

Modelagem numérica da formação de microporosidade na liga Al-8,1%Cu em condições de solidificação unidirecional

Prof. Dr. Alexandre Pitol Boeira*

Centro Federal de Educação Tecnológica de Pelotas – Unidade de Ensino de Passo Fundo

Av. Perimetral Leste, 150; 99064-440 - Passo Fundo – RS – Brasil

pitol@fem.unicamp.br

Dr. Ivaldo Leão Ferreira

Departamento de Engenharia de Materiais – DEMA - Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP

PO Box 6122 13083-970 - Campinas – SP – Brasil

ileao@fem.unicamp.br

Prof. Dr. Amauri Garcia

DEMA – UNICAMP

amaurig@fem.unicamp.br

Resumo: O objetivo do trabalho é desenvolver e validar uma solução numérica que descreva a formação e evolução de microporosidade durante o processo de solidificação unidirecional vertical ascendente de uma liga Al-8,1% Cu. A partir da modelagem matemática do processo de solidificação unidirecional foi desenvolvido um modelo numérico que considera o acoplamento das equações de transporte térmico e de massa, e conseqüente potencialidade de nucleação e desenvolvimento de microporosidade. Paralelamente, foi construído um aparato experimental que viabilizou a verificação experimental dos resultados fornecidos pelo modelo. São realizadas simulações numéricas que são comparadas com experimentos a fim de validar o modelo, a partir de perfis térmicos, de concentração de soluto e de distribuição de porosidade.

Palavras Chave: Microporosidade, Modelagem, Solidificação, Ligas de Alumínio

1. Introdução

Na busca do incremento da qualidade do produto fundido de alumínio insere-se a correta especificação em relação às propriedades físicas, mecânicas e estéticas. Tais fatores são diretamente dependentes das condições metalúrgicas do produto e são resumidas na melhor distribuição, forma e homogeneização do tamanho dos grãos e presença de elementos, defeitos e compostos na estrutura da matriz. Normalmente as melhores condições estruturais são obtidas através da aplicação de onerosos processos térmicos, físicos ou químicos. A busca pela melhor relação entre custo e benefício na fabricação de produtos fundidos, em particular o alumínio, determina obrigatoriamente a utilização de métodos de controle eficiente das variáveis do sistema. Um dos principais fatores de geração de defeitos em componentes de alumínio refere-se à presença de poros na estrutura

solu-dificada. Estes poros são classificados em macroporosidade e microporosidade. A macroporosidade reduz a seção transversal efetiva do metal e contribuem para a concentração de tensões, ocasionando o aumento da tensão efetiva e potencializando a falha prematura do material (Cáceres, 1995), porém, estas falhas são mais comuns em materiais nos quais são aplicadas cargas variadas e/ou cíclicas, ou seja, a macroporosidade influencia as propriedades dinâmicas dos materiais. Esta influência também é verificada para microporos maiores que 0,2 mm de comprimento (Berry, 1995). A propriedade mecânica estática mais afetada pela presença de porosidade é a ductilidade (Samuel, 1999). De uma forma geral, a importância da presença de poros nas propriedades mecânicas do material esta relacionada ao seu tamanho e formato. Quando uma porosidade se forma a partir do líquido interdendrítico remanescente da solidificação, os fatores de concentrações de tensões resultantes tornam-se elevados (Berry, 1995). A

porosidade origina-se de uma combinação de dois fatores: contração volumétrica do metal e precipitação de gás dissolvido. Particularmente, em ligas de alumínio a evolução do gás hidrogênio (Lee, 2001; Wiswanathan, 1988). O hidrogênio é muito menos solúvel em alumínio sólido do que em alumínio líquido, numa razão aproximada de 1/20. De fato, valores recentes demonstram que em alumínio sólido e líquido atinge valores na ordem de 0,65 e 0,034 mL/100g, respectivamente (Campbell, 2003). Estas grandezas variam levemente em função da composição da liga no entanto, modificam-se em função da temperatura e do quadrado da pressão. Numa forma geral, no momento da solidificação, o hidrogênio atômico rejeitado pelo sólido, no qual possui baixa solubilidade, enriquece continuamente o líquido a sua volta. Quando o líquido atinge teores de hidrogênio críticos em solução, bolhas de hidrogênio molecular começam a se formar e, dependendo das condições locais de nível de hidrogênio, difusividade e pressão parcial do gás, começam a evoluir ou se dissociam. Na formação de poros, perto do final da solidificação, a relação entre gradiente térmico (G) e taxa de solidificação (R) determina a sua evolução de tal forma que o seu produto indica uma tendência inversa para a formação da microporosidade. Além dos efeitos de liga e contração, a velocidade de solidificação, o gradiente térmico e a concentração inicial de hidrogênio afetam a quantidade, tamanho e morfologia dos poros formados (Boeira, 2006). Piwonka (2002) determina que a porosidade se forma através da impossibilidade do metal líquido preencher as regiões onde os poros estão se formando. Em ligas com grandes intervalos de solidificação, três diferentes mecanismos atuam de forma decisiva na formação e desenvolvimento de poros, sendo:

(1) Um preenchimento líquido ocorrendo acima da temperatura *liquidus*. Determinando um movimento livre do líquido no sentido da contração. Esta situação se aproxima à encontrada em metais puros, eutéticos e aços baixo carbono.

(2) O fluxo de massa na zona pastosa ocorre quando cristais sólidos se formam no líquido e são arrastados juntamente. Na continuidade do decréscimo de temperatura, os cristais tendem a formar dendritas e continuam a serem arrastados com o líquido. Quando a fração sólida atinge determinados limites, em função da liga e da taxa de resfriamento, as dendritas começam a se chocar umas com as outras, começando assim, uma restrição ao seu movimento e agregação deste conjunto de dendritas na forma de uma rede coerente.

(3) O preenchimento interdendrítico ocorre após a formação desta rede coerente. O líquido começa a atravessar caminhos tortuosos e estreitos, assemelhado a canais. Neste contexto, torna-se interessante a determinação da fração sólida na qual esta rede coerente

se forma. Este ponto de coerência depende do tamanho do grão (Fuoco, 1998), composição da liga e taxa de resfriamento (Arnberg, 1995).

Neste trabalho, é desenvolvido um modelo numérico capaz de prever a evolução do perfil de concentração de soluto e da distribuição de poros ao longo do lingote que ocorrem durante o processo transiente de solidificação unidirecional ascendente. A permeabilidade da zona pastosa é assumida anisotrópica em função da fração de líquido e dos espaçamentos primários e secundários. O resultado da simulação numérica é comparado com o obtido experimentalmente.

2. Modelos matemáticos

Objetivando-se modelar o fenômeno da solidificação e o surgimento de poros, apresenta-se um modelo desenvolvido em duas partes distintas, modelo da macrossegregação inversa e modelo termodinâmico de formação da microporosidade. Fisicamente estes modelos representam a inserção de fenômenos de transporte térmico e de massa aliados a condições físico-químicas da liga proposta com gases que evoluem durante o processo.

2.1. Modelo da macrossegregação inversa

O modelo numérico utilizado para simular os perfis de segregação inversa de soluto está baseado no modelo previamente proposto por Voller (1997). Foram incorporadas modificações neste modelo que permitiram o uso de diferentes propriedades termofísicas das fases sólida e líquida, e o tratamento do coeficiente transiente de transferência de calor na interface metal/molde. A introdução deste coeficiente transiente introduz condição não-linear na interface $Z = 0$ (Ferreira, 2003). Além destas modificações, aplicou-se uma malha numérica de espessura variável ao longo do domínio a fim de assegurar a precisão dos resultados para evitar o aumento dos números de nós ao longo de todo o domínio, concentrando-a somente onde fosse necessária. Assim, o modelo utilizado para o estudo da segregação inversa que servirá de base na implementação das condições termodinâmicas do surgimento de microporosidade na liga proposta. Para o tempo $t < 0$, a liga encontra-se no estado líquido, a uma concentração nominal C_0 e mantida em molde isolado ($0 < z < Z_b$). A solidificação se inicia para $t > 0$, pelo resfriamento do metal líquido no molde na posição $Z = 0$, até que a temperatura decaia a valores abaixo da temperatura eutética (T_E). Para tempos $t > 0$, três regiões se formam: sólida, sólida e líquida (zona pastosa) e líquida. Durante este processo, o soluto é rejeitado na zona pastosa e subsequentemente distribuído pelo escoamento de metal líquido induzido pela contração em direção a interface metal/molde. Uma camada enriquecida em soluto surge na interface metal/molde.

Para se desenvolver uma solução numérica para o acoplamento dos campos de temperatura e concentração de soluto para a modelagem da segregação inversa, foram admitidas as seguintes hipóteses.

porosidade;

(3) A fase sólida é estacionária, isto é, uma vez formada, possui velocidade igual a zero;

(4) Devido a natureza relativamente rápida da difusão de calor e massa no líquido, dentro de um volume médio elementar representativo, a concentração de líquido (C_L), a temperatura (T), a densidade do líquido (ρ_L) e a velocidade do líquido (u_L) são assumidos como constantes;

(5) O diagrama de fase é aproximado por um coeficiente de partição constante (k_0) e por uma inclinação da linha liquidus (m_L) ou se utiliza valores variáveis em função da concentração de soluto e temperatura obtidos através do programa Thermocalc[®].

(6) Condições de equilíbrio existem na interface sólido/líquido. A temperatura, Eq. (1) e a concentração, Eq. (2), obedecem as seguintes leis:

$$T = T_F - m_L C_L \quad \text{ou} \quad T = f(C_L) \quad (1)$$

$$C_S = k_0 C_L \quad \text{ou} \quad k_0 = f(C_L) \quad (2)$$

onde T_F é a temperatura de fusão do solvente puro [K] e C_S é a concentração do sólido na interface.

(7) Os calores específicos, c_S e c_L , as condutividades térmicas k_S e k_L , e as massas específicas, ρ_L e ρ_S , são constantes dentro de cada fase, porém descontínuas na interface sólido/líquido. O calor latente de fusão é tomado como a diferença das entalpias entre as fases sólida e líquida.

(8) A resistência térmica metal/molde varia com o tempo, e é incorporada no coeficiente global de transferência de calor na interface metal/molde (h_i).

O programa Thermocalc[®] pode ser utilizado para gerar diagramas de fases em equilíbrio e fora de equilíbrio por meio da interface *TQ* com o *Campaq Visual Fortran*[®], é possível utilizar dados gerados pelo Thermocalc[®] a fim de obter uma solução mais confiável do diagrama de fases. Assim, o modelo de Voller foi estendido para lidar com o comportamento não-linear deste diagrama.

Pela utilização das hipóteses anteriormente assumidas, as equações de mistura para solidificação de ligas com multicomponentes (Ferreira, 2004) são as seguintes:

• Energia:

$$\frac{\partial \rho c T}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho_L c_L u T) = \nabla \cdot (k \nabla T) - \rho_S \Delta H \frac{\partial g}{\partial T} \quad (3)$$

• Espécies:

(1) O domínio é unidimensional, definido por $0 < Z < Z_b$, onde Z_b é um ponto bem distante da região de segregação inversa;

(2) A região de segregação inversa pode apresentar

$$\frac{\partial \rho C}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho_L u T) = 0 \quad (4)$$

• Massa:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho_L u) = 0 \quad (5)$$

onde g é a fração volumétrica de líquido e u é a velocidade média do fluido definida como:

$$u = g u_L \quad (6)$$

• Densidade de Mistura:

$$\rho = \int_0^{1-g} \rho_S d\alpha + g \rho_L \quad (7)$$

• Densidade de Mistura de Solutos:

$$\rho C = \int_0^{1-g} \rho_S C_S d\alpha + g \rho_L C_L \quad (8)$$

onde ρC é o calor específico volumétrico, tomado pelas frações volumétricas ponderadas.

O modelo de micro-escala é invocado para extrair a concentração de líquido C_L do campo de densidade de soluto $[\rho C]$. A variável chave neste cálculo é a fração líquida nodal calculada no passo anterior. Discussão detalhada foi previamente apresentada por Voller (1997), sugerindo a aplicação do modelo de difusão de retorno proposto por Clyne e Kurz (Swaminathan, 1996).

A concentração do líquido é obtida através da seguinte equação:

$$[C_L]_p = \dots = \frac{[\rho C]_p - [\rho C]_p^{\text{old}} + [\rho_L g_p^{\text{old}} + \beta \rho_S (1 - g_p^{\text{old}}) k_0] [C_L]_p^{\text{old}}}{\rho_L g_p^{\text{n+1}} + \beta \rho_S (1 - g_p^{\text{n+1}}) k_0 + (1 - \beta) \rho_S k_0 (g_p^{\text{old}} - g_p^{\text{n+1}})} \quad (9)$$

onde o parâmetro $0 \leq \beta \leq 1$. Fazendo $\beta = 1$ fornece a Regra da Alavanca, e $\beta = 0$, obtêm-se a Regra de Scheil.

As condições de contorno assumidas foram:

(a) para $x = 0$

$$u = 0 \quad (10)$$

$$K \frac{\partial T}{\partial x} = h_i (T_0 - T|_{x=0}) \quad (11)$$

$$\frac{\partial C_l}{\partial x} = 0 \quad (12)$$

(b) para $x = X_b$

$$T \rightarrow T_v \quad (13)$$

$$C \rightarrow C_0 \quad (14)$$

2.2. Modelo de formação e desenvolvimento de microporosidade

Inúmeros modelos têm sido desenvolvidos objetivando-se o melhor entendimento da formação e desenvolvimento dos poros. Kuznetsov *et al* (2002), divide a modelagem da porosidade em nucleação e crescimento. Desta forma, adota como condição de nucleação, o instante em que a concentração média de hidrogênio no líquido e no sólido for menor que a concentração de hidrogênio inicial do banho. Esta condição é descrita conforme segue:

$$C_{L+S}^H < C_0^H \quad (15)$$

Embora a concentração inicial de hidrogênio seja fixa para uma determinada condição experimental, a concentração de hidrogênio no líquido e no sólido pode variar em acordo com a evolução térmica do sistema. Esta quantidade é dimensionada na seguinte forma:

$$C_{L+S}^H = \frac{\rho_s \cdot (1-g) \cdot C_s^H + \rho_L \cdot g \cdot C_L^H}{\rho_s \cdot (1-g) + \rho_L \cdot g} \quad (16)$$

sendo ρ_s , ρ_L e g , densidade da fase líquida (kg/m^3), densidade da fase sólida (kg/m^3) e fração líquida, respectivamente. No equacionamento apresentado, as únicas variáveis que não são fornecidas pelo modelo

térmico são as concentrações. Para tal, assumindo um equilíbrio do sistema Al-H, pode-se definir uma constante de equilíbrio, conforme:

$$k_H = \frac{C_S^H}{C_L^H} \quad (17)$$

A literatura apresenta valores da constante de equilíbrio aproximada para o sistema Al-H, quantificada em 0,0069. Já a concentração de hidrogênio no líquido pode ser calculada através da reação de formação do diatômico gasoso:



Considerando que a solubilidade de um gás diatômico em um metal líquido puro é proporcional a raiz quadrada da pressão parcial do gás - *Lei de Sievert* - pode-se definir:

$$K_{\text{eq}} = \frac{C_L^H}{\sqrt{P_{\text{H}_{2(\text{g})}}}} \quad (19)$$

A constante de equilíbrio é definida em termos da solubilidade de hidrogênio:

$$K_{\text{eq}} = K_0 \cdot S \quad (20)$$

onde K_0 é igual a $2,822 \cdot 10^{-7}$ e a solubilidade de hidrogênio é determinada através de uma equação de *Van't Hoff*, conforme segue:

$$\ln S = -\frac{A}{T} + B \quad (21)$$

Os parâmetros A e B são definidos em função da concentração local de soluto da liga.

$$A = a_0 + a_1 \cdot C_L^{1/2} - a_2 \cdot C_L + a_3 \cdot C_L^{3/2} \quad (22)$$

$$B = b_0 + b_1 \cdot C_L^{1/2} - b_2 \cdot C_L + b_3 \cdot C_L^{3/2} \quad (23)$$

A literatura apresenta valores distintos em relação a estas grandezas, porém, Poirier *et al* (1997) definiram esta grandezas em função do sistema Al-Cu e indicam:

$$\begin{array}{ll}
a_0: 2550 & b_0: 2,620 \\
a_1: 358,9 & b_1: 0,3043 \\
a_2: 54,48 & b_2: 0,080 \\
a_3: 0,6241 & b_3: 0,0044
\end{array}$$

Uma vez vencida a barreira imposta pela condição de nucleação, Eq. 15, o crescimento, dentro da região bifásica é definido por um balanço de massa análogo ao apresentado na Eq. 16 porém, com o acréscimo da consideração de uma fração volumétrica de gás no sistema, conforme:

$$\frac{\rho_S \cdot f_S \cdot C_S^H + \rho_L \cdot f_L \cdot C_L^H + \rho_G \cdot f_G \cdot C_G^H}{\rho_S \cdot f_S + \rho_L \cdot f_L + \rho_G \cdot f_G} = C_0^H \quad (24)$$

A análise comparativa, das equações 15 e 24, determina, como incógnitas somente as relacionadas à fase gasosa. Contudo, além da composição de hidrogênio na fase gasosa, igual a 100%, a fração volumétrica desta fase é relacionada com as outras na seguinte forma:

$$f_S + f_L + f_G = 1 \quad (25)$$

A massa específica da fase gasosa pode ser determinada através da equação dos gases ideais:

$$\rho_G = \frac{P_G \cdot M_{H_2}}{RT} \quad (26)$$

Onde, P_G , M_{H_2} , R e T representam a pressão na fase gasosa, massa molar de hidrogênio, constante universal dos gases ($8.314 \text{ Pa} \cdot \text{m}^3 / \text{kmol} \cdot \text{K}$) e temperatura [K], respectivamente. A pressão da fase gasosa resulta da associação entre a pressão local (pressão metalostática mais pressão dinâmica) da zona pastosa aliada a pressão devido à tensão superficial.

$$P_G = P + \frac{2 \cdot \sigma_{LG}}{r} \quad (27)$$

A tensão superficial (σ_{LG}) é especificada por Kuznetsov *et al* (2002) como sendo função da concentração do soluto metálico:

$$\sigma_{SL} = 0,868 + 0,721 \cdot 10^{-3} \cdot C_L + 1,29 \cdot 10^{-5} \cdot C_L^2 \quad (28)$$

Já o raio do poro, é equacionado linearmente com a fração volumétrica da fase líquida, conforme segue:

$$r = r_0 + (r_{max} - r_0) \frac{f_L^0 - f_L}{f_L^0} \quad (29)$$

Sendo r_0 , r_{max} e f_L^0 o raio de nucleação do poro, o raio máximo atingido pelo poro e a fração volumétrica do líquido no momento da primeira nucleação, respectivamente.

No equacionamento do fenômeno de formação e desenvolvimento de microporosidade é assumido que não ocorre a macrossegregação de hidrogênio. Desta forma, todo o hidrogênio inicialmente dissolvido se redistribui no líquido e pode tanto ficar dissolvido no líquido até a completa solidificação ou se associar formando gás hidrogênio que, conforme assumido pelo modelo, nucleia na forma de bolha no interior do banho e cresce até o final da solidificação, permanecendo neste estado dentro do sólido formado.

3. Procedimento experimental

O conjunto experimental adaptado para solidificação unidirecional vertical é descrito em trabalhos anteriores (Rocha, 2003). O Experimento foi realizado com Al-8,1%Cu, sob condições estáveis de solidificação. As propriedades termofísicas da liga foram baseadas nos valores apresentados por Ferreira *et al* (Ferreira, 2004) e aqueles obtidos pela utilização do Thermocalc®. Estes dados se encontram resumidos na Tabela 1.

Tabela 1. Propriedades termofísicas utilizadas para a liga Al-8,1%Cu

Propriedade	Símbolo	Al-8,1%Cu
Condutividade Térmica do Sólido	k_S	188,4 W/mK
Condutividade Térmica do Líquido	k_L	87 W/mK
Calor Específico do Sólido	c_S	1.088 J/kgK
Calor Específico do Líquido	c_L	1.039 J/kgK
Calor Específico do Sólido/Líquido	c_{SL}	5.231 J/kgK

Massa Específica do Sólido	ρ_s	2.746 kg/m ³
Massa Específica do Líquido	ρ_L	2.580 kg/m ³
Massa Específica do Sólido/Líquido	ρ_{SL}	2.615 kg/m ³
Difusividade do Sólido	α_s	6,31x10 ⁻⁵ m ² /s
Difusividade do Líquido	α_L	3,24x10 ⁻⁵ m ² /s
Difusividade do Sólido/Líquido	α_{SL}	1.02x10 ⁻⁵ m ² /s
Calor Latente de Fusão	L	380.550 J/kg
Temperatura de Fusão	T_F	660 °C
Temperatura <i>solidus</i>	T_{sol}	548 °C
Temperatura <i>liquidus</i>	T_{liq}	639 °C
Temperatura do Eutético	T_E	548 °C
Temperatura da Água	T_{liq}	20 °C
Concentração Inicial de Solutos	C_0	8,1 % em peso
Coefficiente de Partição <i>solidus/liquidus</i>	K_0	0,17

A distribuição de temperatura é medida continuamente durante a solidificação via banco de termopares tipo K, de 1.6 mm de diâmetro em aço inox, posicionados a 6, 9, 15, 28, 48, e 70mm da superfície de extração de calor. Todos os termopares foram conectados com cabos co-axiais ao registrador de temperatura onde foram redirecionados para um computador por meio de uma porta RS232, onde foram armazenados. O lingote foi seccionado longitudinalmente e a macroestrutura foi analisada. A seguir, a amostra foi seccionada em fatias transversais na forma de quadrados centrais pelo uso de uma serra de precisão Buehler ISOMET 4000, utilizando discos de diamante de Buehler 15 HC de 0.3 mm de espessura. Cada fatia apresenta as seguintes dimensões 17 x 17 x 5,5 mm a partir da base. Subseqüentemente, a segregação de soluto foi medida por meio de espectrômetro de fluorescência de raios X Rigaku Rix 3100 X-Ray para estimar a concentração média numa área de 100 mm².

A determinação da distribuição dos poros ao longo do lingote é feita a partir do procedimento de medição picnométrica, especificado pela norma ASTM B 311-93.

4. Resultados e Discussões

A análise dos resultados experimentais e simulados é realizada em função da sua utilização, ou seja, num primeiro momento analisam-se os resultados experimentais provenientes, tanto da curva de resfriamento, quanto do resultado macrográfico, em confronto com modelos gerados a partir dessas. Já num segundo instante, observa-se o comportamento do resultado gerado pelo modelo numérico de macrossegregação frente o resultado de desenvolvimento de poros proveniente do modelo termodinâmico e do resultado experimental adquirido pela análise picnométrica.

A análise térmica experimental e determinação do perfil

do coeficiente global de transferência de Calor Metal/Fluido de Refrigeração identifica o comportamento apresentado pela Fig. 1.

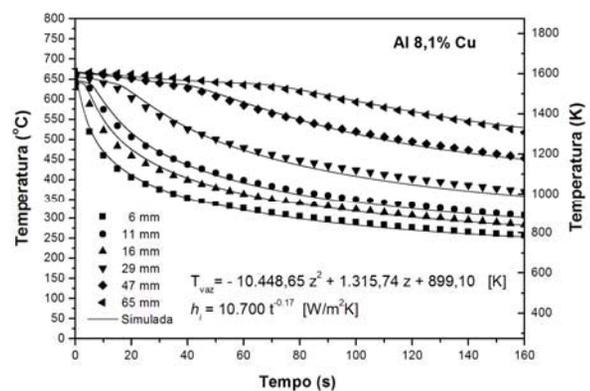


Figura 1: Perfil térmico experimental versus simulado para as diferentes posições dos termopares.

A comparação teórico-experimental demonstra boa concordância do modelo numérico em relação ao resultado experimental, o que identifica uma correta implementação computacional do modelo numérico bem como a boa aplicabilidade das modificações sofridas pelo mesmo.

Na Fig. 2, apresenta-se a macroestrutura obtida, onde se evidencia a forte direcionalidade do crescimento dendrítico, e sugere um resfriamento bastante acentuado e eficiente.

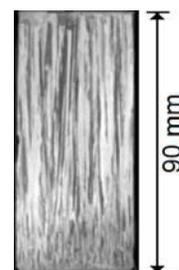


Figura 2: Macroestrutura do liga Al-8,1%Cu

O perfil de macrossegregação inversa é apresentado na Fig. 3, bem como o resultado do modelo numérico desenvolvido e detalhado anteriormente.

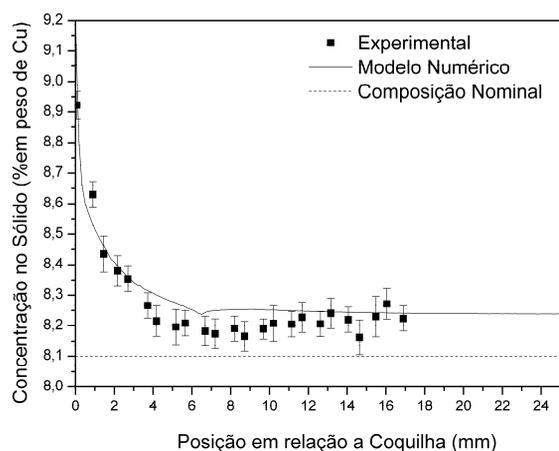


Figura 3: Perfil de macrossegregação inversa (experimental *versus* simulado).

Na Fig. 3, demonstra-se um perfil de macrossegregação inversa do soluto, no entanto, observa-se a distribuição de soluto em toda a profundidade do corpo-de-prova, evidenciando uma inversão composicional no topo do lingote, justamente para compensar a forte segregação inicial de soluto

Nas Fig. 4, evidencia-se o confronto teórico experimental dos registros de porcentagem volumétrica de poros, dados pela análise picnométrica e pela utilização de um modelo termodinâmico descrito anteriormente.

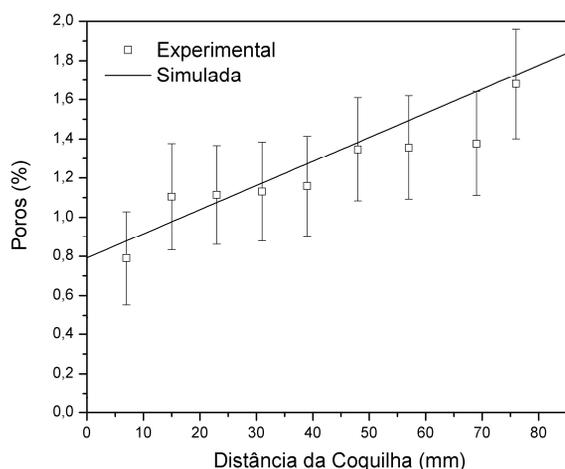


Figura 4: Confronto experimental/simulação da fração volumétrica de poros.

A simulação considera um canal anisotrópico. Assim, aplica-se um coeficiente de permeabilidade como sendo função do espaçamento dendrítico primário. Pela (doutorado em engenharia mecânica). Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP - Campinas

aplicação da relação apresentada por Rocha (2003):

$$\lambda_1 = 24(V_L)^{-2/3} \quad (30)$$

onde λ_1 (μm) é o espaçamento dendrítico primário, e V_L (mm/s) é a velocidade de crescimento da ponta da dendrita, obtém-se uma boa concordância com os resultados experimentais.

5. Conclusão

O aparato experimental desenvolvido é eficiente no desenvolvimento de uma situação estável de solidificação transiente unidirecional, evidenciado pela forte direcionalidade dendrítica apresentada pelo lingote. Os procedimentos picnométricos viabilizam a determinação do perfil de distribuição de poros. O modelo numérico desenvolvido é capaz de prever simultaneamente a evolução tanto do perfil de macrossegregação quanto da distribuição de porosidade durante a solidificação unidirecional vertical ascendente de ligas binárias. A composição local prevista pelo modelo de macrossegregação ao longo do lingote é usada como parâmetro de entrada para a simulação da correspondente microporosidade. Destaca-se o excelente acoplamento entre o perfil teórico e experimental de segregação do soluto.

6. Referências

ARNBERG, L., DAHLE, A. K., PARADIES, C. J., SYVERTSEN, F. Feeding Mechanisms in Aluminum Foundry Alloys. *AFS Transactions*, v.115, pp.753-759, 1995.

ASTM Standard B311-93. Test Method for Density Determination for Powder Metallurgy (P/M) Materials Containing Less Than Two Percent Porosity. *American Society for Testing and Materials*, Philadelphia. PA; (reproved 2002).

BERRY, J.T. Linking solidifications conditions and mechanical behavior in Al casting – A quarter century of evolving evidence. *AFS Transactions*, v.103, pp.837-846, 1995.

BOEIRA, A. P., **Macrossegregação e formação de poros na solidificação de ligas Al-Cu: modelagem numérica e desenvolvimento experimental.** 2006. 180 f. Tese

CÁCERES, C. H. On the effect of macroporosity on the tensile properties of the Al-7%Si-0,4% Casting Alloy. *Scripta Metallurgical*, v.19, 1995

CAMPBELL, J. *Castings - The New Metallurgy of Cast*

Metals. 2.ed., United Kingdom: Butterworth-Heinemann, 2003.

FERREIRA, I. L.; SIQUEIRA, C.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. Theoretical and experimental analysis of inverse segregation during unidirectional solidification of an Al6.2wt%Cu alloy. **Scripta Materialia**, v.49, p.339 - 344, 2003.

FERREIRA, I. L.; SANTOS, C. A.; VOLLER, V. R.; GARCIA, A. Analytical, numerical and experimental analysis of inverse macrosegregation during upward unidirectional solidification of Al-Cu alloys. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v.35B, n. April, pp.285 - 297, 2004.

FUOCO, R., CORREA, E. R., ANDRADE BASTOS M.D. Effects of grain refinement on feeding mechanisms in a 356 aluminum alloy. **AFS Transactions**, v.106, pp.401-413, 1998.

KUZNETSOV, A. V., XIONG, M. Dependence of Microporosity on the Direction of Solidification. **Int. Comm. Heat Mass Transfer**, v.29, pp.25-34, 2002.

LEE, P. D., HUNT, J. D. Hydrogen Porosity in Directionally Solidified Aluminium-Copper Alloys: A Mathematical Model. **Acta Materialia**, v.49, pp.1383-1398, 2001.

PIWONKA, T. S., KUYUCAK, S., DAVIES, K. G. Shrinkage-Related Porosity in Steel castings: A State-of-the-Art Review. **AFS Transactions**, v.02, n.113, pp.1257-1270, 2002.

POIRIER D. R., YEUM K., MAPLES A. L. A thermodynamic prediction for microporosity formation in aluminum-rich Al-Cu alloys. **Metallurgical Transactions**, v.18A, pp.1979-1987, 1987.

ROCHA, O. L.; SIQUEIRA C. A.; GARCIA, A. Heat flow parameters affecting dendrite spacings during unsteady state solidification of Sn-Pb and Al-Cu alloys, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.34A, p.995-1006, 2003

SAMUEL, A. M., SAMUEL, F. H. A metallographic study of porosity and fracture behavior in relation to the tensile properties in 319.2 end chill castings. **Metallurgical and Materials Transactions**, v.26A, (9), pp.2359-2368, 1999

SWAMINATHAN, C. R., VOLLER, V. R. Towards a General Numerical Scheme for Solidification Systems. **Int. J. Heat Mass Transfer**, v.40, pp.2859-2868, 1997.

VOLLER, V. R. A Similarity Solution for the Solidification of a Multicomponent Alloy. **Int. J. Heat Mass Transfer**, v.40, pp.2869-2877, 1997.

VISWANATHAN S., SABAU A.S., DUNCAN A.J., HAN Q. Next Generation Casting Process Models – Predicting Porosity and Microstructure, **SAE**, V107, pp.1174, 1998.

Responsabilidade de autoria

As informações contidas neste artigo são de inteira responsabilidade de seus autores. As opiniões nele emitidas não representam, necessariamente, pontos de vista da Instituição e/ou do Conselho Editorial.