbolt e Meadowcroft,⁽⁴⁾ sendo A e B parâmetros constantes ao longo da transformação, mas dependentes das condições de processo. ΔT é o super-resfriamento abaixo da temperatura de equilíbrio Ae_3 .

$$b = \exp(A\Delta T + B) \quad (2)$$

A aplicação da equação de Avrami associada à regra da aditividade é realizada como mostrado a seguir. Seja s o número de pontos da curva de transformação obtida, caracterizada pelos valores de temperatura, T, tempo, t, e fração transformada total, X. Num ponto i da transformação (T_i, t_i, X_i), o tempo que seria necessário para a transformação evoluir, em condições isotérmicas, até a fração X_i , é dado pela equação (3). Esse tempo é chamado tempo virtual, t_v , uma vez que a transformação efetivamente não é isotérmica.

$$t_{v_i} = \left[\frac{1}{b(T_i)} \ln \left(\frac{1}{1 - X_i} \right) \right]^{1/n} \quad (3)$$

O termo $b(T_i)$, para cada instante, é dado pela equação (4).

$$b(T_i) = \exp[A(Ae_3 - T_i) + B] \quad (4)$$

O incremento de tempo, Δt_i , para o próximo ponto da transformação i+1 é dado pela equação (5).

$$\Delta t_i = t_{i+1} - t_i \quad (5)$$

No tempo i+1, esse incremento é adicionado ao tempo virtual t_{v_i} , calculando-se a nova fração transformada pela equação (6).

$$X_{i+1} = 1 - \exp \left[-b(T_{i+1})(t_{v_i} + \Delta t_v)^n \right] \quad (6)$$

A aplicação sucessiva das equações de (3) a (6) ao longo do percurso da transformação (número de pontos s) permite o cálculo da curva de transformação em resfriamento contínuo, desde que A, B e n sejam conhecidos. A questão do modelamento da cinética, então, é determinar tais parâmetros em função das condições de processo. Para isso, numa primeira etapa A, B e n são obtidos para cada condição de ensaio. Posteriormente, relacionam-se matematicamente os valores obtidos às condições de processo.

3.3 Obtenção dos Parâmetros do Modelo

Foi desenvolvida uma rotina computacional para determinação dos parâmetros A e B, para cada curva de transformação, utilizando-se um método de minimização dos

resíduos quadrados entre as frações transformadas determinadas pela regra da alavanca e aquelas calculadas pelo modelo. Foi colocada a opção de entrada nesta rotina para o parâmetro n variar continuamente, ao longo da transformação, desde 1 até qualquer valor entre 0,1 e 1,9. Evidentemente, esta opção cobre a maioria de possibilidades encontradas na literatura para n , inclusive a usada por Lee et alii⁽⁵⁾, onde n variou continuamente de 1 a 0,5. Também, cobre a forma mais simples de n , que é um valor constante e igual a 1. Os outros dados de entrada da rotina estão numa matriz com o tempo, temperatura e fração transformada. Com essa rotina, foi realizado um grande número de simulações da cinética para todos os ensaios, utilizando-se estas diferentes formas de variação de n .

Uma análise global das simulações, com n variando ao longo da transformação, indicou que, na maioria dos ensaios, a determinação de A e B na condição $n=1$ em toda a transformação, forneceu o melhor ajuste, isto é, a menor variância residual. A aproximação entre as curvas de transformação calculadas e medidas foi satisfatória, como mostra, a título de exemplo, a Figura 4, relativa ao ensaio com $\varepsilon_1 = 0,25$; $\varepsilon_2 = 0,22$ e $TR = 5^\circ\text{C/s}$.

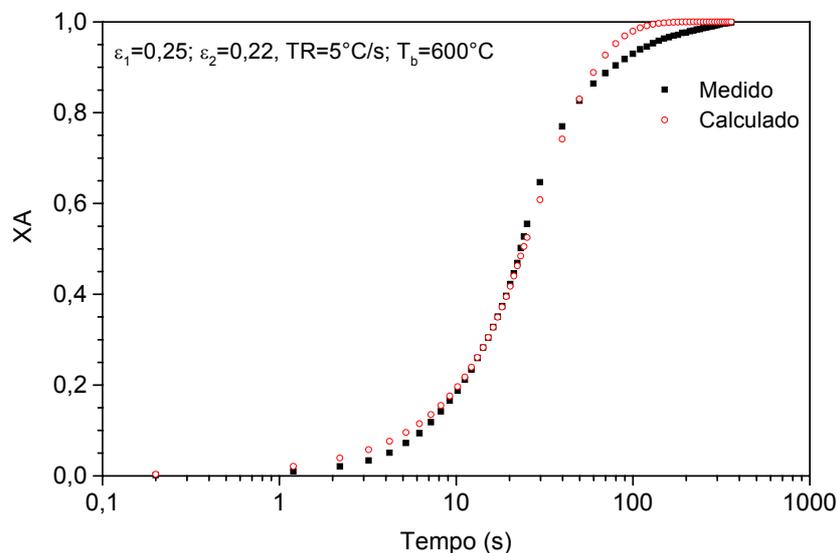


Figura 4. Cinética de transformação calculada e medida para o ensaio da figura 3.

4 DISCUSSÃO

O valor unitário de n , obtido como o de melhor ajuste do modelo de transformação, evidencia que a cinética seja controlada em toda sua extensão pela saturação de sítios,⁽⁶⁾ ou seja, forma-se uma grande quantidade de núcleos logo no início da transformação, saturando-se os sítios mais favoráveis energeticamente. Estes sítios são os contornos de grão da austenita e defeitos intragranulares, tais como bandas de deformação. Posteriormente, a reação avança pelo crescimento destes núcleos. O valor constante de n , neste caso o unitário, garante a validade da regra da aditividade,⁽⁵⁾ o que assegura que o procedimento utilizado foi matematicamente bem fundamentado.

Com relação ao parâmetro b do modelo, sua interpretação é menos elementar. Conforme as deduções de Cahn,⁽⁷⁾ b é função das taxas de nucleação e de crescimento e da temperatura. No entanto, no caso de saturação de sítios, a taxa de crescimento da nova fase torna-se preponderante. Esta taxa, por sua vez, é função da temperatura e da fração transformada. Portanto, b deve ser função da

temperatura e da fração transformada. Mas como a fração transformada está relacionada à temperatura, existe uma redundância nas relações, e b pode ser escrito em função apenas da temperatura.

Observou-se que os parâmetros A e B estão correlacionados. À medida que B diminui, em valor numérico, A aumenta, conforme Figura 5-a. A verificação da dependência linear entre A e B é muito interessante aos fins de um modelamento matemático da transformação, pois reduz a quantidade de parâmetros necessários, especialmente quando o intuito é o desenvolvimento de modelos voltados para aplicação em processos industriais. Estabelecendo-se uma relação entre A e B, sendo n constante, basta que um dos parâmetros acima seja calculado em função das variáveis do processo, deformações, taxa de resfriamento e temperatura de bobinamento, para que o modelo seja completo.

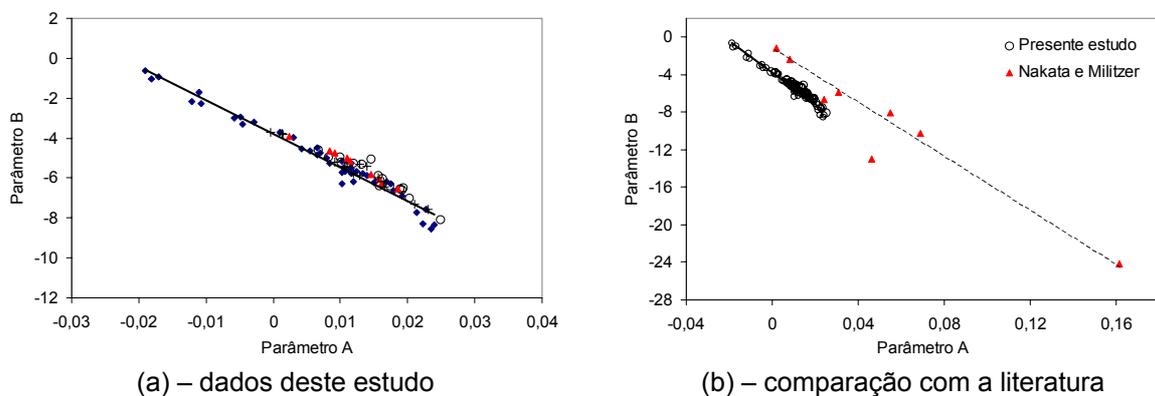


Figura 5. Gráfico dos valores do parâmetro B em função de A.

A metodologia de modelagem da cinética de transformação utilizada no presente trabalho foi similar à de Nakata e Militzer.^(8,9) Foram, então, tomados os valores de A e B determinados por estes autores, e comparados aos obtidos no presente trabalho. Esses autores estudaram um aço microligado ao Nb com altos teores de Ti e Mn. Tais dados são apresentados também na Figura 5-b. Nota-se que os valores de A e B desses autores varreram uma faixa mais ampla, porém ficaram razoavelmente alinhados com inclinação similar à do presente trabalho. Ressalta-se que a dependência linear entre A e B não foi mostrada por Nakata e Militzer^(8,9). Esta relação entre A e B sugere que a cinética de transformação dos aços estudados é governada por algum mecanismo onde somente um parâmetro é necessário para descrevê-la, além de n. Tal aspecto será explorado a seguir.

Singh, Krishnan e Sahay⁽¹⁰⁾ modelaram a decomposição da austenita em ferrita, em dois aços CMn comuns, expressando b pela equação (7), que é uma equação do tipo Arrhenius. Q_R foi chamado de energia aparente de ativação para transformação e foi descrita como uma função linear da taxa de resfriamento. Neste modelo não foi usada a regra da aditividade. É interessante, então, fazer uma comparação dessas formas de modelamento da cinética de transformação objetivando verificar se b está matematicamente relacionado a alguma força motriz para a transformação. Na equação (7) k_0 é um parâmetro constante para cada condição de ensaio, R é a constante universal dos gases e T a temperatura em graus Celsius.

$$b = k_0 \exp\left(-Q_R / R(T + 273)\right) \quad (7)$$

As expressões (2) e (7) têm em comum dois parâmetros constantes ao longo da transformação, mas dependentes da condição de ensaio. Igualando-se as expressões (2) e (7) e, após um algebrismo simples, obtém-se a equação (8).

$$Q_R = (\ln k_0 - B - A.Ae_3)R(T + 273) + A.R(T + 273)T \quad (8)$$

Por esta equação, Q_R é, aparentemente, uma função da temperatura. Porém, pode-se verificar matematicamente, ou pela construção gráfica, que existe uma compensação dos dois termos à direita, de forma que Q_R fica aproximadamente constante ao longo da transformação. Assim, pode-se aplicar qualquer valor específico de temperatura nesta equação, por exemplo, a temperatura de bobinamento, T_b , em graus Celsius, para o cálculo de Q_R aproximado em cada condição de ensaio, resultando na equação (9).

$$Q_R \cong (\ln k_0 - B - A.Ae_3)R(T_b + 273) + A.R(T_b + 273)T_b \quad (9)$$

Por outro lado, se Q_R é aproximadamente constante durante o curso da transformação, pode-se propor a equação (10).

$$\frac{dQ_R}{dT} \cong 0 \quad (10)$$

Fazendo-se a derivação da equação (9) e, após algum algebrismo, chega-se à equação (11), que permite o cálculo da constante k_0 , para cada condição de ensaio, em função dos parâmetros A e B. Para se chegar a esta equação foi realizada uma integração do valor de k_0 no intervalo da transformação, ou seja, entre Ar_3 e Ar_f .

$$k_0 = \exp \left\{ \frac{1}{Ar_f - Ar_3} \left[[A(Ae_3 - 273) + B](Ar_f - Ar_3) - A(Ar_f^2 - Ar_3^2) \right] \right\} \quad (11)$$

As equações (9) e (11) mostram que a constante b pode ser modelada tanto pela expressão de Miltzer, Hawbolt e Meadowcroft,⁽⁴⁾ quanto por uma equação tipo Arrhenius, e que os parâmetros associados a b estão inter-relacionados.

No trabalho de Singh, Krishnan e Sahay,⁽¹⁰⁾ os valores de Q_R obtidos para aços CMn foram da ordem de 80 kJ/mol, lembrando-se que no seu modelo não foi usada a regra da aditividade. Para o aço em estudo, a aplicação do procedimento de Singh na modelagem da cinética de transformação resulta em valores de Q_R da ordem de 50 a 60 kJ/mol. Por outro lado, se a modelagem é feita com o parâmetro b dado pela equação (7), e empregando-se a regra da aditividade, os valores de Q_R estendem-se numa faixa mais ampla, entre 4 kJ/mol e 180 kJ/mol. Assim, o valor de Q_R depende da formulação do modelo. Por isso, não parece que este parâmetro seja efetivamente a energia de ativação para a transformação. Por essa interpretação, Q_R seria um valor numérico adequado ao ajuste do modelo de descrição da cinética de transformação nos aços estudados. Mesmo não representando exatamente uma energia de ativação, Q_R deve estar relacionado a algum valor de energia associada à transformação, mas que depende das condições de ensaio, o mesmo sendo válido para o parâmetro B ou A. Além disso, é provável que apenas um mecanismo esteja

controlando a transformação, o qual seria difusional dado que a microestrutura final foi constituída de ferrita poligonal e de perlita.

Para generalização do modelo da cinética de transformação nos aços estudados, foram analisados os efeitos das variáveis de ensaio nos parâmetros A e B. Contudo, não se chegou a uma relação analítica entre tais parâmetros e estas condições. A alternativa encontrada para a previsão de B em função de ε_1 , ε_2 , TR e T_b , foi pela utilização de um modelo de redes neurais. Detalhes deste modelo são dados na referência (2). A Figura 6 mostra a correspondência entre valores medidos e calculados de B por este modelo. Devido ao valor do coeficiente de aderência, $r^2 = 0,93$, e pela observação visual do gráfico, nota-se a boa capacidade preditiva do modelo neural.

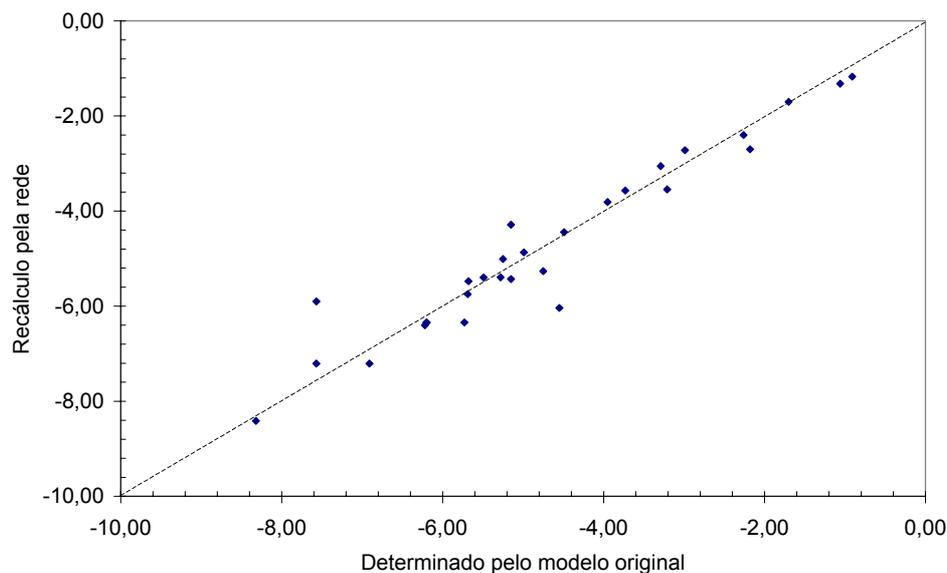


Figura 6. Valores de B previstos pela rede neural comparados com valores originais calculados pela rotina de minimização de resíduos quadrados.

Numa possível extensão do modelo aqui desenvolvido para um processo industrial de laminação de tiras a quente do aço microligado estudado, a seqüência de cálculo seria a seguinte: cálculo do parâmetro B a partir das condições de processo pela rede neural; (ii) cálculo de A pela relação linear a partir de B; (iii) aplicação das equações de (3) a (7) de previsão da cinética de transformação. Este procedimento, embora bastante simples, requer o acoplamento do modelo de transformação a outro de transferência de calor na mesa de resfriamento, para que a temperatura do material em função do tempo seja determinada.

5 CONCLUSÕES

Foi proposto um modelo de previsão da cinética de transformação da austenita em ferrita e perlita, para um aço microligado ao Nb, em condições similares ao resfriamento de tiras a quente, ou seja, começando por uma alta taxa na mesa após o laminador e terminando a baixas taxas no bobinamento.

A cinética de transformação global da austenita foi modelada pela equação de Avrami, com o expoente $n = 1$, conjugada com a aplicação da regra da aditividade. O parâmetro b desta equação foi descrito como uma função exponencial da temperatura, empregando-se duas constantes denominadas A e B. Foi verificado

que tais constantes estão relacionadas matematicamente, de forma que apenas uma delas precisou ser modelada em função das variáveis de processo, com a finalidade de tornar o modelo genérico.

O fato de ter sido obtido um bom ajuste do modelo de transformação com $n=1$ sugere que a decomposição da austenita durante a formação tanto da ferrita quanto da perlita, é controlada pela saturação de sítios de nucleação. O fato de apenas um parâmetro, no caso do modelo desenvolvido A ou B, ser suficiente para descrever toda a cinética de transformação sugere que apenas um mecanismo seja operante durante toda a transformação, e este mecanismo seria o difusional.

Foi mostrado que a constante b da equação de Avrami pode ser modelada, nos aços aqui estudados, por duas formulações distintas, tendo sido mostrada a relação matemática entre os parâmetros pertinentes a estas formulações. Porém, conforme a formulação, o valor do parâmetro Q_R , considerado uma energia de ativação da transformação, assume diferentes valores. Assim, tal parâmetro não seria verdadeiramente uma energia de ativação, mas apenas um valor numérico adequado para ajuste do modelo matemático, embora deva estar relacionado a alguma força motriz, a qual depende de cada condição de ensaio.

REFERÊNCIAS

- 1 SANTOS, A. A.; MELO, T. M.; BARBOSA, R. Previsão da Temperatura A_{r3} em Aço Microligado ao Nb. In: 63º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 28/07 ~ 01/08, 2008, Santos/SP.
- 2 SANTOS, A. A. Modelamento da Transformação de Fases de Aços de Alta Resistência Microligados ao Nb durante Resfriamento após Laminação em Tiras a Quente. Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica, UFMG, Belo Horizonte, outubro, 2007, 360 p.
- 3 KAMAT, R. G.; HAWBOLT, E. B.; BROWN, L. C.; BRIMACOMBE, J. K. The Principle of Additivity and the Proeutectoid Ferrite Transformation. *Metal. and Mat. Trans. A*, v. 23A, p.2469-2480, September, 1992.
- 4 MILITZER, M.; HAWBOLT, E. B.; MEADOWCROFT, T. R. Microstructural Model for Hot Strip Rolling High-Strength Low-Alloy Steels. *Met. and Mat. Trans. A*, v. 31A, p.1247-1259, April, 2000.
- 5 LEE, J. K. Prediction of γ/α Transformation during Continuous Cooling of Steel. In: 41st MWSP CONF. PROC., ISS, v. XXXVII, 1999, p.975-981.
- 6 TAMURA, I. A Role of Thermomechanical Processing of Austenite on Ferrite Grain Refinement. In: INT. CONF. ON PHYSICAL METALLURGY OF THERMO-MECHANICAL PROCESSING OF STEELS AND OTHERS METALS - THERMEC 88, Tokyo, Japan, June, 1988, p.1-10.
- 7 CAHN, J. W. The Kinetics of Grain Boundary Nucleated Reactions. *Acta Metall.*, v. 4, p.449-459, September, 1956.
- 8 NAKATA, N.; MILITZER, M. Microstructure Evolution of a State-of-the-Art Ti-Nb HSLA Steel. In: 42nd MWSP CONF. PROC., ISS, v. XXXVIII, 2000, p.813-824.
- 9 NAKATA, N.; MILITZER, M. Modelling of Microstructure Evolution during Hot Rolling of a 780 MPa High Strength Steel. *ISIJ Int.*, v. 45, n. 1, p.82-90, 2005.
- 10 SINGH, S. B.; KRISHNAN, K.; SAHAY, S. S. Modeling of non-isothermal austenite to ferrite transformation in low-carbon steels. *Mat. Science and Eng. A.*, v. 445-446, p.310-315, 2007.