

# PREVISÃO DAS TEMPERATURAS CRÍTICAS DE DECOMPOSIÇÃO DA AUSTENITA EM FERRITA E PERLITA DURANTE RESFRIAMENTO CONTÍNUO<sup>(1)</sup>

Antônio Adel dos Santos<sup>(2)</sup>

## RESUMO

O estudo da transformação da austenita em resfriamento contínuo é de grande relevância para o processo de laminação de tiras a quente, pois ela exerce papel fundamental nas propriedades mecânicas dos produtos e no controle do processo. Como parte de um trabalho voltado para o desenvolvimento de modelos de previsão da transformação da austenita em aços C-Mn, durante resfriamento após a laminação a quente, foram desenvolvidas formulações para determinação das temperaturas de início de formação da ferrita proeutetóide,  $Ar_3$ , e da perlita,  $Ar_1$ . Para isso, foram realizados ensaios dilatométricos em corpos-de-prova tubulares retirados de aços com diferentes teores de C, Mn e Si, variando-se, também, o tamanho de grão austenítico prévio e a velocidade de resfriamento. Foi também necessário o desenvolvimento de uma rotina computacional para cálculo das linhas de equilíbrio no diagrama Fe-C.

Para a temperatura  $Ar_3$ , foi obtida uma regressão estatística em função da composição química do aço, do tamanho de grão e da velocidade de resfriamento, abrangendo as condições usuais do processo industrial de tiras a quente. A temperatura  $Ar_1$  foi determinada por uma metodologia que considera o enriquecimento da austenita em carbono durante a transformação, a cinética de transformação e as linhas de equilíbrio no diagrama Fe-C.

**Palavras-chave:** transformação de fase, resfriamento contínuo, aços C-Mn.

---

(1) Contribuição Técnica ao 41º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos da ABM – Joinville, SC, 26 a 28 de outubro de 2004.

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

## 1 INTRODUÇÃO

Na laminação convencional de tiras a quente, a austenita, fase presente no material após a última cadeira do trem acabador, transforma-se durante o resfriamento contínuo na mesa. Essa transformação exerce papel fundamental nas propriedades dos aços laminados a quente e, indiretamente, nas condições de controle do processo de resfriamento. Por isso, muitos esforços têm sido despendidos em estudos voltados para a compreensão dos mecanismos envolvidos e para o modelamento da transformação.

O estudo da transformação da austenita envolve a determinação das fases formadas, as temperaturas de início e final de formação, a cinética de reação, e as características microestruturais do produto final. O escopo do presente trabalho, no entanto, se refere apenas às temperaturas de início de formação da ferrita proeutetóide e da perlita em aços C-Mn.

Essas temperaturas dependem do estado inicial da austenita e das condições de resfriamento. A condição inicial da austenita é dada pela sua composição química, tamanho de grão e pela quantidade de deformação presente. Para aços C-Mn, devido à rápida cinética de recristalização, a austenita se encontra, normalmente, isenta de deformação ao final da laminação, de forma que essa última variável pode ser desconsiderada<sup>1</sup>. O efeito das condições de resfriamento é traduzido diretamente pela velocidade de resfriamento.

A primeira temperatura de interesse é a de início de transformação da austenita, formando a ferrita proeutetóide,  $Ar_3$ . Muitas equações estão disponíveis na literatura para seu cálculo, mas a maioria delas foi desenvolvida para condições muito restritas, o que limita sua aplicação<sup>2-4</sup>. Em alguns casos, somente a composição química foi considerada<sup>4</sup>.

Na maioria dos aços laminados a quente, onde a microestrutura apresenta ferrita e perlita, o segundo constituinte formado é a perlita, que se inicia na temperatura  $Ar_1$ . Os métodos experimentais para sua determinação e os resultados obtidos por aplicação de regressões estatísticas de literatura são mais escassos e imprecisos que para a  $Ar_3$ <sup>(5)</sup>.

Assim, o objetivo desse trabalho foi desenvolver metodologias de cálculo das temperaturas  $Ar_3$  e  $Ar_1$ , em aços C-Mn laminados em tiras a quente, a partir de resultados obtidos em ensaios dilatométricos e com o auxílio da estatística e de formulações termodinâmicas. Foram levadas em consideração as três variáveis supracitadas que influem na transformação, tendo sido utilizadas faixas de variação compatíveis com as encontradas no processo industrial.

## 2 ENSAIOS DILATOMÉTRICOS

Os ensaios dilatométricos foram realizados no simulador termomecânico Gleeble 3500. Os corpos-de-prova (CPs) foram preparados a partir de aços C-Mn produzidos em forno de fusão à vácuo e processados via laminação piloto a quente. Foram utilizadas as seis composições químicas mostradas na tabela 1, em termos de C, Mn e Si. Os demais elementos, comuns aos aços C-Mn, foram mantidos em valores considerados residuais.

Foram empregados CPs tubulares de 10 mm de diâmetro externo e espessura de parede de 1 mm. Com isso, pôde-se garantir excelente uniformidade térmica na direção radial do CP, onde foi fixado o extensômetro para medição das variações dimensionais durante o ensaio. Na Gleeble, o controle de temperatura do

CP é feito por um termopar soldado em sua superfície, na mesma posição do extensômetro. Adicionalmente, foram utilizados outros termopares afastados 5 mm de cada lado do termopar de controle. Com o adequado ajuste das condições de ensaio, a diferença de temperatura entre a posição de controle e o termopar adjacente não ultrapassou 5°C. Esses cuidados foram tomados para se garantir uma perfeita homogeneidade térmica do CP, nas direções radial e longitudinal, próximo à medida do extensômetro e, dessa forma, a confiabilidade dos resultados.

TABELA 1 – Composições químicas dos aços estudados (% em massa).

Aço	A1	A2	A3	A4	A5	A6
C	0,04	0,10	0,10	0,15	0,15	0,51
Mn	0,40	0,40	0,81	0,82	1,24	0,83
Si	0,03	0,03	0,03	0,19	0,20	0,20

Os ensaios consistiram no aquecimento do CP a 10°C/s até temperaturas de 900°C, 1000°C e 1100°C, encharque nessas temperaturas por 120 s, seguindo-se o resfriamento até 900°C a 10°C/s. A partir dessa temperatura, o CP foi resfriado com velocidades controladas de 2°C/s, 10°C/s e 20°C/s. Foram registrados os dados de variação dimensional do CP em função da temperatura e do tempo, para construção da curva dilatométrica, além de outras variáveis características de controle do equipamento.

Previamente aos ensaios dilatométricos, foram realizadas determinações do tamanho de grão austenítico dos aços estudados, quando aquecidos às temperaturas de encharque utilizadas. Nesses ensaios, foi imposto o ciclo térmico citado até atingir-se 900°C, no resfriamento, quando os CPs foram temperados em água até a temperatura ambiente. Por medições de interceptos dos contornos de grão, após conveniente ataque químico para observação metalográfica, foi determinado o tamanho de grão austenítico. Os valores médios para os aços de A1 a A5 foram 8 µm, 19 µm e 47 µm, respectivamente para as temperaturas de encharque de 900°C, 1000°C e 1100°C. No entanto, para o aço de alto teor de carbono (A6), o grão foi maior, sendo os valores médios de 30 µm, 40 µm e 146 µm, para as mesmas temperaturas.

### 3 CÁLCULOS TERMODINÂMICOS

Foi desenvolvida uma rotina computacional para cálculo das linhas de equilíbrio, representadas no diagrama binário Fe-C, que delimitam o campo bifásico ferrita/austenita e da linha austenita/cementita ( $A_{cm}$ ), em aços com adições dos elementos Mn, Si, e outros substitucionais não relevantes para o presente estudo. A rotina foi baseada na metodologia e base de dados de Kirkaldy<sup>6,7</sup>, que foram estabelecidas originalmente para cálculo da temperatura de início de formação da ferrita proeutetóide em condições de equilíbrio, denominada  $A_{e3}$ . Os dados da variação de energia livre do Fe, na transformação da austenita para a ferrita, foram obtidos do trabalho de Harvig<sup>8</sup>, uma vez que não foram citados por Kirkaldy<sup>6,7</sup>.

As equações (1) e (2) foram utilizadas para cálculo das linhas de equilíbrio que delimitam o campo bifásico. O subscrito 0 refere-se ao Fe, e os subscritos de 1 a n referem-se ao C, Mn, Si, e demais elementos em solução sólida eventualmente existentes, nesta ordem.

Para o ferro:

$$\frac{\Delta^0 G_0^{\alpha-\gamma}}{RT} - \frac{1}{2} \sum_{i,k=1}^n \varepsilon_{ik}^{\gamma} X_i^{\gamma} X_k^{\gamma} + \ln X_0^{\gamma} = \ln X_0^{\alpha} - \frac{1}{2} \sum_{i,k=1}^n \varepsilon_{ik}^{\alpha} X_i^{\alpha} X_k^{\alpha} \quad (1)$$

Para os demais elementos (i=1 ~ n, no primeiro termo):

$$\frac{\Delta^0 G_i^{\alpha-\gamma}}{RT} + \sum_{k=1}^n \varepsilon_{ik}^{\gamma} X_k^{\gamma} + \ln X_i^{\gamma} = \ln X_i^{\alpha} + \sum_{k=1}^n \varepsilon_{ik}^{\alpha} X_k^{\alpha} \quad (2)$$

Onde,

$\Delta^0 G_i^{\alpha-\gamma} = {}^0 G_i^{\gamma} - {}^0 G_i^{\alpha}$ : variação de energia livre padrão molar, ou potencial químico, quando o elemento i (i = 0 ~ n) passa da fase austenita,  $\gamma$ , para a ferrita,  $\alpha$ ;

$X_i^{\alpha}$ : fração molar do elemento i na ferrita;

$X_i^{\gamma}$ : fração molar do elemento i na austenita

$\varepsilon$ : parâmetro de interação de Wagner;

T: temperatura absoluta;

R: constante dos gases.

O parâmetro de interação de Wagner e a variação de energia livre padrão molar são calculados por expressões em função da temperatura<sup>6,7</sup>. Para uma dada composição química inicial do aço, as concentrações em porcentagem em massa são transformadas para frações molares na austenita. Introduzindo-se essas frações nas expressões (1) e (2), obtém-se um sistema de n+1 equações não lineares nas n+1 incógnitas, que são as n frações molares na ferrita e a temperatura T. Esse sistema foi resolvido, partindo-se de valores arbitrários iniciais, de acordo com a sugestão de algoritmo de Kirkaldy<sup>7</sup> e aplicando-se o método de Newton-Raphson<sup>9</sup>. Após convergência da solução, a temperatura T obtida é a Ae<sub>3</sub>, e as frações molares, obtidas na ferrita, e a inicial na austenita, definem um ponto em cada linha de equilíbrio que delimita o campo bifásico.

Para a obtenção de um novo par de pontos nessas linhas, foi dado um incremento ao teor de carbono do aço, recalculadas as concentrações dos demais elementos em termos de porcentagem em massa e de fração molar na austenita, e resolvido novamente o sistema de equações. Aplicando-se esse procedimento sucessivamente para uma ampla faixa de teor de carbono, foi possível o traçado completo das linhas de equilíbrio.

Para a linha Ac<sub>m</sub>, foi utilizada a equação (3) obtida por Kirkaldy<sup>7</sup>. Os coeficientes de partição k<sub>i</sub>, os parâmetros de interação de Wagner  $\varepsilon$ , e a fração molar de carbono na linha Ac<sub>m</sub> na ausência de elementos de liga, X<sub>1</sub><sup>C</sup>, são expressos em função da temperatura. Portanto, a curva da fração molar de carbono na linha Ac<sub>m</sub>, X<sub>1</sub>, para cada temperatura, pode ser determinada pela aplicação direta dessa equação.

$$X_1 - X_1^C = - \frac{X_1^C \sum_{i=2}^n X_i \left[ k_i - 1 + (1 + \varepsilon_{i1}) (X_1^{II} - X_1^C) \right]}{X_1^{II} + X_1^C \left[ (X_1^{II} - X_1^C) (1 + \varepsilon_{11}) - 1 \right]} \quad (3)$$

Onde,

$X_1^{II}$ : fração molar de carbono na cementita = 0,25;

$X_i$ : fração molar dos elementos Mn, Si, e outros substitucionais não pertinentes a esse estudo, na austenita;

$\varepsilon_{11}$ : parâmetro de interação de Wagner carbono-carbono;

$\varepsilon_{i1}$ : parâmetro de interação de Wagner carbono-substitucional.

A temperatura eutetóide,  $Ae_1$ , foi determinada pela interseção entre as linhas de equilíbrio  $Ae_3$ , e  $Ac_m$ .

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Temperatura $Ar_3$

Experimentalmente, a temperatura  $Ar_3$  pode ser determinada numa curva dilatométrica obtida em resfriamento contínuo pelo momento em que essa curva começa a se desviar do trecho reto relativo à contração térmica da austenita. No presente trabalho, foi realizada uma criteriosa determinação dessa temperatura nos ensaios realizados com o auxílio das derivadas da curva dilatométrica.

Ao aplicar as condições dos ensaios realizados a diversas equações propostas na literatura<sup>2-4</sup> para o cálculo de  $Ar_3$ , verificou-se uma considerável dispersão entre os resultados fornecidos por elas. Além disso, houve também significativa diferença entre os valores medidos no presente estudo e os obtidos por tais equações, exceto a proposta por Miettinen<sup>5</sup>. Esse pesquisador obteve os valores de  $Ar_3$  a partir de uma compilação de diagramas CCT, e levou em consideração todas as variáveis que influem na transformação da austenita, além de ter incluído um universo grande de dados.

Assim, foi desenvolvida uma regressão estatística para os valores de  $Ar_3$  medidos, em função das variáveis composição química do aço, tamanho de grão inicial,  $A$ , em número ASTM e da velocidade de resfriamento, seguindo a expressão de Miettinen<sup>5</sup>. O número ASTM<sup>10</sup> é determinado a partir do tamanho de grão  $d_\gamma$ , em  $\mu\text{m}$ , através da relação (4). A regressão obtida é dada em (5). Observa-se que o coeficiente de determinação  $r^2$  foi elevado, assim como o número de pontos experimentais  $n$ , indicando o bom ajuste obtido. O gráfico comparativo dos valores medidos com os calculados pela regressão (5) é mostrado na figura 1, onde fica evidenciado o grau de ajuste obtido.

$$A = -2\ln(0,002d_\gamma) / \ln(2) \quad (4)$$

$$Ar_3 = 874,44 - 512,0465(\%C) - 40,915(\%Mn) + 23,075(\%Si) + 567,126(\%C)^2 - 199,551(\%C)(\%Mn) + 265,797(\%C)(\%Si) + 4,148A - 1,03TR^{0,5} - 11,334\ln(TR) \quad (5)$$

$$n = 94; r^2 = 0,9888$$

Onde,

TR: velocidade de resfriamento ( $^{\circ}\text{C/s}$ ).

Observa-se na equação (5) que os coeficientes dos termos são consistentes com sua interpretação física. Por exemplo, os coeficientes do C e do Mn são negativos, indicando que o aumento destes elementos, que são conhecidos por estabilizarem a austenita, provoca redução em  $Ar_3$ , ao passo que o coeficiente do Si é positivo, coerente com seu efeito de reduzir o campo austenítico. Os efeitos da velocidade de resfriamento e do tamanho de grão são, também, consistentes com sua interpretação física, ou seja, há uma redução em  $Ar_3$  com o aumento destas variáveis.

Destaca-se que os dados cobrem uma ampla faixa de condições, em termos de composição química, velocidade de resfriamento e tamanho de grão. Aliando-se ao elevado número de pontos experimentais, pode-se dizer que essa equação é suficientemente precisa e robusta para o cálculo de  $Ar_3$  nos aços C-Mn processados na laminação de tiras a quente.

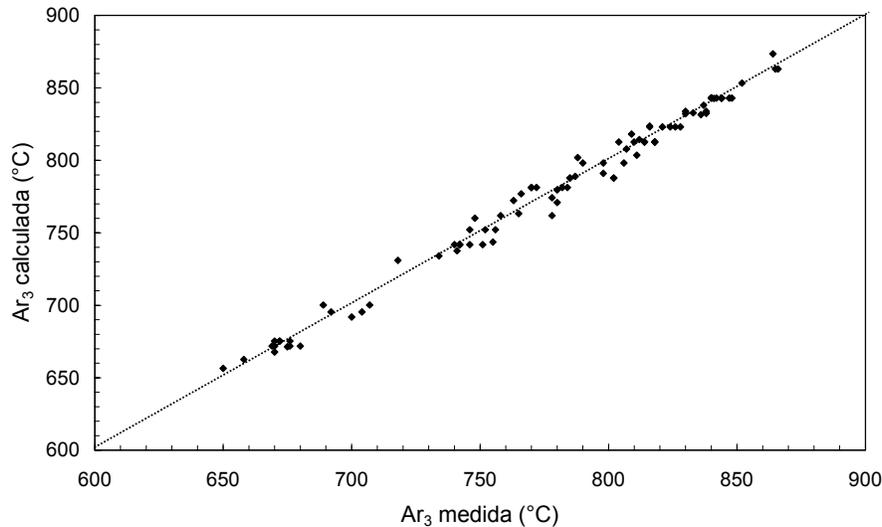


FIGURA 1 – Valores de  $Ar_3$  medidos e calculados pela regressão obtida.

#### 4.2 Temperatura $Ar_1$

Apesar de que alguma formação de ferrita possa ocorrer após o início do aparecimento da perlita, em termos práticos, isto representa uma quantidade desprezível, sendo correto admitir que a formação da ferrita e da perlita seja sucessiva. Isso permite definir um valor único para  $Ar_1$ . É possível a obtenção de regressões estatísticas para estimativa da  $Ar_1$ , mas a precisão é bem menor que para a  $Ar_3$ , devido, principalmente, à dificuldade de determinação deste ponto nas curvas dilatométricas. Outra questão a respeito dessa determinação é que a velocidade de resfriamento nos ensaios dilatométricos nem sempre é mantida constante e igual à obtida até o início da transformação, o que pode gerar distorções na aplicação da equação, dependendo de como essa velocidade é calculada.

Nesse contexto, foi utilizada uma forma alternativa de determinação da  $Ar_1$  nos aços estudados, empregando-se a idéia original de Hultgren<sup>10</sup>, posteriormente aplicada por Suehiro<sup>12</sup>. De acordo com essa proposição, a temperatura  $Ar_1$  pode ser determinada pelo momento em que a concentração de carbono na austenita atinja a linha  $Ac_m$  extrapolada. Admitindo-se que a difusão do carbono seja suficientemente rápida para haver partição completa durante a transformação, pode-se estimar sua concentração na austenita,  $C_\gamma$ , em função da fração formada de ferrita,  $X_\alpha$ , pela equação (6).

$$C_\gamma = \frac{C_0 - X_\alpha C_\alpha}{1 - X_\alpha} \quad (6)$$

Onde  $C_0$  é a concentração inicial de carbono no aço.

No presente trabalho, a fração transformada foi calculada a partir das curvas dilatométricas pelo método tradicional da regra da alavanca<sup>13</sup>. Através da rotina computacional desenvolvida, foram realizados cálculos da  $Ar_1$  para todos os ensaios considerados, empregando-se esses conceitos. Assim, esse cálculo depende da

cinética de transformação e do conhecimento das linhas de equilíbrio, através dos cálculos termodinâmicos.

A figura 2 mostra um exemplo gráfico da evolução do enriquecimento da austenita e da temperatura  $Ar_1$  para um dos ensaios realizados. O CP foi do aço A3, encharcado a 1100°C e resfriado a 10°C/s a partir de 900°C. A temperatura  $Ae_3$  foi de 841°C, a  $Ar_3$  de 766°C, e a  $Ar_1$ , de 664°C. A fração final de ferrita no CP poderia ser calculada aplicando-se a regra da alavanca para porcentagem de fases nesse ponto. Observa-se que à medida que a temperatura  $Ar_1$  diminui, a fração final de ferrita diminui, conforme observado na prática.

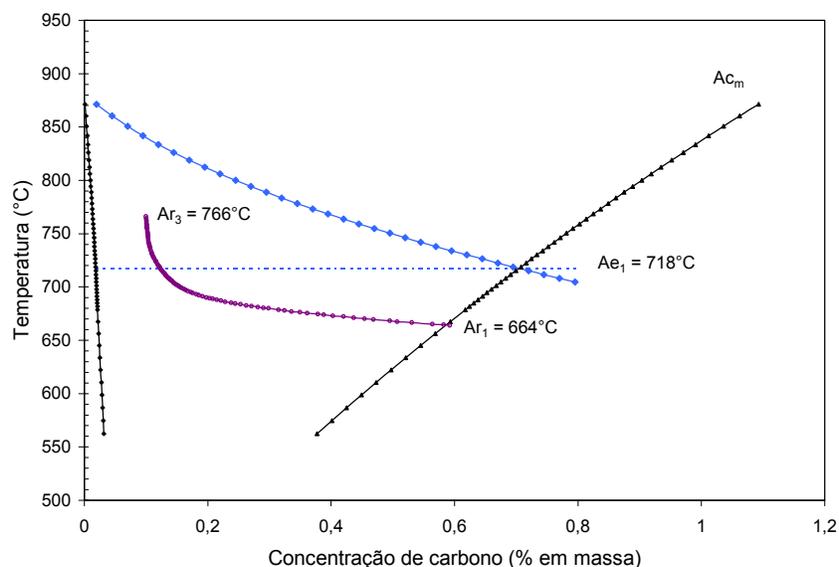


FIGURA 2 – Cálculo da  $Ar_1$  pelo enriquecimento da austenita para um ensaio onde a  $Ar_1$  foi abaixo da  $Ae_1$ .

Em alguns ensaios onde a transformação ocorreu a temperaturas muito altas, o enriquecimento da austenita seguiu uma curva da forma mostrada na figura 3. A interseção  $Ar_{1\gamma}$  com a linha  $Ae_3$  foi atingida antes da temperatura  $Ae_1$ . No exemplo dessa figura, o ensaio foi com um CP do aço A2, encharcado a 1000°C e resfriado a 2°C/s a partir de 900°C.

Uma vez que a perlita somente se forma em temperaturas abaixo de  $Ae_1$ , o ponto  $Ar_{1\gamma}$  não pode significar o final da formação da ferrita, mas implica que houve progresso da transformação com a queda da temperatura até a  $Ae_1$ , ou ainda abaixo dela. Como a cinética da transformação para a ferrita proeutetóide é controlada pela difusão de carbono na austenita, o que causa seu enriquecimento, provavelmente a transformação foi bastante rápida até o ponto  $Ar_{1\gamma}$ . Entre esse ponto e  $Ae_1$ , a transformação continuaria de forma mais lenta, pois o controle da reação não seria mais a difusão de carbono, mas a variação de energia livre entre a austenita e a ferrita. Como esta variação de energia livre é função da temperatura, a velocidade de resfriamento estaria, portanto, controlando a reação. Uma vez que a transformação é desacelerada a partir de  $Ar_{1\gamma}$ , deve haver uma inflexão da derivada da curva dilatométrica nesse ponto. Além disso, é pertinente observar que para esses casos a temperatura  $Ar_1$  coincide com a  $Ae_1$ .

A análise das curvas dilatométricas, com o auxílio de suas derivadas, mostrou realmente a presença de inflexões em parte dos ensaios realizados. A figura 4 mostra, por exemplo, para o aço A2, que os valores medidos da temperatura

nos pontos de inflexão seguem a variação dos valores calculados de  $Ar_{1\gamma}$  ou  $Ar_1$ , indicando que a metodologia aplicada é válida.

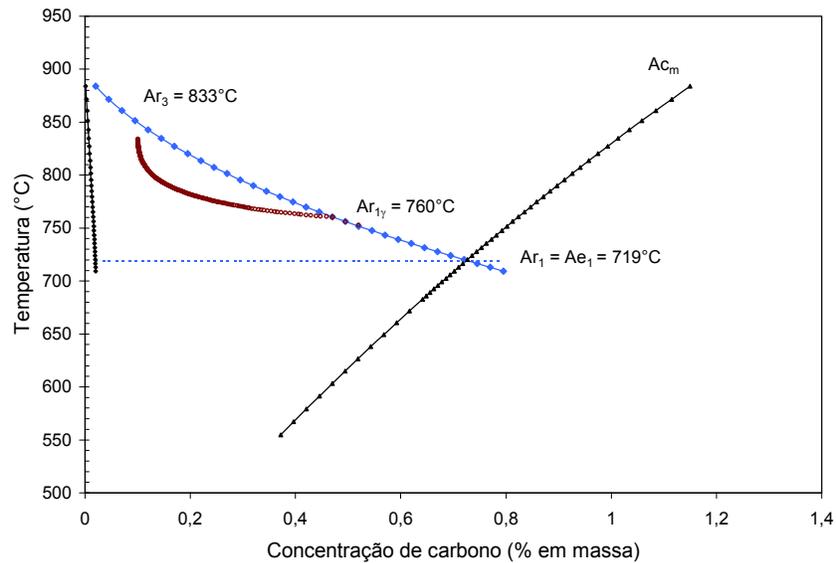


FIGURA 3 – Cálculo da  $Ar_1$  pelo enriquecimento da austenita para um ensaio onde a  $Ar_1$  coincide com a  $Ae_1$ .

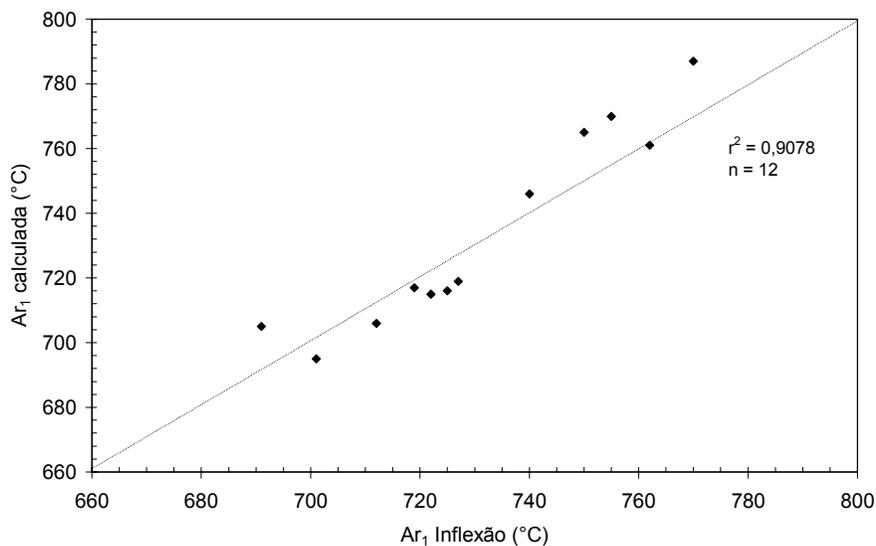


FIGURA 4 – Comparação entre valores calculados de  $Ar_1$  pela metodologia do enriquecimento e de pontos de inflexão na curva dilatométrica.

## 5 CONCLUSÕES

A temperatura  $Ar_3$  pode ser determinada com precisão, para as condições usuais da laminação de tiras a quente de aços C-Mn, por regressões estatísticas, desde que sejam levados em consideração todos os fatores que afetam a transformação, que são a composição química do aço, o tamanho de grão inicial e a velocidade de resfriamento.

A metodologia desenvolvida para cálculo da temperatura  $Ar_1$  em aços C-Mn mostrou-se consistente com as observações experimentais. Esse cálculo envolve a

determinação das linhas de equilíbrio, pela termodinâmica, e o estabelecimento de modelos para a cinética de transformação. Esses dois aspectos podem ser incorporados num modelo matemático geral para previsão da transformação.

Esses resultados são importantes porque podem ser aplicados aos processos industriais de laminação de tiras a quente dos aços C-Mn, trazendo melhorias com relação ao ajuste do processo, ao seu controle e à obtenção de propriedades mecânicas em faixas mais restritas no produto.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1) SANTOS, A. A.; MELO, T. M. F.; ALÉ, R. M. Mathematical Modelling of Austenite Conditioning during Hot Strip Rolling at Usiminas. In: MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY CONF., ISS/TMS, 2003, Chicago, **Proceedings...**p. 221-230.
- 2) TAMURA, I.; OUCHI, C.; TANAKA, T.; SEKINE, H. Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels. London: Butterworths, 1988., p. 162.
- 3) CHOO, S. D.; CHOO, W. Y. An Integrated Model for Microstructural Evolution and its Application to the Properties Prediction of Plate Steels. In: 42<sup>nd</sup> MWSP CONF. ISS, v. 38, 2000, **Proceedings...** p. 407-417.
- 4) CHOQUET, P.; LE BON, A.; PERDRIX, C. Mathematical Model for Prediction of Austenite and Ferrite in Hot Rolling Processes. In: INT. SYMP. ON MATHEMATICAL MODELLING OF HOT ROLLING OF STEEL, 1990, **Proceedings...** Quebec, p. 34.
- 5) MIETTINEN, J. Simple Semiempirical Model for Prediction of Austenite Decomposition and Related Heat Release During Cooling of Low Alloyed Steels. **Ironmaking and Steelmaking**. v. 23, n. 4, p. 346-356, 1996.
- 6) KIRKALDY, J. S.; BAGANIS, E. A. Thermodynamic Prediction of the  $A_{e3}$  Temperature of Steels with Additions of Mn, Si, Ni, Cr, Mo, Cu. **Metal. Trans. A**, v. 9A, p. 495-501, 1978.
- 7) KIRKALDY, J. S.; THOMSON, B. A.; BAGANIS, E. A Prediction of Multicomponent Equilibrium and Transformation Diagrams for Low Alloy Steels, IN: HARDENABILITY CONCEPTS WITH APPLICATIONS TO STEEL, The Metallurgical Soc. of AIME, 1978, **Proceedings...** p.82-25.
- 8) HARVIG, H. The Iron-Carbon System in the Temperature Range 500-1150°C. **Jernkont. Ann.**, p. 155-161, 1951.
- 9) CARNAHAN, B.; LUTHER, H. A.; WILKES, J. O. **Applied Numerical Methods**, John Wiley & Sons, 1969.
- 10) ASTM E 112-95 – Standard Test Methods of. Determining Average Grain Size.
- 11) HULTGREN, A. Isothermal Transformation of Austenite, **Trans. ASM**, v. 39, p. 915-005, 1947.
- 12) SUEHIRO, M.; SENUMA, T.; ODA, T.; KONISHI, S. Development of Mathematical Model for Predicting Transformation of High-Carbon Steel During Cooling on Runout Table and its Application to On-line Temperature Control of Hot Strip Mill, **NSC Techn. Report**, n. 67, p. 49-56, 1995.
- 13) MESPLONT, C.; ZHAO, J. Z.; VANDEPUTTE, S.; COOMAN, B. C. An Improved Method for Determining the Continuous Cooling Transformation Diagram of C-Mn Steels. **Steel Research**, v. 72, n. 7, p. 263-270, 2001.

# PREDICTION OF CRITICAL TEMPERATURES OF THE AUSTENITE DECOMPOSITION IN FERRITE AND PEARLITE DURING CONTINUOUS COOLING<sup>(1)</sup>

Antônio Adel dos Santos<sup>(2)</sup>

## ABSTRACT

The austenite transformation during continuous cooling plays an important role in the industrial hot strip rolling process, since it has a pronounced effect on the mechanical properties of the finished products as well as on the process control. Concerning the development of mathematical models for predicting the austenite transformation in the Hot Runout Table, it was proposed in this paper: (a) a statistical regression for calculating the proeutectoid ferrite start formation temperature,  $Ar_3$ , and (b) a method for predicting the pearlite start formation temperature  $Ar_1$ . Dilation/temperature curves were constructed from a series of tests carried out in the Gleeble machine using tubular specimens. Chemical composition, initial austenite grain size and the cooling rate were changed so that the usual range found in industrial process could be met. It was also necessary to develop a routine for calculating the equilibrium lines in the binary Iron-Carbon phase diagram.

The statistical regression for the  $Ar_3$  has shown a good fit and can be applied to the industrial hot strip rolling process, as the range of input variables was accordingly chosen. The  $Ar_1$  temperature was determined by a procedure that takes into account the austenite enrichment in carbon, the transformation kinetics and the equilibrium lines in the Iron-Carbon diagram.

**Key words:** phase transformation, continuous cooling, C-Mn steels.

---

(1) Technical Contribution to the 41<sup>st</sup> Rolling Seminar - Processes, Rolled and Coated Products of Brazilian Society for Metallurgy and Materials (ABM) – Joinville, SC, Brazil, October 26-28, 2004.

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