

MODELAMENTO DA CINÉTICA DE TRANSFORMAÇÃO DE AÇOS CMn DURANTE RESFRIAMENTO CONTÍNUO ATRAVÉS DE EQUAÇÕES SEMI-EMPÍRICAS⁽¹⁾

Antônio Adel dos Santos⁽²⁾
Túlio Magno Füzessy de Melo⁽³⁾

Resumo

Foram realizados ensaios dilatométricos num simulador termomecânico, em corpos-de-prova de aços CMn, variando-se a temperatura de encharque antes da transformação da austenita em ferrita e perlita e a taxa de resfriamento. Com isso, as variáveis básicas que influenciam a cinética dessa transformação, composição química, tamanho de grão e taxa de resfriamento, foram consideradas. A partir das curvas dilatométricas obtidas, foi determinada a evolução da fração transformada da austenita, através de dois métodos: a regra da alavanca, tradicionalmente usada, e um método matemático que leva em conta as variações dos parâmetros de rede da austenita, ferrita e cementita com a temperatura e teor de carbono. Essas curvas de transformação foram modeladas matematicamente por equações do tipo Avrami, conjugadas com a aplicação da regra da aditividade. Os coeficientes da equação de Avrami foram então modelados em função das variáveis básicas citadas, resultando num modelo generalizado para a cinética de transformação dos aços CMn em resfriamento contínuo. Os resultados obtidos são fundamentais para a construção de modelos integrados de previsão da microestrutura final dos aços laminados a quente e para melhor entendimento e controle do processo de resfriamento dos aços CMn.

Palavras-chave: Transformação de fase; Modelamento da cinética; Aços CMn.

(1) *Contribuição Técnica ao 60º Congresso Anual da ABM – Belo Horizonte, MG, 25 a 28 de julho de 2005.*

(2) *Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, M.Sc., CQE/ASQ, Gerência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

(3) *Membro da ABM; Engenheiro Mecânico, Dr.-Ing., Gerência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

1 INTRODUÇÃO

As propriedades mecânicas dos aços são ditadas por sua microestrutura e composição química. Por sua vez, a microestrutura depende fundamentalmente das transformações de fase que ocorrem durante o resfriamento após o processamento a quente, seja este um processo de conformação, tal como a laminação, ou somente um processo de tratamento térmico. A fase estável nas temperaturas de processamento a quente é a austenita, que se transforma no resfriamento de grande parte dos aços, em ferrita e perlita.

Portanto, para previsão e um melhor controle das propriedades mecânicas finais dos aços, uma ferramenta importante é a utilização de modelos matemáticos para a cinética de transformação da austenita durante o resfriamento. O modelamento dessa cinética significa prever as fases formadas e suas frações volumétricas, a evolução de sua formação com o tempo e o tamanho de grão ferrítico final.

Adicionalmente à previsão das propriedades mecânicas finais, a transformação da austenita é ainda fundamental para o controle do processo de resfriamento, dado que a liberação de calor na formação da ferrita e da perlita influi na taxa de resfriamento e essa, por sua vez, é uma das determinantes da cinética de transformação. Existe, assim, um efeito acoplado entre extração de calor do material e a transformação.

Com relação à sua concepção, existem três tipos de modelos: (1) modelos fundamentais, baseados nos mecanismos de nucleação e crescimento das novas fases; (2) modelos empíricos, formulados por equações estatísticas ou por métodos de inteligência artificial, e (3) modelos semi-empíricos, que combinam características dos dois anteriores. Os modelos fundamentais possuem a vantagem de sua validade não se restringir à faixa de seu ajuste e a desvantagem de envolver um grande número de parâmetros teóricos, cuja determinação pode não ser precisa, além de normalmente demandarem um tempo de cálculo excessivo para serem utilizados em tempo real nos processos industriais. Os modelos empíricos são geralmente rápidos e precisos o suficiente para serem usados nesses processos, mas não podem ser extrapolados para fora da região de ajuste e não informam sobre os mecanismos operantes. Os modelos semi-empíricos, por sua vez, apresentam grande atratividade, pois combinam a interpretação física, ao menos parcial das equações, com o ajuste a dados experimentais, e por isso, apresentam elevado potencial para aplicação em processos industriais.

Neste trabalho, apresenta-se o desenvolvimento de modelos para previsão da cinética de transformação da austenita, em ferrita e perlita, durante resfriamento contínuo de aços CMn, através de equações semi-empíricas obtidas por ensaios laboratoriais. Ressalta-se que as condições dos ensaios procuraram reproduzir aquelas existentes no processo industrial de resfriamento em linhas convencionais de tiras a quente, uma vez que este estudo se insere num programa maior de pesquisa voltado para o desenvolvimento de modelos integrados de previsão das propriedades mecânicas dos aços laminados a quente.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os aços utilizados neste estudo foram do tipo CMn, denominados A1 e A2, com teores de C de 0,04% e 0,10%, respectivamente, e teor de Mn de 0,40% para ambos. Os demais elementos químicos, presentes em níveis considerados residuais,

não foram considerados. A transformação da austenita do aço A1 resulta numa microestrutura constituída de praticamente ferrita, enquanto que o aço A2 forma uma pequena quantidade de segunda fase, perlita.

Os aços foram produzidos em forno de fusão sob vácuo, e os lingotes laminados a quente, reduzindo-se sua espessura para $\frac{1}{4}$ do valor original. Das chapas obtidas foram confeccionados corpos-de-prova (CPs) tubulares, com diâmetro externo de 10 mm e interno de 8 mm, e comprimento de 100 mm. Os ensaios foram conduzidos no simulador termomecânico Gleeble 3500, onde o controle de temperatura é feito por um termopar soldado na superfície do CP. Visando-se obter excelente uniformidade térmica na sua região central, foram utilizados CPs com pequena espessura de parede e tomados cuidados especiais com relação à sua fixação e ao sistema de resfriamento. Assim, as diferenças de temperatura entre pontos na faixa de 10 mm na região central do CP, e entre valores visados e medidos, foram inferiores a 5°C durante todo o ensaio. Diametralmente, e no meio do comprimento do CP, foi fixado um extensômetro para registro de suas variações dimensionais durante o ensaio e conseqüente construção das curvas dilatométricas.

As variáveis que determinam a cinética de transformação são a composição química do aço, o tamanho de grão austenítico recristalizado antes da transformação e a taxa de resfriamento. Para determinar o efeito da primeira variável, foram utilizados vários aços, conforme descrito em outro trabalho⁽¹⁾. O tamanho de grão austenítico antes da transformação depende basicamente da temperatura e do tempo de encharque. Assim, para determinar o efeito do tamanho de grão austenítico e da taxa de resfriamento, foram realizados ensaios onde os CPs foram aquecidos a 10°C/s até temperaturas de 900°C, 1000°C e 1100°C, encharcados nessas temperaturas por 120 s, seguindo-se o resfriamento até 900°C a 10°C/s para as duas últimas condições. A partir dessa temperatura, vários CPs foram temperados em água para avaliação da microestrutura prévia e determinação do tamanho de grão austenítico. Nos ensaios dilatométricos propriamente, os CPs foram resfriados a partir da temperatura de 900°C com taxas controladas de 2°C/s, 10°C/s e 20°C/s.

Por medições de interceptos dos contornos de grão, após conveniente ataque químico para observação metalográfica, o tamanho de grão austenítico foi medido, encontrando-se valores médios de 8 μm , 19 μm e 47 μm , respectivamente para as temperaturas de encharque de 900°C, 1000°C e 1100°C.

3 OBTENÇÃO DA FRAÇÃO TRANSFORMADA

Tradicionalmente, o método conhecido como regra da alavanca, proposto por Eldis⁽²⁾, tem sido utilizado para determinar a fração transformada da austenita a partir das curvas dilatométricas. Nesse método, fazem-se extrapolações dos trechos aproximadamente lineares, correspondentes à contração volumétrica da austenita e dos produtos de transformação, e calcula-se a fração transformada pela proporção dos comprimentos de segmentos de retas verticais. A figura 1 mostra uma das curvas obtidas nos ensaios para o aço A2 e ilustra o princípio da regra da alavanca. Apesar de seu uso generalizado, o cálculo da fração transformada pela regra da alavanca é estritamente correto apenas quando a transformação da austenita ocorre para uma única fase, sem haver variação de composição química.

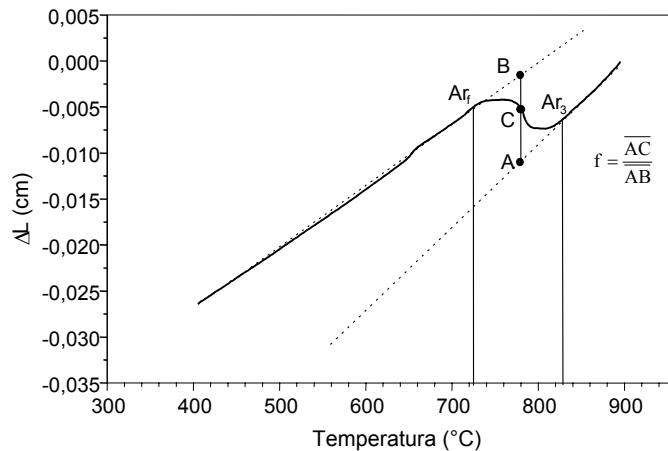


Figura 1. Curva dilatométrica obtida para ensaio com o aço A2, sendo o encharque a 900°C e a taxa de resfriamento de 10°C/s, ilustrando a aplicação da regra da alavanca para cálculo da fração transformada, f . Ar_3 e Ar_f são as temperaturas de início e final de transformação, respectivamente.

Mais recentemente, Kop et al.⁽³⁾ propuseram um método de cálculo da fração transformada baseando-se nas variações dos parâmetros de rede das fases austenita, ferrita e cementita com a temperatura, e da austenita com a composição química. A menos de pequenos efeitos anisotrópicos na transformação, esse método é estritamente válido para transformação da austenita em ferrita e perlita, formadas sequencialmente. Ao contrário da regra da alavanca, a aplicação desse método é de relativa complexidade, pois são geradas diversas equações não lineares nas variáveis temperatura, variação dimensional do CP, parâmetros de rede das fases e o teor de C na austenita. Com isso, é necessária a formulação de uma rotina computacional empregando-se métodos numéricos de solução de equações não lineares. Uma característica notável desse método é a necessidade de cálculo do teor de C na austenita, que aumenta ao longo da transformação para ferrita.

No presente trabalho, foram utilizados os dois métodos citados para determinação da fração transformada da austenita, tendo sido desenvolvido um programa de computador para aplicação do método de Kop et al.⁽³⁾. O objetivo disso foi desenvolver o modelamento da cinética para ambos os casos, dado que o método de Kop et al.⁽³⁾ é mais preciso, conforme verificação experimental de Gómez et al.⁽⁴⁾, e também, resultados medidos de fração transformada para o aço A2. Porém, em determinados aços, tais como o A1, a regra da alavanca é suficientemente precisa, e de aplicação muito mais fácil.

A Figura 2 mostra a evolução da fração transformada para ensaios com os aços A1 e A2, em mesmas condições, encharque a 900°C e taxa de resfriamento de 10°C/s, comparando-se os resultados fornecidos pelos dois métodos. Na região final da transformação, a curva calculada pelo método de Kop et al.⁽³⁾ fica abaixo daquela calculada pela regra da alavanca. Gómez et al.⁽⁴⁾ determinaram a fração final de ferrita em aços CMnNb resfriados continuamente, comparando essa fração com os valores calculados empregando-se os dois métodos acima. Os autores mostraram que os resultados experimentais coincidiram com os calculados pelo método de Kop et al.⁽³⁾ e que a regra da alavanca superestima a fração final de ferrita. Conclusões nesse sentido também foram apresentadas no artigo original de Kop et al.⁽³⁾. No entanto, na parte inicial da transformação, o comportamento relativo das curvas calculadas depende da composição química do aço. Para o aço A2, as duas curvas foram bem próximas, ao passo que para o aço A1, aquela relativa ao método de Kop

et al.⁽³⁾ ficou acima daquela calculada pela regra da alavanca. Esse aspecto não foi discutido nos trabalhos citados.

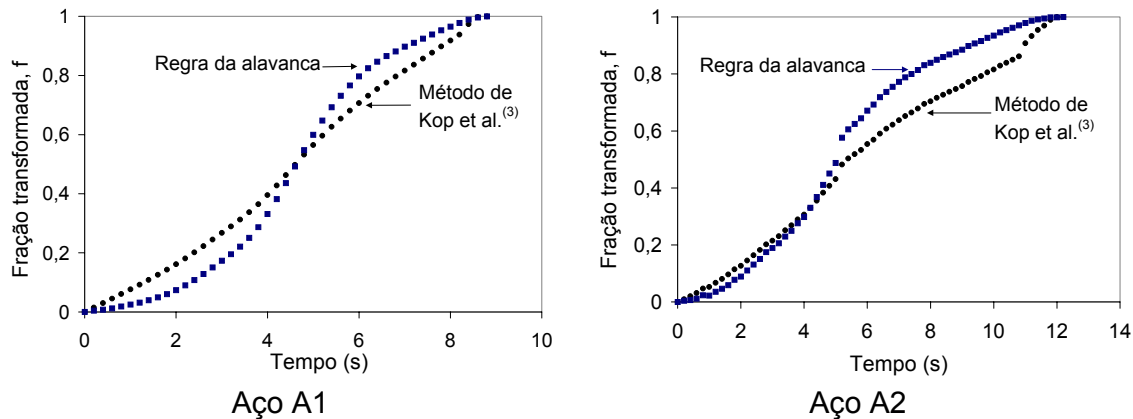


Figura 2. Comparação entre as frações transformadas calculadas pelos dois métodos utilizados, em ensaios realizados com os aços A1 e A2.

4 MODELAMENTO DA CINÉTICA DE TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA

Um modelo completo de transformação inclui o cálculo das temperaturas de início e final de formação dos constituintes/fases, a cinética de transformação da austenita e a microestrutura final, caracterizada pela proporção das fases e por parâmetros de caracterização dimensional. Para os aços estudados, foram desenvolvidos modelos completos de transformação, sendo que a metodologia para cálculo das temperaturas de início de formação dos constituintes/fases foi apresentada em outro trabalho⁽¹⁾, enquanto que as características finais dos produtos serão dadas em publicação posterior. O escopo do presente trabalho se restringe ao modelamento da cinética de transformação.

4.1 Equação de Avrami e Regra da Aditividade

Johnson-Mehl, Avrami e Kolmogorov mostraram, independentemente e ao mesmo tempo, que a cinética de uma transformação de fase no estado sólido, em condições isotérmicas, obedece geralmente a um modelo dado pela equação (1), a qual ficou conhecida como equação de Avrami. Cahn⁽⁵⁾ fez um desenvolvimento teórico dessa equação, considerando as diferentes possibilidades de locais de nucleação da nova fase, e das próprias taxas de nucleação e crescimento. Com isso, mostrou que o coeficiente b depende basicamente dessas taxas, enquanto que o expoente n depende primariamente do modo de nucleação, se em quinas, arestas ou superfície dos contornos de grão. Assim, essa é uma equação semi-empírica, pois os parâmetros b e n são determinados experimentalmente, ao mesmo tempo que apresentam toda uma fundamentação teórica.

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

Nessa equação, f é a fração transformada, t é o tempo e b e n são parâmetros determinados experimentalmente.

Do ponto de vista de modelamento de processos industriais onde ocorre transformação de fase, a equação de Avrami, isoladamente, tem pouca utilidade, dado que os mesmos são, via de regra, em resfriamento contínuo. Porém, é possível

aplicar a chamada regra da aditividade, inicialmente proposta por Scheil, que permite considerar um processo anisotérmico como a soma de incrementos em condições isotérmicas. Matematicamente, a equação (2) representa esta regra, que foi inicialmente proposta apenas para cálculo do tempo de incubação, mas foi posteriormente estendida para todo o intervalo de transformação. A interpretação dessa equação é que, em condições de resfriamento contínuo, o tempo de incubação é atingido, ou a reação se completa, quando a soma das frações entre o incremento de tempo isotérmico dt , alocado em certa temperatura T , em relação ao tempo total que seria necessário nessa temperatura, $\tau(T)$, atinja a unidade. Numerosos trabalhos de literatura mostraram a validade da regra da aditividade.

$$\int_0^t \frac{dt}{\tau(T)} = 1 \quad (2)$$

Assim, a aplicação da equação de Avrami, conjugada com a regra da aditividade, permite modelar a cinética de transformação em resfriamento contínuo, desde que os parâmetros b e n sejam conhecidos.

4.2 Desenvolvimento do Modelo da Cinética de Transformação

Da forma colocada, o modelamento da cinética de transformação em resfriamento contínuo requer a determinação dos parâmetros b e n . O caminho natural para essa determinação é a realização de ensaios isotérmicos, o que é muito trabalhoso, quando não impossível, principalmente em aços de baixo C , cuja cinética de transformação é muito rápida. Alguns pesquisadores têm usado diagramas de transformação isotérmica já publicados para o cálculo de b e n , mas uma grande limitação desses diagramas é que eles geralmente são específicos para um determinado tamanho de grão austenítico, nem sempre mencionado.

Partiu-se neste trabalho, então, para a determinação de b e n por um método indireto, onde curvas isotérmicas “virtuais” são obtidas a partir das curvas de transformação em resfriamento contínuo medidas. Seguindo a proposição de Militzer et al.⁽⁶⁾, foi usada a expressão (3) para definir a variação de b com a temperatura, onde A e B são constantes, T é a temperatura e Ae_3 a temperatura de equilíbrio de início de formação de ferrita no resfriamento. O valor de Ae_3 foi determinado por cálculos termodinâmicos realizados através de um programa de computador desenvolvido especificamente para esse fim, e cujas equações básicas são dadas por Santos⁽¹⁾.

$$\ln b = A(Ae_3 - T) + B \quad (3)$$

Com relação ao parâmetro n foram utilizados valores constantes, sendo $n = 1$, para a transformação para ferrita e $n = 2$, para a perlita. Essas considerações para n têm inteiro respaldo na literatura em função de vários estudos já realizados⁽⁷⁾.

Diante da inexistência na literatura consultada de informações sobre formas de determinação de A e B , foi desenvolvida uma rotina de minimização dos resíduos quadrados entre as curvas da cinética de transformação medidas e as calculadas, aplicando-se o procedimento de conjugação da equação de Avrami com a regra da aditividade. Com isso, para cada ensaio, os valores de A e B foram determinados. A Figura 3 mostra exemplos de curvas determinadas originalmente, comparadas com aquelas calculadas após esse ajuste, considerando-se os dois métodos. Os ensaios são os mesmos da Figura 2. Nota-se que o método utilizado representou bem as

curvas determinadas originalmente. Além disso, os valores de A e B encontrados estão dentro da faixa de valores determinados por Pandi et al.⁽⁸⁾, que usaram a mesma metodologia.

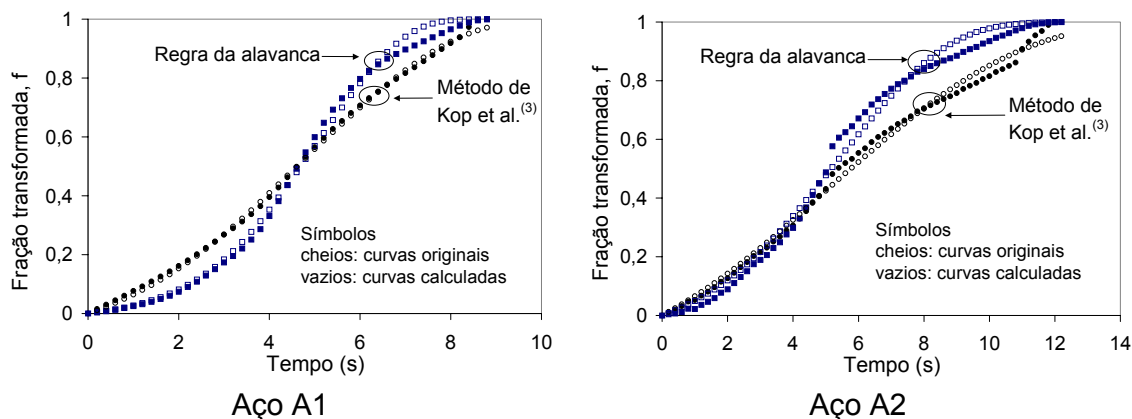


Figura 3. Exemplos de curvas de cinética de transformação calculadas, comparadas com as determinadas originalmente.

O ajuste de modelos semi-empíricos a todas as curvas experimentais, como ilustrado na Figura 3, ainda não significa um modelo genérico da cinética de transformação, o qual deve permitir o cálculo da cinética para qualquer valor das variáveis básicas que a influenciam, que são o tamanho de grão austenítico inicial e a taxa de resfriamento, para uma dada composição química.

A equipe de pesquisa liderada por Militzer^(6,8) não apresenta nenhuma interpretação física para os parâmetros A e B. Daí, por facilidade de modelamento, e após uma análise preliminar da forma de variação de tais parâmetros com as condições de ensaio, em termos de tamanho de grão e taxa de resfriamento, supôs-se que A e B pudessem ser dados por funções exponenciais como em (4).

$$A = a_1 TR^{a_2} (d\gamma)^{a_3} \quad (4)$$

$$B = b_1 TR^{b_2} (d\gamma)^{b_3}$$

Nessa equação, TR é a taxa de resfriamento (°C/s), $d\gamma$ o tamanho de grão austenítico (μm) e a_1 , a_2 , a_3 , b_1 , b_2 , b_3 constantes ajustadas aos dados experimentais.

Considerando-se todos os ensaios realizados com cada aço, foram determinados os valores das constantes a_1 , a_2 , a_3 , b_1 , b_2 , b_3 , através de ajustes por regressão linear. A Figura 4 mostra os gráficos comparativos, para o aço A1, entre os valores de A e B medidos, que são os valores determinados inicialmente pelo ajuste de minimização de resíduos, e os calculados, que representam o seu recálculo através das equações (4). Nota-se a boa concordância entre os valores, indicando que as expressões (4) foram adequadas para descrever a variação de A e B com as variáveis de ensaio.

Com esse modelamento, a cinética de transformação pôde ser calculada, para cada aço estudado, em função de apenas duas variáveis de entrada, o tamanho de grão austenítico inicial e a taxa de resfriamento, o que foi objetivado no estudo. Vale ressaltar, no entanto, que cálculos adicionais, tais como os termodinâmicos, são incluídos nos modelos completos.

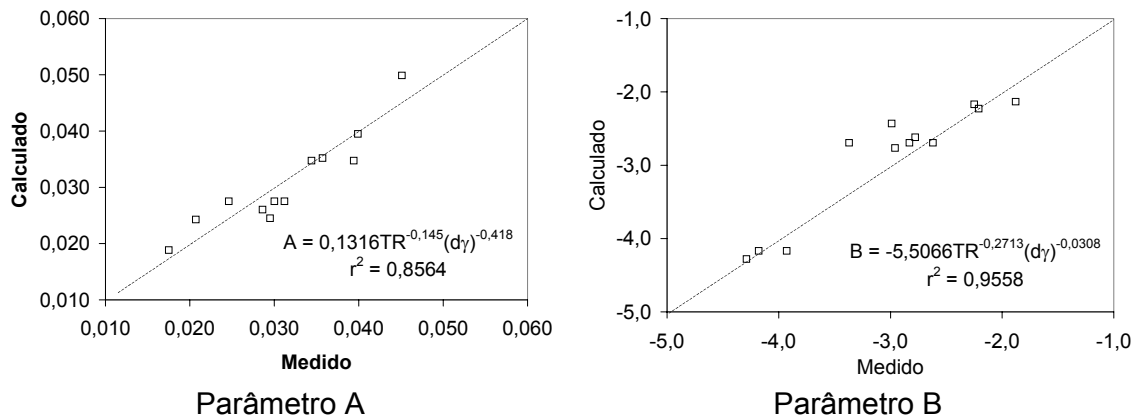


Figura 4. Comparação entre valores de A e B determinados por minimização de resíduos quadrados e calculados pelas expressões (4).

A Figura 5 mostra o recálculo das curvas da cinética de transformação mostradas na Figura 3, desta vez utilizando-se valores de A e B determinados pela expressão (4). Nota-se visualmente, e foi confirmado pelos valores da estatística χ^2 , que o ajuste das curvas recalculadas, Figura 5, piorou em relação ao ajuste do cálculo direto, Figura 3. Contudo, considerando-se o conjunto de todos os ensaios, conclui-se que existe uma razoável aproximação entre as curvas determinadas originalmente e as recalculadas. Os desvios entre os valores medidos e calculados são aceitáveis, considerando-se que: (1) a forma bastante simplificada de modelamento; (2) a dificuldade de estabelecimento de modelos matemáticos precisos em virtude da complexidade da transformação no estado sólido e (3) a possibilidade de aplicação industrial desse modelo, onde coeficientes adaptativos têm que ser usados.

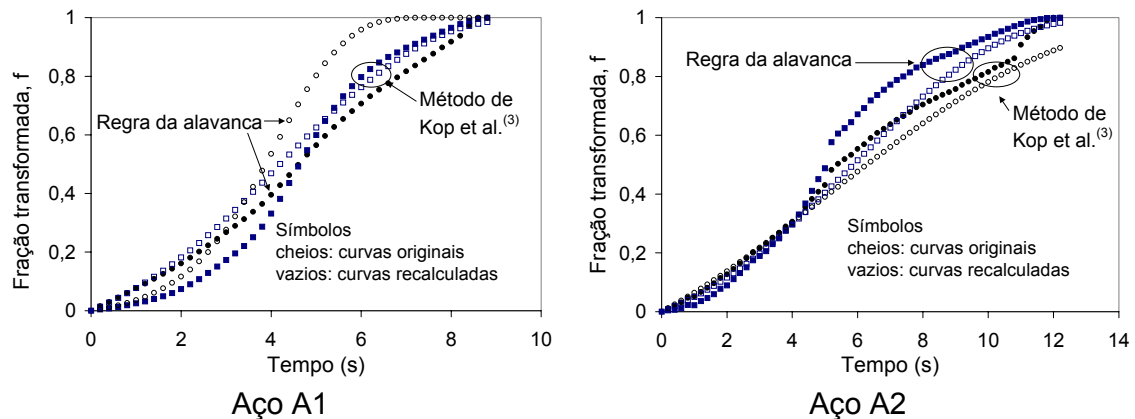


Figura 5. Curvas da cinética de transformação recalculadas, comparadas com as determinadas originalmente, para os ensaios citados na Figura 2.

5 CONCLUSÕES

Foi mostrado que o método tradicional da regra da alavanca utilizado para determinação da fração transformada, a partir de curvas dilatométricas, fornece resultados diferentes dos obtidos com a aplicação do método baseado nas variações dos parâmetros de rede das fases com a temperatura e com o teor de carbono. Na região de final da transformação, a fração calculada pelo segundo método é sempre menor que a calculada pela regra da alavanca, o que leva a uma estimativa mais

precisa da fração final das fases ferrita e perlita formadas. Na região inicial da transformação, as posições relativas das curvas calculadas pelos dois métodos dependem do teor de carbono do aço.

A cinética de transformação da austenita em resfriamento contínuo, obtida em ensaios dilatométricos, foi modelada empregando-se uma equação do tipo Avrami, conjugada com a aplicação da regra da aditividade. Para isso, foi utilizada uma técnica de minimização de resíduos quadrados, o que permitiu calcular uma cinética 'virtual' de decomposição isotérmica da austenita, para cada temperatura na faixa de transformação.

O modelamento do parâmetro b da equação de Avrami em função direta da taxa de resfriamento e do tamanho de grão austenítico, e indireta da composição química (através da temperatura A_{e3}), permitiu a construção de modelos generalizados para a cinética de transformação da austenita dos aços CMn estudados.

As formulações semi-empíricas empregadas para o modelamento da cinética de transformação da austenita em resfriamento contínuo constituem-se numa base adequada para ser aplicada nos processos industriais.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 SANTOS, A. A.. Previsão das Temperaturas Críticas de Decomposição da Austenita em Ferrita e Perlita durante Resfriamento Contínuo. In: 41º Seminário de Laminação da ABM, v. 41, p. 293-302, 2004, Joinville, SC,. **Anais...**
- 2 ELDIS, G. T. A Critical Review of Data Sources for Isothermal and Continuous Cooling Transformation Diagrams. In: Hardenability Concepts with Applications to Steel, eds. D. V. Doane & J. S. Kirkaldy, p. 126-150, Chicago, 1977, Proceedings...
- 3 KOP, T. A.; SIETSMA, J.; VAN DER ZWAAG, S. Dilatometric Analysis of Phase Transformations in Hypo-eutectoid Steels. **Journal of Mat. Science**, v. 36, p. 519- 526, 2001.
- 4 GÓMEZ, M.; MEDINA, S. F.; CARUANA, G. Modelling of Phase Transformation by Correction Dilatometry Results for a Ferritic Nb-microalloyed Steel. **ISIJ Int.** v. 43. n. 8, p. 1228-1237, 2003.
- 5 CAHN, J. W. The Kinetics of Grain Boundary Nucleated Reactions. **Acta Metall.** v. 4, p. 449-459, September, 1956.
- 6 MILITZER, M.; HAWBOLT, E. B.; MEADOWCROFT, T. R. Microstructural Model for Hot Strip Rolling of High-Strength Low-Alloy Steels. **Met. Trans. A.** v. 31A, p. 1247-1259, April, 2000.
- 7 CAMPBELL, P. C.; HAWBOLT, E. B.; BRIMACOMBE, J. K. Microstructural Engineering Applied to the Controlled Cooling of Steel Wire Rod: Part II. **Met. Trans. A.** v. 22A, p. 2279-2290, November, 1991.
- 8 PANDI, R.; MILITZER, M.; HAWBOLT, E. B. Effect of Cooling and Deformation on the Austenite Decomposition Kinetics. In: 37th Mech. Working and Steel Proc., 1996. **Proceedings...**

MODELLING THE TRANSFORMATION KINETICS OF CMn STEELS DURING CONTINUOUS COOLING BY SEMI-EMPIRICAL EQUATIONS⁽¹⁾

Antônio Adel dos Santos⁽²⁾
Túlio Magno Füzessy de Melo⁽³⁾

Abstract

Dilatometric tests were carried out in a thermomechanical simulator, by using CMn steel specimens subjected to varied conditions in terms of soaking temperature and cooling rate. Therefore, the primary variables which have influence on the austenite transformation kinetics, that is chemical composition, previous austenite grain size and cooling rate, were taken into account. The traditional method known as the lever rule was employed to build the transformation kinetics curves from the dilatometric results. A novel method in which changes in lattice parameters of austenite, ferrite and cementite with temperature and carbon content are considered during transformation, was also used for this purpose. The obtained transformation curves were modelled by applying an Avrami type equation together with the additivity rule. In a search for a general mathematical model suitable for industrial applications, the Avrami equation coefficients were modelled as a function of the above mentioned primary variables. The so far obtained results are very important for developing integrated models for microstructure prediction of hot rolled steel strips.

Key-words: Phase transformation; Kinetics modelling; CMn steels.

¹ *Technical Contribution to the 60th Annual Congress of Brazilian Society for Metallurgy and Materials (ABM) – Belo Horizonte, MG, Brazil, July 25 – 28, 2005.*

² *ABM Member; Metallurgical Engineer, M.Sc., ASQ/CQE, Research and Development Center of Usiminas; Ipatinga, MG, Brazil.*

³ *ABM Member; Mechanical Engineer, Dr.-Ing., Research and Development Center of Usiminas; Ipatinga, MG, Brazil.*