

MODELAGEM DA CINÉTICA DE TRANSFORMAÇÃO DE FASES NA ESTAMPAGEM A QUENTE DO AÇO USIBOR 1500P¹

Fabício Brandão Pereira de Souza²
Dagoberto Brandão Santos³

Resumo

A indústria automotiva tem crescentemente adotado peças estampadas a quentes nas novas plataformas com o objetivo de aumentar a segurança passiva dos veículos e reduzir a emissão de CO₂ na atmosfera. O emprego dos aços ligados ao boro temperado em componentes é uma maneira econômica de obter significativas melhorias em termos de redução de peso e desempenho em segurança veicular. O Usibor[®] 1500P, desenvolvido pelo grupo ArcelorMittal, é um aço ligado ao boro revestido com uma liga metálica composta por alumínio e silício. O conhecimento do material e do processo de estampagem a quente necessita ser estendido e ferramentas de simulação devem ser desenvolvidas e aperfeiçoadas para suportar o crescimento desta tecnologia de fabricação, incluindo a modelagem do processo de transformação de fases, permitindo prever antecipadamente as propriedades mecânicas e uso de peças estampadas a quente. No presente trabalho, um modelo computacional da cinética de transformação de fases baseado no modelo de Kirkaldy e Venugopalan é implementado e resultados numéricos são comparados com resultados experimentais através de resultados da transformação em resfriamento contínuo.

Palavras-chave: Transformação de fases; Usibor 1500P; Decomposição da austenita.

MODELING OF PHASE TRANSFORMATION KINETICS IN HOT STAMPING OF USIBOR1500P

Abstract

Automobile manufacturers have been increasingly adopting hot-stamped parts for use in newly designed vehicles to improve passive automotive safety and reduce vehicle CO₂ emissions. The use of quenched boron steel components is an economic way to achieve significant improvements in terms of weight saving and crash performance. Usibor[®] 1500P, developed by ArcelorMittal, is a pre-coated boron steel, with a aluminium-silicon metallic coating. The material and process knowledge on the hot stamping of boron steels needs to be extended and accurate simulation tools must be developed to support the growth of this forming technology, including phase transformation modeling in order to predict previously the final mechanical and in-use properties of hot-stamped parts. In the present study, a computer-aided design method incorporating Kirkaldy and Venugopalan phase transformation models has been implemented and the capability prediction of the models is compared using continuous cooling dilatometry.

Key words: Phase transformation; Usibor 1500P; Austenite decomposition.

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

² Engenheiro da ArcelorMittal VEGA. Mestrando no PPGEM-UFGM.

³ Membro da ABM, Prof. Associado III – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – UFGM.

1 INTRODUÇÃO

O grupo ArcelorMittal desenvolveu um aço ligado ao boro (baseado no tipo 22MnB5) com revestimento a base de alumínio/silício, comercializado com a marca registrada Usibor 1500P. Este aço foi concebido para ser tratado termicamente, seguido de uma operação de têmpera durante a operação de estampagem. O processo simultâneo de estampagem e têmpera é frequentemente utilizado em peças que exigem elevada resistência mecânica e um grande potencial de redução de peso. Este processo é comumente chamado de estampagem a quente (*hot stamping*) ou endurecimento na prensa (*press hardening*). As características mecânicas finais permitem uma redução de peso significativa por peça. O elevado limite elástico, obtido após tratamento térmico, é adequado para componentes com função anti-intrusão, como barras de para-choque frontal e traseiro, reforços de porta, assoalho e teto, coluna B, etc.⁽¹⁾

A modelagem da cinética de transformação de fases nos aços envolve a predição da microestrutura final para um dado histórico ou ciclo térmico. Existem diversos modelos de cinética de transformação, combinando o formalismo teórico baseado na teoria de nucleação e crescimento de fases com o ajuste das equações através de dados obtidos experimentalmente.^(2,3) Entretanto, dado a complexidade do processo de transformação, a maioria dos modelos contém parâmetros que precisam ser obtidos experimentalmente para um determinado projeto de liga de interesse, o que representa uma importante restrição do ponto de vista industrial pelo tempo e recursos necessários para conduzir os experimentos e identificar os parâmetros do modelo. Portanto, parece evidente o interesse do uso de um modelo que permita calcular a evolução da decomposição da austenita usando somente a composição química do aço e o histórico térmico. O modelo proposto por Kirkaldy e Venugopalan⁽⁴⁾ é um dos modelos metalúrgicos que preenche esses requisitos, pois o modelo permite obter o diagrama TTT de um aço, dada a composição química, o histórico de temperatura e o tamanho do grão austenítico. As equações podem então ser acopladas pela regra da aditividade de Scheil⁽⁵⁾ para prever a microestrutura após um resfriamento contínuo.

No presente trabalho, um modelo computacional da cinética de transformação de fases baseado no modelo de Kirkaldy e Venugopalan é implementado e resultados numéricos são comparados com resultados experimentais através de resultados da transformação em resfriamento contínuo.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Na prática, a decomposição da austenita ocorre em condições suficientemente afastadas do equilíbrio termodinâmico para que as informações lidas no diagrama de equilíbrio sobre a natureza e proporções relativas das fases formadas sejam válidas. É possível distinguir dois modos principais de transformação de fases nos aços: transformação controlada pela difusão dos elementos em solução sólida, sendo chamada de transformação difusional, e a transformação martensítica ou displaciva, denominada transformação adifusional. A diferença entre estas reações pode ser caracterizada pela cinética da transformação. Para os aços utilizados em estampagem a quente, a austenita pode originar os seguintes constituintes: ferrita, perlita, bainita (transformação difusional) e martensita (transformação adifusional).

2.1 Cinética da Transformação Isotérmica

A base da formulação teórica para a decomposição da austenita foi desenvolvida para a condição de transformação isotérmica. Grande quantidade de diagramas de transformação isotérmica foi construída e publicada entre os anos 1920 e 1970. Ainda que estudos relativos à transformação isotérmica sejam atualmente desenvolvidos, muitos deles voltados para a modelagem da decomposição da austenita, essa metodologia vem perdendo importância diante do estudo da transformação em resfriamento contínuo.

Diversos modelos matemáticos são apresentados na literatura para simular a transformação isotérmica a partir da decomposição da austenita, sendo os modelos propostos por Avrami⁽⁶⁾ ou Kirkaldy e Venugopalan⁽⁴⁾ usualmente utilizados para simulação de processos metalúrgicos. Kirkaldy e Venugopalan desenvolveram uma série de formulações para prever a cinética de transformação da austenita em ferrita, perlita e bainita, em condições isotérmicas, baseando-se em conceitos de Zener⁽⁷⁾ e Hillert.⁽⁸⁾ As formulações desenvolvidas permitem reproduzir os diagramas TTT para aços de médio e alto teor de carbono com adições de elementos de liga.

Em Zener⁽⁷⁾ e Hillert,⁽⁸⁾ uma representação geral para descrever a curva de transformação isotérmica é proposta, permitindo calcular o tempo necessário para se obter uma dada fração de fase formada, sendo:

$$\tau(X, T) = \int_0^X \frac{dX}{g(G, T, X) X^m (1-X)^p} \quad (1)$$

Esta expressão foi generalizada por Kirkaldy e Venugopalan, descrevendo a curva de transformação isotérmica TTT através da relação 2:

$$\tau(X, T) = \frac{1}{\beta 2^{(G-1)/2} D (\Delta T)^q} \int_0^X \frac{dX}{X^{2(1-X)/2} (1-X)^{2X/3}} \quad (2)$$

sendo $\tau(X, T)$ o tempo de transformação isotérmica, G o tamanho do grão austenítico (norma ASTM), ΔT o super-resfriamento a partir da temperatura de equilíbrio, X a fração de fase transformada, β um parâmetro empírico para cada reação. O expoente q do super-resfriamento é uma constante empírica definida pelo mecanismo de difusão ($q=2$ para difusão volumétrica e $q=3$ para difusão de contorno de grão). D é o coeficiente de difusão efetivo definido por:

$$\frac{1}{D} = \frac{1}{D_C} + \sum_i \frac{k_i C_i}{D_i} \quad (3)$$

onde D_C é o coeficiente de difusão para o carbono, D_i a difusividade e C_i a concentração dos demais elementos de liga e k_i o respectivo peso atômico. O termo $\int_0^X \frac{dX}{X^{2(1-X)/2} (1-X)^{2X/3}}$ reflete o comportamento sigmoidal da evolução da transformação de fases.

2.2 Cinética de Transformação em Resfriamento Contínuo

Conforme descrito anteriormente, os modelos propostos por Avrami e Kirkaldy são bem ajustados para descrever a cinética de uma transformação isotérmica. A questão a ser discutida a seguir é como quantificar a transformação da ferrita, perlita, bainita e martensita sob a condição de resfriamento contínuo a partir do conhecimento da cinética de transformação isotérmica, aproveitando-se do abundante conhecimento disponível sobre os diagramas TTT.

O conhecimento das cinéticas isotérmicas de decomposição da austenita serve diretamente para o estudo de um resfriamento contínuo, o que é mais comumente encontrado em tratamentos térmicos dos aços. A transformação em um resfriamento contínuo pode ser obtida através do cálculo de sucessivos passos isotérmicos mediante a Regra da Aditividade de Scheil.⁽⁵⁾ Esse princípio pode ser matematicamente expresso pela equação.4,

$$\int_0^{t_{RC}} \frac{dt}{\tau(X_0, T)} = 1 \quad (4)$$

onde $\tau(X_0, T)$ representa o tempo requerido para iniciar a transformação isotérmica em $X = X_0$, na temperatura T , e t_{RC} é o tempo total de transformação em resfriamento contínuo. De acordo com a regra da aditividade, a cinética da transformação pode ser descrita como a soma de uma série de pequenas transformações isotérmicas. A integração é realizada para cada uma das reações. É importante salientar que a temperatura de início de transformação isotérmica é definida pelas temperaturas A_3 para a transformação ferrítica, A_1 para a transformação perlítica e B_i para a transformação bainítica.

É importante enfatizar que a cinética de transformação isotérmica pode ser utilizada para calcular a transformação em resfriamento contínuo usando a regra da aditividade se a taxa de transformação é uma função única da fração transformada X e da temperatura de transformação. As equações propostas por Kirkaldy e Venugopalan, obedecendo a essa condição, são utilizadas para calcular a cinética de transformação em resfriamento contínuo.

Associando as equações 1 e 4 é possível determinar a cinética de decomposição da austenita para um resfriamento contínuo.^(3,9)

$$\frac{dX_i}{dt} = f(G)f(T)f(C)f(X_i) \quad (5)$$

onde f indica simplesmente uma relação funcional e i a indicação das fases formadas.

Percebe-se que com uma única equação é possível descrever a nucleação e o crescimento das fases formadas. Na equação 5, $f(G)$ é o efeito do tamanho de grão da austenita, $f(C)$ é o efeito da composição química, $f(T)$ uma função da temperatura e $f(X_i)$ o efeito da fração volumétrica formada.

Primeiramente, para os aços hipoeutetóides, a reação austenita-ferrita acontece. Acima da temperatura A_3 a austenita é estável e abaixo desta a ferrita começa a se formar. A ferrita se desenvolve por nucleação no contorno de grão da austenita e,

consequentemente, o crescimento da ferrita ocorre entre os grãos da austenita. A fração volumétrica da ferrita formada é uma função da taxa de nucleação, do crescimento e do avanço da interface de transformação por difusão. O termo $f(X)$ da equação 5 representa o avanço da interface de transformação, a taxa de nucleação é dependente da quantidade de super-resfriamento abaixo da linha A_3 $f(T)$ e do tamanho de grão da austenita $f(G)$.

Para uma dada temperatura, o grau de super-resfriamento varia com a quantidade de elementos de liga devido o efeito direto na linha A_3 . Os elementos de liga podem ser estabilizadores da austenita ou da ferrita, reduzindo ou aumentando respectivamente a temperatura de equilíbrio. De uma forma geral, os elementos de liga retardam a transformação por difusão, efeito representado pelo termo $f(C)$, favorecendo a transformação martensítica e aumentando a temperabilidade do aço. Portanto, para a decomposição da austenita em ferrita, a equação da cinética de transformação, segundo Kirkaldy, é definida por:

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{(G-1)/2} (A_3 - T)^3 \exp(-23500/RT) X^{2(1-X)/2} (1-X)^{2X/3}}{(59.6\% Mn + 1.45\% Ni + 67.7\% Cr + 244\% Mo)}, \text{ para } A_3 > T > A_1 \quad (6)$$

É importante salientar que, conforme descrito por Kirkaldy e Venugopalan,⁽⁴⁾ X é chamado de fração fictícia da fase em formação e que deve ser corrigida considerando as restrições termodinâmicas e composição química. A fração atual de ferrita X_F é atualizada pela relação $X_F = X_{FE} X$, onde X_{FE} é a fração da ferrita em equilíbrio.

Para a formação da perlita, Kirkaldy apresenta uma relação similar à equação 6,

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{(G-1)/2} (A_1 - T)^3 DX^{2(1-X)/2} (1-X)^{2X/3}}{1.79 + 5.42(\% Cr + \% Mo + 4\% Mo \% Ni)}, \text{ para } A_1 > T > B_s \quad (7)$$

onde D é o coeficiente efetivo de difusão e definido como:

$$\frac{1}{D} = \frac{1}{\exp(-27500/RT)} + \frac{0.01\% C + 0.52\% Mo}{\exp(-37000/RT)} \quad (8)$$

Se uma parte da austenita foi previamente transformada em ferrita, então a quantidade de austenita disponível para reação será $(1 - X_F)$. Com a formação da perlita, o valor apropriado para a equação 2.7 é $X = X_p / (1 - X_{FE})$.

Quando a temperatura de início da transformação bainítica (B_i) é atingida, assume-se que a decomposição da austenita em perlita dá lugar a formação da bainita. A cinética de transformação segue a relação:

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{(G-1)/2} (B_i - T)^2 \exp(-27500/RT) X^{2(1-X)/2} (1-X)^{2X/3}}{(2.34 + 10.1\% C + 3.8\% Cr + 19\% Mo) 10^{-4} Z(X)}, \text{ para } B_i > T > M_i \quad (9)$$

Sendo $Z(X)$ um termo equivalente ao aumento da energia de ativação como medida para o aumento do retardo da transformação bainítica, dependente dos elementos de liga e definido por:

$$Z(X) = \exp\left(X^2(1.9\%C + 2.5\%Mn + 0.9\%Ni + 1.7\%Cr + 4\%Mo - 2.6)\right) \quad (10)$$

Se perlita existe quando a temperatura é inferior a B_i , então a interface existente perlita-austenita continua a se transformar, porém agora formando bainita. Portanto, X na equação 9 é originalmente X_p . Caso a perlita não seja formada, X é simplesmente a fração de bainita formada, dando continuidade até a austenita remanescente ser completamente consumida ou a temperatura ser inferior à temperatura de início da transformação martensítica (M_i).

Com isso, a evolução da fração transformada pode ser calculada em qualquer instante efetuando a integração da equação 10.

$$X = \int dx = \int f(G)f(T)f(C)f(X)dt \quad (11)$$

A vantagem da formulação de Kirkaldy é sua relativa simplicidade, o que favorece a implantação computacional.

É assumido que toda austenita é transformada sob as condições de resfriamento contínuo até a temperatura ambiente, nenhuma austenita retida estará presente na microestrutura final. Uma vez a temperatura M_i for atingida, todas as reações anteriores são concluídas e toda austenita remanescente é transformada em martensita.

2.1 Modificações na Formulação de Kirkaldy e Venugopalan

Li et al.⁽⁹⁾ observaram que o modelo proposto por Kirkaldy e Venugopalan foi obtido através de transformações isotérmicas e baseado nos diagramas TTT, embora a maioria das transformações de fases nos aços ocorram durante resfriamento contínuo. Com o objetivo de melhorar o desempenho do modelo original de Kirkaldy e Venugopalan, Li et al. utilizaram uma abordagem diferente, identificando os parâmetros do modelo através dos diagramas de transformação em resfriamento contínuo ao invés dos diagramas TTT. Li et al.⁽⁹⁾ verificaram que essa abordagem permite, quando utilizada para determinar a transformação em resfriamento contínuo, uma melhor estimativa da microestrutura final.

As diferenças entre o modelo de Kirkaldy e Venugopalan e Li et al. são: o termo sigmoidal é modificado para $f(X) = X^{0.4(1-X)}(1-X)^{0.4X}$, portanto um menor valor do coeficiente no expoente da função. O modelo modificado foi formulado assumindo que o efeito dos elementos de liga é multiplicativo ao invés de aditivo (modelo original), resultando assim na correção do termo $f(C)$. Os demais termos $f(G)$, $f(T)$ são modificados, resultando nas seguintes equações da cinética de transformação difusional.

Transformação da austenita em ferrita ($A_3 > T > A_1$)

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{0.41G} (A_3 - T)^3 \exp(-27500/RT) X^{0.4(1-X)} (1-X)^{0.4X}}{\exp(1.0 + 6.31\%C + 1.78\%Mn + 0.31\%Si + 1.12\%Ni + 2.7\%Cr + 4.06\%Mo)} \quad (12)$$

Transformação da austenita em perlita ($A_1 > T > B_i$)

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{0.32G} (A_1 - T)^3 \exp(-27500/RT) X^{0.4(1-X)} (1-X)^{0.4X}}{\exp(-4.25 + 4.12\%C + 4.36\%Mn + 0.44\%Si + 1.71\%Ni + 3.33\%Cr + 5.19\sqrt{\%Mo})} \quad (13)$$

Transformação da austenita em bainita ($B_i > T > M_i$)

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{0.29G} (B_i - T)^3 \exp(-27500/RT) X^{0.4(1-X)} (1-X)^{0.4X}}{\exp(-10.23 + 10.18\%C + 0.85\%Mn + 0.55\%Ni + 0.90\%Cr + 0.36\%Mo)} \quad (14)$$

Conseqüentemente, as modificações propostas por Li *et al.* reduzem globalmente a cinética de transformação controlada pela difusão e preveem uma maior temperabilidade dos aços que o modelo original de Kirkaldy e Venugopalan.

Os dois modelos apresentados têm sido aplicados com sucesso em problemas termomecânicos como têmpera e soldagem de aços baixo carbono. Entretanto, esses modelos ignoram a presença do boro no comportamento da decomposição da austenita, uma vez que o boro é geralmente adicionado com o objetivo de aumentar a temperabilidade do aço em aplicações de estampagem a quente. Åkerström,⁽¹⁰⁾ propôs uma modificação no modelo original de transformação de Kirkaldy e Venugopalan de maneira a incorporar o efeito do boro na cinética de transformação da ferrita e perlita, incluindo o elemento boro no termo $f(C)$, ou seja, para a transformação ferrítica,

$$f(C) = (59.6\%Mn + 1.45\%Ni + 67.7\%Cr + 244\%Mo + K_f \%B)^{-1} \quad (15)$$

e para a transformação perlítica.

$$f(C) = (1.79 + 5.42(\%Cr + \%Mo + 4\%Mo\%Ni) + K_p \%B)^{-1} \quad (16)$$

A modificação de Åkerström reflete o efeito do boro na temperabilidade e reduz a cinética de formação das fases ferrita e ferrita e cementita, formando o constituinte perlita. O efeito do boro é ponderado pelas constantes K_f e K_p nas equações 15 e 16, respectivamente.

Baseado nas modificações propostas por Åkerström, Shapiro⁽¹¹⁾ identificou novos valores para a energia de ativação da reação de difusão para a formação dos constituintes ferrita, perlita e bainita para o aço ligado ao boro 22MnB5. Resultados numéricos foram comparados com sucesso com resultados experimentais de microdureza após resfriamento contínuo em diferentes condições.

2.2 Transformação Martensítica

A transformação da austenita em martensita é geralmente representada pela relação proposta por Koistinen e Marburger.⁽¹²⁾ Sendo a transformação martensítica não

controlada pela difusão do carbono, o modelo proposto é dependente exclusivamente da temperatura, formulado pela equação 17.

$$X_m = X_\gamma (1 - e^{-\alpha(M_s - T)}) \quad (17)$$

X_m é a fração volumétrica da martensita e X_γ é fração volumétrica da austenita disponível para a reação. O parâmetro α é uma constante, cujo valor geralmente empregado para a maioria dos aços é 0,011.⁽¹³⁾

2.3 Modelo para Cálculo da Microdureza após Resfriamento

O desempenho dos modelos é avaliado comparando os valores de dureza Vickers (HV) calculados e medidos experimentalmente. Os valores calculados são obtidos através das relações empíricas propostas por Maynier et al.,⁽¹⁴⁾ as quais relacionam a dureza de uma dada microestrutura com a composição química e com a taxa de resfriamento. Essas relações foram obtidas através da análise estatística de um grande número de diagramas de resfriamento contínuo, sendo expressas pelas equações 18 a 20.

$$HV(\text{Martensita}) = 127 + 949\%C + 27\%Si + 11\%Mn + 8\%Ni + 16\%Cr + 21\text{Log}_{10}V_r \quad (18)$$

$$HV(\text{bainita}) = -323 + 185\%C + 330\%Si + 153\%Mn + 65\%Ni + 144\%Cr + 191\%Mo + (89 + 53\%C - 55\%Si - 22\%Mn - 10\%Ni - 20\%Cr - 33\%Mo)\text{Log}_{10}V_r \quad (19)$$

$$HV(\text{ferrita / perlita}) = 42 + 223\%C + 53\%Si + 30\%Mn + 12.6\%Ni + 7\%Cr + 19\%Mo + (10 - 19\%Si + 4\%Ni + 8\%Cr + 130\%V)\text{Log}_{10}V_r \quad (20)$$

onde V_r é a taxa de resfriamento na temperatura de 700°C, expressa em °C/h. A dureza resultante pode ser calculada utilizando uma simples lei de mistura, ponderada pelas frações volumétricas das fases formadas.

$$HV_T = (X_F + X_P)HV(\text{ferrita / perlita}) + X_B HV(\text{bainita}) + X_M HV(\text{martensita}) \quad (21)$$

3 RESULTADOS

O centro de pesquisa do grupo ArcelorMittal em Maizières-les-Metz (França) realizou diversos testes de resfriamento contínuo em amostras austenitizadas a 925°C durante 5 min em um dilatômetro com o objetivo de construir o diagrama TRC para o aço Usibor 1500P, conforme Figura 1. Resultados experimentais de microdureza são sobrepostos ao diagrama e comparados com os resultados dos modelos de transformação de fases com o objetivo de avaliar a capacidade de cada modelo em prever as características finais do produto.

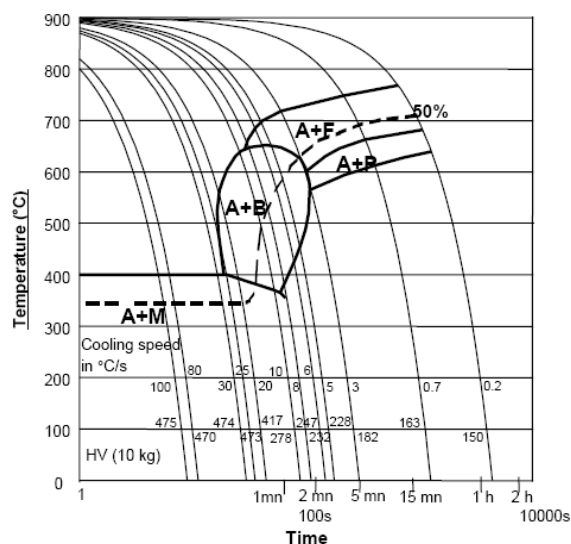


Figura 1 Diagrama TRC e resultados de microdureza do aço USIBOR 1500P.

Para o cálculo das frações volumétricas de cada fase formada e da dureza após resfriamento através dos modelos descritos, é necessária a composição química do aço e do tamanho do grão austenítico anteriormente ao início do resfriamento. Os seguintes elementos químicos são considerados na análise do Usibor 1500P: Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Al-Ti-B.

Resultados experimentais de dureza são comparados com resultados calculados pelo modelo de transformação de Kirkaldy e Venugopalan,⁽⁴⁾ Li et al.⁽⁹⁾ e a modificação do modelo Kirkaldy proposto por Åkerström⁽¹⁰⁾ e Shapiro,⁽¹¹⁾ conforme apresentado na Figura 2.

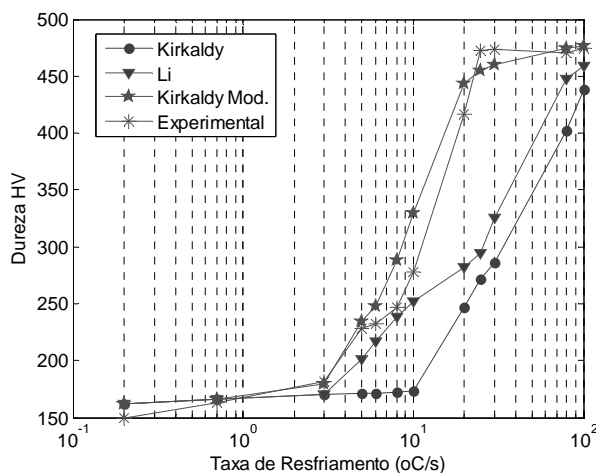


Figura 2 Cálculo de microdureza em função da taxa de resfriamento e do modelo de decomposição da austenita.

Os valores de dureza calculados pelo modelo de Kirkaldy e Venugopalan são subestimados comparados com os resultados experimentais para taxas de resfriamento superiores a 3°C/s, fato este explicado pela elevada cinética da transformação ferrítica (Figura 3a) e perlítica (Figura 3b), retardando portanto a transformação bainítica e martensítica, iniciando-as somente em elevadas taxas de resfriamento. O início da transformação bainítica ocorre somente com taxas de resfriamento superiores a 10°C/s (Figura 3c) e a transformação martensítica com

taxas superiores a 30°C/s (Figura 3d). As equações propostas por Li *et al.* reduzem a cinética da transformação ferrítica e perlítica, permitindo uma correta predição da dureza para taxas de resfriamento inferiores a 10°C/s. Para taxas superiores a 10°C/s, a transformação bainítica predomina, subestimando a dureza obtida experimentalmente. A fração volumétrica da martensita ultrapassa a fração volumétrica da bainita somente para resfriamentos superiores a 50°C/s. Apesar de prever corretamente a cinética de transformação da ferrita e perlita, o modelo de Li *et al.*⁽⁹⁾ superestima a formação da bainita, conduzindo a uma pequena quantidade de martensita comparativamente aos resultados experimentais. As modificações propostas por Åkerström e Shapiro do modelo de Kirkaldy e Venugopalan⁷ sugerem uma redução generalizada na cinética de formação das fases controladas por difusão.

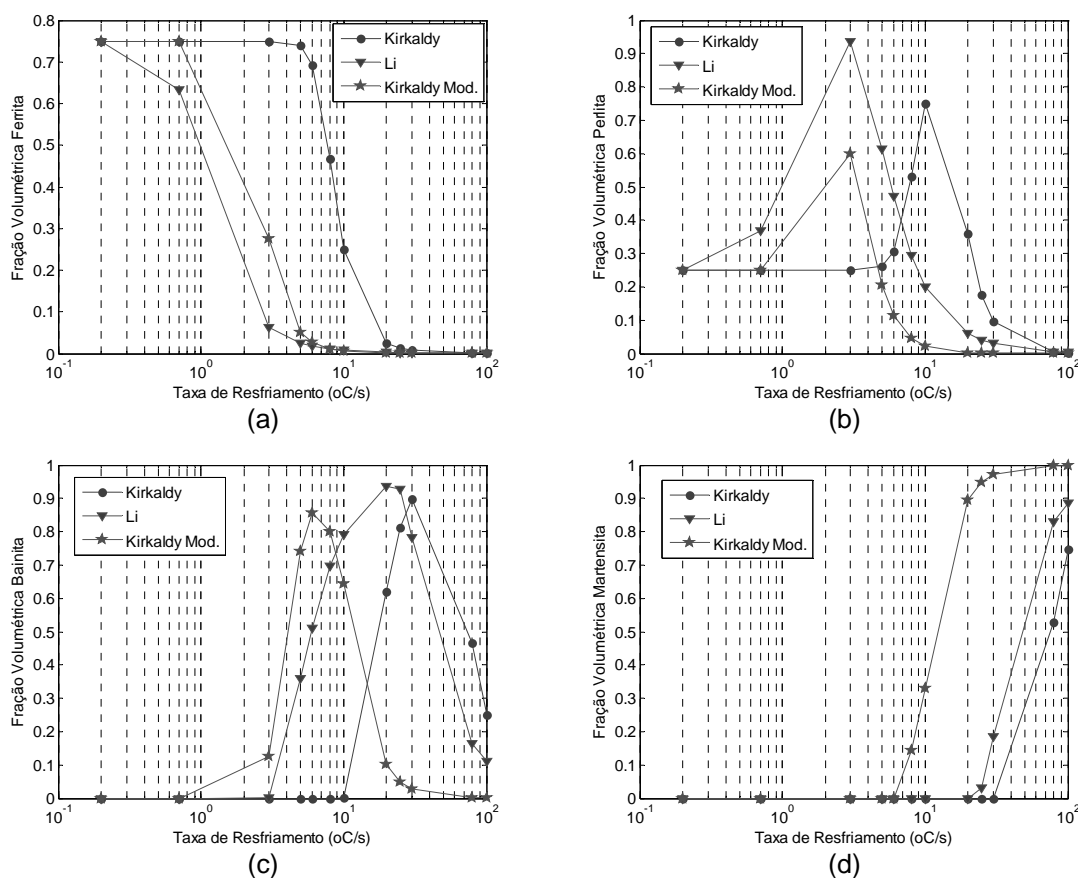


Figura 3 Evolução da fração volumétrica em função da taxa de resfriamento para os constituintes ferrita (a), perlita (b), bainita (c) e martensita (d).

4 DISCUSSÃO

Os resultados de dureza calculados pelo método de Kirkaldy modificado por Åkerström e Shapiro apresentam ser bem ajustados com os resultados obtidos experimentalmente, tanto para baixas como para elevadas taxas de resfriamento. Os resultados de dureza calculados para uma têmpera total coincidem com os valores obtidos experimentalmente.

A taxa de resfriamento crítica obtida experimentalmente é de aproximadamente 25°C/s, ou seja, para resfriamentos superiores a 25°C/s é esperado obter uma estrutura formada essencialmente por martensita. Pelo modelo de Kirkaldy e

Venugopalan,⁽⁴⁾ a fração volumétrica de martensita a 25°C/s é nula, para o modelo de Li et al.⁽⁹⁾ é de aproximadamente 5% e para o modelo de Kirkaldy modificado superior a 95%. Para uma taxa de resfriamento de 100°C/s, a fração volumétrica de martensita calculada pelo modelo de Kirkaldy e Venugopalan⁽⁴⁾ e Li et al.⁽⁹⁾ é de 75% e 89%, respectivamente, e de 100% para o modelo de Kirkaldy modificado.

A ausência do efeito do boro no modelo de Kirkaldy e Li et al.⁽⁹⁾ é uma das causas da baixa fração de martensita calculada para taxas de resfriamento intermediárias. As modificações propostas por Li et al.⁽⁹⁾ efetivamente reduzem a cinética de transformação controlada pela difusão, conduzindo a uma maior temperabilidade dos aços que o modelo original de Kirkaldy e Venugopalan,⁽⁴⁾ entretanto insuficiente para prever corretamente a cinética de transformação para os aços ligados ao boro.

5 CONCLUSÕES

Neste trabalho um modelo computacional da cinética de transformação de fases baseado no modelo de Kirkaldy e Venugopalan⁽⁴⁾ é implementado e resultados numéricos são comparados com resultados experimentais para diferentes taxas de resfriamento para o aço Usibor 1500P. O modelo original proposto por Kirkaldy permite prever corretamente os constituintes formados somente em baixas taxas de resfriamento, inferiores a 3°C/s. As modificações introduzidas por Li *et al.* conduzem a uma melhora nos resultados para taxas de resfriamento inferiores a 10°C/s. A ausência do efeito do boro no modelo de Kirkaldy e Li et al.⁽⁹⁾ é uma das causas da baixa fração de martensita calculada para taxas de resfriamento intermediárias. As alterações propostas por Åkerström⁽¹⁰⁾ e Shapiro,⁽¹¹⁾ incluindo o efeito do boro na formulação, permitem obter resultados bem ajustados com os resultados obtidos experimentalmente, tanto para baixas como para elevadas taxas de resfriamento.

REFERÊNCIAS

- 1 HEIN, P. *A Global Approach of the Finite Element Simulation of Hot Stamping*. Advanced Materials Research. v. 6-8, p. 763-770, 2005.
- 2 CHIPALKATTI, J. *Modeling of austenite decomposition in an AISI 4140 steel*. Tese de doutorado. University of British Columbia, 99 p., 1999.
- 3 BOK, H. H.; LEE, M. G.; PAVLINA, E. J.; BARLAT, F. Barlat; KIM, H. D. *Comparative study of the prediction of microstructure and mechanical properties for a hot stamped b-pillar reinforcing part*. International Journal of Mechanical Sciences. v. 53: p. 744-752, 2011.
- 4 KIRKALDY, J. S.; VENUGOPALAN, D. *Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels*. Int. conference on phase transformations in ferrous alloys, Philadelphia, p. 125-148, Outubro 1983.
- 5 SMOLJAN, B.; HANZA, S. S.; TOMASIC, N.; IJKIC, D. *Computer simulation of microstructure transformation in heat treatment processes*. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. v. 24: p. 275-282, 2007.
- 6 AVRAMI, M. *Kinetics of phase change 1 - general theory*. J. Chem. Phys., 7: p. 1103-1112, 1939.
- 7 ZENER, C. *Kinetics of decomposition of austenite*. Transactions AIME. v. 167: p. 550-83. 1946.
- 8 HILLERT, M. *The role of interfacial energy during solid state transformations*. Jernkontorets Annaler. v. 141: p. 758-89, 1957.

- 9 LI, M. V.; NIEBUHR, D. V.; MEEKISHO, L. L.; ATTERIDGE, D. G. *A computational model for the prediction of steel hardenability*. Metallurgical and Materials Transactions, v. 29B(3): p. 661–672, Junho 1998.
- 10 Åkerström, P., *Modelling and Simulation of Hot Stamping*. Luleå University of Technology. PhD-Thesis, 2004. 130 p.
- 11 SHAPIRO, A. *How to Use LS-OPT for Parameter Estimation – hot stamping and quenching applications*. 8th European LS-DYNA Users Conference, Strasbourg, 2011.
- 12 KOISITINEN, P.; MARBURGER, R.E. *A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformations in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels*. Acta Metall., v. 36: p. 59–60, 1959.
- 13 GÜR, C. H.; PAN, J. *Handbook of Thermal Process Modeling of Steels*. Boca Raton: CRC Press, 739 p., 2009.
- 14 MAYNIER, P.; JUNGSMANN, B.; DOLLET, J. *Hardenability concepts with applications to steels*. The Metallurgical Society of AIME, Pennsylvania, p. 518-545, 1978.