

TRANSFORMAÇÃO DE FASE EM AÇO ALTO CARBONO DURANTE RESFRIAMENTO CONTÍNUO¹

Antônio Adel dos Santos²

Resumo

Foi investigada a transformação de fase de um aço 0,51%C-0,83%Mn-0,20%Si em resfriamento contínuo, por meio de ensaios em simulador termomecânico Gleeble 3500. Foram determinadas: a evolução do tamanho de grão durante austenitização; as temperaturas de início e final de transformação e a cinética de transformação da austenita em ferrita e perlita, destacando-se o efeito da recalescência devido à formação da perlita. Adicionalmente, foram desenvolvidos modelos matemáticos para previsão da cinética de transformação e da microestrutura final formada. O estudo da transformação de aços alto carbono é muito importante do ponto de vista tecnológico da produção de bobinas a quente, pois, além de influir nas propriedades mecânicas finais desejadas, a transformação afeta o controle do processo de resfriamento forçado na mesa após a laminação de acabamento e, também, a ocorrência do defeito chamado ovalização das bobinas durante seu resfriamento.

Palavras-chave: Aços alto carbono; Transformação de fases; Modelo matemático; Dilatometria.

PHASE TRANSFORMATION IN HIGH-CARBON STEEL DURING CONTINUOUS COOLING

Abstract

Phase transformation of a steel containing 0.51%C-0.83Mn%-0.20%Si during continuous cooling was investigated based on experiments using a Gleeble 3500 thermo-mechanical simulator, with focus on: austenitic grain size evolution during austenitizing; temperatures of start and end of transformation and kinetics of transformation of the austenite into ferrite and pearlite. The remarkable effect of recalescence during pearlite transformation is shown. In addition, mathematical models for predicting the kinetics of transformation and the final microstructure phase fractions were developed. The investigation of phase transformation in high-carbon steels is very important from the standpoint of commercial production of hot-rolled coils, since it affects both the control of process during the run-out cooling table and the coil collapse phenomena, besides influencing the final mechanical properties of the steel.

Key words: High-carbon steel; Phase transformation; Mathematical model; Dilatometry.

¹ Contribuição técnica ao 67º Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, D.Sc, M.Sc., CQE/ASQ, Centro de Tecnologia 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. Dependendo da composição química e condições operacionais, a transformação não se completa na mesa, mas continua durante o processo de bobinamento. Do ponto de vista de propriedades mecânicas finais do aço laminado a quente, a transformação de fases representa a última e mais importante etapa para sua obtenção. Adicionalmente, esta transformação exerce, indiretamente, papel fundamental nas condições de controle do processo de resfriamento, especialmente nos aços de alto teor de carbono.

No caso desses aços, ocorrem dois fatos de grande relevância tecnológica para o processo e que são inerentes à transformação de fase durante o resfriamento contínuo. O primeiro refere-se ao calor liberado pela transformação. A formação das fases e constituintes a partir da austenita ocorre com a liberação de calor latente, que é mais intenso na formação da perlita. Como este constituinte aumenta com o teor de carbono, os aços com teores elevados deste elemento tendem a apresentar o fenômeno de recalescência (aumento da temperatura, mesmo durante condições de resfriamento) durante o resfriamento após laminação, o que dificulta o controle do processo. O segundo fato é que o carbono diminui as temperaturas de transformação, de forma que, numa linha de tiras a quente, a transformação tende a se prolongar para depois do bobinamento. Devido à expansão térmica durante a transformação, e com a simultaneidade do processo de bobinamento e resfriamento, as espiras da bobina podem ceder ao tensionamento imposto, causando o fenômeno chamado de ovalização da bobina.⁽¹⁾

Por isso, muitos esforços têm sido despendidos em estudos voltados para a compreensão dos mecanismos envolvidos e para o desenvolvimento de modelos de previsão da transformação.⁽²⁻⁴⁾

O estudo da transformação da austenita envolve a determinação de características tais como: as fases formadas, as temperaturas de início e final de sua formação, a cinética de reação, e os aspectos microestruturais do produto final, como o tamanho de grão ferrítico e o espaçamento interlamelar da cementita na perlita. Essas características 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 CMn, 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.⁽⁵⁾ O efeito das condições de resfriamento é traduzido diretamente pela velocidade de resfriamento.

Neste trabalho foi realizada uma investigação da transformação da fase austenita em ferrita e perlita durante o resfriamento contínuo, em condições típicas do processo de produção de tiras a quente de aços alto carbono, aproximadamente 0,5%C. Foram realizados ensaios de austenitização e ensaios dilatométricos em simulador termomecânico Gleeble 3500. Foram determinadas as características de transformação, tais como tamanho de grão austenítico prévio, temperaturas de início e final de transformação, juntamente com sua cinética. Adicionalmente, foram desenvolvidas equações e modelos matemáticos para previsão destas características.

2 METODOLOGIA

Foi fabricado um lingote em forno de fusão a vácuo de um aço com 0,51%C-0,83%Mn-0,20%Si, que foi laminado a quente em chapa até a espessura de 40 mm. Desta chapa foram confeccionados corpos-de-prova (cps) tubulares de 10 mm de diâmetro externo, espessura de parede de 1 mm e 100 mm de comprimento.

Estes cps foram submetidos a ciclos térmicos em simulador termomecânico Gleeble 3500 (Figura 1), que mostra curvas reais de temperatura. Na Figura 1a é ilustrado o ciclo térmico constituído de austenitização seguida de têmpera, visando à determinação do tamanho de grão austenítico. No exemplo, a austenitização foi a 1.000°C. Nestes ciclos o cp foi aquecido entre 900°C e 1.150°C, a 10°C/s, encharcado por 2 min, resfriado a 10°C/s até 900°C, e, a partir desta temperatura, resfriado rapidamente por jatos de água até a temperatura ambiente. Nos ciclos onde o encharque foi acima de 900°C houve espera de 3 s a 900°C, no resfriamento, para homogeneização da temperatura do cp. A eficiência de resfriamento foi altíssima, garantindo taxas de até 600°C/s, com consequente têmpera do cp.

Na Figura 1b são mostrados os ciclos com resfriamento controlado, nos quais, após o encharque e resfriamento até 900°C nas mesmas condições dos ciclos de austenitização, os cps foram resfriados com taxas programadas de 2°C/s, 10°C/s e 20°C/s até a temperatura ambiente. Estes foram os ensaios dilatométricos, voltados para determinação da cinética de transformação da austenita.

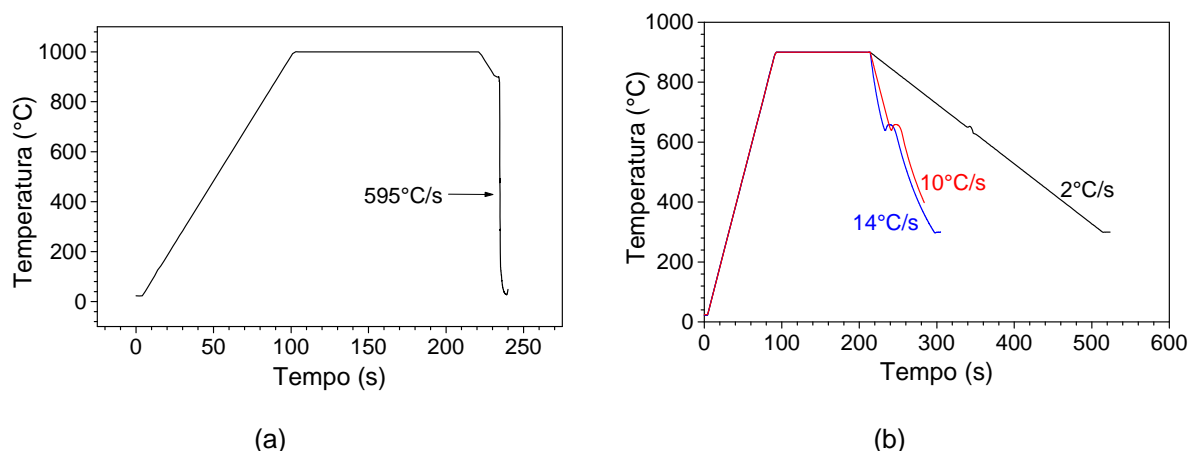


Figura 1. Ciclos térmicos dos ensaios realizados neste estudo. (a) ciclo de austenitização e têmpera. (b) ciclo para os ensaios dilatométricos.

Na Figura 1b estão indicados os valores obtidos de taxa de resfriamento até o início de transformação de fases. Para a taxa programada de 20°C/s, o valor máximo obtido foi 14°C/s. Na Gleeble existe a possibilidade de injeção de gases refrigerantes diretamente sobre o cp para intensificar o resfriamento, porém os testes realizados mostraram que este procedimento criaria gradientes de temperatura consideráveis e, por isso, foi abandonado. Assim, somente o gás argônio injetado na câmara de ensaio, para evitar oxidação do cp, não permitiu taxas superiores a 14°C/s. Quando a taxa programada é menor que a máxima taxa obtida com o resfriamento natural, como no caso de 2°C/s, o sistema de controle de temperatura impõe a passagem de corrente elétrica no cp para aquecê-lo por efeito Joule, e assim, a taxa fica

controlada. Observa-se na figura o efeito de recalescência do cp durante a transformação da austenita.

Nos ensaios dilatométricos, foi fixado um extensômetro de alta precisão (1 μm) diametralmente no meio do comprimento do cp para registro das variações dimensionais. Na Gleeble, o controle de temperatura foi feito por um termopar soldado na superfície do cp, na mesma posição do extensômetro. Adicionalmente, em alguns ensaios, 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, aliados às dimensões utilizadas dos cps, 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.

Na Figura 2 é mostrada uma fotografia do cp durante o período de encharque no interior da câmara de ensaio. No início do ensaio, após fechamento da câmara, foi feito vácuo no seu interior e, posteriormente, injetado argônio durante o transcorrer dos ensaios, evitando a oxidação do cp.

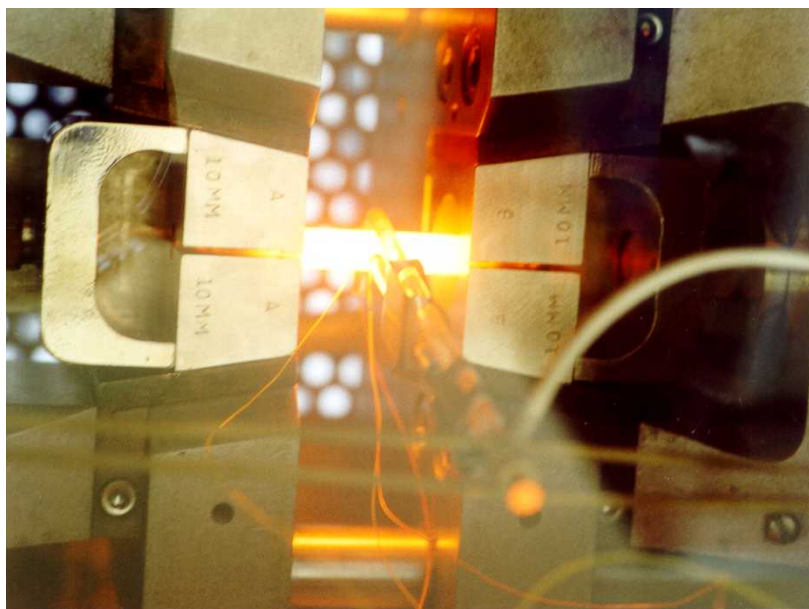


Figura 2. Fotografia do cp no interior da câmara de ensaio da Gleeble, obtida durante o encharque.

Os cps temperados foram submetidos ao revenimento a 500°C por 1 h visando decorar os contornos de grão austeníticos e permitir a sua revelação após ataque químico. Posteriormente, os cps foram seccionados transversalmente na posição do termopar de controle de temperatura, e a seção foi polida e atacada com uma solução de ácido pícrico. O tamanho de grão foi determinado pela contagem de interceptos. Também os cps submetidos aos ensaios dilatométricos foram seccionados no meio do seu comprimento, na posição do termopar. As seções foram polidas e atacadas com reagente químico nital 4% para revelação da microestrutura.

Para suportar o desenvolvimento do modelo de cinética de transformação, foi desenvolvida uma rotina computacional⁽⁶⁾ para cálculo das linhas de equilíbrio ferrita/austenita, austenita/cementita e ferrita/cementita, representadas num diagrama binário Fe-C, baseada na metodologia e base de dados de Kirkaldy, Baganis e Thomson.^(7,8)

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Tamanho de Grão Antes da Transformação

O tamanho de grão austenítico, TGA, variou entre 28 μm , para encharque a 900°C por 2 min, a 159 μm , com encharque a 1.150°C por 4 min. Na Figura 3a, é mostrada como exemplo, a estrutura austenítica após encharque a 1.000°C por 2 min. Na figura 3-b é mostrada a evolução do grão com a temperatura, que segue uma curva exponencial, como esperado. Para cada temperatura, são mostrados dois pontos no gráfico, exceto a 1.150°C. O inferior corresponde ao tempo de encharque padrão usado nos ensaios, de 2 min, enquanto que o superior corresponde a ensaios adicionais realizados com encharque de 4 min. Nota-se que o efeito do tempo é notável, mas menor que o da temperatura.

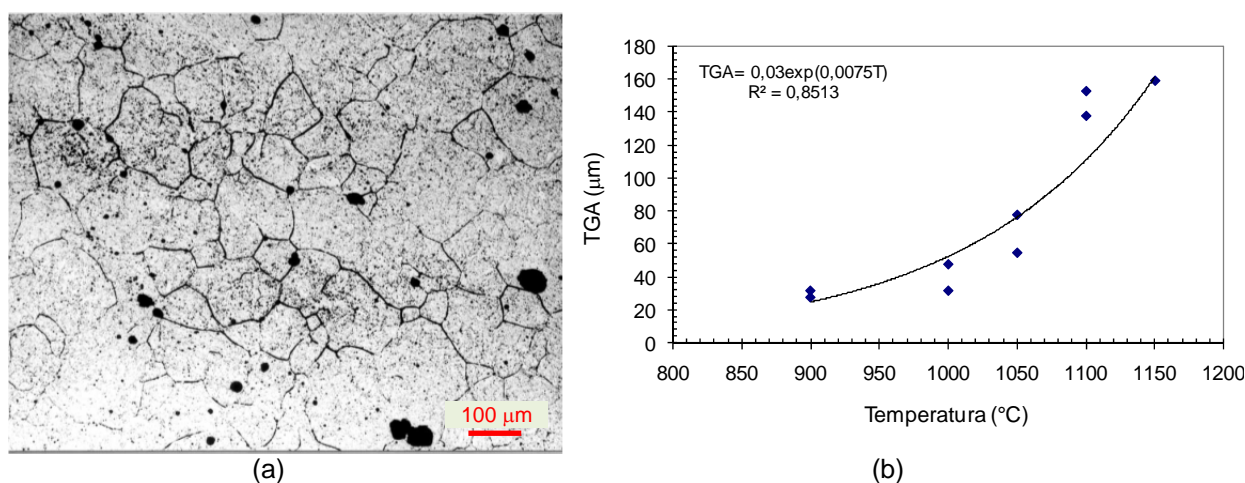


Figura 3. Tamanho de grão austenítico. (a) microestrutura após encharque a 1.000°C por 2 min; (b) evolução do tamanho de grão com a temperatura.

3.2 Curvas Dilatométricas

Na Figura 4 é mostrado, como exemplo, um conjunto de curvas para um dos ensaios com taxa de resfriamento de 10°C/s e tamanho de grão inicial de 146 μm . Na Figura 4a, é mostrado o ciclo térmico obtido, onde se percebe a recalescência durante a transformação da austenita. Na Figura 4b tem-se a curva de dilatação do cp com a temperatura (curva dilatométrica). Na Figura 4c é mostrado o gráfico da taxa de resfriamento em função da temperatura, onde fica ainda mais claro o efeito da recalescência. A taxa é mantida em -10°C/s até o início da transformação, onde começa a aumentar, atingindo a condição em que fica positiva durante a transformação, ou seja, a temperatura do cp aumenta mesmo mantendo-se as condições impostas de refrigeração. Ao final da transformação ela volta ao valor programado, ainda que durante curto intervalo de tempo.

Uma simples análise quantitativa do efeito do calor liberado na transformação da austenita pode ser feita como a seguir. Na Figura 4d é mostrada a evolução da taxa de resfriamento modificada (adicionada de 10°C/s) com o tempo. Pela análise da curva dilatométrica e do ciclo térmico, a transformação ocorreu entre os pontos (tempo, temperatura) de (280,05; 653) até (302,05; 620). O desvio de temperatura, ΔT , no período da transformação, em relação à taxa programada que vinha sendo obedecida de 10°C/s, pode ser calculado pela integral da Equação 1. No caso deste

ensaio, este cálculo foi realizado e o valor obtido foi de 182°C, ou seja, o calor de transformação elevaria a temperatura do cp em 182°C caso ele não estivesse sendo resfriado. Uma maneira ainda mais simples de estimar este valor é multiplicar a diferença de tempo entre os pontos de início e fim de transformação por 10, que é a taxa de resfriamento programada, e subtrair do resultado a diferença medida de temperatura. Este cálculo resultou em 186°C, portanto, muito próximo do valor da integral.

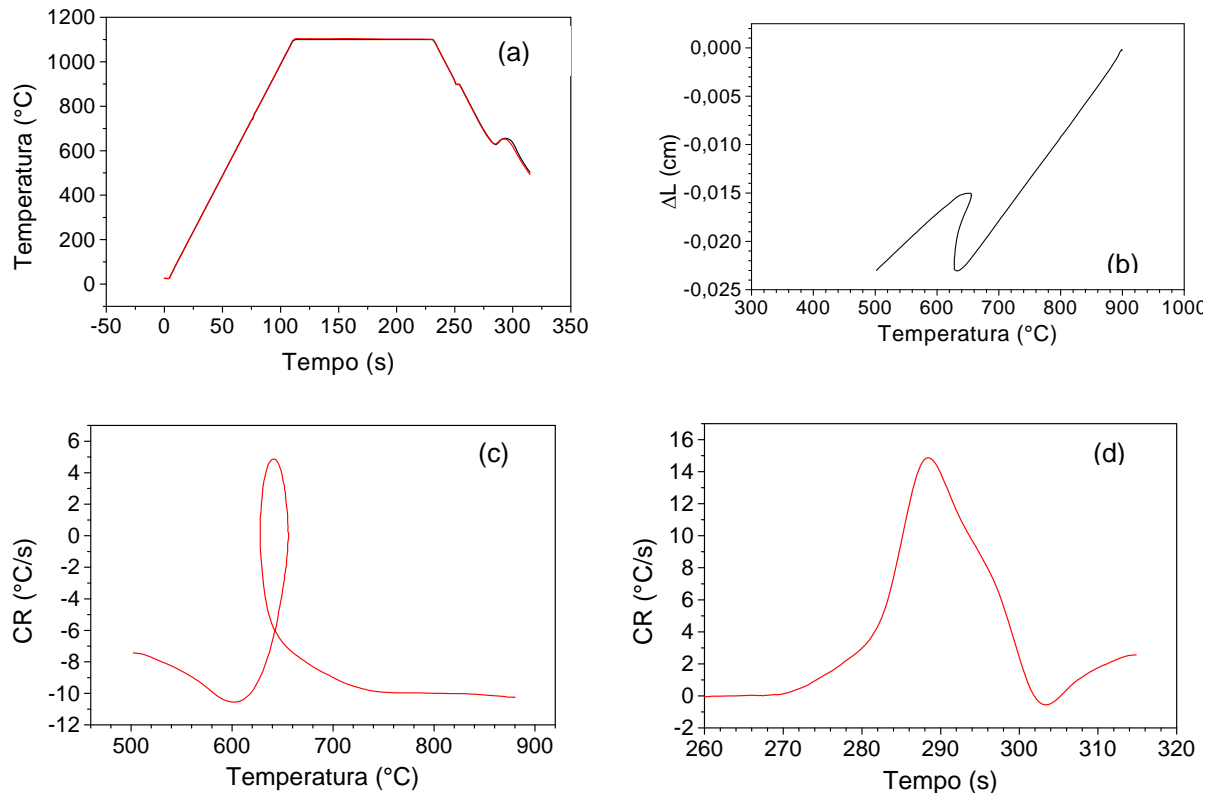


Figura 1. Gráficos relativos ao ensaio dilatométrico com cp aquecido a 1.100°C por 2 min, e resfriado, a partir de 900°C, a 10°C/s. (a) ciclo térmico; (b) curva dilatométrica; (c) taxa de resfriamento com a temperatura; (d) taxa de resfriamento modificada em função do tempo.

$$\Delta T = \int_{t_i}^{t_f} CR \cdot dt \quad (1)$$

- CR: taxa de resfriamento, °C/s;
- t_i : tempo inicial de transformação, s;
- t_f : tempo de final de transformação, s.

O calor gerado na transformação pode ser calculado a partir da definição de calor específico, fazendo-se a integração dada na Equação 2. Para um exercício de aplicação desta equação, considerou-se o calor específico⁽⁹⁾ da austenita em torno de 800°C, para um aço 0,45%C, como constante e igual a 600 J.kg⁻¹.°C⁻¹. Aplicando-se este valor e o intervalo de temperatura de 182°C, o valor de ΔH é de 109.200 J/kg. O calor de transformação de um aço com carbono de 0,50%, por cálculos termodinâmicos e por calorimetria, apresentados por Pan¹ é próximo de 72.000 J/kg. A diferença entre os valores pode ser atribuída ao fato de que o calor de transformação depende da faixa de temperatura. A avaliação de Pan⁽¹⁾ foi em condições de equilíbrio, onde as taxas de resfriamento são extremamente baixas, ao

contrário da condição de resfriamento rápido usado neste experimento. O método aqui apresentado é uma proposta para avaliação do calor de transformação dos aços CMn em condições de resfriamento contínuo, o que é muito útil para os modelos matemáticos de controle de processo na produção de tiras a quente.

$$\Delta H = \int_{Ar_3}^{T_f} c_p \cdot dT \quad (2)$$

- ΔH : calor de transformação, J/kg;
- c_p : calor específico da austenita, $J \cdot kg^{-1} \cdot ^\circ C^{-1}$;
- Ar_3 : temperatura de início de transformação, $^\circ C$;
- T_f : temperatura de final de transformação, $^\circ C$.

3.3 Temperaturas de Transformação

A temperatura de início de transformação para a ferrita, Ar_3 , é um dos mais importantes parâmetros no processo a quente dos aços. Este valor é determinado na curva dilatométrica pelo momento em que é iniciado o afastamento do comportamento linear, devido à contração da austenita. Para previsão desta temperatura, foi desenvolvida a regressão estatística dada pelas Equações 3 e 4, que é aplicável não somente ao aço em estudo, mas para aços CMnSi, com C entre 0,04% e 0,51%, Mn entre 0,40% e 0,83% e Si entre 0,03% e 0,20%. Como esperado, esta equação prevê o abaixamento da temperatura de transformação com o aumento do tamanho de grão austenítico e com a taxa de resfriamento.⁽⁶⁾

$$N = -2 \ln(0,002d_\gamma) / \ln(2) \quad (3)$$

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

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

- N: tamanho de grão ASTM;
- n: número de dados utilizados na regressão;
- d_γ : tamanho de grão austenítico, μm .

A microestrutura final do aço estudado é constituída de ferrita e perlita. Considerando um modelo sequencial de formação de fases, quando cessa a formação da ferrita, começa a formação da perlita. Visando prever por modelos a microestrutura final da bobina, neste trabalho, foi também proposta uma metodologia para calcular a temperatura de transição entre a formação da ferrita e a da perlita⁽¹⁰⁾. O início da formação da perlita é considerado no momento em que o teor de carbono na austenita remanescente da transformação da ferrita atinge a linha de equilíbrio A_{cm} , extrapolada abaixo da temperatura eutetóide. Este procedimento, no entanto, é complexo e requer cálculos computacionais por rotinas especialmente desenvolvidas.

3.4 Cinética de Transformação

Foi determinada a evolução da fração transformada utilizando-se o método simples da regra da alavanca e também uma formulação mais sofisticada, chamada aqui de método Kop-Medina.⁽¹¹⁾ Para o objetivo do presente trabalho, somente serão apresentados resultados do primeiro método. Na Figura 5 é apresentado um

conjunto de curvas de transformação relativas ao ensaio com taxa de resfriamento de 10°C/s e encharque a 1.000°C, onde o tamanho de grão foi de 40 μm. Na Figura 5a, nota-se que o tempo de transformação é 20 s. Quanto mais baixa a temperatura de transformação, mais rápida é a cinética. A curva de transformação se afasta ligeiramente da forma sigmoidal, típica da cinética de reações envolvendo nucleação e crescimento, especialmente ao final da transformação. Na literatura,⁽¹²⁾ os modelos matemáticos da cinética de formação da perlita normalmente consideram somente a etapa de crescimento, uma vez que a nucleação é muito rápida na interface austenita/ferrita. Esta interpretação pode ser útil para explicar este afastamento.

Outra maneira de visualizar a transformação é através da curva de fração transformada com a temperatura (Figura 5b), na qual a recalescência gera um formato em S. Com isso, o intervalo de temperatura de transformação é curto, diferentemente de aços com teores de carbono mais baixos. A velocidade de transformação é mais rápida no início da reação, como visualizado nas Figuras 5c e 5d.

Visando desenvolver um modelo de previsão da cinética de transformação, foi testada a formulação empregando uma equação tipo Avrami (Equação 5), acoplada com a regra da aditividade, a qual permite adequar uma equação isotérmica para a condição de resfriamento contínuo. Modelos relativamente simples como este são desejáveis do ponto de vista de sua aplicação ao processo industrial. Na Equação 5, o expoente n está relacionado aos locais de nucleação da fase, sendo o valor de $n = 2$ mais adequado para a formação da perlita², e $n = 1$, para a ferrita. Realmente, as simulações realizadas mostraram o melhor ajuste do modelo para $n = 2$, sendo este o valor adotado. Para o coeficiente b , foi usada a Expressão 6, onde A e B são constantes para cada ensaio, mas dependentes do tamanho de grão austenítico e da taxa de resfriamento. Considerando-se o conjunto de ensaios realizados, as expressões para A e B são dadas nas Equações 7 e 8.

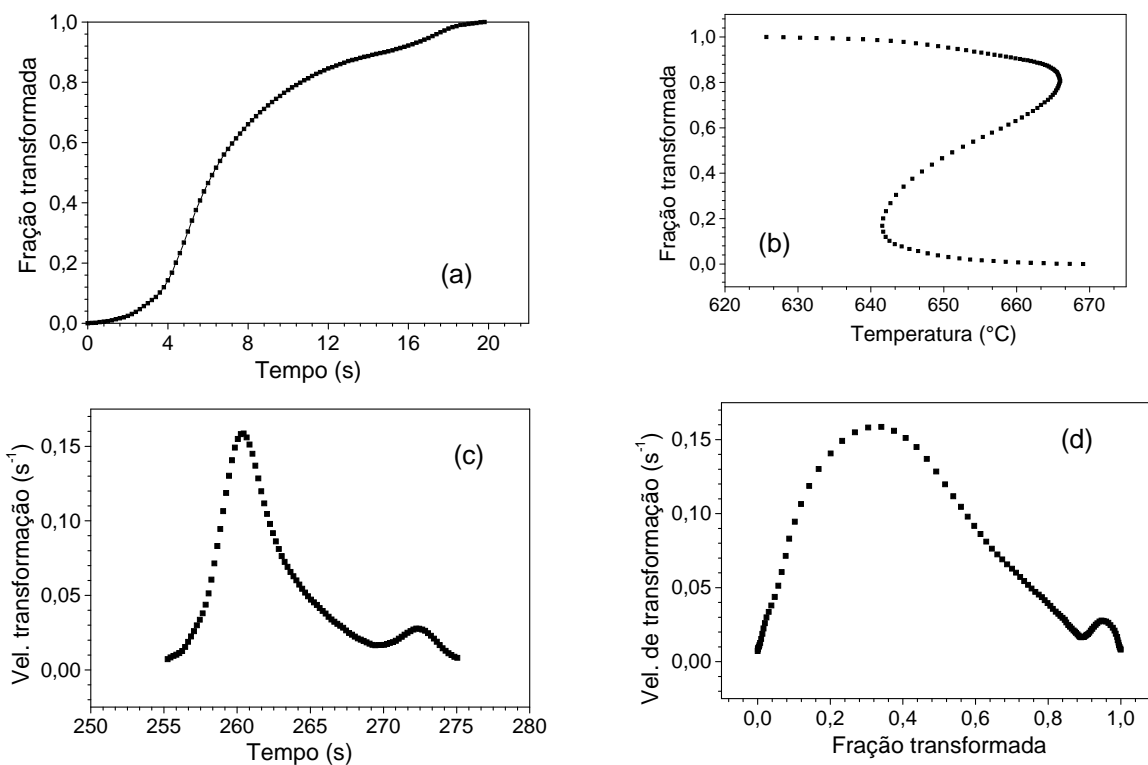


Figura 2. Gráficos relativos ao ensaio dilatométrico com cp aquecido a 1.000°C por 2 min, e resfriado, a partir de 900°C, a 10°C/s. (a) e (b) cinética de transformação; (c) e (d) velocidade de transformação.

$$X = 1 - \exp(-bt^n) \quad (5)$$

- X: fração transformada;
- t: tempo de transformação, s.

$$\ln b = A(Ae_3 - T) + B \quad (6)$$

- Ae_3 : temperatura de início de transformação em condições de equilíbrio, °C;
- T: temperatura, °C.

$$\ln(A) = -4,4987 - 0,0800 \ln(CR) + 0,4514 \ln(d\gamma) \quad (7)$$

$$\ln(B) = 2,2632 - 0,2224 \ln(CR) - 0,00256 \ln(d\gamma) \quad (8)$$

Na Figura 6 é mostrada a comparação entre a cinética de transformação medida e calculada relativa ao ensaio da Figura 5. Na Figura 6a, são mostradas as curvas medida e a calculada, encontrando-se, pelo método dos mínimos quadrados, os valores de $A = 0,0608$, e $B = -5,26$, de melhor aproximação entre medição e cálculo. Nota-se, visualmente, um bom ajuste, sendo a variância = $6,66 \cdot 10^{-4}$. De uma forma geral, obteve-se um bom ajuste para cada condição experimental. Com o objetivo de tornar o modelo de cinética de transformação genérico para o aço estudado, então foram determinadas as Equações 7 e 8 por regressão estatística. Aplicando-se $d\gamma$ e CR do ensaio sob consideração nestas equações, obtém, neste recálculo, $A = 0,0489$, e $B = -5,6877$. Com isto, a curva da cinética recalculada, em comparação com a medida, é vista na Figura 6b. Nota-se piora significativa da qualidade do ajuste, sendo a variância neste caso = $0,0274$. Em conclusão, o modelo de cinética de transformação do aço alto carbono pela equação de Avrami conjugada com a regra da aditividade mostrou-se adequado quando aplicado a cada ensaio individualmente, representando uma solução totalmente empírica. Quando se tentou generalizar o modelo pelos parâmetros A e B, não houve boa resposta. Fica, assim, como uma necessidade de aprimoramento do modelo de cinética global, ou definir uma melhor fórmula para A e B, ou o desenvolvimento de um equacionamento que seja mais avançado e fisicamente mais realista da cinética de transformação.

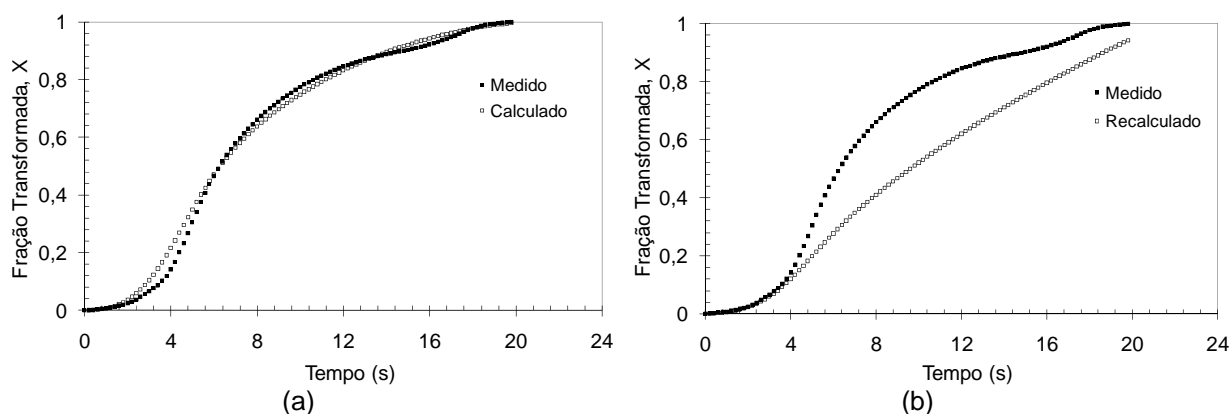


Figura 3. Cinética de transformação relativa ao ensaio com encharque a 1.000°C e resfriamento a 10°C/s. (a) medida e calculada. (b) medida e recalculada.

3.5 Microestrutura Formada

A microestrutura formada foi constituída de perlita e pequena quantidade de ferrita, como exemplifica a Figura 7. Na Figura 7a, a microestrutura corresponde ao cp do ensaio relativo à Figura 5; na Figura 7b, a microestrutura é a do cp com ensaio em que o encharque foi a 900°C, ao invés de 1.000°C do anterior. A presença de ferrita foi apenas nos contornos originais da austenita, e a fração volumétrica variou entre 2% e 10%, sendo este valor em ensaio adicional realizado à taxa de 1°C/s. Observou-se que o efeito do aumento do tamanho de grão inicial foi produzir estrutura mais grosseira, porém sem alteração significativa da fração de perlita. Por outro lado, o aumento da taxa de resfriamento provocou aumento da fração de perlita e refinamento da microestrutura.

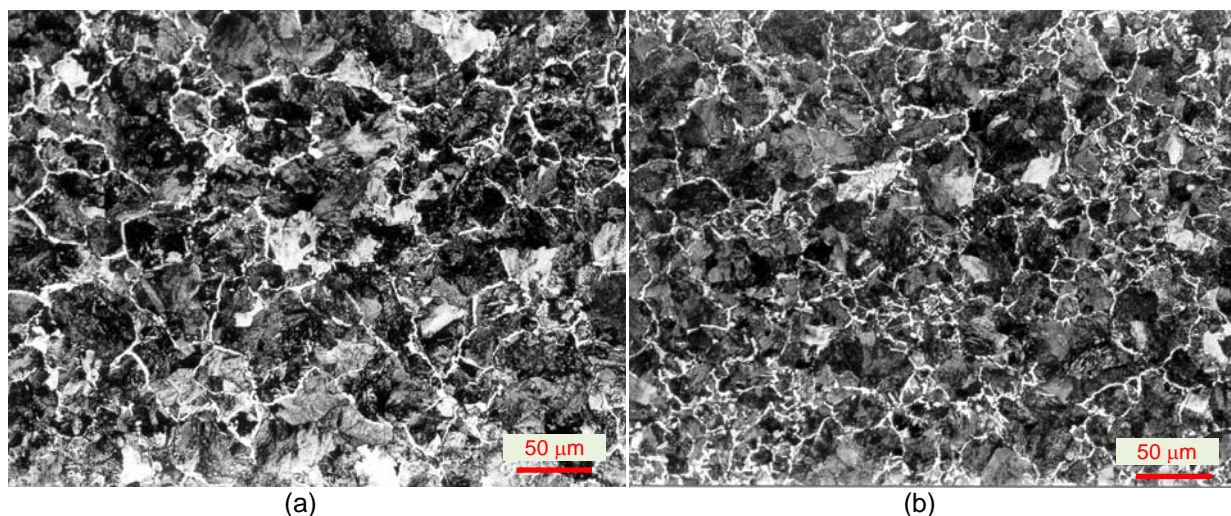


Figura 4. Microestruturas obtidas após transformação. (a) cp aquecido a 1.000°C e resfriado a 10°C/s, (b) cp aquecido a 900°C e resfriado a 10°C/s.

Utilizando-se o diagrama de equilíbrio binário Fe-C e a regra da alavanca, a porcentagem de perlita prevista para o aço estudado é 0,65. Os cálculos termodinâmicos realizados neste trabalho indicaram que o ponto eutetóide se desloca para (720°C, 0,70%C). Aplicando-se a regra da alavanca neste caso, a fração de perlita na microestrutura final seria 0,72. Estes são valores previstos em transformação em condições de equilíbrio, que só ocorrem em taxas de resfriamento extremamente baixas. Nas condições de ensaio realizadas, fora do equilíbrio, a fração de perlita situou-se entre 0,90 e 0,98. Portanto, para a previsão desta composição da microestrutura é necessário dispor-se de modelos matemáticos de previsão da cinética de transformação da austenita e de um correto critério para determinar o início da formação da perlita.

4 CONCLUSÕES

Em aços com teor de carbono em torno de 0,50%, a transformação da austenita em ferrita e perlita durante resfriamento contínuo, após laminação de tiras a quente, inicia na faixa de 650°C a 700°C e termina entre 550°C e 630°C. A baixa temperatura de início de transformação é devida ao carbono, que estabiliza a austenita, e a relativamente elevada temperatura de final de transformação é devida ao considerável calor liberado na transformação pela formação da perlita.

Nos modelos de controle de processo de resfriamento de tiras a quente, é importante incorporar o calor liberado na transformação, pois foi mostrado que, em resfriamento natural, este calor é tão significativo que promove inversão no resfriamento causando aquecimento do cp. Foi mostrado neste trabalho um método para estimar este calor liberado.

A cinética de transformação da austenita foi razoavelmente descrita pela equação de Avrami conjugada com a regra da aditividade, para cada ensaio individual, porém não foi possível modelar matematicamente de forma precisa os parâmetros da equação de Avrami, de forma que um modelo geral genérico pudesse ser aplicado. Neste aspecto, necessita-se de melhorias do modelo.

A microestrutura final formada foi constituída praticamente de perlita, com pequena quantidade de ferrita formada nos contornos originais da austenita. A avaliação das frações volumétricas das fases mostrou que os cálculos realizados em condições de transformação em equilíbrio superestimam, muito, a fração de ferrita. Portanto, a previsão da microestrutura final requer modelos ajustados de cinética de transformação e de critério para início da formação da perlita.

REFERÊNCIAS

- 1 PAN, Y. T. Measurement and Modelling of Diffusional Transformation of Austenite in C-Mn Steels, PhD Thesis, National Sun Yat-Sen University, Kaohsiung, Taiwan, June, 2001.
- 2 HAWBOLT, E. B., CHAU, B., BRIMACOMBE, J. K. Kinetics of Austenite-Pearlite Transformation in Eutectoid Carbon Steel, *Metal. and Mat. Trans. A*, v. 14A, p 1803-1815, September/1983..
- 3 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.
- 4 UMEMOTO, M., HIRAMATSU, A., MORYIA, A., WATANABE, T., NANBA, S., NAKAJIMA, N., ANAN, G., HIGO, Y. Computer Modelling of Phase Transformation from Work-hardened Austenite, *ISIJ Int.*, v.. 32, n. 3, p.306-315, 1992.
- 5 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.
- 6 SANTOS, A. A. Previsão das Temperaturas Críticas de Decomposição da Austenita em Ferrita e Perlita durante Resfriamento Contínuo. In: 41^o Seminário de Laminação, ABM, v. 41, 2004, Joinville- SC, **Anais**... p.293-302.
- 7 KIRKALDY, J. S.; BAGANIS, E. A. Thermodynamic Prediction of the Ae3 Temperature of Steels with Additions of Mn, Si, Ni, Cr, Mo, Cu. *Metal. Trans. A*, v. 9A, p. 495-501, 1978.
- 8 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.
- 9 The British Iron and Steel Association. **Physical constants of some commercial steels at elevated temperatures**. London: Butterworths, 1953.
- 10 SANTOS, A. A. Critério para Determinação do Início de Formação da Perlita Durante o Resfriamento Contínuo de Aços. In: 64^o Congresso Anual, ABM, 2009, Belo Horizonte, MG, **Anais**....
- 11 SANTOS, A. A., MARRA, K. M. Método de Determinação da Cinética de Transformação de Fases a Partir de Curvas Dilatométricas. In: 61^o Congresso Anual, ABM, 2006, Rio de Janeiro, RJ, **Anais**....
- 12 SUEHIRO, M., YADA, H., SATO, K., SENUMA, T. Mathematical Model for Predicting Transformations of Hypoeutectoid Steels. In: *Simulation and Theory of Evolving Microstructures*, ed. M. P. Anderson and A. D. Rollet, The Minerals, Metals and Materials Society, 1990, p.189-196.