

## MODEL ZARODKOWANIA FAZY PIERWOTNEJ MAGNEZU W KOMPOZYCIE AZ91/SiC

J. Lelito<sup>1</sup>, P. Żak<sup>2</sup>, J. Suchy<sup>3</sup>, W. Krajewski<sup>4</sup>, B. Gracz<sup>5</sup>, M. Szucki<sup>6</sup>  
<sup>1, 2, 3, 4, 6</sup> Wydział Odlewnictwa AGH. Reymonta 23, 30-059 Kraków, Polska

<sup>5</sup> Słuchaczka Studium Doktoranckiego Wydziału Odlewnictwa AGH. Reymonta 23, 30-059  
Kraków, Polska

[<sup>1</sup>lelito@agh.edu.pl](mailto:lelito@agh.edu.pl)

**Keywords:** modelowanie, kompozyt AZ91/SiC, faza pierwotna  $\alpha$ -Mg, gęstość ziaren

### Streszczenie

Głównym celem tej pracy było przygotowanie numerycznego mikro-makro modelu krystalizacji fazy pierwotnej ( $\alpha$ -Mg) w kompozycie AZ91/SiC. Model ten bazuje na równaniu różniczkowym przewodzenia ciepła i dyfuzji masy. W modelu tym pole temperatury może być opisane równaniem Fouriera z uwzględnieniem źródła ciepła krystalizacji fazy  $\alpha$ -Mg:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \nabla^2 T + \frac{q_v}{C_v} \quad (1)$$

Objętościowe ciepło krystalizacji opisuje poniższe równanie:

$$q_v = L \frac{\partial f_s}{\partial \tau} \quad (2)$$

Do określenia szybkości wzrostu zakrzepłej fazy  $\alpha$ -Mg użyto równania:

$$\frac{\partial f_s}{\partial \tau} = \sum_{i=1}^n 4\pi R_i^2 N_i \frac{\partial R_i}{\partial \tau} + \frac{4}{3} \pi R_{n+1}^3 \frac{\partial N_v}{\partial \tau} \quad (3)$$

W równaniu (3) funkcja gęstości ziaren bazuje na modelu Frasia [1-3], w którym to modelu gęstość ziaren jest funkcją maksymalnego przechłodzenia. Dla kompozytu autorzy tej publikacji, równanie na gęstość ziaren uzależnili dodatkowo od udziału masowego cząstek węgla krzemu. Kompletnie równanie na gęstość ziaren fazy  $\alpha$ -Mg dla kompozytu AZ91/SiC zostało wyprowadzone i opisane w publikacji [4]. Do rozwiązania równania (3) oprócz znajomości gęstości ziaren wymagana jest również szybkości wzrostu ziarna fazy  $\alpha$ -Mg.

Wzrost ziaren fazy magnezowej kontrolowany jest przez przechłodzenie na powierzchni faza  $\alpha$ -Mg – ciecz i dyfuzję w cieczy. Pierwszy etap kończy się w wyniku osiągnięcia maksymalnego przechłodzenia i od tego momentu liczba rosnących ziaren nie ulega zmianie. W dalszym etapie mechanizm wzrostu kontrolowany jest przez dyfuzję (prawo Ficka) w fazie zakrzepłej  $\alpha$ -Mg i w cieczy oraz przez przechłodzenie i szybkość przemieszczania się powierzchni rozdziału faza  $\alpha$ -Mg – ciecz. W tym etapie szybkość wzrostu fazy  $\alpha$ -Mg nie jest wartością stałą, lecz zależy od dyfuzji składnika stopowego (aluminium). W tym modelu pominięto dyfuzję magnezu. Natomiast sferyczna dyfuzja aluminium przebiega pomiędzy kulką fazy magnezowej a cieczą.

Szybkość zmiany stężenia fazy aluminium:

dla fazy pierwotnej magnezu ( $\alpha$ -Mg):

$$\frac{dC_\alpha}{d\tau} = D_\alpha \left( \frac{\partial^2 C_\alpha}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial C_\alpha}{\partial r} \right) + \frac{r}{R} \frac{\partial C_\alpha}{\partial r} \frac{dR}{d\tau} \quad (4)$$

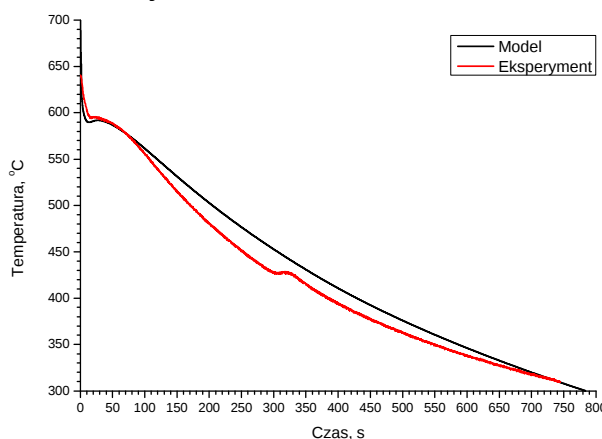
dla cieczy:

$$\frac{dC_L}{d\tau} = D_L \left( \frac{\partial^2 C_L}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial C_L}{\partial r} \right) + \frac{R_o - r}{R_o - R} \frac{\partial C_L}{\partial r} \frac{dR}{d\tau} \quad (5)$$

Bilans masy na granicy faz faza pierwotna ( $\alpha$ -Mg) – ciecz opisuje równanie:

$$(C_L^0 - C_S^0) \frac{dR}{d\tau} = D_\alpha \frac{dC_\alpha}{dR} \Big|_{R^-} - D_L \frac{dC_L}{dR} \Big|_{R^+} \quad (6)$$

gdzie:  $D_\alpha$ ,  $D_L$  – współczynniki dyfuzji aluminium w fazie pierwotnej magnezu i cieczy,  $m^2 s^{-1}$ , Aby określić szybkość przemieszczania się powierzchni międzyfazowej równania (4) i (5) sprzężono z równaniem bilansu masy (6). Podobny model przedstawiono w publikacji [5]. Numeryczne rozwiązanie układu równań od (1) do (6) umożliwiło otrzymanie krzywej stygnięcia kompozytu AZ91/SiC, rys. 1.



Rys. 1. Wykres krzywych stygnięcia otrzymanych w wyniku przeprowadzonej symulacji i eksperymentu

Na rysunku 1 zestawiono krzywe stygnięcia kompozytu AZ91/SiC otrzymane w wyniku przeprowadzonej symulacji i eksperymentu. Widoczna jest duża zgodność wyników szczególnie dla zakresu krystalizacji fazy pierwotnej magnezu. Tak, więc zaprezentowany model może służyć do symulacji krystalizacji fazy  $\alpha$ -Mg w kompozycie AZ91/SiC. A tym samym do przewidywania gęstości ziaren w kompozycie przy różnej ilości fazy zbrojącej.

Opracowano w ramach pracy własnej AGH nr: 10.10.170.300.

## Literatura

1. Górny M.: *Badania modelowe zarodkowania ziaren eutektycznych w żeliwie i ich weryfikacja doświadczalna*. Rozprawa doktorska, Kraków 2001.
2. Fraś E., Wiencek K., Górny M. and Lopez H.: *Theoretical Model for Heterogeneous Nucleation of Grains During Solidification*. Material Science and Technology. December 2003, Vol. 19, pp. 1653-1659.
3. Fraś E., Wiencek K., Burbelko A.A., Górny M.: *The Application of Some Probability Density Function for Heterogeneous Nucleation*. Materials Science Forum. Vol. 508, 2006, pp. 425-430.
4. Lelito J., Zak P., Suchy J. S., Krajewski W., Greer A. L., Darlak P.: *Experimental determination of grain density function depends on mass fraction of SiC and undercooling in AZ91/SiC composite heterogeneous nucleation model*. 69th World Foundry Congress, Hangzhou, China, 16-20 October 2010.
5. Kapturkiewicz W.: *Modelowanie krystalizacji odlewów żeliwnych*. Monografia nr 2/2003, Wydawnictwo AKAPIT, Kraków 2003.