

CRITÉRIO PARA DETERMINAÇÃO DO INÍCIO DE FORMAÇÃO DA PERLITA DURANTE O RESFRIAMENTO CONTÍNUO DE AÇOS¹

Antônio Adel dos Santos²

Resumo

Apresenta-se neste trabalho a aplicação de uma metodologia para determinação do início de formação da perlita durante o resfriamento contínuo de aços CMn e microligados, baseada no antigo conceito de extrapolação da linha A_{cm} abaixo de Ae_1 e do enriquecimento da austenita em carbono até atingir esta linha. Os resultados da aplicação da metodologia foram obtidos a partir de ensaios dilatométricos em simulador termomecânico, em condições que simularam da forma mais próxima possível o processo de laminação de tiras a quente. A validade da metodologia foi testada pela comparação entre valores medidos e calculados de frações de ferrita nos corpos-de-prova ensaiados. Os resultados evidenciaram que a transformação da austenita para ferrita nos aços CMn ocorre em condições de equilíbrio pleno (ortoequilíbrio), e sob equilíbrio apenas do carbono entre austenita/ferrita, ou seja, sob paraequilíbrio, nos aços microligados. Tais conclusões, embora tenham sido baseadas apenas nas comparações de fração de ferrita, estão de acordo com estudos mais recentes na literatura.

Palavras-chave: Transformação de fase; Resfriamento contínuo; Paraequilíbrio.

CRITERION TO DETERMINE THE START OF PEARLITE FORMATION DURING CONTINUOUS COOLING OF STEELS

Abstract

This paper shows the application of a criterion to determine the start of pearlite formation in plain carbon-manganese and microalloyed steels during continuous cooling. The criterion is based on early idea of extrapolating the A_{cm} line below the Ae_1 and locating the point where carbon content of the enriched austenite reaches this line. In order to apply such methodology a series of dilatometric tests were carried out with conditions approaching as much as possible those found in the hot strip rolling. To verify the validity of such criterion a comparison was made between measured and calculated final ferrite fractions in the tested specimens. The results suggested that the austenite decomposition into ferrite takes place under full equilibrium condition, that is, ortoequilibrium. On the other hand, in microalloyed steels the condition of paraequilibrium prevails, that is, carbon only is partitioned during the γ/α transformation. Although these conclusions were drawn solely from comparisons of final ferrite phase fractions, they agree with the recent findings on this subject in the literature.

Key words: Phase transformation; Continuous cooling; Paraequilibrium.

¹ Contribuição técnica ao 64^o Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, Dr., Gerência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

1 INTRODUÇÃO

Após o último passe na laminação convencional 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 é fundamental ao controle das propriedades mecânicas finais do aço, e também exerce efeito indireto no controle do processo de resfriamento, pois, sendo uma reação exotérmica, afeta a transferência de calor entre o material laminado e o meio. Muitos estudos têm sido realizados para modelar matematicamente esta decomposição, sendo voltados para atender dois objetivos principais: (i) desenvolver modelos de previsão das propriedades mecânicas finais dos aços,^(1,2) (ii) acoplar modelos de transferência de calor ao de transformação de fases,^(3,4) o que permite tratar de forma mais realista os fenômenos pertinentes ao resfriamento do material após a laminação.

Os modelos integrados de transformação de fases durante o resfriamento contínuo devem prever: (i) a temperatura de início de transformação, Ar_3 ; (ii) a cinética de transformação; (iii) as frações volumétricas dos constituintes finais, classificados tradicionalmente como ferrita, perlita, bainita e martensita. Existe um considerável volume de informações na literatura sobre o assunto,⁽¹⁻⁸⁾ ressaltando-se porém, que em muitos estudos, o propósito não é o desenvolvimento de modelos que possam ser aplicados a processos industriais, mas o entendimento dos fenômenos. Dos três tópicos citados, os dois primeiros têm sido mais amplamente estudados.

Por outro lado, a previsão do início da formação do segundo constituinte em aços tradicionais laminados a quente, em particular a perlita, carece ainda de uma formulação consistente, especialmente quando se objetiva sua aplicação para as condições do processo industrial. Miettinen⁸ apresenta uma equação estatística para previsão da temperatura de início de formação da perlita, doravante chamada Ar_{pi} , obtida a partir de informações de diagramas CCT. Três limitações podem ser colocadas para a aplicação desta equação ao processo de laminação a quente: (i) o estado da austenita nos ensaios de obtenção de diagramas CCT difere daquele observado ao final da laminação a quente; (ii) os aços para os quais foram levantadas as correlações não contemplam aqueles microligados ao Nb, V e Ti; (iii) o efeito do bobinamento na laminação de tiras a quente não foi considerado. Umemoto *et al.*,⁽⁹⁾ em um modelo matemático de formação sequencial de fases a partir da austenita encruada, citam o critério baseado na variação da velocidade de crescimento de núcleos de ferrita e perlita, porém não apresentam resultados de seus cálculos, além do modelo ser de alta complexidade. Procedimentos experimentais de determinação da Ar_{pi} tal como o de Gómez *et al.*⁽¹⁰⁾ são bastante aproximados e somente podem ser utilizados quando em resfriamento contínuo em taxas constantes e não muito baixas. Suehiro *et al.*⁽⁴⁾ sugerem a utilização de um critério baseado no conceito de Hultgren,⁽¹¹⁾ estabelecido nos anos de 1940, em que a perlita começa a se formar em resfriamento contínuo quando o teor de carbono na austenita enriquecida atinge a linha A_{cm} extrapolada abaixo da temperatura de equilíbrio Ae_1 (Figura 1). As linhas de equilíbrio Ae_3 , A_{cm} e a *solvus* são calculadas por termodinâmica, juntamente com os teores de C em equilíbrio na ferrita, C_α , e na austenita, C_γ , em cada temperatura. Partindo-se da composição inicial C_0 , e conhecendo-se a cinética de transformação, traça-se a curva de enriquecimento da austenita em C, como indicado na figura, até o ponto Ar_{pi} , que determina o início de formação da perlita.

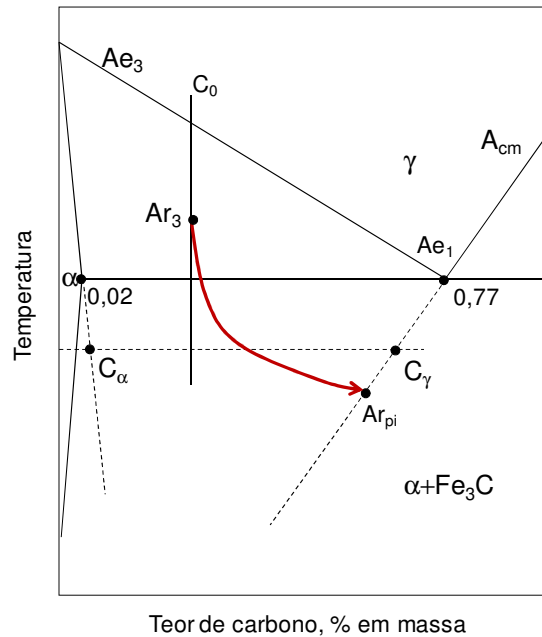


Figura 1 - Proposição de Hultgren para o início de formação da perlita.⁽¹¹⁾

Quando são processados em tiras a quente aços do tipo CMn baixo carbono, a decomposição da austenita inicia e completa, normalmente, na mesa de resfriamento, onde a taxa de resfriamento é relativamente elevada, da ordem de 10°C/s a 30°C/s (Figura 2). No entanto, para aços microligados ao Nb, existem evidências de que a transformação da austenita inicia-se na mesa de resfriamento após o laminador acabador e completa-se durante o bobinamento.⁽¹²⁾ Este processo é praticamente isotérmico, na realidade taxas de resfriamento medidas se aproximam de 0,05°C/s nos instantes iniciais, conforme medições realizadas na Usiminas.⁽¹³⁾ Com isso, a perlita se forma inteiramente durante o bobinamento⁽¹²⁾ de forma que a transição ferrita/perlita não pode ser dada por uma temperatura, a Ar_{pi} , mas precisa ser definida por um valor específico de fração transformada.

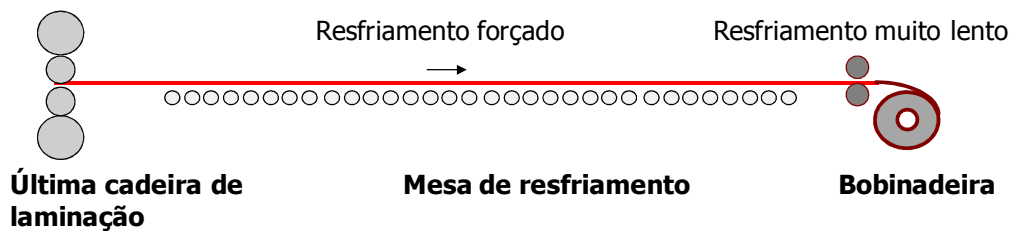


Figura 2 - Mesa de resfriamento após a laminação de tiras a quente.

Percebe-se, assim, que não existe na literatura um critério ou formulação matemática para previsão do momento de início de formação da perlita, que seja aplicável ao processo de laminação de tiras e que contemple de forma generalizada aços CMn e microligados. O objetivo deste trabalho é apresentar a aplicação da metodologia proposta por Hultgren⁽¹¹⁾ para a previsão do início de formação da perlita nestes aços, processados como tiras a quente.

2 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

2.1 Materiais e Ensaio Dilatométricos

Os aços CMn estudados possuíam teores de C de 0,04%, 0,10% e 0,15%, Mn nos níveis de 0,40% e 0,82%, sem e com adição de 0,20%Si. Os aços microligados tiveram como composição base 0,11%C-1,51%Mn-Nb-0,042%V-0,011%Ti, sendo variado o teor de Nb entre 0,027% e 0,067%.

A partir de amostras destes aços foram confeccionados corpos-de-prova (CP) para realização de ensaios dilatométricos no simulador termomecânico Gleeble 3500. Nos aços CMn foram empregados CP 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 dos CP, onde foi fixado o extensômetro para medição das variações dimensionais durante o ensaio. Os ensaios consistiram no aquecimento dos CP a 10°C/s até temperaturas de 900°C, 1.000°C e 1.100°C, encharque nessas temperaturas por 120 s, seguindo-se o resfriamento até 900°C a 10°C/s. A partir dessa temperatura, os CP foram resfriados com velocidades controladas de 2°C/s, 10°C/s e 20°C/s.

Nos aços microligados os CP foram cilíndricos maciços de 20 mm de comprimento por 10 mm de diâmetro. Os ciclos termomecânicos dos ensaios dilatométricos foram mais complexos (Figura 3), compreendendo encharque a 1.250°C durante 4 minutos, seguido de resfriamento e deformações por compressão em duas temperaturas, uma acima (ϵ_1), e outra abaixo (ϵ_2) da temperatura de não-recristalização (T_{nr}). 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 . Detalhes adicionais sobre o procedimento experimental são encontrados em trabalhos publicados.^(14,15)

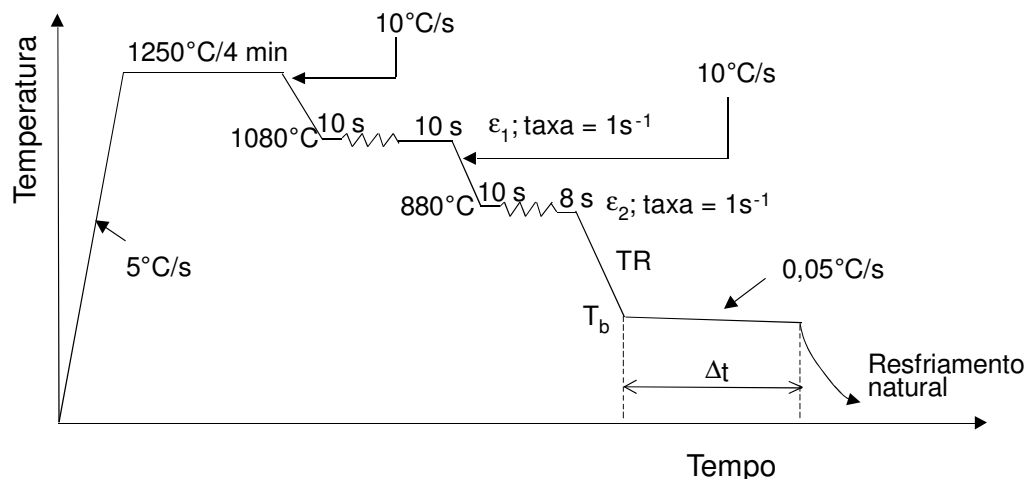


Figura 3 - Esquema dos ensaios realizados com os aços microligados.

2.2 Análises Metalográficas

Foram preparadas seções longitudinais passando pelo diâmetro dos CP ensaiados para exame da microestrutura. Nos aços CMn foi realizado ataque com reagente Nital a 4% para revelação da microestrutura. As porcentagens de fases ferrita e perlita foram determinadas em Analisador de Imagens Quantimet Q400R.

Nos aços microligados, as seções foram polidas e submetidas ao ataque químico com solução de ácido pícrico a 4% diluído em álcool por fricção durante um período de aproximadamente 35 s. Este ataque permite a revelação dos carbonetos e não ataca os contornos de grão. Com isso, na microestrutura constituída de ferrita e perlita, apenas a perlita fica destacada, devido à presença da cementita. Os corpos-de-prova, assim preparados, foram então examinados no Analisador de Imagens Zeiss Axiomager.M1m. Através de um adequado ajuste do contraste entre as imagens da perlita, com tonalidade escura, e dos demais constituintes, em tonalidade clara, foi possível distinguir a perlita dos demais constituintes. Todos os campos de análise foram selecionados na região do meio do comprimento dos CP, e varreram praticamente toda a sua espessura, descartando-se as regiões próximas às superfícies onde a microestrutura foi heterogênea.

3 MODELO DE PREVISÃO DO INÍCIO DE FORMAÇÃO DA PERLITA

O procedimento de determinação do momento de início de formação da perlita requer o conhecimento da cinética de transformação e das linhas de equilíbrio, representadas no diagrama Fe-C, para os aços em questão. Estes dois aspectos são tratados a seguir.

3.1 Enriquecimento da austenita em C

Durante a formação da ferrita, a austenita enriquece em C devido à sua pequena solubilidade na ferrita. O cálculo do enriquecimento da austenita pode ser realizado considerando-se um simples balanço de massa da distribuição do C entre a ferrita e a austenita. A cada instante da transformação, o teor de C na austenita, $C_{\gamma-enr}$, é calculado pela equação (1), onde: X_F é a fração formada de ferrita; C_0 , o teor inicial de C no aço e C_{α} , o teor de C na ferrita no momento.

$$C_{\gamma-enr} = \frac{C_0 - X_F C_{\alpha}}{1 - X_F} \quad (1)$$

A fração de ferrita formada é igual à fração de austenita decomposta, cujo valor instantâneo é calculado por um modelo de cinética de transformação, aplicado a cada aço, e que depende da condição microestrutural prévia da austenita e da taxa de resfriamento. Para os aços em estudo, tais modelos foram desenvolvidos utilizando-se uma equação do tipo Avrami conjugada com a regra aditiva.^(16,17) O teor de C na ferrita é obtido por cálculos termodinâmicos, os quais precisam também prever a linha A_{cm} . Atualmente, existem pacotes computacionais que facilitam tais cálculos. Porém, para o objeto do presente estudo, onde os cálculos termodinâmicos foram acoplados aos da cinética de transformação, optou-se por desenvolver rotinas computacionais próprias, cujos fundamentos são brevemente apresentados a seguir.

3.2 Cálculos das Linhas de Equilíbrio

Os cálculos básicos foram realizados através das formulações e base de dados fornecidos por Kirkaldy *et al.*^(18,19) Os cálculos são válidos para aços contendo, além do C, os elementos Mn, Si, Ni, Cr, Cu e Mo. A formulação original

desses autores objetivou o cálculo da temperatura de equilíbrio, A_{e_3} , para um aço de determinada composição química, empregando-se expressões do tipo aproximação de Wagner. No presente trabalho, foi possível aplicar esta formulação para a determinação das linhas de equilíbrio que delimitam os campos da ferrita e da austenita mais ferrita. O cálculo da linha de equilíbrio A_{cm} seguiu a proposição dos autores de que a adição de elementos de liga causa pequenos desvios da linha A_{cm} do diagrama Fe-C, os quais são estimados por uma equação de Gibbs-Duhem. Detalhes adicionais sobre esta formulação matemática são encontrados em Santos¹². É importante destacar que os cálculos efetuados de acordo com essa metodologia resultam em linhas que representam o equilíbrio pleno entre solutos no aço, o qual é também chamado de ortoequilíbrio²⁰, ou simplesmente equilíbrio.

Foi também calculada para o aço em estudo a linha A_{cm} em condições de paraequilíbrio, ou seja, quando somente o C partilha entre as fases ferrita e perlita durante a transformação, enquanto que os elementos substitucionais permanecem com sua composição original da austenita nos constituintes formados²⁰. A formulação teórica e a base de dados para este cálculo foram apresentadas por Miettinen.⁽⁸⁾

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Aços CMn

Nesses aços a linha A_{cm} foi calculada em condições de ortoequilíbrio. Como os aços foram resfriados continuamente a taxas relativamente elevadas, o momento de início de formação da perlita pode ser dado ou pela temperatura Ar_{pi} ou pela fração de ferrita formada até este instante. Três casos típicos de diagramas mostrando o enriquecimento da austenita em C são mostrados na Figura 4. A Figura 4-a mostra um exemplo gráfico da evolução do enriquecimento da austenita e do valor determinado da Ar_{pi} para um ensaio realizado com o CP encharcado a 1.100 °C e resfriado a 10 °C/s a partir de 900 °C. Como o tamanho de grão austenítico inicial foi grande, devido à alta temperatura de reaquecimento, e a taxa de resfriamento também alta, a transformação ocorreu em temperaturas baixas, de forma que a Ar_{pi} foi 664 °C, sendo abaixo da A_{e_1} . Por este procedimento, à medida que a Ar_{pi} abaixa, a fração de ferrita final diminui, conforme é verificado experimentalmente.

Na Figura 4-b é mostrado um exemplo em que a temperatura Ar_{pi} situou-se próximo da A_{e_1} . Este ensaio foi com um aço com teores mais baixos de C e Mn que no exemplo anterior e a temperatura de encharque foi 1.000 °C. Essas condições levaram a uma Ar_{pi} mais elevada, próximo da A_{e_1} . Nesse caso, a fração final de ferrita será próxima da prevista pelo diagrama de equilíbrio, aplicando-se a regra da alavanca nesta temperatura.

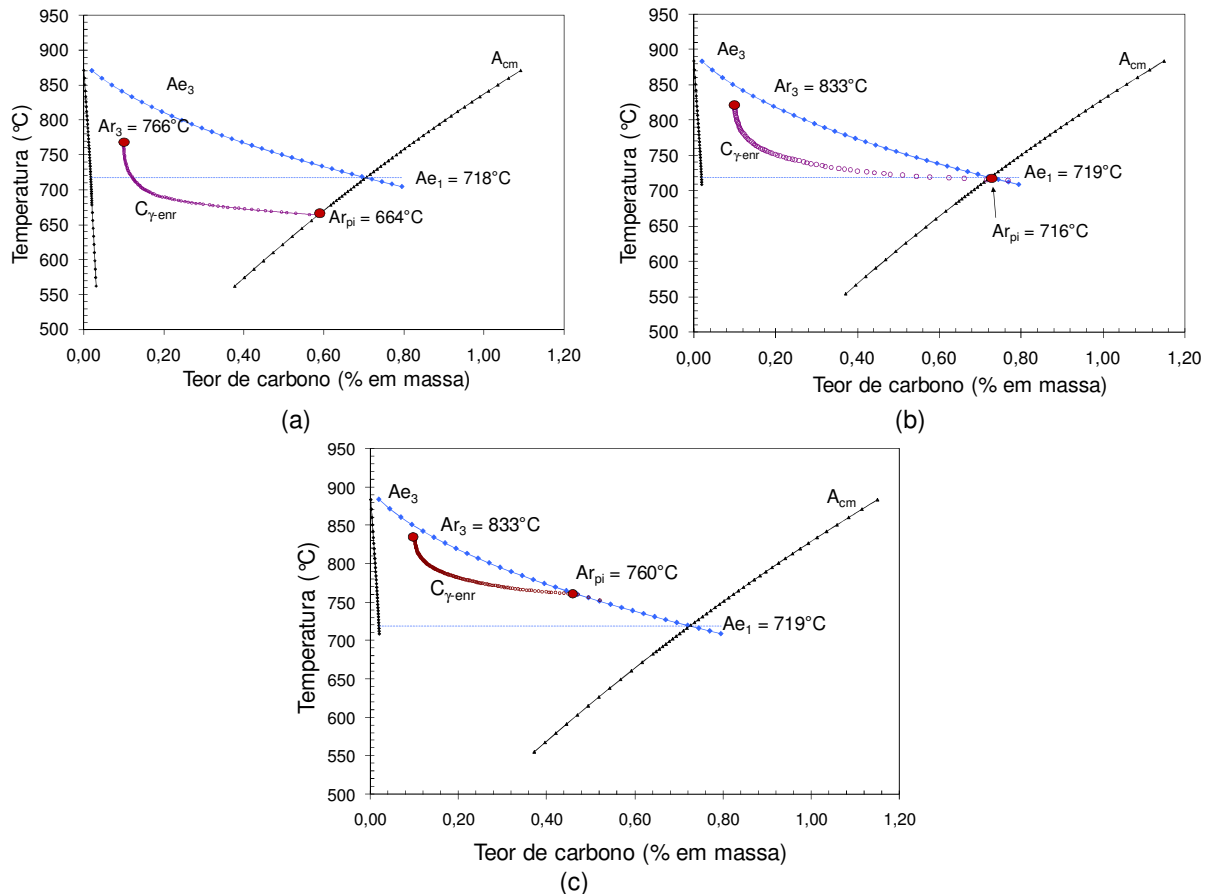


Figura 4 - Exemplos de resultados de aplicação da metodologia de cálculo de Ar_{pi} em aços CMn.

Na taxa mais lenta de resfriamento, 2°C/s , e em temperaturas mais baixas de encharque, a transformação ocorreu em temperaturas elevadas, de modo que o valor de Ar_{pi} calculado ficou acima de Ae_1 , como mostra a Figura 4-c. Por razões termodinâmicas, a perlita pode se formar somente em temperaturas abaixo de Ae_1 . Então, em condições tal como a da Figura 4-c, o ponto Ar_{pi} calculado não pode significar o final da formação da ferrita. Como o processo de resfriamento contínuo avança, a concentração de carbono na austenita deve, então, acompanhar a linha Ae_3 até atingir o ponto Ae_1 . Como a cinética da transformação para a ferrita proeutetóide é controlada pela difusão de carbono na austenita, provavelmente a transformação foi bastante rápida até o ponto Ar_{pi} . 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. Realmente, na maioria dos ensaios sob essa condição foi visualizada uma queda de inclinação da curva da derivada da curva dilatométrica, a qual está relacionada à velocidade de transformação, na proximidade de Ar_{pi} . O cálculo da fração de ferrita formada deve, assim, ser realizado pela aplicação da regra da alavanca na temperatura eutetóide. Na Figura 5 é mostrado um gráfico comparando-se as frações de ferrita medida e calculada pelo procedimento apresentado. Nota-se um razoável poder preditivo da metodologia utilizada, embora a dispersão dos resultados tenha sido maior para fração abaixo de cerca de 0,80. Menores frações de ferrita correspondem à

transformações em faixas de temperaturas mais baixas, o que leva à formação de ferrita não poligonal, e torna mais imprecisa a análise metalográfica quantitativa. Isto justifica, em parte, a maior dispersão.

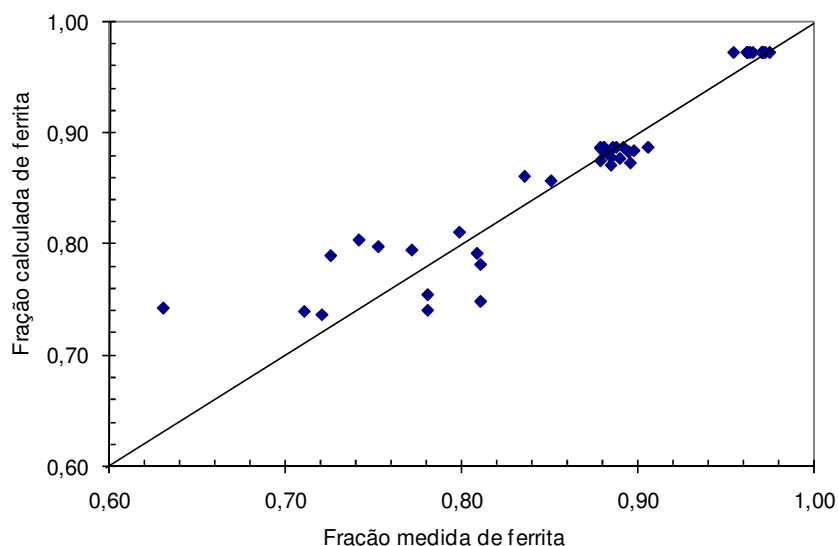


Figura 5 - Comparação entre valores medidos e calculados da fração de ferrita nos CP ensaiados dos aços CMn.

4.2 Aços Microligados

O procedimento anterior foi aplicado aos ensaios nos aços microligados para cálculo da fração de ferrita formada nos CP. No entanto, quando comparados valores calculados e medidos, verificou-se considerável dispersão dos resultados e que o valor calculado sistematicamente subestimou o medido. Concluiu-se, então, que o método, da forma concebida originalmente, não foi satisfatório para os aços microligados. Suspeitou-se, a princípio, que a diferença encontrada entre as frações de ferrita medida e calculada estivesse relacionada ao fato que, nos ensaios realizados, a ferrita foi formada em temperaturas relativamente baixas, além de não apresentar somente a forma poligonal clássica. Assim, não teria havido condições para satisfazer o conceito de *mean field*, implícito na equação (1), que significa que o C difundido a partir da interface de transformação fica com concentração equalizada, imediatamente, em toda a austenita restante. Evidentemente, ao final da transformação isto não é válido. Nas microestruturas típicas e bem definidas, formadas normalmente em temperaturas mais altas em aços CMn, é provável que haja suficiente mobilidade do C para que a austenita seja enriquecida de forma relativamente uniforme, satisfazendo este critério.

Foram, então, realizados cálculos aproximados da distância de difusão do C dentro dos grãos da austenita, durante a transformação. O objetivo foi verificar se havia condições cinéticas para o C difundir, no tempo de transformação, até distâncias próximas ao diâmetro equivalente do grão, e com esta distância de difusão, modificar a equação (1). Realmente, as distâncias de difusão calculadas foram menores que o tamanho de grão, considerado poligonal e recristalizado (o que é apenas uma aproximação). No entanto, mesmo com as correções efetuadas na equação (1), não houve concordância entre valores calculados e medidos da fração formada de ferrita.

Tem sido estudada recentemente a condição de equilíbrio termodinâmico que prevalece durante a formação da ferrita em resfriamento contínuo.^(20,21) Muitos pesquisadores apontam evidências de que as condições de paraequilíbrio e de equilíbrio local com partição desprezível (NPLE)⁽²²⁾ possam prevalecer em determinadas condições, especialmente em aços com elevado teor de Mn, tais como os aços API. Partiu-se então para a aplicação da condição de paraequilíbrio no cálculo da linha A_{cm} e, a partir daí, determinar o momento de início de formação da perlita.

A Figura 6 mostra um diagrama exemplo de enriquecimento para um dos ensaios ($\varepsilon_1=0,25$; $\varepsilon_2=0,22$; $TR=5^\circ\text{C/s}$; $T_b=600^\circ\text{C}$; $\Delta t=400$ s, Figura 3), com a linha A_{cm} calculada em duas condições de equilíbrio: orto e paraequilíbrio. Verifica-se que o início de formação da perlita em paraequilíbrio ocorre antes do ortoequilíbrio, de forma que a fração de ferrita final calculada fica menor no primeiro caso. A aplicação do paraequilíbrio resultou em melhor aproximação entre valores medidos e calculados.

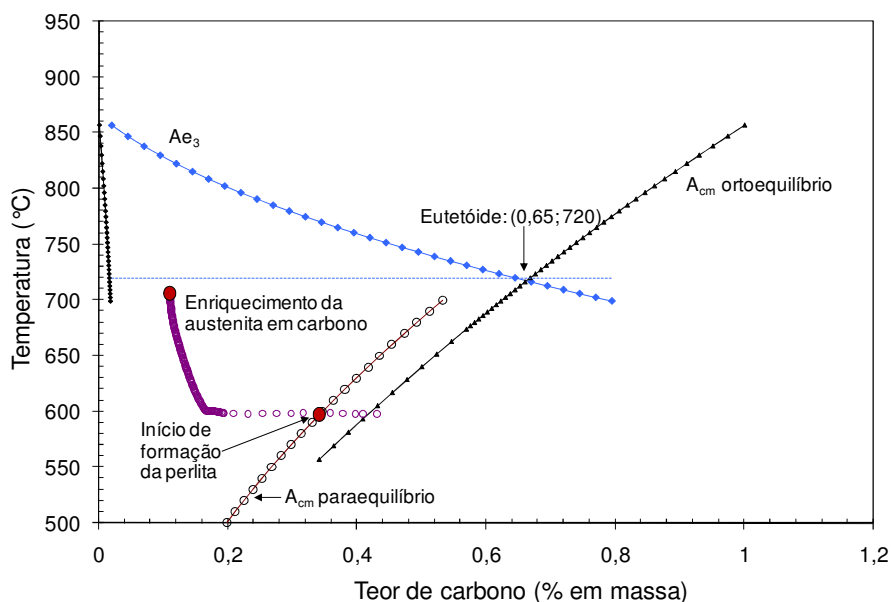


Figura 6 - Diagrama de enriquecimento em C da austenita no aço microligado, indicando o momento de início de formação da perlita considerando o paraequilíbrio.

Observa-se que a temperatura de formação da perlita neste caso situa-se um pouco abaixo da temperatura de bobinamento, 600°C , e este valor é bastante inferior aos valores mínimos obtidos de $A_{r_{pi}}$ nos aços CMn, em torno de 660°C , figura 4. Diante das considerações feitas para os aços CMn, aliando-se o presente resultado, induz-se que a transformação da austenita para ferrita envolve três mecanismos controladores: (i) equilíbrio pleno em temperaturas acima de Ae_1 , governada por difusão de substitucionais, mas limitada pela linha de equilíbrio Ae_3 ; (ii) condição termodinâmica de ortoequilíbrio, com partição completa de substitucionais, em temperaturas um pouco abaixo da Ae_1 ; (iii) condição de paraequilíbrio, sem partição de substitucionais e controlada pela difusão de C, para temperaturas de transformação significativamente abaixo da Ae_1 . Evidentemente, estas são hipóteses, uma vez que não foram feitas análises minuciosas dos mecanismos envolvidos. Contudo, tais ponderações são coerentes com observações apontadas na literatura⁽²¹⁻²³⁾ de que ocorre uma transição da condição de equilíbrio existente na transformação da austenita para ferrita, à medida que a

temperatura de transformação é abaixada, isto porque a difusão dos substitucionais é reduzida. Nos aços microligados a transformação é deslocada para temperaturas mais baixas, devido, principalmente, ao elevado teor de Mn e à presença do Nb. Assim, poder-se-ia concluir que a transformação austenita-ferrita em aços CMn tende a ocorrer na condição de ortoequilíbrio, e para aços microligados na condição de paraequilíbrio.

Na Figura 7 é mostrada a comparação de valores medidos e calculados da fração de ferrita nos CP. Foram traçadas linhas com variação de $\pm 5\%$ na fração medida, sendo este um percentual próximo ao erro usual em análises metalográficas de fases tais como as dos corpos-de-prova ensaiados. A maior parte dos resultados está dentro dessa faixa. Nota-se que, em geral, existe uma razoável aproximação entre valores medidos e calculados, exceto quando os medidos ficam abaixo de 0,68. Nesta última condição, a microestrutura torna-se mais complexa e é maior a quantidade de constituinte acicular, o que leva a maior imprecisão na determinação das porcentagens de fases. Considerando-se os erros inerentes ao método quantitativo de análises dos constituintes nos aços em estudo, especialmente por causa da microestrutura relativamente complexa, pode-se dizer que o procedimento de cálculo da fração formada pelo enriquecimento em C da austenita, em condições de paraequilíbrio, foi satisfatório. No entanto, estudos adicionais devem ser feitos, especialmente com a avaliação da condição de equilíbrio local com partição desprezível, NPLE,⁽²⁰⁾ pois o equilíbrio na interface γ/α em aços microligados pode variar ao longo da transformação.

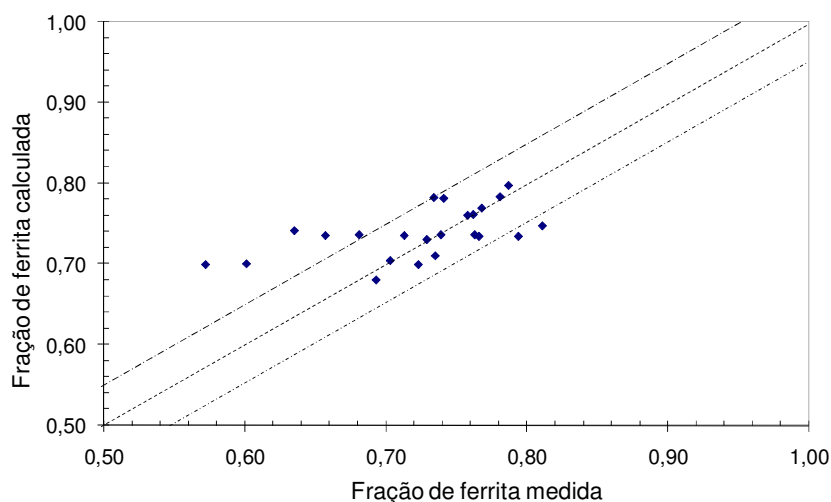


Figura 7 - Valores medidos e calculados de fração de ferrita nos aços microligados.

5 CONCLUSÕES

Foi apresentada a aplicação de uma metodologia para determinação do início de formação da perlita durante o resfriamento contínuo de aços CMn e microligados, baseada no antigo conceito de extrapolação da linha A_{cm} abaixo de A_{e1} e do enriquecimento da austenita em C. Os resultados da aplicação da metodologia foram obtidos a partir de ensaios dilatométricos em simulador termomecânico, em condições que simularam da forma mais próxima possível o processo de laminação de tiras a quente.

Através de comparações entre valores medidos e calculados de frações de ferrita nos CP ensaiados, houve evidência de que a transformação da austenita para

ferrita nos aços CMn ocorra em condições de equilíbrio pleno, com a cinética sendo limitada pela condição termodinâmica dada na linha Ae_3 , em temperaturas acima de Ae_1 , e pela linha A_{cm} calculada em ortoequilíbrio e extrapolada abaixo de Ae_1 . Por outro lado, em aços microligados, evidenciou-se que a fração de ferrita fica mais bem estimada quando a linha A_{cm} é calculada em paraequilíbrio, ou seja, considerando nenhuma partição de substitucionais.

Considerando-se os dois tipos de aços estudados, infere-se que há uma tendência de transição de prevalência da condição termodinâmica durante a transformação em função da temperatura de transformação. Temperaturas mais altas favorecem a condição de equilíbrio pleno com partição de todos os elementos, enquanto que temperaturas baixas resultam na predominância da condição de equilíbrio pleno apenas para o C.

Apesar de que tais inferências tenham sido baseadas apenas nos cálculos comparativos de fração de ferrita, elas estão de acordo com estudos mais recentes na literatura, que têm abordado a questão da condição de equilíbrio na interface de transformação austenita/ferrita, e apontam para uma transição desta condição com o abaixamento da temperatura.

REFERÊNCIAS

- 1 HODGSON, P. D. Microstructure Modelling for Property Prediction and Control, Journal of Mat. Proc. Technol. v. 60, p.27-33, 1996.
- 2 DÖLL, R.; SÖRGEL, G.; ORTMANN, B.; DAUM, M. Controlling Mechanical Properties with Microstructure Monitoring, Metals Mining and More, p.4, 1998.
- 3 KUMAR, A.; MCCULLOCH, C.; HAWBOLT, E. B.; SAMARASEKERA, I.V. Modelling Thermal and Microstructural Evolution on Runout Table of Hot Strip Mill, Mat. Science and Technol. v. 7, p.360-368, April/1991.
- 4 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, October/1995.
- 5 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.
- 6 MAJTA, J.; ZUREK, A K.; COLA, M.; HOCHANDEL, P.; PIETRZYK, M. An Integrated Computer Model with Applications for Austenite-to-Ferrite Transformation during Hot Deformation of Nb-Microalloyed Steels, Metal. and Mat. Trans. A, v. 33A, p.1509-1520, May/2002.
- 7 LEE, J. K. Prediction of $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation during Continuous Cooling of Steel. In: 41st MWSP CONF. PROC., ISS, v. XXXVII, 1999, p.975-981.
- 8 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.
- 9 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.
- 10 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.
- 11 HULTGREN, A. Isothermal Transformation of Austenite, Trans. ASM, v. 39, p.915-1005, 1947.

- 12 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, UFMG, outubro/2007, 360 p.
- 13 TEIXEIRA, I. O.; CETLIN, P. R.; RIBEIRO, C. F. Influência das Condições de Resfriamento da Tira após Laminação a Quente nas Propriedades Mecânicas de Aços IF de Alta Resistência. In: 40º SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, ABM, v. 40, 2003, Vitória/ES, p.402-409.
- 14 SANTOS, A. A. Previsão das Temperaturas Críticas de Decomposição da Austenita em Ferrita e Perlita durante Resfriamento Contínuo. In: 41º SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, ABM, v. 41, 2004, Joinville/SC, p. 293-302.
- 15 SANTOS, A. A., MELO, T. M., BARBOSA, R. Previsão da Temperatura A_{r3} em Aço Microligado ao Nb. In: 63º CONGRESSO ANNUAL, ABM, v. 63, 2008, Santos/SP.
- 16 SANTOS, A. A., MELO, T. M. Modelamento da Cinética de Transformação de Aços CMn Durante Resfriamento Contínuo Através de Equações Semi-empíricas. In: 60º CONGRESSO ANUAL, ABM, v. 60, 2005, Belo Horizonte/MG, p. 2444-2453.
- 17 SANTOS, A. A., BARBOSA, R. Modelling of Austenite Decomposition in Microalloyed Steel Under a Two-Step Cooling Regime Applied After Hot Rolling. In: 3th INT. CONF. ON– THERMOMECHANICAL PROCESSING OF STEELS, AIM, TMP 2008, Padua/Italy.
- 18 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, April/1978.
- 19 KIRKALDY, J. S.; THOMPSON, B. A.; BAGANIS, E. A Prediction of Multicomponent Equilibrium and Transformation Diagrams for Low Alloy Steels. In: HARDENABILITY CONCEPTS WITH APPLICATIONS TO STEEL, ed. D. V. Doane e J. S. Kirkaldy, The Metallurgical Soc. of AIME, 1978, p.82-125.
- 20 BRADLEY, J. R.; AARONSON, H. I. Growth Kinetics of Grain Boundary Ferrite Allotriomorphs in Fe-C-X Alloys, Met. Trans. A, v. 12A, p.1729-1741, October/1981.
- 21 INDEN, G.; HUTCHINSON, C. R. Interfacial Conditions at the Moving Interface during Growth of Ferrite from Austenite in Fe-C-(X) Alloys. In: MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY 2003 - Austenite Formation And Decomposition, Conf. Proceedings, ISS/TMS, Chicago, 2003, p.65-80.
- 22 GUPTA, S. P. Kinetics of Ferrite Transformation in an HSLA Steel Containing Nb, Mat. Steel Research, v. 64, n. 12, p.623-629, 1993.
- 23 FAZELI, F.; MILITZER M. Modelling the Formation of Bainitic Ferrite in Low-Carbon Steels. In: MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY 2003 - Modeling, Control and Optimization in Nonferrous and Ferrous Industry, Conf. Proceedings, ISS/TMS, Chicago, 2003, p.469-480.