

Mirosław Cholewa¹

Politechnika Śląska, Wydział Mechaniczny Technologiczny, Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Zakład Odlewnictwa
ul. Towarowa 7, 44-100 Gliwice, e-mail: Miroslaw.Cholewa@polsl.pl

PRZYKŁADOWE ZAŁOŻENIA W BADANIU KRZEPNIĘCIA ODLEWANYCH KOMPOZYTÓW DYSPERSYJNYCH

Przedstawiono założenia służące optymalizacji kompozytów z wykorzystaniem własności cieplnych i morfologicznych komponentów. Dotyczą one doboru komponentów i sterowania procesami wytwórczymi oraz wykorzystania w tym zakresie metod doświadczalnych w powiązaniu z metodami symulacyjnymi. Proponowana weryfikacja podobnych założeń jest związana z potrzebą opracowania procedur sprawnego projektowania wysokich własności użytkowych i technologicznych odlewanych materiałów kompozytowych. Poddano analizie warunki temperaturowe, przewodnictwo cieplne komponentów oraz morfologię cząstek wzmacniających jako nadrzędnych czynników kształtujących kinetykę ruchu ciepła. Zaproponowano wykorzystanie, głównie w statystycznym planowaniu eksperymentu, wielkości wiążących podstawowe własności fizyczne komponentów. W tabeli 1 przedstawiono charakter zmienności uśrednionych w zakresie temperatur krzepnięcia własności cieplnych przykładowych komponentów stosowanych w odlewach odpornych na zużycie. Wskazano na warunkową możliwość pominięcia współczynnika wymiany ciepła między komponentami. Przy intensyfikacji zjawisk powierzchniowych związanych z prędkością względną cząstek w stosunku do osnowy wyeksponowano rolę morfologii cząstek. Wskazano na ograniczenia metod doświadczalnych i symulacyjnych oraz potencjalne korzyści płynące z połączenia obu metod badawczych.

Słowa kluczowe: odlewnictwo, kompozyt, dyspersja, krzepnięcie

EXAMPLES OF ASSUMPTIONS IN SOLIDIFICATION PROCESS ANALYSIS FOR DISPERSIVE CAST COMPOSITES

In this article the main assumptions were described for cast composite properties optimization with use of thermal and morphological characteristics of components. They include component selection, technological parameters steering and use of experimental data correlated with numerical simulation. Proposed verification is connected with need of efficient engineering of high composite properties. Thermo-physical properties and morphological characteristics of reinforcing particles were examined as the most important factors influencing the heat flow kinetics. Some quantities were proposed which bond the fundamental physical properties of the reinforcing particles for experimental planning. In Table 1 the average value of reinforcement thermal properties in solidification range were shown for exemplary components used for wear resistant composite production. Conditional possibility of heat exchange coefficient between the components negligence was indicated. By surface phenomena intensification connected with components relative velocity the particles morphology was exposed. The potential possibilities and limitations of joint experimental studies with numerical simulation were described.

Keywords: casting, composite, dispersion, solidification

WPROWADZENIE

Przesłankami podjęcia tematu opracowania jest dążenie do optymalizacji własności odlewanych materiałów kompozytowych poprzez sterownie procesem krzepnięcia z wykorzystaniem cieplnych i morfologicznych własności składników strukturalnych kompozytu. Podstawowymi składnikami kompozytu kształtującymi kinetykę ruchu ciepła są osnowa i cząstki wzmocnienia w układzie odlew-forma. W tym zakresie zarówno stosowane procesy wytwórcze, jak i metodyki badawcze niosą pewne ograniczenia. Identyfikacja i analiza ograniczeń powinna służyć skutecznemu osiągnięciu zamierzonych wysokich własności kompozytów odlewanych.

EFEKTYWNE WŁASNOŚCI KOMPONENTÓW I PARAMETRY TECHNOLOGICZNE

W procesach technologicznych temperatura zbrojenia niższa od osnowy to najczęściej spotykany stan, wynikający z założenia, że zbrojenie nagrzewane jest w krótkim czasie od osnowy, zapewniając poprawność zwilżenia. Wydaje się, że z punktu widzenia procesów zwilżania wyższa temperatura zbrojenia niż osnowy jest korzystniejsza. Uzyskanie jednakowej temperatury początkowej komponentów ze względu na swą krótkotrwałość w procesie wytwórczym stanowi o pewnej szczególności takiego przypadku. Należy przy tym podkreślić technologiczną celowość stanu, który minimalizuje cieplne zaburzenia w układzie. Następnym

¹ dr hab. inż.

chłodzenia kąpieli jest różnicowanie pola temperatury w zbrojeniu oraz w jego bezpośrednim sąsiedztwie. Kąpiel w celu minimalizacji różnic temperatury komponentów powinna być w całym cyklu tworzenia kompozytu intensywnie mieszana. Sposobem na zachowanie ruchu cieplego kompozytu we wnęce formy do skrzepnięcia jest stosowanie pól siłowych, np. elektromagnetycznego, co jednocześnie zwiększa skłonność do krzepnięcia objętościowego oraz niekorzystnego zagazowania dyspersji.

Jeśli przewodnictwo cieplne zbrojenia jest mniejsze niż osnowy, to nawet pomijając statystycznie niewielki opór cieplny na granicy faz, od pewnego momentu, wyznaczonego właściwą temperaturą i czasem, cząstki tworzą objętości o najwyższej temperaturze. Najczęściej cząstki te mają mniejszą właściwą pojemność cieplną w porównaniu do krystalizującego stopu osnowy, wydzielającego w krótkim czasie ciepło krystalizacji. Jeśli natomiast przewodnictwo cieplne cząstek jest większe niż osnowy, wówczas tylko w przypadku, kiedy proces technologiczny tworzenia kompozytu w stanie ciekłym nie doprowadził do rzeczywistego wyrównania temperatur, może nastąpić odwrotny ruch ciepła - do cząstek wzmocnienia. Można wtedy uzyskać stan typowy i najbardziej pożądaną dla odlewania suspensyjnego z tzw. mikroochładzalnikami wewnętrznymi. Jednak taki efekt wymaga precyzyjnego przeliczenia dyfuzji ciepła w funkcji czasu i w zakresie temperatury krzepnięcia osnowy.

Wykorzystując zabiegi technologiczne, należy sterować ilością zmagazynowanego ciepła w elementarnych objętościach komponentów tak, by w zależności od potrzeb były jednakowe lub różne. Komplikacje następują wówczas, kiedy transport ciepła implikuje istotne zróżnicowanie rozszerzalności cieplnej poniżej temperatury solidus, co może w procesie stygnięcia prowadzić do dekohezji lub raczej deadhezji komponentów, a to z kolei prowadzi do nieuchronnej degradacji kompozytu. Spośród technologicznych czynników wytwarzania zdecydowanie najłatwiej można sterować temperaturą. Pozostałe czynniki, własności cieplne: gęstość i ciepło właściwe komponentów, w niewielkim zakresie mogą być regulowane z powodu niewielkiego zakresu zmienności. Regulacja własności cieplnych, za pomocą składu chemicznego, często ogranicza się do wyboru stopnia czystości chemicznej. Jeśli w odlewie konieczna jest, ze względu na pożądaną strukturę osnowy, założona prędkość odprowadzania ciepła, to w materiale o mniejszym przewodnictwie cieplnym jej osiągnięcie jest możliwe tylko przy wyższym gradiencie temperatury. Inaczej, wymuszając założoną prędkość stygnięcia na granicy materiałów różniących się przewodnictwem cieplnym, powstały gradient temperatury będzie tym większy, im mniejsze jest np. przewodzenie cieplne cząstki w stosunku do osnowy. Czas wyrównywania gradientu i jego minimalizacji będzie tym większy, im większą pojemność cieplną będzie posiadał obiekt, np. cząstka, w sto-

sunku do osnowy oraz im mniejszą będzie miał powierzchnię oddawania ciepła. Im doskonalsze zwilżenie, tj. im bliżej warunków III rodzaju, tym mniejsze zaburzenia w ruchu ciepła. W procesie krzepnięcia przestrzenie braku zwilżenia wypełnione gazem stanowią opór cieplny, który może być traktowany jako nieskończony. W materiale o mniejszej przewodności cieplnej, przy założonej (wymuszonej właściwościami formy) szybkości oddawania ciepła, zasięg występowania struktur ukierunkowanych będzie większy niż w przypadku pełnego zwilżenia. Należy przy tym sterować lokalnym stężeniem pierwiastków oraz związków aktywujących zjawiska powierzchniowe i generujących fazy strefy przejścia.

Różnica między współczynnikiem przewodnictwa cieplnego materiałów wzmacniających sięga 3 rzędów wielkości ($10^{-1} \div 10^1$ W/mK). Ciepło właściwe i gęstość masy różnią się między sobą w zakresie tego samego rzędu. Znaczne różnice przewodności cieplnej ograniczają w procedurach badawczych wykorzystanie statystycznych symetrycznych planów eksperymentu. Natomiast pojemność cieplna b może być reprezentantem podstawowych własności cieplnych cząstek ceramiki tworzących kompozyt, jak również materiałów stosowanych na osnowy. Można także wskazać akumulację ciepła jako alternatywną wielkość reprezentatywną. Na wartość współczynnika akumulacji (1) ciepła osnowy wpływa głównie ciepło krystalizacji

$$b_o = \sqrt{\lambda_o \rho_o \left(c_{po} + \frac{L_o}{\Delta T} \right)} \quad (1)$$

gdzie: b , λ , ρ , c_p , L , T oznacza odpowiednio: współczynniki akumulacji i przewodności cieplnej oraz gęstość masy, ciepło właściwe przy stałym ciśnieniu, ciepło krystalizacji i temperaturę, zaś indeks o odnosi się do osnowy.

W pozostałych przypadkach stosowania wzmocnienia bez przemian współczynnik akumulacji ciepła opisany jest związkiem

$$b_z = \sqrt{\lambda_z \rho_z c_{pz}} \quad (2)$$

gdzie indeks z odnosi się do cząstek wzmocnienia w stanie stałym, bez przemian.

Inną wielkością fizyczną, która może równie dobrze ujmować podstawowe własności cieplne, jest dyfuzyjność cieplna

$$a_o = \frac{\lambda_o}{\rho_o \left(c_{po} + \frac{L_o}{\Delta T} \right)} \quad (3)$$

$$a_z = \frac{\lambda_z}{\rho_z c_{pz}} \quad (4)$$

gdzie a oznacza dyfuzyjność cieplną.

W tabeli 1 zestawiono, uśrednione w zakresie temperatury krzepnięcia osnowy, podstawowe własności cieplne przykładowych komponentów [1, 2]. Oznaczenie AlSi11 odnosi się do przykładowej osnowy - okołoeutektycznego stopu Al-Si.

TABELA 1. Zestawienie uśrednionych termofizycznych właściwości komponentów

Komponent	Gęstość masy ρ	Ciepło właściwe c_p	Ciepło krystalizacji L	Przewodność cieplna λ	Dyfuzyjność cieplna a	Akumulacja ciepła b
	10^6 g/m^3	kJ/kgK	kJ/kg	W/mK	$10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$	$10^3 \text{ Ws}^{0,5}/(\text{m}^2\text{K})$
SiO ₂	2,3	1,04	-	1,6	0,67	1,96
Al ₂ O ₃	3,9	1,07	-	3,7	0,89	3,93
SiC	2,9	1,03	-	16,5	5,52	7,02
AlSi11*	2,5	1,19	389	130,0	0,53	178,87

*) dane dla stopu osnowy wyznaczono jako średnie wartości występujących na granicach zakresu temperatur krzepnięcia stopu okołoeutektycznego, przyjmując zakres temperatur $\Delta T = 4 \text{ K}$ [3].

Kompozyty wytworzone z podanych komponentów posiadają porównywalne własności trybologiczne, jednak warunki ich krzepnięcia są odmienne. Przewodnictwo cieplne wybranych kolejnych materiałów ceramicznych zmienia się w przybliżeniu z kwadratem. Porównanie zmienności wielkości zawarto w ostatnich trzech kolumnach. Zdolność do akumulacji ciepła w przybliżeniu posiada proporcjonalną zmienność. Stwarza to możliwość łatwej doświadczalnej analizy w przykładowej grupie kompozytów odpornych na zużycie. Stopy dwuskładnikowe AlSi posiadają szerokie praktyczne zastosowanie. Obecność niektórych pierwiastków, jak np. magnezu, poprawia warunki zwilżania, ale pociąga za sobą powstawanie dodatkowych faz, np.: Mg₂Si w temperaturze 868 K, Mg₂Si w temp. 828 K, FeSiAl₅ w temp. 848 K, FeMg₃Si₆Al₈ w temp. 840 K, FeSiAl₅ w temp. 885 K [4]. Krystalizujące fazy powstają w temperaturach bliskich temperatury eutektycznej Al-Si - 850 K. Obecność zbrojenia w osnowie zmienia zachodzące procesy, stąd ograniczenie efektów cieplnych, związanych z krystalizacją innych faz, jest koniecznością. Wyniki badań kompozytów odnosi się na ogół do stopu osnowy. Często nieuniknione jest stosowanie chemicznych aktywatorów zjawisk powierzchniowych, warunkujących wytworzenie kompozytu. Mogą one wpływać modyfikująco na strukturę osnowy. Celowa jest minimalizacja ich zawartości do zakresu (0,05÷0,3‰).

SPECYFIKA SYMULACYJNYCH METOD ANALIZY KRZEPNIĘCIA

Uzupełnieniem metod doświadczalnych są metody symulacyjne. Precyzja uzyskiwanych wyników zależy od przyjętych modeli fizycznych opisujących badane procesy. Poprawność komputerowych analiz symulacyjnych polega między innymi na wiernym zamodelowaniu warunków krzepnięcia kompozytu. Podstawą jest tu analiza mikroobszaru kompozytowego, zawierającego wszystkie składniki strukturalne kompozytu. Przedmiotem badań jest w pierwszym rzędzie osnowa w sąsiedztwie np. ceramicznej cząstki. Wynikiem są zmiany temperatury oraz pochodne temperatury po czasie i kierunku w przestrzeni mikroobszaru w funkcji czasu. Podstawowym, teoretycznym przypadkiem, reprezentującym geometrię mikroobszaru kompozytowego, jest cząstka o statystycznie reprezentatywnym kształcie i wymiarach otoczona osnową wraz z obszarami ewentualnego niepełnego zwilżenia oraz z fazami strefy przejścia przy zachowaniu ich morfologii. Symulacje na ogół opierają się na centralnym położeniu cząstki i przypisaniu jej objętości osnowy wynikającej z założonego udziału komponentów, co pozwala na przyjęcie zerowych strumieni cieplnych na wybranych np. 2 kierunkach ruchu ciepła. Analizowany jest zatem tylko 1 główny kierunek. Uzasadnione jest przeprowadzenie symulacji, w których cząstka znajduje się na drodze strumienia cieplnego. Przeprowadzenie symulacji opartej np. na sferycznym modelu nie stwarza trudności w przeciwieństwie do wykonania eksperymentu walidacyjnego.

Badanie procesu krzepnięcia odnosi się zarówno do zjawisk na poziomie skali mikro: na celowo ukształtowanej powierzchni cząstek zbrojących, w przestrzeni stopowej osnowy, jak i skali makro, tj. w układzie wlewowym i wnęce formy. Zastosowanie programu symulacyjnego pozwala na dowolną, wirtualną lokalizację termoelementów przy eliminacji wzajemnych oddziaływań w dowolnie małym obszarze. Istnieje ponadto możliwość analizy temperatury wraz z przemieszczającym się frontem krystalizacji. Najcenniejszą jednak zaletą jest możliwość dowolnego kojarzenia cieplnych i geometrycznych właściwości badanych układów kompozytowych. Takie analizy, związane z wielokrotnymi przeliczeniami, są nieosiągalne w technikach eksperymentalnych. Skala wielkości w ramach stosowanych modeli nie wpływa na sposób obliczeń. Programy symulacyjne oparte na zależnościach Fouriera-Kirchhoffa znalazły szerokie zastosowanie w analizie metali i stopów. W materiałach kompozytowych zbrojonych cząstkami proces krzepnięcia ma odmienny charakter. Ruch ciekłego metalu osnowy w stosunku do cząstek wzmocnienia w stanie stałym wywołuje intensywniejszy w porównaniu do warunków stacjonarnych transport ciepła. Zasadne jest zweryfikowanie wielkości oddziaływań spowodowanych ruchem względnym komponentów

zgodnie z modelem Newtona-Fouriera (6). Stan poprzedzający proces krzepnięcia w kompozycie charakteryzuje się niestabilnym opływem cieczy wokół cząstek ciała stałego. Gęstość strumienia ciepła przejmowanego przez płyn od powierzchni ciała stałego według modelu Newtona (5) wynosi

$$q = \alpha(T_S - T_P) \quad (5)$$

gdzie: α - współczynnik przejmowania ciepła, W/(m² K), T_S - temperatura powierzchni ścianki, T_P - temperatura ciekłego metalu osnowy.

Gęstość strumienia ciepła w kierunku prostopadłym do powierzchni ciała stałego-zbrojenia można również opisać prawem Fouriera. Łącząc oba modele, gradient temperatury w zbrojeniu przy powierzchni zewnętrznej przedstawia zależność

$$\left(\frac{\partial T}{\partial n}\right)_z = -\frac{\alpha}{\lambda_z}(T_z - T_o) \quad (6)$$

Wraz ze spadkiem temperatury komponentów i malejącą prędkością względną komponentów na skutek rosnącej lepkości osnowy oraz rosnącym stopniem uporządkowania jonów przed przejściem w stan stały zanika ruch. Dla osnowy powyższy zapis można przedstawić równaniem

$$\left(\frac{\partial T}{\partial n}\right)_o = -\frac{\alpha}{\lambda_o}(T_o - T_z) \quad (7)$$

Strumień ciepła przejmowany przez powierzchnię kontaktu osnowa-zbrojenie jest równy spadkowi entalpii ciekłego metalu o strumieniu masy m'

$$m' = dm/dt \quad (8)$$

przy czym gęstość strumienia masy to:

$$\mu = dm'/dA \quad (9)$$

$$\alpha(T_z - T_o)dA = -m'c_p d(T_z - T_o) \quad (10)$$

$$\int_A \alpha dA = A\bar{\alpha} \quad (11)$$

$$A\bar{\alpha} = -m'c_p \ln \frac{(T_z - T_o)_2}{(T_z - T_o)_1}$$

gdzie: $\bar{\alpha}$ - średnia wartość współczynnika na powierzchni wymiany, $(T_z - T_o)_1$ oraz $(T_z - T_o)_2$ - różnice temperatur między komponentami po stronie napływającego i odpływającego strumienia metalu względem cząstki, $T_{z,o}$ - odpowiednio temperatura zbrojenia i osnowy, dA - reprezentuje elementarną powierzchnię kontaktu komponentów; A - sumaryczna powierzchnia kontaktu komponentów - powierzchnia przejmowania

ciepła, c_p - ciepło właściwe ciekłej osnowy, które w małych zakresach temperatur krzepnięcia, tj. np. w przypadku stopów okołoeutektycznych, można przyjąć jako wartość stałą, m' - strumień masy.

Strumień masy związany z wymianą ciepła z cząstką zbrojącą musi omywać cząstkę, zatem przekrój, którym będzie do cząstki przypląwał, jest równy rzutowi prostopadłemu cząstki w kierunku wektora prędkości strumienia masy. Przy cząstce wypukłej powierzchnia rzutu będzie równa maksymalnemu przekrojowi cząstki. Ilość przepływającej masy zależy nie tylko od wielkości przekroju, ale także od kształtu przekroju. Trudną do ustalenia wartość strumienia masy można wyznaczyć ze związku

$$m' = m \cdot v \cdot \frac{F}{O} \quad (12)$$

gdzie: m - porcja masy metalu omywającego cząstkę do momentu ustania względnego ruchu, v - prędkość względna, F - pole powierzchni rzutu cząstki, O - obwód rzutu cząstki.

Wartość prędkości można oszacować na podstawie różnicy w gęstości masy między komponentami. Przy konwekcji wymuszonej należy uwzględnić wpływ pól siłowych. Koniecznym zabiegiem technologicznym jest wytwarzanie naprężeń ścinających w ciekłym metalu przez intensywne mieszanie. Celem jest dynamiczna poprawa zjawisk zwilżania. Przykładem jest wytwarzanie względnej prędkości między komponentami podczas ich nagrzewania i mieszania w piecu indukcyjnym. Gdy komponenty w fazie tworzenia kompozytu znajdują się w polu działania sił, np. elektromagnetycznych, przyspieszenie względnego ruchu można wyznaczyć, korzystając z różnicy magnetycznej przewodności właściwej komponentów. Wartość współczynnika m można wyznaczyć na podstawie udziału zbrojenia w kompozycie. Wielkość powierzchni F jest łatwa do wyznaczenia metodami analizy ilościowej na podstawie pomiarów cząstek zbrojących przed wprowadzeniem ich do metalu - czyli w postaci sypkiej po wszystkich niezbędnych zabiegach technologicznych. O - obwód rzutu cząstki - podobnie jak poprzednio, wielkość tę można wyznaczyć dla pojedynczych obiektów oraz populacji statystycznej. Iloraz F/O odpowiada $(M_m)^{-1}$. Wówczas wartość uśrednionego współczynnika wymiany wyniesie:

$$\bar{\alpha} = -\frac{m'c_p}{A} \ln \frac{(T_z - T_o)_1}{(T_z - T_o)_2} \quad (13)$$

$$\bar{\alpha} = -\frac{m \cdot v \cdot c_p}{M_m A} \ln \frac{(T_z - T_o)_1}{(T_z - T_o)_2} \quad (14)$$

gdzie M_m jest modułem morfologicznym.

Łącząc prawa Newtona i Fouriera, można podjąć próbę oszacowania gradientu temperatury w osnowie i zbrojeniu kompozytu. Na wielkość współczynnika przejmowania ciepła istotny wpływ, poza niestalonym jego polem temperatury, ma także niestalny ruch metalu. Transport ciepła posiada charakter dynamiczny. Występuje opóźniony ruch metalu po torze krzywoliniowym o trudnym do określenia opóźnieniu a . Przy intensywnym mieszaniu komponentów może dochodzić do kawitacji. Zmiana stanu skupienia osnowy wiąże się z radykalną zmianą wielkości współczynnika przejmowania ciepła [5]. Rząd wielkości współczynników przejmowania ciepła przy uwzględnieniu konwekcji w ciekłych metalach wynosi $10^2 \div 10^4$ W/(m²K) [6]. Podczas przejścia ze stanu gazowego w ciekły współczynnik wymiany ciepła może przekroczyć wartość 10^5 . Taki stan nie zawsze musi wiązać się ze znaczną prędkością względną komponentów. Dla wielu rozwiązań przyjęcie konwekcji swobodnej może być wystarczająco dokładne.

Podczas tworzenia kompozytu dyspersyjnego można wyróżnić trzy charakterystyczne (ze względu na przejmowanie ciepła) stany:

1. Stan zróżnicowanej temperatury początkowej komponentów, któremu towarzyszy przemieszczanie się ich przy występowaniu względnej prędkości zależnej od technologii wytwarzania. Jednocześnie występuje oddawanie przez układ ciepła do formy i otoczenia. Stan układu temperatur początkowych można definiować na dwa sposoby: $\Delta T_{kompon.} > 0$; $\Delta T_{kompon.} < 0$.
2. Chwilowy stan wyrównania temperatury $\Delta T_{kompon.} = 0$, przy którym wymiana nie istnieje.
3. Stan, w którym ze spadkiem temperatury i rosnącą lepkością zanika ruch i współczynnik wymiany ciepła maleje do zera.

Powyższym stanom odpowiada następująca zależność:

$$\alpha(T_z - T_o)dA = -m'c_p d(T_z - T_o) \quad (15)$$

Przyjmując pomijalnie małą zmienność powierzchni wymiany ciepła w zakresie rozpatrywanych temperatur, otrzymamy

$$\alpha = \frac{-m'}{A} c_p \ln \frac{(T_z - T_o)_1}{(T_z - T_o)_2} \quad (16)$$

W analizowanym stanie 1 $\Delta T_{kompon.} = |(T_z - T_o)|$ osiąga także wartość maksymalną i prowadzi do maksymalnej wartości współczynnika wymiany ciepła. Krótkotrwały stan 2, którego czas trwania jest odwrotnie proporcjonalny do różnicy w przewodności cieplnej komponentów i wprost proporcjonalny m.in. do objętościowego udziału zbrojenia m' , przyjmuje wartość z zakresu między 1 a 0. Proponuje się, aby dla uproszczenia wartość prędkości względnej komponentów, a zatem i wartość m' uśrednić, przyjmując liniową

zmianę prędkości od wartości maksymalnej ze stanu 1 do 0 w stanie 3. Stan 3 zależy od szybkości odprowadzania ciepła z całego układu osnowa-zbrojenie do formy i następnie do otoczenia. W praktyce istotne różnice w ruchu ciepła występują przy odlewaniu do form ceramicznych i metalowych. Głównie przy szybkim odprowadzaniu ciepła możliwe jest chwilowe odwrotne różnicowanie temperatur komponentów i odwrócony ruch ciepła - do zbrojenia np. przy małym przewodnictwie cieplnym zbrojenia, dużej jego pojemności cieplnej i szybkim chłodzeniu odlewu. Odwrócony ruch ciepła może mieć charakter chwilowy i jednocześnie lokalny. Wartość prędkości względnej v maleje nie tylko ze spadkiem temperatury, ale także w miarę zbliżania się do powierzchni zbrojenia. Przy powierzchni cząstki ruch zanika. Stan krzepnięcia kompozytu na ogół charakteryzuje się zbliżoną do zera prędkością względną komponentów spowodowaną rosnącą lepkością osnowy, nawet przy znacznej różnicy temperatur w otoczeniu powierzchni cząstek.

Szeroko dyskutowanym problemem wiarygodności wyników symulacji jest dokładność wyznaczania gradientu temperatury. W tym zakresie nie ma skutecznej metodyki postępowania [7-9]. Wydaje się, że możliwością realizacji zadań mikroskopowych, jak np. krzepnięcie kompozytów, jest wstępna walidacja wyników symulacji, a następnie wirtualne przemieszczanie termopar względem czy wraz z frontem krystalizacji. Modelowanie krzepnięcia odlewów klasycznych stopów jest złożonym problemem: rozważa się deterministyczne modele uwzględniające warunki transportu masy energii lub też w mikromodelach definiuje się krystalizację w warunkach izotermicznych. Rozważa się także krystalizację, bazując na modelach stochastycznych opisujących morfologię faz metodą Monte Carlo lub automatów komórkowych [10]. Analizuje się wielkość i kształt krystalizujących dendrytów w funkcji gradientu temperatury i wymiarów fraktalnych [11].

PODSUMOWANIE

Według [8], korzystając z empirycznych algorytmów postprocessingowych, można szacować niektóre parametry strukturalne oraz właściwości mechaniczne. Ponadto w wielu publikacjach [12-16] przedstawione jest modelowanie mikro-makroskopowe struktury krystalicznej. Symulacja mikroskopowa opiera się na zarodkowaniu, wzroście kryształów i wydzielaniu ciepła krystalizacji. Połączenie doświadczeń walidacyjnych i symulacji w skali makro ruchu ciepła z wynikami symulacji mikro pozwala wyznaczać morfologię strukturalną w każdym punkcie bryły odlewu. Niektóre publikacje, związane z krystalizacją zorientowaną, wskazują na pomijanie elementu kinetyki przebiegu zjawisk dyfuzji termicznej i chemicznej, traktując je jako

nieskończenie szybkie [17, 18], co może być przedmiotem oddzielnej dyskusji. Niezależnie od rozwoju technik prognozowania struktury w metalach, stopach i kompozytach stosowanie modeli makro do oceny zjawisk mikro jest tak długo słuszne, jak długo słuszne są fizyczne prawa opisujące właściwości substancji. Na podstawie oceny istotności wpływu czynników fizycznych można przyjąć uproszczoną metodykę ich badania. Można ją oprzeć na fizycznym modelu ruchu ciepła przez przewodzenie, a w ślad za tym na symulacji krzepnięcia z pominięciem wpływu prędkości względnej komponentów. Takie badania symulacyjne nie mają odniesienia do klasycznego mikromodelu. Określenie „mikroobszar” odnosi się do rzeczywistej wielkości badanych układów pojedynczych cząstek. Nie modeluje się mikrostruktury i nie rozważa się procesów dyfuzyjnych. Proponowane założenia na wstępnym etapie są konieczne do rozpoznania wpływu podstawowych czynników fizycznych na kinetykę ruchu ciepła.

LITERATURA

- [1] Pawłowski S., Serkowski S., Materiały ogniotrwałe w metalurgii, cz. I, Skrypt nr 1892, Pol. Śl., Gliwice 1995.
- [2] Program symulacyjny CasTech.
- [3] Poniewierski Z., Krystalizacja struktura i właściwości siluminów, WNT, Warszawa 1989.
- [4] Pietrowski S., Siluminy, Wyd. Pol. Łódzkiej, Łódź 2001.
- [5] Składzień J., Termokinetyka i termodynamika, Skrypt nr 1213, Pol. Śl., Gliwice 1985.
- [6] Wiśniewski S., Wymiana ciepła, WN PWN, Warszawa 1998.
- [7] Ignaszak Z., Mikołajczak P., Arch. Techn. Masz. i Autom. 1998, 18, 163.
- [8] Kapturkiewicz W., Modelowanie krystalizacji odlewów żeliwnych, Wyd. Nauk. Akapit, Kraków 2003.
- [9] Ignaszak Z., Walidacja w systemach inżynierii wirtualnej w odlewnictwie, Konf. Sprawozd. Kom. Hutn. PAN, Krynica 2002.
- [10] Stefanescu D.M., Pang H., Canadian Metallurgical Quarterly, 37, 3-1, 229.
- [11] Sasikumar R., Sreenivasan R., Acta Metall. Mater. 42, 7, 2381.
- [12] Sobczak J., Podstawy syntezy stopów, Instytut Odlewnictwa, Kraków 1997, 90.
- [13] Thevoz Ph., Desboilles, Rappaz M., Metall. Trans. A. 1989, 20A, 311.
- [14] Kapturkiewicz W., Model and numerical simulation of casting crystallization, Publ. of the Academy of Mining and Metallurgy, 109, 10.
- [15] Gandin C.A., Rappaz M., Acta Metall. Mater. 1994, 43, 2233.
- [16] Thevoz P., Gaumann M., Gremaud M., J. Mater. 2002.
- [17] Favier J.J., Ann. Chim. Franc. 1980, 5, 268.
- [18] Carlberg T., Fredriksson H., Cryst. Growth 1997, 42, 526.

Recenzent
Zbigniew Konopka