

SIMULAÇÃO DO CRESCIMENTO DENDRÍTICO DURANTE O PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO NUM SISTEMA LÍQUIDO PREENCHIDO COM UMA LIGA Fe-C SUPER-RESFRIADO¹

Alexandre Furtado Ferreira^{II}
Jose Adilson de Castro^{III}
Alexandre Jose da Silva^{IV}

Resumo

O entendimento do processo de solidificação é de grande importância devido à segregação microestrutural influenciar as propriedades dos materiais. O método do Campo de Fase (Phase-Field) tornou-se conhecido como uma ferramenta importante para a simulação de interfaces complexas. O presente trabalho discute a simulação computacional do fenômeno de solidificação de uma liga Fe-C através do método chamado Campo de Fase. Nas últimas décadas, importantes descobertas foram obtidas sobre as estruturas dendríticas. Contudo, muitos dos desenvolvimentos foram obtidos baseados em experimentos e modelos idealizados. O método do Campo de Fase se baseia na descrição da transformação da fase através do acoplamento da equação da temperatura, conservação de soluto e do campo de fase. Este modelo utiliza uma variável auxiliar (ϕ) onde a fase varia de sólido para líquido gradualmente. Portanto todas as equações são escritas sem a necessidade da determinação explícita da posição da interface o que é uma vantagem deste método numérico. Estruturas realísticas das dendritas foram obtidas para a liga binária de Fe-C. As simulações com o método do Campo de fase, mostraram várias características da solidificação consistentes com resultados experimentais. Dentre os principais destacam-se: 1) O parâmetro do super-resfriamento afeta a mobilidade da interface; 2) A espessura da camada difusa do soluto no líquido mostrou distribuição típica; 3) Foi observado crescimento competitivo durante o processo de solidificação da liga Fe-C entre os braços primários, secundários e terciários.

Palavras-chave: Solidificação; Dendritas; Campo de Fase.

¹ Contribuição a ser apresentada no 60º Congresso Anual da ABM, 25 a 28 de Julho de 2005 – Belo Horizonte - MG.

² Pesquisador, Doutor em Ciências da Engenharia Metalúrgica do Programa de Pós-Graduação da EEIMVR – UFF, Av. dos Trabalhadores 420, Volta Redonda – RJ.

³ Professor Ph.D do Programa de Pós-Graduação da EEIMVR – UFF, Av. dos Trabalhadores 420, Volta Redonda – RJ.

⁴ Professor Dr.-Ing. do Programa de Pós-Graduação da EEIMVR – UFF, Av. dos Trabalhadores 420, Volta Redonda – RJ.

INTRODUÇÃO

Do ponto de vista metalúrgico, cabe ressaltar o fato de que todos os produtos metálicos passam necessariamente pelo processo de solidificação em algum estágio de sua fabricação.

A solidificação do metal em moldes não se efetua de modo passivo, como poderia parecer à primeira vista. Na realidade, a transformação líquido/sólido pela qual passa o metal é de natureza ativa e dinâmica, já que, durante a mesma, ocorrem eventos como a nucleação e crescimento de estruturas dendríticas, os quais, se não forem devidamente controlados, podem comprometer o desempenho do produto final ou, até mesmo, interromper a seqüência de fabricação. Tais eventos podem dar origem a diversos tipos de heterogeneidade que interferem drasticamente na qualidade metalúrgica do produto final, segundo Prates [1]. Portanto, a solidificação e as estruturas obtidas nesse processo, conhecidas como estruturas dendríticas, são muito importantes do ponto de vista prático, uma vez que influenciam fortemente as propriedades dos produtos. Portanto, seria interessante o controle das estruturas formadas com o objetivo de obter as propriedades desejadas nas peças produzidas. Em particular, o método do Campo de Fase tem-se tornado popular devido à sua habilidade em simular o processo de solidificação com interface sólido/líquido complexa. Neste trabalho foi considerado o método do Campo de Fase aplicado ao fenômeno de solidificação de uma liga binária (Fe-C), a partir de condições prescritas, tais como o super-resfriamento, levando-se em conta os efeitos da tensão superficial, cinética do super-resfriamento e anisotropia cristalina.

O principal objetivo deste trabalho é modelar a morfologia da interface sólido/líquido, durante o processo de solidificação. Portanto, será feita uma análise crítica, sob o ponto de vista metalúrgico, do método do Campo de Fase aplicado ao processo de solidificação.

MODELAMENTO MATEMÁTICO

Para o desenvolvimento do método do Campo de Fase aplicado à solidificação de ligas binárias, admite-se que evolução do núcleo solidificado é proporcional à variação de um funcional de energia livre com relação à variável ϕ , segundo Boettinger e colaboradores [2]:

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} = -M \frac{\partial F}{\partial \phi} \quad (1)$$

O termo F descreve como a energia livre varia em função da variável ϕ , sendo F representado a seguir, segundo Cahn [3]:

$$F = \int_V \left[f_o \{c, \phi\} - \frac{\epsilon^2}{2} (\nabla \phi)^2 \right] dV \quad (2)$$

Onde a energia livre é função da concentração e da variável do Campo de Fase. O segundo termo, nesta equação, depende somente do gradiente de ϕ e, portanto, é diferente de zero somente na região da interface. No modelo proposto por Kim e colaboradores [4], a energia livre, $f(c, \phi)$, onde ϕ é o

parâmetro do Campo de Fase e c a concentração do soluto, é definida como o somatório das energias livres das fases sólida e líquida com diferentes composições para a concentração do líquido (c_L) e para a concentração do sólido (c_S), que também contém um termo que representa a barreira de ativação através da interface, $wg(\phi)$, como mostrado a seguir:

$$f(c, \phi) = h(\phi) f^s(c_s) + (1 - h(\phi)) f^L(c_L) + wg(\phi) \quad (3)$$

Onde $h(\phi)$ é uma função suavizante na região da interface, cuja forma amplamente utilizada nos trabalhos que empregam o método do Campo de Fase, é mostrada a seguir:

$$h(\phi) = \phi^3(10 - 15\phi + 6\phi^2) \quad (4)$$

$g(\phi)$ modela a tensão superficial na região da interface, como mostrada a seguir:

$$g(\phi) = \phi^2(1 - \phi)^2 \quad (5)$$

A composição do soluto na região da interface (c) é determinada através de soma das composições de soluto no sólido e líquido.

$$c = h(\phi) c_s + (1 - h(\phi)) c_L \quad (6)$$

No modelo desenvolvido por Kim e colaboradores [4] para ligas binárias, assume-se que o potencial químico μ , das fases sólida e líquida, é igual em qualquer ponto dentro da região da interface.

$$\mu^S(c_s(x, t)) = \mu^L(c_L(x, t)) \quad (7)$$

Os subscritos S e L representam as fases sólida e líquida respectivamente. Integrando a equação 2, e derivando em relação a variável do Campo de Fase (ϕ), e substituindo na equação 1, tem-se:

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} = M[\varepsilon^2 \nabla^2 \phi - f_\phi] \quad (8)$$

Onde M e ε na equação 8, são parâmetros do modelo. O subscrito em f significa a derivada de primeira ordem em relação à variável do Campo de Fase (ϕ). A partir da derivada da energia livre em função do parâmetro do Campo de Fase a equação 8, se modifica para:

$$\frac{1}{M} \frac{\partial \phi}{\partial t} = \varepsilon^2 \nabla^2 \phi - Wg'(\phi) + h'(\phi) [f^L(c_L) - f^S(c_S) - (c_L - c_S) \mu^L] \quad (9)$$

Os termos entre parêntese da equação 9 correspondem à força motriz do processo de solidificação, para o caso da solidificação da liga. Para uma solução diluída de uma liga a equação 9, pode ser escrita, segundo Kim e colaboradores [4] como:

$$\frac{1}{M} \frac{\partial \phi}{\partial t} = \varepsilon^2 \nabla^2 \phi - Wg'(\phi) + h'(\phi) \frac{RT}{V_m} \text{Ln} \left[\frac{(1 - c_s^e)(1 - c_L)}{(1 - c_L^e)(1 - c_s)} \right] \quad (10)$$

Onde R é a constante dos gases, T a temperatura, e V_m é o volume molar, da liga Fe-C.

Para uma liga diluída, a equação da concentração de soluto no sistema pode ser representada, segundo Kim e colaboradores [4] por:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \nabla \left(D(\phi) \{ (1 - h(\phi)) c_L (1 - c_L) + h(\phi) c_s (1 - c_s) \} \nabla \text{Ln} \frac{c_L}{1 - c_L} \right) \quad (11)$$

Onde $D(\phi)$ representa a difusividade do soluto, nas fases líquida e sólida, c_L e c_S são as concentrações no líquido e sólido, respectivamente.

Os parâmetros do modelo do Campo de Fase ε e w da equação 10 são relacionados com as propriedades do material como energia da interface, σ , e espessura da interface, 2λ , onde ϕ varia de 0,1 a 0,9, e o parâmetro M é correlacionado com o coeficiente cinético μ^k . Esses parâmetros do Campo de Fase são obtidos, segundo Kim e colaboradores [4], admitindo-se a hipótese de uma liga de solução diluída.

$$\sigma = \frac{\varepsilon \sqrt{w}}{3\sqrt{2}} \quad (12)$$

$$2\lambda \cong 2.2\sqrt{2} \frac{\varepsilon_o}{\sqrt{w}} \quad (13)$$

O parâmetro M , que representa a mobilidade da equação de fase, é representado pela equação 14, proposta por Kim e colaboradores [4]:

$$\frac{1}{M} = \frac{\varepsilon^3}{\sigma \sqrt{2w}} \left(\frac{1}{D_L} \cdot \xi(C_L^{Eq}, C_S^{Eq}) \right) \quad (14)$$

$$\begin{aligned} \xi(C_L^{Eq}, C_S^{Eq}) &= \frac{RT}{V_m} (C_L^{Eq} - C_S^{Eq})^2 \\ &\times \int_0^1 \frac{h(\phi)[1-h(\phi)]}{[1-h(\phi)]C_L^{Eq}(1-C_L^{Eq}) + h(\phi)C_S^{Eq}(1-C_S^{Eq})} \cdot \frac{d(\phi)}{\phi(1-\phi)} \end{aligned} \quad (14. a)$$

Onde D_L é o coeficiente de difusão de soluto no líquido, C_L^{Eq} e C_S^{Eq} são as concentrações em equilíbrio no líquido e no sólido respectivamente.

A forma da equação 10 do Campo de Fase, a da equação da concentração de soluto 11 acoplada, juntamente com a equação da temperatura, cálculos computacionais do processo de solidificação utilizando estas equações, simulariam interfaces planas sem perturbações ou ramificações, independente das condições de solidificação (super-resfriamento), devido à equação 10 da fase não incluir a anisotropia da interface. Para a simulação de interfaces complexas, que gerariam estruturas dendríticas similares às estruturas dendríticas encontradas em experimentos, duas questões devem ser admitidas no método do Campo de Fase aplicado à solidificação de ligas: a anisotropia e a instabilidade da interface. Primeiramente é introduzida no método do Campo de Fase a questão da anisotropia e, posteriormente, será tratada a questão instabilidade.

Uma forma amplamente utilizada nos trabalhos sobre o Campo de Fase, para a simulação do crescimento dendrítico, é assumir que ε , na equação 8, depende de um ângulo θ . Onde θ é a orientação do vetor normal da interface em relação ao eixo de referência x . Onde θ é obtida pela equação, segundo Boettinger e colaboradores [2]:

$$\tan(\theta) = \frac{\phi_y}{\phi_x} \quad (15)$$

Onde ϕ_y e ϕ_x representam as derivadas de ϕ em relação a y e x , respectivamente. Esta mudança exige uma nova derivação da equação 8, resultando numa equação do Campo de Fase mais complexa para ϕ . O desenvolvimento gera dois termos com derivadas cruzadas na equação de fase, como mostrado a seguir:

$$\frac{1}{M} \cdot \frac{\partial \phi}{\partial t} = \nabla \cdot (\varepsilon(\theta)^2 \nabla \phi) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\varepsilon(\theta) \varepsilon'(\theta) \frac{\partial \phi}{\partial x} \right) - \frac{\partial}{\partial x} \left(\varepsilon(\theta) \varepsilon'(\theta) \frac{\partial \phi}{\partial y} \right) - w g'(\phi) + \frac{RT}{V_m} h'(\phi) \ln \left(\frac{1 - C_S^{eq}}{1 - C_L^{eq}} \cdot \frac{1 - C_L}{1 - C_S} \right) \quad (16)$$

Esta equação substitui a equação 10, quando se considera a anisotropia. Portanto a equação de fase foi modificada para incluir a anisotropia da interface, sendo $\varepsilon(\theta)$ determinado pela equação 17, como mostrado a seguir:

$$\varepsilon(\theta) = \varepsilon (1 + \delta_\varepsilon \cos j(\theta - \theta_o)) \quad (17)$$

Onde δ_ε representa a força de anisotropia, J representa o modo de anisotropia do modelo e θ_o é o ângulo da direção preferencial de crescimento.

A instabilidade da frente de solidificação é provocada através da adição de uma fonte de ruídos. Esta fonte de ruídos é representada a seguir:

$$Noise = 16ar\phi^2(1-\phi)^2 \quad (18)$$

Onde r é o número aleatório gerado entre -1 e +1. O fator de amplitude do ruído "a", adotado foi 0,025. Pela a equação 18, pode-se observar que o ruído tem o seu valor máximo em $\phi = 0,5$, sendo nulo em $\phi = 0$ e $\phi = +1$, ou seja, os ruídos são gerados na região da interface.

O modelo do Campo de Fase empregado para o processo de solidificação de ligas binárias consiste na equação de fase 16, equação de concentração de soluto 11 e a equação da temperatura 19, mostrada a seguir:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = D \nabla^2 T + \frac{\Delta H}{C_p} h'(\phi) \frac{\partial \phi}{\partial t} \quad (19)$$

Onde D é a difusividade térmica, ΔH o calor latente e o C_p é a capacidade calorífica.

Ambas as equações foram resolvidas numericamente pelo Método de Volumes Finitos, segundo Patankar [5], sendo que as equações de fase 16 e da concentração de soluto 11 utilizaram a forma explícita e a equação da temperatura 19 a forma implícita.

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste trabalho o método do Campo de Fase foi aplicado para o caso de solidificação de uma liga binária de Fe-C, contendo 0,15% em massa de soluto, o que equivale a $6,87 \times 10^{-3}$ de fração molar de soluto.

As propriedades físicas da liga, utilizada no desenvolvimento deste trabalho são apresentadas na Tabela 1, mostrada a seguir:

Tabela 1. Propriedades físicas da liga Fe-C⁷.

Propriedades Físicas	Fe-C
Energia interfacial (σ_0)	0,408 J/m ²
Temperatura de Fusão (T _m)	1811 K
Difusividade do carbono no líquido D _L	2,0x10 ⁻⁸ m ² /s
Difusividade do carbono no sólido D _S	6,0x10 ⁻⁹ m ² /s
Calor latente (ΔH)	2,0343x10 ⁹ J/m ³
Volume molar (V _m)	7,7x10 ⁻⁶ m ³ /mol
Coeficiente de distribuição de equilíbrio (K _e)	0,204
Inclinação da linha liquidus (M _e)	18,02
Difusividade térmica (D)	6,1x10 ⁻⁶ m ² /s
Capacidade calorífica (C _p)	5,36x10 ⁶ J/m ³ K.
Espessura interfacial (2 λ_0)	4x10 ⁻⁰⁸ m
Inclinação da linha liquidus (K/mol)	-1802
Fração Molar de Solute	6,87x10 ⁻³

Os parâmetros utilizados no método do Campo de Fase relacionados à liga binária são mostrados na Tabela 2, a seguir:

Tabela 2. Parâmetros computacionais utilizados no método do Campo de Fase para a liga Fe-C.

Parâmetros do Modelo	
Constante de anisotropia (δ_M)	0
Constante de anisotropia (δ_ϵ)	0,05
Espessura da interface (ϵ_0)	1,46x10 ⁻⁴ (J/m) ^{1/2}
Tensão superficial (w)	0,46x10 ⁸ J/m ³
Mobilidade da interface (M ₀)	0,41 m ³ /sJ
Espaçamento malha (Δx)	3x10 ⁻⁰⁸ m
Espaçamento malha (Δy)	3x10 ⁻⁰⁸ m
Passos no tempo (Δt)	1x10 ⁻⁰⁸ (s)

Primeiramente nos apresentaremos os resultados do método do Campo de Fase no instante inicial do processo de solidificação, com o objetivo de estimar o perfil de soluto na interface sólido/líquido. A temperatura inicial do domínio é de 1765 K, ou seja, o metal se encontra numa condição de super-resfriamento térmico. Condições adiabáticas foram impostas para as equações de concentração, energia e do Campo de Fase, em todas as fronteiras do domínio. Para estas simulações todos os parâmetros foram mantidos constantes, ao longo do tempo.

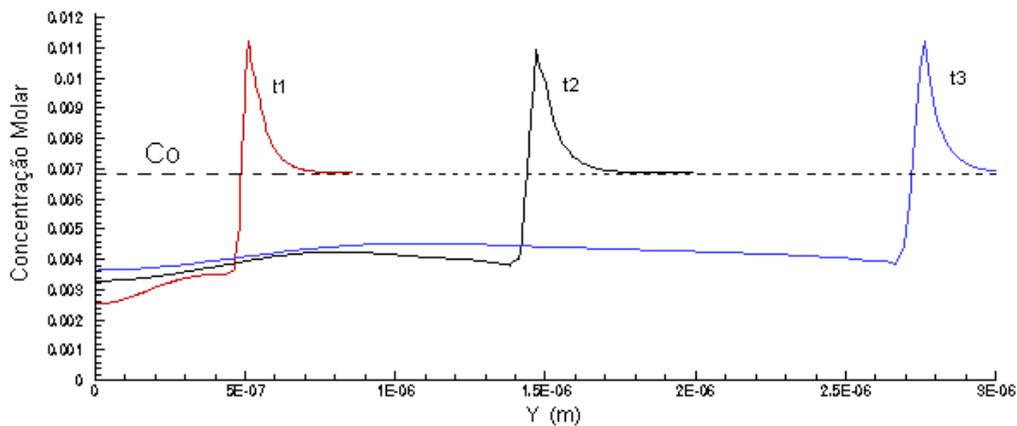


Figura 1. Cálculo da evolução do perfil da concentração de soluto, nos instantes iniciais do processo de solidificação.

Os perfis mostrados na Figura 1 foram calculados para os instantes de $t_1 = 1,0 \times 10^{-6} s$, $t_2 = 4,0 \times 10^{-6} s$ e $t_3 = 8,0 \times 10^{-6} s$. Nesta figura, pode-se observar que a região do sólido se encontra com uma concentração de soluto empobrecida, isto se deve ao fato que, durante a solidificação, o soluto de carbono é rejeitado para a fase líquida, portanto enriquecendo esta fase logo a frente da interface sólido/líquido. Na fase líquida, a concentração de soluto à frente da interface sólido/líquido diminui exponencialmente para a concentração inicial do líquido. Foi adicionada no domínio uma pequena região já solidificada, na figura esta região está localizada em $y = 0$, sendo esta concentração inicial para a região já solidificada no instante $t = 0$. Ao longo do tempo esta região será enriquecida pelo processo de difusão no sólido. Observando-se as três curvas, conclui-se que a espessura da camada limite da difusão do soluto no líquido permanece inalterada ao longo do tempo, uma vez que em todas as simulações, mantiveram-se constantes a velocidade de propagação da interface, a difusividade do soluto na região líquido e o coeficiente de partição. Vale ainda ressaltar que, se analisarmos as curvas nos tempos t_1 , t_2 e t_3 , pode-se perceber um suave e gradual aumento na concentração de soluto na região do sólido. Com as variáveis tempo e distância, pode-se determinar a velocidade de propagação da frente de solidificação, que vale aproximadamente $0,4 m/s$, o que está de acordo com trabalho proposto por Lee e colaboradores [11].

A Figura 2, a seguir mostra os resultados obtidos para diferentes super-resfriamentos térmicos do domínio. O objetivo desta simulação é estimar o perfil de concentração de soluto variando a velocidade de solidificação. Neste caso será alterado o super-resfriamento térmico do domínio, pois para super-resfriamentos maiores, a velocidade da interface será aumentada. O resultado desta simulação encontra-se na figura a seguir:

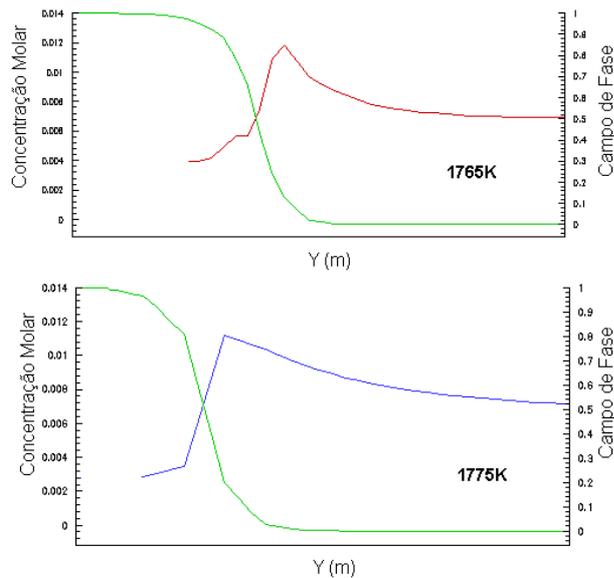


Figura 2. Perfil da concentração de soluto, para diferentes temperaturas iniciais do domínio.

Pode-se observar nesta figura que o perfil de soluto na região do líquido torna-se mais abrupto para o caso de temperaturas iniciais menores. Isto se deve ao fato que, como a velocidade da interface sólido/líquido aumenta com a diminuição da temperatura, mantendo-se a difusividade do soluto no líquido constante, é de se esperar uma diminuição da espessura desta camada de acumulo de soluto, ou seja, o efeito da difusividade do soluto no líquido torna-se menos efetivo.

A Figura 3, a seguir mostra a evolução da dendrita da liga de Fe-C. O objetivo deste item é simular a evolução de uma dendrita durante o processo de solidificação para uma temperatura inicial de 1763 K. A figura 3, mostra a evolução microestrutural da liga, durante o estágio inicial do processo de solidificação, para um crescimento preferencial num ângulo de 90°. Para tanto uma semente (4x4 volumes de controle) foi colocada na parte inferior do domínio de 300x320 volumes de controle. Ela cresce preferencialmente em três direções como mostra a Figura 3 (a). A velocidade de crescimento, nesta etapa, é a mesma para as três pontas devido aos seus comprimentos serem iguais. Os tempos de solidificação da figura 3 são de (a) $3,5 \times 10^{-6}$ s, (b) 5×10^{-6} s, (c) $7,5 \times 10^{-6}$ s, (d) 10×10^{-6} s, (e) $11,5 \times 10^{-6}$ s e (f) 17×10^{-6} s. Com o avanço da solidificação, as pontas da dendrita tornam-se instáveis e pequenas ramificações laterais são geradas Figura 3 (b). Algumas ramificações crescem mais rapidamente que as demais e se transformam em braços secundários como mostrado na Figura 3 (c).

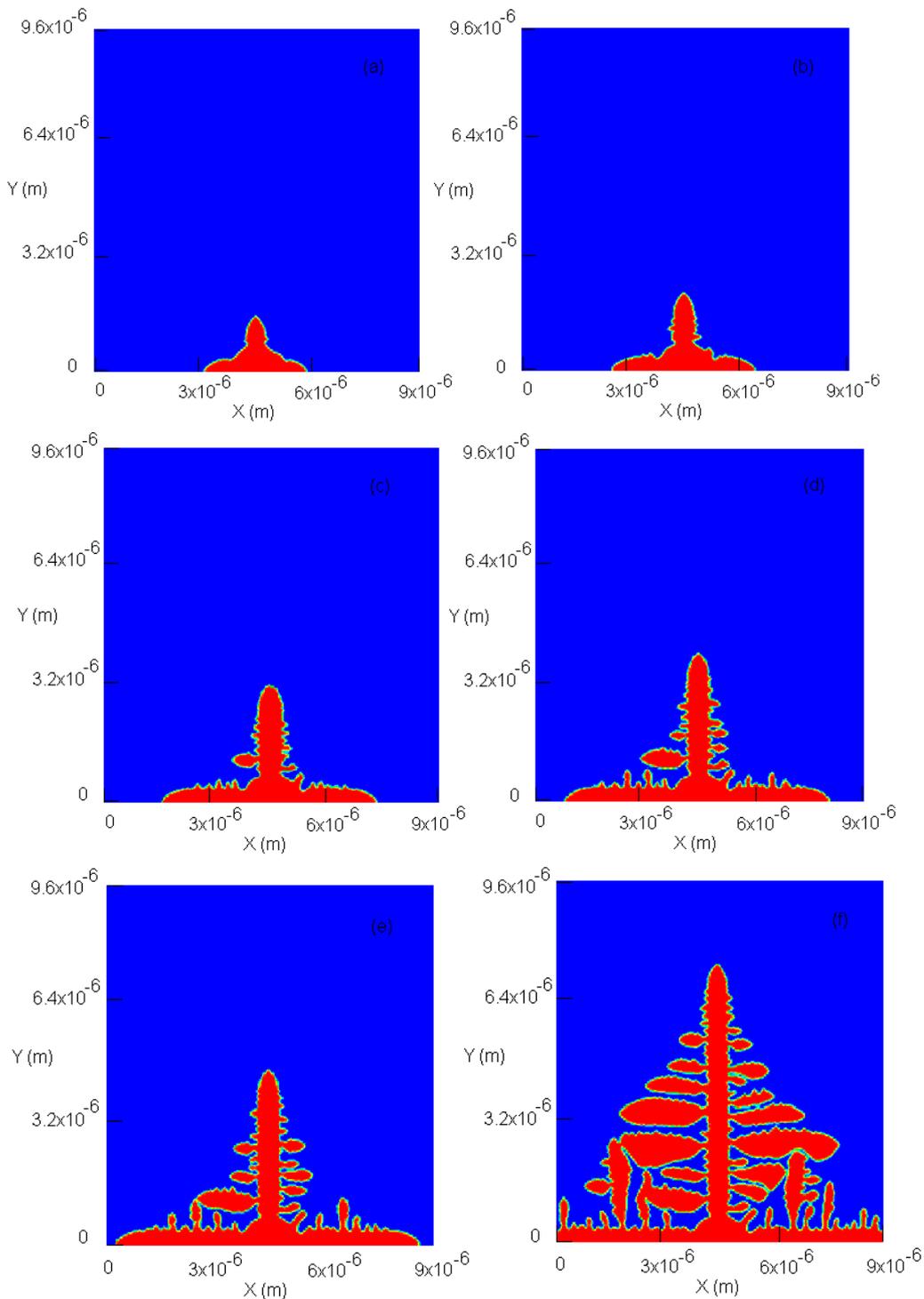


Figura 3. Evolução microestrutural da liga de Fe-C, com uma temperatura inicial de 1763K.

Com o surgimento de outros braços secundários, inicia-se o crescimento competitivo. Nesse processo, alguns braços continuam a crescer enquanto outros têm seu crescimento inibido, devido à presença de braços secundários que cresceram com uma velocidade maior, como na Figura 3 (d). Braços secundários bem desenvolvidos são observados, após o crescimento competitivo, e se tornam instáveis, assim é possível observar a presença de ramificações nestes braços secundários. Estas ramificações, por sua vez, crescem tem-se novamente o crescimento competitivo, e após este estágio tem-se a presença dos braços terciários, Figura 3 (e). E num último estágio da

evolução microestrutural, tem-se o crescimento competitivo entre os braços secundários e terciários.

CONCLUSÕES

O método do Campo de Fase surge como uma alternativa interessante para a simulação de processos de solidificação, principalmente quando se considera solidificação a partir de líquidos super-resfriados. Com o método aplicado para a solidificação da liga de Fe-C, conclui-se que o método corresponde qualitativamente as informações sobre a teoria clássica de solidificação encontrada na literatura.

Agradecimentos

Os autores deste trabalho agradecem a Fundação de Amparo e Pesquisa do Estado do Rio de Janeiro (FAPERJ), pelo suporte financeiro e a Universidade Federal Fluminense (UFF), que forneceu a estrutura necessária para o desenvolvimento desta pesquisa.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 Prates M. C. F.; John G. D. Solidificação e fundição de metais e suas ligas. Ed. LTC/EDUSP, 1989, pg. 1-123;
- 2 Boettinger, W.J.; Warren, J.A.; Beckermann, C.; Karma, A. Phase-Field simulation of solidification. Annual Review of Materials Research, vol. 32, 2002, pg. 163-194;
- 3 Cahn J. W.; Allen S. M. A microscopic theory for antiphase boundary motion and its application to antiphase domain coarsening. Acta Metallurgica. vol. 27, 1979, pg. 1085–1095;
- 4 Kim S. G.; Kim W. T. Suzuki T. Phase-Field model for binary alloys. Physical Review E, vol. 60, 1999, pg. 7186-7197;
- 5 Patankar, S. V. Numerical heat transfer and fluid flow. Ed. Taylor & Francis Ltda, 1980, pg. 1-74;
- 6 Wheeler A. A.; Boettinger W. J.; McFadden G. B. Phase-Field model of solute trapping during solidification. Physical Review E, vol. 47, nº 3, 1993, pg. 1893-1909;
- 7 Chalmers B. Principles of Solidification. 2^a Edição, Ed. John Wiley & Sons, 1964, pg. 20-89;
- 8 Flemings M. C. Solidification Processing. 1^a Edição, Ed. McGRAW-HILL Book Company, 1974, pg. 177-208;
- 9 McFadden G. B.; Wheeler A. A.; Braun R. J.; Coriell S. R. Phase-Field models for anisotropic interfaces. Physical Review E, vol. 48, 1993, pg. 2016-2024;
- 10 Tong X.; Beckerman C.; Karma A.; Li Q. Phase-Field simulations of dendritic crystal growth in a forced flow. Physical Review E, vol. 63, 2001, pg. 1-16.
- 11 Lee J. S.; Suzuki T. Numerical simulation of isothermal dendritic growth by Phase-Field model. ISIJ International, vol. 39, 1999, no. 3, pg. 246-252.

SIMULATION OF DENDRITIC GROWTH DURING SOLIDIFICATION PROCESS IN THE SUPER-COOLING LIQUID SYSTEM FILLED WITH Fe-C ALLOY

*Alexandre Furtado Ferreira
Jose Adilson de Castro
Alexandre Jose da Silva*

Abstract

The understanding of solidification process is importance because microsegregation affects the properties material. The phase field model is a very useful method for simulating complex interfaces. The present paper, we argue the solidification simulation of Fe-C alloy by phase field method. In the last decades, significant progress has been made in understanding on the dendritic structures. However, our knowledge on the dendritic growth phenomena is largely based on experiments and idealized theoretical models. The phase field method is based on the description of phase transformation by coupling temperature, solute and phase equations. In present model, the phase field (ϕ) characterizes the physical state of the system. The phase field variable (ϕ) changes steeply but smoothly at the solid/liquid interface, which avoids direct tracking of the interface position, it is an advantage of phase field method. Realistic dendritic structures can be obtained for a Fe-C alloy. The simulations by phase field method show various solidification features consistent with experiments results, as showed to the following: The super-cooling parameter affects the interface mobility; The thickness of the diffusion layer in the liquid phase showed a typical distribution; The competitive growth during solidification process of alloy between primaries, secondary e tertiary arms was observed.

Key-words: Solidification; Dendrites; Phase field.