

Maciej Dyzia<sup>1</sup>, Izabella Hyla<sup>2</sup>, Józef Śleżiona<sup>3</sup>, Grzegorz Pucka<sup>4</sup>, Jakub Wieczorek<sup>5</sup>  
 Politechnika Śląska, Zakład Kompozytów, ul. Krasińskiego 8, 40-019 Katowice

## KRZEPNIĘCIE MATERIAŁÓW KOMPOZYTOWYCH W RÓŻNYCH WARUNKACH WYMIANY CIEPŁA

W pracy przedstawiono krzywe chłodzenia dla kompozytów metalicznych zbrojonych cząstkami ceramicznymi, odlanych równocześnie do trzech form o różnych współczynnikach przewodnictwa cieplnego. Stanowisko do badań umożliwia równoczesne zalanie form jedną porcją materiału, dzięki czemu możliwa jest analiza zachowania się danego kompozytu w czasie krzepnięcia z różnymi prędkościami. Badania przeprowadzono dla stopu AK12 z dodatkiem 2% Mg oraz kompozytów AK12+2%Mg-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( $v_p = 15\%$ ,  $30\ \mu\text{m}$ ) i AK12+2%Mg-SiC ( $v_p = 15\%$ ,  $30\ \mu\text{m}$ ).

### SOLIDIFICATION OF MMC IN DIFFERENT HEAT TRANSFER CONDITIONS

In this work has been shown solidification curves for the metal matrix composites reinforced by ceramics particles, which has moulded at the same time to the three forms about different thermal conductivity's coefficient. Research stand enable to fill at the same time the moulds only one piece of material and in this way is possible to analyse how the composites behaves at time of solidify with different velocity (Fig. 1). The study has been realised for AK12 alloy with 2% Mg and composites based on AK12+2%Mg matrix reinforced by Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles ( $v_p = 15\%$ ,  $30\ \mu\text{m}$ ) and SiC ( $v_p = 15\%$ ,  $30\ \mu\text{m}$ ).

Comparing of solidification curves were shown in Fig. 2. In graphite mould the temperature stops has been not registered, only change of curve gradient had recorded. Effect of reinforcement on cooling process is noted in all forms. Solidification curves had different course then matrix material.

Scheme of displacement of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles into cross section AK12-2%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite has been presented in Fig. 3. Above tests are only part of composites structure modification methods research range.

### WSTĘP

Materiały kompozytowe o osnowie metalicznej zbrojone cząstkami ceramicznymi znajdują coraz częściej zastosowanie w nowoczesnych konstrukcjach układów ciernych. Nadal jednak są prowadzone prace nad opisem zjawisk towarzyszących wytworzeniu zawiesiny cząstek zbrojących w ciekłym metalu oraz procesami zachodzącymi podczas odlewania i krzepnięcia materiału kompozytowego w formie. Badania krystalizacji i krzepnięcia, będącego ostatnim etapem wytwarzania kompozytu, pozwalają powiązać go ze strukturą, a przez to z właściwościami materiału. Poznanie zależności pomiędzy prędkościami chłodzenia, wpływem rodzaju i wielkości cząstek zbrojenia na przebieg procesu krzepnięcia pozwala na takie sterowanie nim, aby uzyskać oczekiwane własności materiału. Metody doświadczalne oparte na analizie ATD dostarczają danych o zjawiskach zachodzących w układzie odlew-forma poprzez rejestrację zmian temperatury odlewu.

W Zakładzie Kompozytów Politechniki Śląskiej przeprowadzane są prace nad możliwościami sterowania strukturą kompozytów otrzymywanych metodami odlewniczymi. Wpływ warunków krzepnięcia na własności materiałów kompozytowych jest jednym z kierunków badań. Wcześniejsze prace [1, 2] pozwalają na

stwierdzenie, że struktura rozmieszczenia cząstek w kompozycie zależy od sposobu wytworzenia zawiesiny oraz oddziaływania cząstek z frontem krystalizacji. Istotnym czynnikiem decydującym o zachowaniu się cząstek ceramicznych w ciekłym metalu jest zwilżanie ceramiki przez materiał osnowy. Duże znaczenie ma również stabilność zawiesiny. Słabe zwilżanie ceramiki przez ciekły metal i nierównomierne rozmieszanie ich w ciekłej osnowie może prowadzić do sedymentacji cząstek. Czynnikiem związanym bezpośrednio z procesem krystalizacji jest oddziaływanie pomiędzy cząstkami fazy zbrojenia a krzepającym materiałem osnowy. Na zjawiska zachodzące w tym etapie ma wpływ zarówno rodzaj, wielkość, jak i udział objętościowy zbrojenia, a także prędkość krzepnięcia [3, 4].

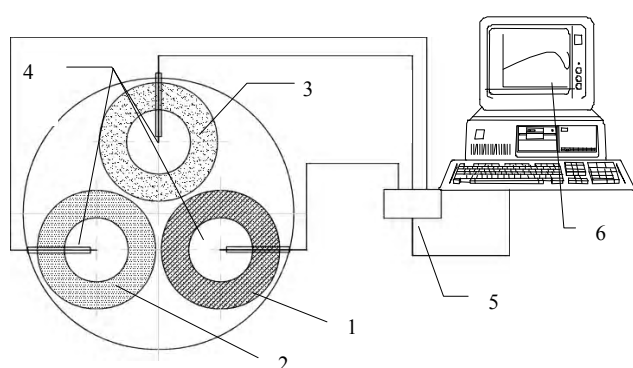
Przeprowadzone badania miały na celu wyznaczenie krzywych chłodzenia kompozytów zbrojonych cząstkami ceramicznymi dla różnych prędkości odprowadzania ciepła z wykorzystaniem jednej porcji badanego materiału. Pominięto w ten sposób wpływ wielokrotnego przetapiania czy też różnego stopnia przegrzania

<sup>1,5</sup> mgr inż., <sup>2</sup> prof. zw. dr hab. inż., <sup>3</sup> dr hab. inż., prof. PŚ., <sup>4</sup> dr inż.

zawieszony oraz zapewniono takie same warunki zewnętrzne procesu chłodzenia.

## STANOWISKO POMIAROWE I WYNIKI BADAŃ

Stanowisko przedstawione na rysunku 1 umożliwia równoczesne zalanie próbników do form wykonanych z materiałów o różnych współczynnikach przewodności cieplnej. W badaniach formy wykonano z samoutwardzalnej masy formierskiej na osnowie piasku kwarcowego, masy o osnowie z mikrosfer związanych spoiwem fosforanowym i grafitu. Taki układ umożliwił realizację trzech wariantów wymiany ciepła. Forma grafitowa zapewniała największą szybkość odprowadzania ciepła, forma piaskowa chłodzenie ze średnią prędkością i forma o osnowie mikrosfer najdłuższy czas chłodzenia.

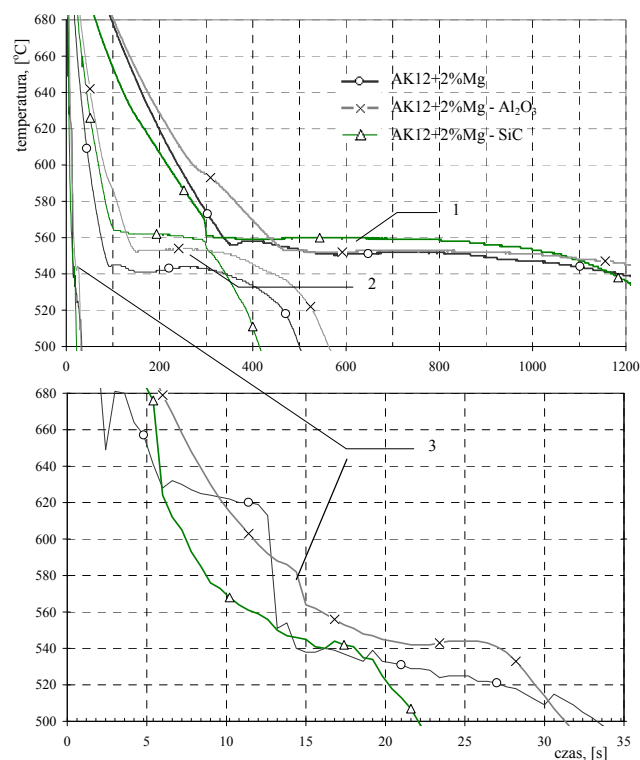


Rys. 1. Stanowisko pomiarowe: 1 - forma grafitowa, 2 - forma z samoutwardzalnej masy fosforanowej na osnowie piasku kwarcowego, 3 - forma o osnowie z mikrosfer, 4 - termoelementy, 5 - układ rejestrujący MC 201, 6 - PC

Fig. 1. Measurement unit: 1 - graphite mould, 2 - self hardening phosphate mould, 3 - microsphere base mould, 4 - thermocouples, 5 - MC 201 unit, 6 - PC

Jako materiał badawczy wykorzystano stop AK12 z dodatkiem 2% Mg oraz kompozyty na bazie tego stopu zbrojone cząstkami  $Al_2O_3$  ( $v_p = 15\%$ ,  $30 \mu m$ ) oraz SiC ( $v_p = 15\%$ ,  $30 \mu m$ ). Materiały kompozytowe wykonano metodą mechanicznego mieszania. Wlewki materiału ponownie przetopiono i wygrzano w temperaturze  $750^\circ C$  przez 30 min. Poprzez trójdrożny ceramiczny układ zalewowy podgrzany do temperatury  $200^\circ C$  materiał został doprowadzony równocześnie do trzech form. Do pomiaru temperatury wykorzystano termoelementy Ni-Cr-NiAl z odsłoniętą spoiną, które zamocowano w centralnej części próbników. Termoelementy zostały wcześniej wyskalowane przy temperaturach 0 i  $100^\circ C$ . Zastosowanie nieosłoniętych końców termoelementów zmniejszyło bezwładność czujnika, co pozwoliło na uzyskanie dokładniejszych odczytów temperatury [5]. Ma to szczególne znaczenie w przypadku formy grafitowej. Układ pomiarowy na bazie modułu MC201 i komputera PC dokonywał rejestracji temperatury w poszczególnych próbnikach co 0,6 s. Pełny zakres rejestracji obejmował 9000 punktów dla

każdego próbnika. Uzyskane dane pozwoliły na wykreślenie zależności zmian temperatury odlewu w funkcji czasu oraz zmian pochodnej  $dT/dt$  w funkcji czasu. W celu zwiększenia czytelności wykres na rysunku 2 ograniczono tylko do funkcji  $f(t) = T$  i zakresu 1200 sekund, obejmującego zakres krzepnięcia próbników we wszystkich formach.

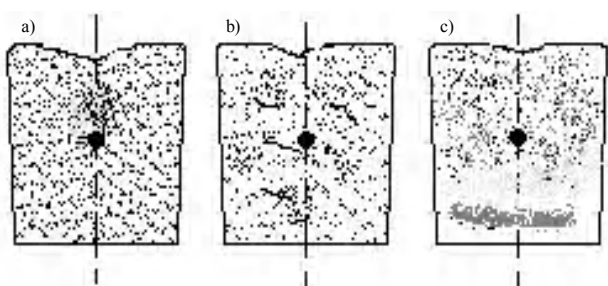


Rys. 2. Krzywe chłodzenia kompozytu stop AK12+cząstki ceramiczne,  $v_p = 15\%$ : 1 - w formie o osnowie mikrosfer, 2 - w formie z kwarcowej samoutwardzalnej masy fosforanowej, 3 - w formie grafitowej (powiększenie zakres  $t = 0 \div 35$  s)

Fig. 2. Solidification curves of composite AK12 alloy with ceramic particles,  $v_p = 10\%$ : 1 - in microsphere base mould, 2 - in self hardening phosphate mould, 3 - in graphite mould (enlarge: time range  $t = 0$  to 35 s)

Wykres przedstawia zestawienie krzywych chłodzenia dla materiału osnowy oraz dla materiałów kompozytowych. Jak widać, dla formy grafitowej nie zarejestrowano widocznych przystanków temperatury, jedynie zmiany nachylenia krzywych  $f(t) = T$  w zakresie temperatury krzepnięcia. Można jednak zauważyć wpływ cząstek fazy zbrojenia na proces chłodzenia odlewu. W przypadku cząstek SiC oraz  $Al_2O_3$  nastąpiła zmiana przebiegu krzywej chłodzenia w porównaniu z materiałem osnowy, przy czym dla zbrojenia SiC efekt ten jest większy. Podobne zjawisko można również zaobserwować w przypadku formy piaskowej, tutaj jednak wyraźnie widoczne są przystanki temperaturowe w obszarze temperatur krzepnięcia materiałów. Przy czym w przypadku zbrojenia cząstkami SiC widoczne jest podwyższenie temperatury i skrócenie zakresu przystanku w odniesieniu do materiału osnowy oraz kompozytu zbrojonego cząstkami  $Al_2O_3$ . W formie piaskowej

rozpoczęcie i zakończenie przystanku temperaturowego dla AK12+2%Mg nastąpiło szybciej niż dla kompozytu AK12+2%Mg-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. W przypadku formy wykonanej na osnowie mikrosfer zaobserwowano najdłuższe przystanki temperaturowe w zakresie temperatur krzepnięcia materiałów. Również w tym układzie widać wpływ fazy zbrojącej na przebieg procesu chłodzenia. Dla kompozytu zbrojonego cząstkami SiC zaobserwowano wyraźne przechłodzenie przed rozpoczęciem przystanku temperaturowego w obszarze krzepnięcia, natomiast dla zbrojenia cząstkami Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nastąpiło pewne zmniejszenie prędkości chłodzenia przed rozpoczęciem procesu krzepnięcia. Wydłużenie czasu krzepnięcia w porównaniu do pozostałych form spowodowało zbliżenie charakterystyk krzywych w obszarze końca krzepnięcia kompozytu.



Rys. 3. Schemat rozmieszczenia cząstek zbrojenia Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> i wad w odlewach dla form: a) grafitowej, b) kwarcowej samoutwardzalnej masy fosforanowej, c) o osnowie mikrosfer

Fig. 3. Displacement scheme of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles and defects into cross section of ingots pored in: a) graphite mould, b) self hardening phosphate mould, c) microsphere base mould

Na podstawie analizy makrostruktury przekrojów wlewków można stwierdzić, że wraz z wydłużeniem czasu krzepnięcia kompozytu zmienia się rozkład cząstek fazy zbrojącej, zmniejsza się skurcz w obszarze nadlewu, a także pojawiają się wady odlewu. Na rysunku 3 przedstawiono schematyczne rozmieszczenie fazy zbrojącej Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oraz wad odlewów. W przypadku odlewu do formy grafitowej zaobserwowano równomierne rozmieszczenie cząstek zbrojenia na całej powierzchni przekroju, jedynie w górnej części wlewka pojawiła się pewna koncentracja większych cząstek. W odlewie do formy piaskowej w jego dolnej części zaobserwowano rozdzielanie fazy zbrojenia od osnowy. W całym obszarze przekroju zaobserwowano pęknięcia i duże aglomeraty cząstek. W kompozycie odlanym do formy o osnowie mikrosfer rozdzielanie cząstek zbrojenia od osnowy w dolnej części wlewka jest jeszcze bar-

ziej widoczne, dodatkowo pojawiła się w tym obszarze pustka.

W przypadku kompozytu zbrojonego cząstkami SiC odlanego do formy grafitowej zaobserwowano podobny rozkład zbrojenia jak dla cząstek Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Jednak w tym przypadku udział dużych aglomeratów cząstek był większy i występował na całej powierzchni przekroju. W materiałach odlanych do formy piaskowej i o osnowie z mikrosfer w dolnej części wlewka pojawiły się pustki i podobnie jak w przypadku cząstek Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nastąpiła segregacja i wyraźny brak cząstek zbrojenia w tym obszarze wlewka. Również w tych wlewkach zaobserwowano liczne skupiska cząstek. Ponieważ wada ta występowała we wszystkich wlewkach z kompozytu AK12+2%Mg-SiC, może to świadczyć o nierównomiernym rozprzodzeniu zbrojenia w ciekłej osnowie w czasie przygotowywania zawiesiny.

## PODSUMOWANIE

Jak wspomniano na wstępie, badania te są częścią szerszego zakresu prac nad możliwościami wpływania na strukturę materiałów kompozytowych. Wydaje się, że równoczesna rejestracja temperatur chłodzenia, a przez to analiza krzepnięcia w różnych warunkach termicznych daje możliwość oceny wpływu fazy zbrojącej na przebieg samego procesu. Jednocześnie ocena uzyskanych struktur kompozytów pozwoli na powiązanie dynamiki krzepnięcia materiału osnowy z rozmieszczeniem w niej zbrojenia. Ważne również jest to, że równoczesne zalanie próbników tym samym materiałem zapewnia jednakowe warunki początkowe badań.

## LITERATURA

- [1] Śleżiona J., Kształtowanie właściwości kompozytów stop Al-cząstki ceramiczne otrzymywanych metodami odlewniczymi, *Hutnictwo* 47, Wyd. Politechniki Śląskiej, Gliwice 1994.
- [2] Śleżiona J., Hyla I., Wytwarzanie i własności kompozytu AK11-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (SiC), *Inż. Mater.* 1990, 2.
- [3] Abdul Lattef N.J., Khedar A.R.I., Goel S.K., *J. Mater. Sci.* 1987, 22.
- [4] Braszczyński J., Zyska A., Możliwości zarodkowania faz metalicznych na cząstkach ceramicznych w kompozytach, *Krzepnicie Metali i Stopów* 1998, 38, PAN, Katowice.
- [5] Pucka G. - dane niepublikowane.

Recenzent  
Michał Szweycer