

# ENRIQUECIMENTO DE CARBONO NA AUSTENITA RETIDA DURANTE O TRATAMENTO TÉRMICO DE AÇOS TRIP<sup>1</sup>

Roberto Ribeiro de Avillez<sup>2</sup>  
André Luiz Vasconcellos da Costa e Silva<sup>3</sup>

## Resumo

É proposto um modelo difusional para descrever o enriquecimento de carbono na austenita retida de aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) durante o tratamento térmico de austêmpera. O modelo difusional considera dois mecanismos fisicamente distintos do que pode ocorrer durante o tratamento térmico de austêmpera de aços TRIP. Em um caso, a austenita retida apresenta interfaces imóveis com a ferrita bainítica mas com precipitação de carbonetos e, em outro, a interface entre a austenita retida e a ferrita bainítica muda de posição durante o tratamento térmico. Estes modelos são desenvolvidos com auxílio dos programas DICTRA e THERMO-CALC. Os cálculos mostram que as dimensões principais da austenita retida e da ferrita bainítica, a temperatura, o tempo de austêmpera e os elementos de liga causam mudanças significativas na concentração de carbono da austenita retida.

**Palavras-chave:** Modelo difusional; Austêmpera; Aços TRIP.

## CARBON ENRICHMENT IN THE RETAINED AUSTENITE DURING HEAT TREATMENT OF TRIP STEELS

### Abstract

It is proposed a diffusional model to describe the carbon enrichment of retained austenite in TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) during austempering heat treatment. The model considers two distinct mechanisms that may happen during the austempering of TRIP steels. The first approach considers immobile interfaces between the retained austenite and the bainitic ferrite with carbide precipitation and the second allows the interface to move but does not include carbide precipitation. These models were developed with DICTRA and THERMO-CALC software. The results show that the major dimensions of the austenite and bainitic ferrite phases, the temperature, the heat treatment time during the austempering and the alloying elements have appreciable effects on the retained austenite carbon concentration.

**Key words:** Diffusional model; Austempering; TRIP steels.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

<sup>2</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalúrgico, PhD., Professor da Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, PUC-RJ.

<sup>3</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalúrgico, PhD., Diretor Técnico do IBQN, Professor da EEIMVR-UFF.

## 1 INTRODUÇÃO

Speer, De Cooman e Schroth<sup>[1]</sup> propuseram recentemente um modelo para a partição de carbono entre a martensita e a austenita retida de um aço que tenha sofrido um resfriamento rápido da região de autenitização completa, ou parcial, para uma temperatura abaixo da temperatura de início da formação da martensita, ou da bainita, seguida de um tratamento térmico de revenimento da microestrutura com a migração de átomos de carbono, mas sem a partição dos solutos substitucionais. Este tratamento de partição foi denominado de equilíbrio constrito do carbono (*constrained carbon equilibrium*)<sup>[2,3]</sup> e, em essência, é similar ao tratamento de austêmpera nos seus instantes iniciais, quando ainda não ocorreu a formação de carbonetos. O novo conceito de processamento térmico foi denominado de *quench and partitioning*,<sup>[2]</sup> ou Q&P, que pode ser denominado em português por **têmpera e partição**. Com o resfriamento para a temperatura ambiente, o processo resulta numa martensita com pouco carbono e uma austenita enriquecida de carbono e, portanto, estabilizada pela migração de carbono durante o estágio de partição.

O modelo de partição proposto por Speer, De Cooman e Schroth<sup>[1]</sup> considera que todas as interfaces permanecem imóveis após a têmpera; portanto, a quantidade de átomos metálicos de cada uma das fases, austenita retida e martensita, ou bainita, não sofre alterações durante todo o processo de partição. No entanto, resultados experimentais de Sugimoto *et al.*, obtidos de tratamentos térmicos de aços TRIP, evidenciam que, acima da temperatura de início da martensita,  $M_s$ , um tratamento de austêmpera prolongado aumenta os teores de bainita e quase-ferrita<sup>[4]</sup> e os filmes de austenita retida possuem a tendência de ficarem mais espessos nos aços com teores elevados de Si ou Mn.<sup>[5]</sup> Estes experimentos sugerem que as interfaces não são tão imóveis como pressupõe o modelo proposto por Speer et al. A cinética da partição do carbono deve ser, portanto, mais esclarecida para que se possam estabelecer as condições ótimas de tratamento térmico após a têmpera de um aço TRIP. A cinética do modelo original, com interfaces imóveis, foi estudada por Speer et al.<sup>[6]</sup> e não será considerada neste trabalho. Os dois modelos avaliados consideram a formação de carbonetos e a presença de interfaces móveis.

## 2 O MODELO

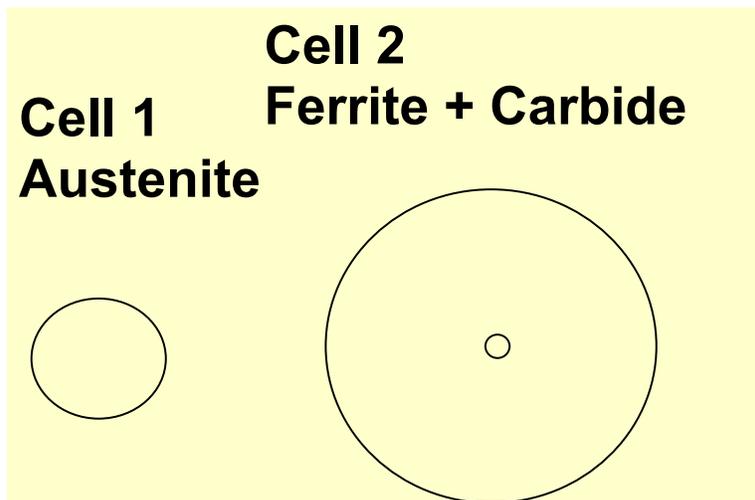
O processo de têmpera e partição é constituído de quatro etapas distintas: (1) austenitização completa, ou tratamento intercrítico; (2) têmpera interrompida, com um resfriamento rápido até uma temperatura abaixo da temperatura de início da martensita, ou da bainita; (3) tratamento térmico de austêmpera na temperatura final da etapa anterior; (4) resfriamento até a temperatura ambiente. O objetivo do processo é aumentar a estabilidade da austenita retida na temperatura ambiente pelo aumento da concentração de carbono dentro da austenita. Este processo impede que a austenita retida se transforme em martensita durante o resfriamento final até a temperatura ambiente. Por outro lado, a austenita retida poderá se transformar em martensita durante uma deformação posterior, resultando em um aço com propriedades especiais, denominado aço TRIP (*Transformation Induced Plasticity*).

Normalmente, realiza-se um tratamento intercrítico para aumentar a concentração de carbono na austenita e formar uma ferrita com baixo teor de carbono. No entanto, a

presente proposta não irá considerar o tratamento intercrítico, pois toda difusão posterior ocorre principalmente entre a austenita residual e a martensita, ou bainita, enriquecida com carbono. Desta maneira, o presente modelo considera tão somente a relação austenita/martensita (ou bainita) pertinente ao processo difusional presente na etapa (3). Nenhuma distinção é feita entre martensita e bainita. As duas são modeladas pela fase ferrita. Os dados difusionais e termodinâmicos são obtidos dos bancos de dados TCFE3<sup>[7]</sup> e MOB2,<sup>[8]</sup> respectivamente. Todos os cálculos são realizados com o programa DICTRA.<sup>[9]</sup>

Duas abordagens distintas são consideradas: a existência de interfaces imóveis entre austenita e ferrita, mas com o crescimento de um carboneto, e a presença de interfaces móveis entre austenita e ferrita sem a formação simultânea de carboneto. Naturalmente, uma terceira abordagem deve incluir interfaces móveis e crescimento de carboneto; no entanto, ela não será assunto do presente estudo.

A proposta de interfaces imóveis foi modelada por duas células esféricas conforme apresentado na Figura 1: uma célula correspondente à fase austenita e outra correspondente à fase ferrita. O volume das células correspondem à fração volumétrica resultante da têmpera interrompida (estágio 3). As dimensões das células são típicas de microestruturas de aços TRIP. O carboneto de cementita pode se formar no centro da célula da ferrita, roubando o carbono da ferrita e, por isso, reduzindo a migração do carbono para a austenita. Certamente, o carboneto poderia se formar na interface entre a austenita e a ferrita, mas seu efeito ainda seria mais pronunciado sobre a ferrita, pois a austenita admite uma maior solubilidade de carbono. As periferias das células são mantidas com o mesmo potencial químico do carbono, de modo que o carbono difunde de uma célula para outra sem alterar as dimensões de cada célula. A temperatura de simulação foi de 400°C e o tempo de 7.200 s, valores típicos para austêmpera, mas o tempo é muito longo para o tratamento de têmpera e partição.



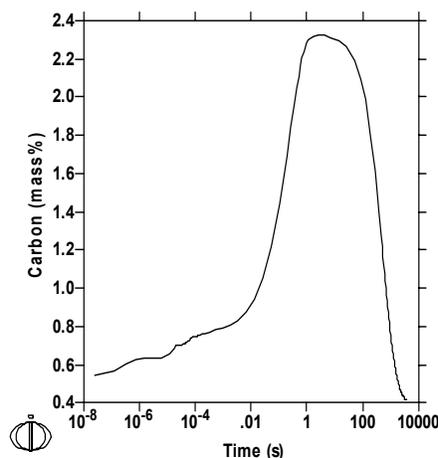
**Figura 1.** Modelo de duas células para simular a partição de carbono entre austenita e martensita com a formação de um carboneto de cementita no centro da célula da ferrita. O raio da ferrita é de 1  $\mu\text{m}$  e raio da austenita é de 0,63  $\mu\text{m}$ , correspondente a uma fração volumétrica inicial de austenita de 20%.

As Figuras 2 a 4 apresentam o efeito da difusão de carbono numa liga binária Fe-0,5%C (em massa). A concentração de carbono na austenita atinge valores de 2,3%C

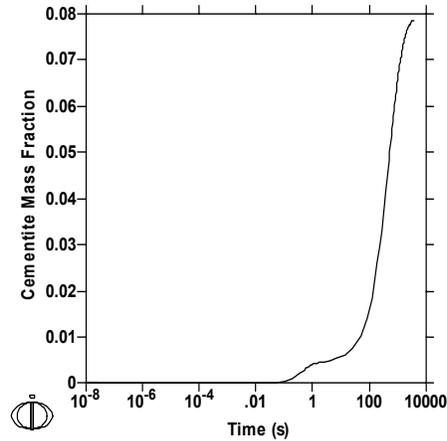
e permanece aproximadamente constante entre 1 s a 100 s de tratamento térmico (Figura 2). Este tempo é consistente com os períodos típicos de tratamento térmico para o processo de têmpera e revenimento em aços com dimensões microestruturais similares. A queda da concentração de carbono na austenita coincide com o crescimento mais acelerado da cementita (Figura 3) e com o tempo para a homogeneização do carbono no interior da fase austenita (Figura 4). Após este tempo, a concentração de carbono dentro da austenita começa a decrescer de maneira homogênea, drenada pelo crescimento do carboneto no interior da ferrita.

O efeito de diferentes solutos metálicos pode ser comparado nas Figuras 5 e 6, que apresentam a concentração média de carbono na fase austenita em função do tempo de tratamento térmico para adições de Cu e Mn (Figura 5) e Al e Si (Figura 6). Solutos de cobre e manganês praticamente não alteram o comportamento difusional da liga binária. O alumínio causa um pequeno efeito e o silício altera de maneira significativa a evolução da microestrutura. A ação do silício ocorre principalmente sobre o crescimento da cementita, conforme observado na Figura 7.

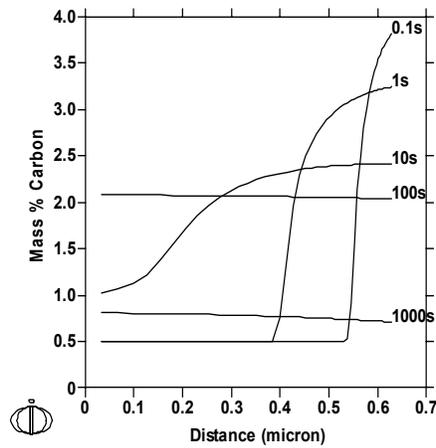
A Figura 8 apresenta o modelo proposto para interfaces móveis sem a presença de carboneto, para uma única célula contendo austenita e ferrita com as dimensões típicas encontradas em microestruturas de aços TRIP. A fração volumétrica inicial da austenita foi mantida em 20%, o tempo de tratamento foi de até 600 s e a temperatura de 400°C. As Figuras 9 e 10 evidenciam que a interface entre a austenita e ferrita inicialmente se desloca no sentido de reduzir a quantidade de austenita mas depois reverte o movimento até encontrar uma posição de equilíbrio que corresponde à condição de para-equilíbrio para a liga binária. A Figura 11 apresenta a distribuição de carbono nas fases austenita e ferrita para dois tempos distintos. A distribuição de carbono fica aproximadamente uniforme com 20 s de tratamento térmico e permanece assim até o final do tempo de simulação. A Figura 12 apresenta o efeito de elementos de liga sobre a partição do carbono com interface móvel. Observa-se que o manganês possui um forte efeito de reduzir o movimento da interface, provavelmente pela da estabilização da fase austenítica.



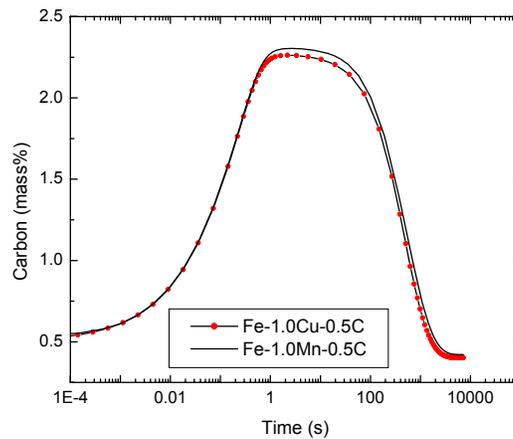
**Figura 2.** Concentração média de carbono dentro da fase austenita em função do tempo de tratamento térmico a 400°C, para uma liga binária Fe-0,5%C (em massa).



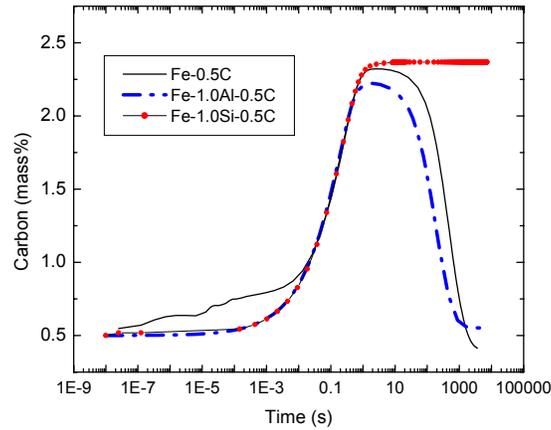
**Figura 3.** Fração em massa de cementita em função do tempo de tratamento térmico a 400°C, para uma liga binária Fe-0,5%C (em massa).



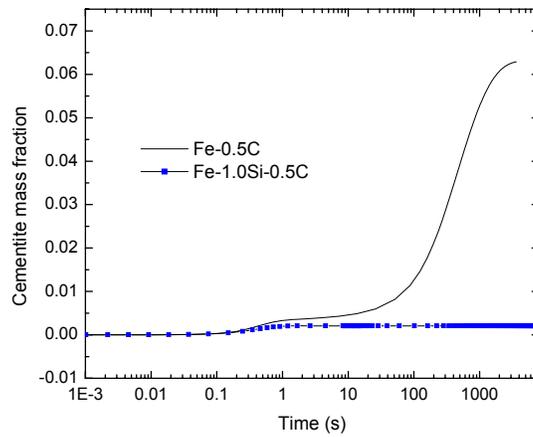
**Figura 4.** Concentração de carbono em função da distância do centro da fase austenita, para diferentes tempos de tratamento térmico a 400°C, para uma liga binária Fe-0,5%C (em massa).



**Figura 5.** Concentração média de carbono dentro da fase austenita em função do tempo de tratamento térmico a 400°C, para uma liga ternária Fe-1,0%X-0,5%C (em massa), onde X corresponde ao Cu e Mn.

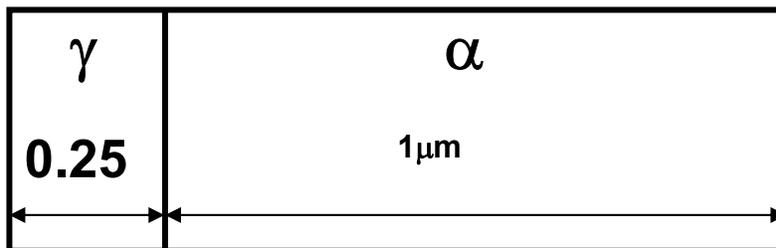


**Figura 6.** Concentração média de carbono dentro da fase austenita em função do tempo de tratamento térmico a 400°C, para uma liga ternária Fe-1,0%X-0,5%C (em massa), onde X corresponde ao Al e Si.

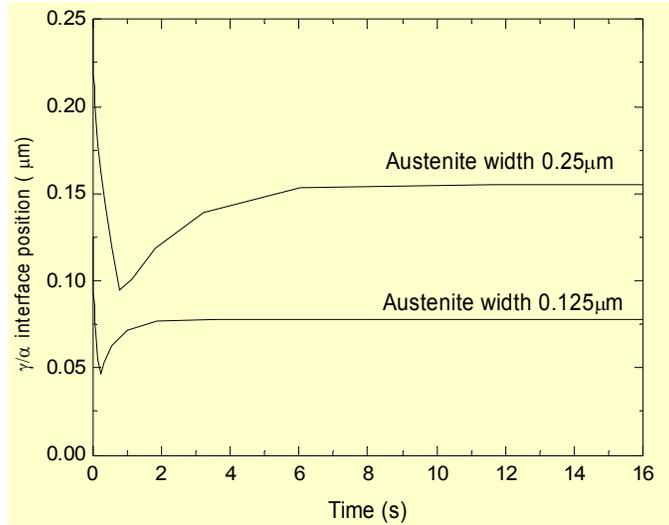


**Figura 7.** Crescimento da cementita em função do tempo de tratamento térmico para a liga binária Fe-0,5%C e a liga ternária Fe-1,0%Si-0,5%C.

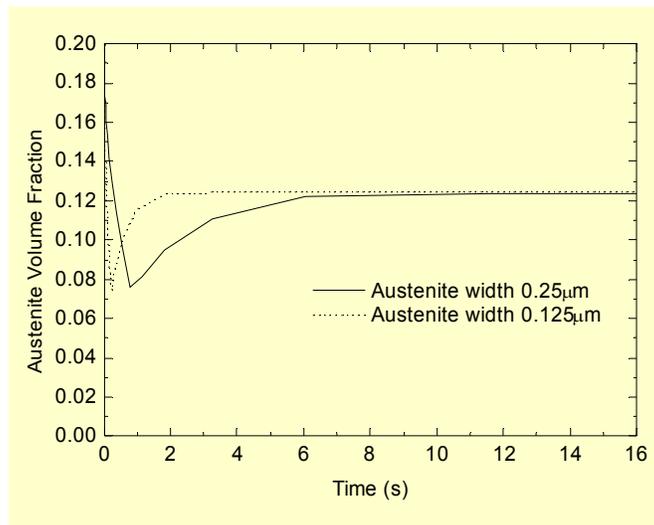
## Cell 1



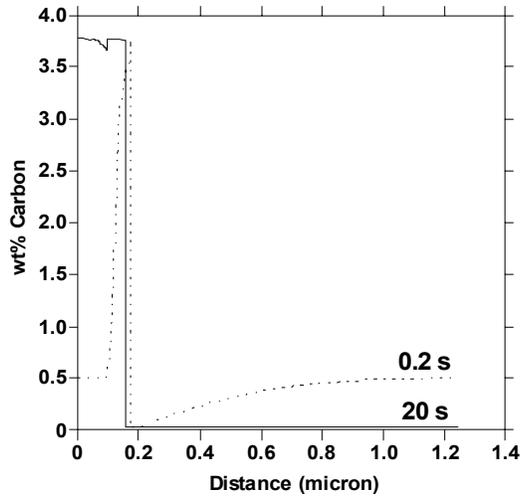
**Figura 8.** Modelo de uma célula para simular a partição do carbono entre austenita e ferrita com interface móvel e sem formação de carboneto.



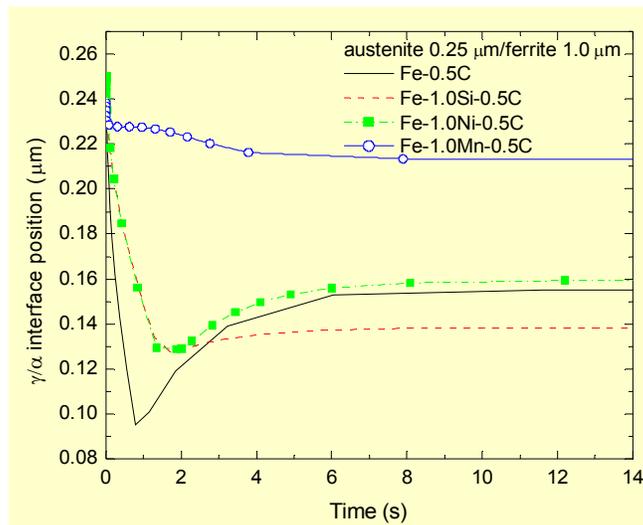
**Figura 9.** Posição da interface entre austenita e ferrita em função de tempo de tratamento térmico a 400°C, para uma liga binária Fe-0,5%C, para duas espessuras distintas da austenita.



**Figura 10.** Fração volumétrica da austenita em função do tempo de tratamento térmico a 400°C, para uma liga binária Fe-0,5%C, para duas espessuras distintas da austenita.



**Figura 11.** Distribuição de carbono na célula em função da distância para dois tempos distintos de tratamento térmico de uma liga binária a 400°C.



**Figura 12.** Posição da interface austenita/ferrita em função de tempo de tratamento térmico a 400°C, para diferentes adições de solutos metálicos.

### 3 CONCLUSÕES

A concentração de carbono na austenita depende da cinética de crescimento da ferrita e da cementita. Durante o crescimento da ferrita, o manganês estabiliza a austenita e impede que esta fase sofra uma grande redução de volume, enquanto o silício favorece uma acentuada redução do volume da austenita, perto de 50% de redução, e, portanto, um aumento significativo da concentração de carbono dentro desta fase, que alcança 4,2% em massa. Durante o crescimento da cementita, a concentração máxima de carbono na austenita ocorre na fase inicial de crescimento da cementita. O silício é o elemento de liga que apresenta o maior efeito de inibição do crescimento da ferrita.

## Agradecimentos

O autor Roberto Avillez agradece ao CNPq pelo apoio recebido durante a execução desta pesquisa.

## REFERÊNCIAS

- 1 SPEER, J.G.; DE COOMAN, B.C.; SCHROTH, J. G. Carbon partition into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia* **51**, 2611-2622, 2003.
- 2 SPEER, J. G.; EDMONDS, D. V.; RIZZO, F. C.; MATLOCK, D. K. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* **8**, 219-237, 2004.
- 3 HILLERT, M.; AGREN, J., On the definitions of paraequilibrium and orthoequilibrium. *Scripta Materialia* **50**, 697-699, 2004.
- 4 SUGIMOTO, K.; IIDA, T; SAKAGUCHI, J.; KASHIMA, T. Retained austenite characteristics and tensile properties in a TRIP type bainitic sheet steel. *ISIJ International* **40**, 902-908, 2000.
- 5 SUGIMOTO, K.; NAKANO, K.; SONG, S.-M.; KASHIMA, T. Retained austenite characteristics and stretch-flangeability of high-strength low-alloy TRIP type bainitic sheet steel. *ISIJ International* **42**, 450-455, 2002.
- 6 SPEER, J.G.; ASSUNÇÃO, F.C.R; MATLOCK, D.K.; EDMONDS, D.V. *The "Quenching and Partitioning" Process: Background and Recent Progress*. *Materials Research*, 2005. **8**(4): p. 417-423.;
- 7 Thermo-calc Software (TCS) Steels/Fe-alloys Database, versão 3, TCAB Stockholm, 2003.
- 8 Thermo-calc Software (TCS) Alloys Mobility Database, versão 2, TCAB Stockholm, 2006.
- 9 ANDERSSON, J.-O.; HELANDER, T.; HÖGLUND, L.; SHI, P.; SUNDMAN, B.; "Thermo-Calc & Dictra, Computational Tools for Materials Science"; *CALPHAD* **26**, 273-312, 2002.