

Miroslaw Cholewa¹Politechnika Śląska, Wydział Mechaniczny Technologiczny, Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych, Zakład Odlewnictwa
ul. Towarowa 7, 44-100 Gliwice

TERMOFIZYCZNY DOBÓR KOMPONENTÓW W ODLEWANYCH KOMPOZYTACH DISPERSYJNYCH

Przedstawiono sposób oceny wpływu parametrów termofizycznych na kinetyczne czynniki kształtujące strukturę osnowy kompozytu. Zaproponowano metodykę postępowania przy ocenie termofizycznego dopasowania komponentów. Przedstawiono zależności temperatury, gradientu temperatury oraz pochodnej z temperatury po czasie w bezpośrednim otoczeniu cząstek zbrojących (rys. 1). Na rysunku 2 pokazano graficzne sposoby interpretacji wyników analiz symulacyjnych służących poprawnemu doborowi komponentów pod względem sterowania procesem krzepnięcia i krystalizacji kompozytowego odlewu. Badania swym zakresem obejmują płaskie kwadratowe wirtualne modele i jednokierunkowy ruch ciepła przy skrajnie zróżnicowanych właściwościach cieplnych komponentów i zróżnicowaniu temperatury początkowej komponentów ($T_z > T_o$ lub $T_p > T_m$). W wyniku badań opracowano metodykę postępowania przy doborze termofizycznych cech komponentów. Procedura może także uwzględniać statystyczny kształt cząstek uzyskanych poprzez ilościową analizę i ich morfologiczny opis za pomocą modułu morfologicznego. Wyznaczenie liczbowej wielkości niedopasowania komponentów odbywa się poprzez porównanie wybranych wielkości cieplnych: temperatury lub jej pochodnych w funkcji czasu i kierunku ciepła. Porównywane są obliczeniowe układy: kompozytowy z reprezentatywną cząstką zbrojącą i układ bez cząstki, czyli złożony z samej osnowy kompozytu. Cechą układu jest związek geometryczno termofizyczny komponentów i granicy przejścia, który kształtuje kinetykę ruchu ciepła. Na ich podstawie można prognozować właściwości strukturalne osnowy w otoczeniu cząstki na podstawie przykładowych zależności pokazanych na rysunkach 1e i f, będących ilorazem i iloczynem pochodnych temperatury po czasie i kierunku ($dT/dt : dT/dt = f(t,l)$ [cm/s], $dT/dl \cdot dT/dt = f(t,l)$ [K²/(cm s)]).

Słowa kluczowe: odlewnictwo, kompozyt, krzepnięcie, symulacja

THERMO-PHYSICAL SELECTION OF COMPONENTS FOR DISPERSION CAST COMPOSITES

In presented work evaluation method for thermo-physical parameters influence on kinetic factors of composite matrix solidification is shown. A methodology has been proposed for thermo-physical matching evaluation of components. Relations of temperature, thermal gradient and temperature first derivative after time in close neighborhood of the reinforcing particle (Fig. 1). In Figure 2 the graphical way of simulation analysis results interpretation is shown which can be used for proper components selection in respect of solidification and crystallization process control. Studies concern flat virtual models and unidirectional heat flow with extremely different components thermal properties and its initial temperatures. As the results author obtained methodology of components thermo-physical properties selection. This procedure can also take into account statistical particles shape obtained in quantitative analysis and their description with use of morphology modulus. Evaluation of mismatch value for the components is realized by some thermal quantities comparison: temperature and its derivatives after time and heat flow direction. Compared are the calculation systems with and without (containing only the alloy matrix) the model of reinforcing particle. One of the features of the system is geometrical and thermo-physical relation between the components and interface, which models the heat flow kinetics. On this basis the structural properties of the matrix can be forecast in the particle neighborhood.

Key words: casting, composite, solidification, simulation

WPROWADZENIE

Dobór komponentów poza oczekiwanymi właściwościami użytkowymi powinien także spełniać podstawowe wymagania związane z technologią wytwarzania kompozytowych odlewów. Skojarzenia materiałów tworzących osnowę i zbrojenie pod względem ich „kompozytowych” właściwości użytkowych są relatywnie przewidywalne i ich przewidywanie jest coraz łatwiej osiągalne. Opracowanie jest próbą identyfikacji i opisu kinetycznych parametrów ruchu ciepła w osnowie kompozytu, w bezpośrednim otoczeniu zbrojenia, podczas

krzepnięcia odlewu. Kinetyka ruchu ciepła wokół zbrojenia stanowi podstawę fizykochemicznych procesów kształtujących strukturę osnowy kompozytów. Strefa kontaktu komponentów jest najbardziej niebezpieczną i odpowiedzialną przestrzenią strukturalną kompozytów determinującą trwałość odlewu kompozytowego. W tej przestrzeni występują fazy strefy przejścia, także gazowe obszary niepełnego zwilżenia oraz stopowa osnowa. Struktura osnowy kompozytu zwłaszcza w omawianej strefie granicznej nie powinna być przypadkowa. Czyn-

¹ dr inż.

niki kształtujące strukturę w tym obszarze osnowy posiadają naturę fizykochemiczną. Prezentowane opracowanie dotyczy wyłącznie fizycznych oddziaływań, jednak może uwzględniać także obecność produktów oraz gazowych nieciągłości strukturalnych, wynikających z niedoskonałości procesów tworzenia kompozytów w stanie ciekłym. W klasycznych stopach struktura oraz niektóre istotne właściwości zależą od kinetyki ruchu ciepła w objętości stopu. Najczęściej zależności w takich przypadkach tworzone są w funkcji gradientu temperatury [1-17].

Celem opracowania jest wskazanie na potencjalną możliwość optymalizowania kinetyki ruchu ciepła w bezpośrednim otoczeniu cząstek zbrojących. Celem opracowania jest także wskazanie na zmienność, przede wszystkim, gradientu temperatury w otoczeniu cząstek w funkcji czasu i lokalizacji punktu wyznaczania gradientu, a zatem na niejednoznaczność oceny wielkości gradientu w funkcji czasu i przestrzeni poprzedzających krystalizację stopowej osnowy w otoczeniu reprezentatywnej cząstki zbrojącej [18, 19].

Fizyczne czynniki kształtujące strukturę można podzielić na dwie grupy:

1. Termofizyczne właściwości komponentów, faz strefy przejścia oraz obszarów niepełnego zwilżenia.
2. Geometryczne cechy zbrojenia kształtujące stopień rozwinięcia strefy granicznej [20].

W prezentowanym opracowaniu przeanalizowano wyniki podstawowych obliczeń opartych na płaskiej symulacji fizycznych oddziaływań komponentów podczas krzepnięcia.

METODYKA BADAŃ

Model poddany analizie to kwadratowy element zbrojący wraz z kwadratowym obszarem osnowy. Badany układ jest ograniczony z trzech stron zaizolowanymi termicznie granicami. Czwarty bok stanowi materiał pełniący funkcję kokili, jednak o tych samych cechach co otaczający aluminium obszar kompozytowy o temperaturze typowej dla kokili i równej 300°C. Przyjęta skala podobieństwa modelowanego układu w stosunku do rzeczywistego wynosi $k = 10^3$.

Metodyka badań symulacyjnych:

- 1) analiza ruchu ciepła w układzie modelowym pozabawionym cząstki zbrojącej,
- 2) badanie ruchu ciepła w modelowym układzie kompozytowym,
- 3) porównanie i analiza uzyskanych wyników.

W obu badanych przypadkach analizy polegały na wyznaczeniu pól temperatury oraz pochodnych z temperatury po czasie i kierunku. Następnie porównano wpływ szybkości odbierania ciepła z krzepnącego obszaru na pola temperatury i pola pochodnych z temperatury oraz porównano wpływ temperatur początkowych komponentów na pola temperatury i odpowiadających im pochod-

nych. Układ komponentów obrazuje potencjalne, maksymalne zróżnicowanie właściwości cieplnych komponentów. Podstawą różnicowania jest przewodnictwo cieplne. Przedstawiono złożenie osnowy aluminiowej o wysokim przewodnictwie cieplnym z termoizolacyjną ceramiką korundową. Wykonano obliczenia przy danych materiałowych przyjętych z bazy danych programu ColdCast opartego na metodzie różnic skończonych.

W wyniku obliczeń symulacyjnych wyznaczono temperatury w 20 punktach na osi cieplnej symetrii układu. Na ich podstawie wyznaczono kinetyczne wielkości opisujące charakter ruchu ciepła. Geometrię przyjętego modelu pokazano na rysunku 1a.

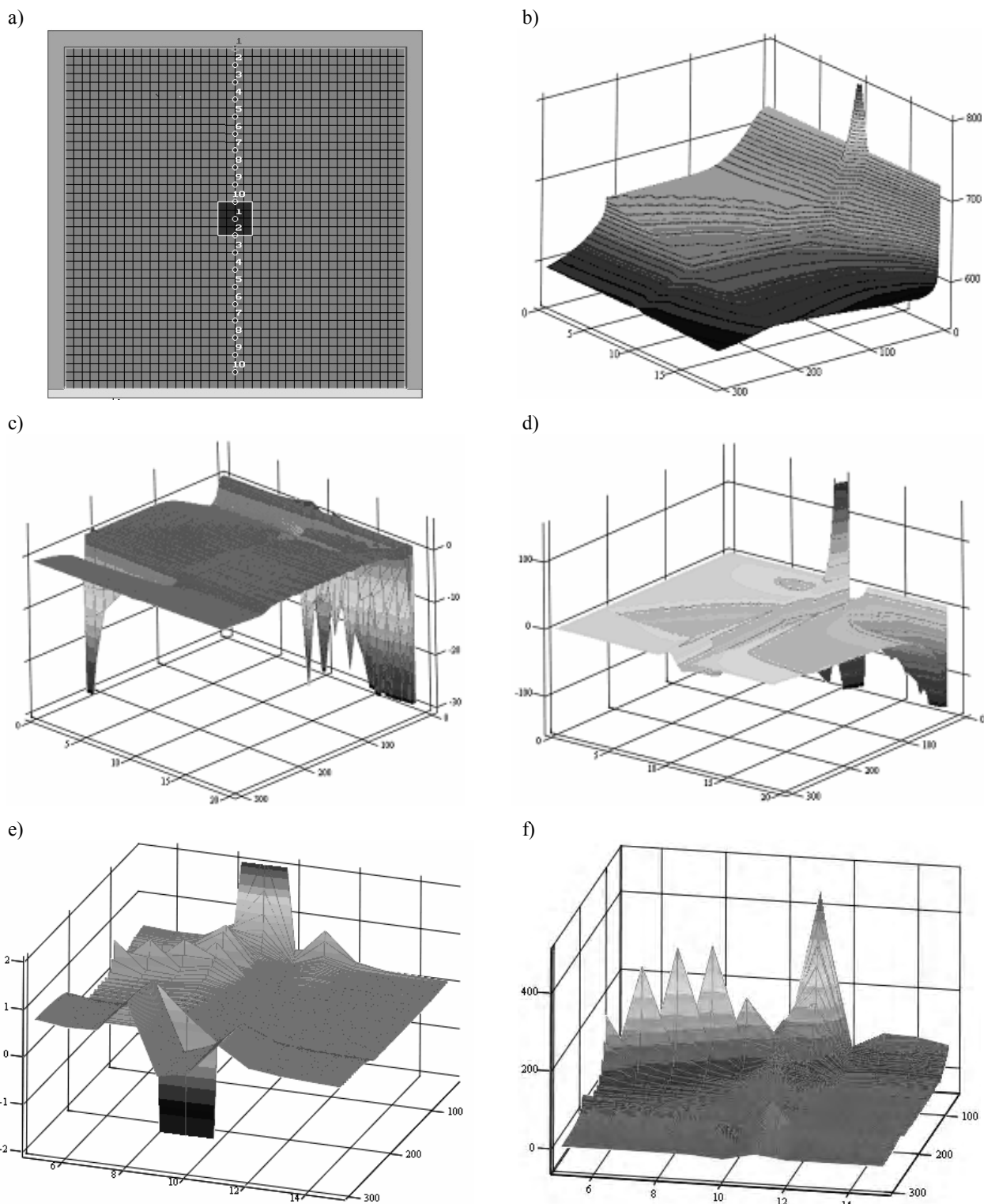
WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

Uzyskano zależności obrazujące zmienność podstawowych wielkości związanych z kinetyką ruchu ciepła. Na rysunku 1 przedstawiono rozkłady temperatury i jej pochodnych po czasie i kierunku oraz dodatkowo pokazano związki między pochodnymi temperatury opisującymi charakter ruchu ciepła w postaci ilorazu (rys. 1e) i iloczynu (rys. 1f) pochodnych z temperatury po czasie i kierunku. (Na rysunku 3 pokazano schematycznie układ osi w prezentowanych wykresach). W literaturze dotyczącej krystalizacji i krzepnięcia przyjmuje się pochodne temperatury jako wielkości sterujące strukturą. Analizuje się ich wielkość i wpływ na powstałą strukturę w odniesieniu do cieczy - tuż przed przejściem w stan stały. Dla podkreślenia zmienności kinetycznych wielkości pokazano je w funkcji czasu i kierunku ruchu ciepła. Przykładowe wyniki przeliczeń odnoszą się do symulowanego stanu, w którym przyjęta temperatura zbrojenia była wyższa niż osnowy.

Pochodna z temperatury po czasie w całym badanym zakresie jest nie większa od zera. Iloczyn i iloraz obu wartości jest ujemny tylko w tych obszarach, w których gradient temperatury jest dodatni, czyli zachowuje się osobliwie. Jak widać to na rysunkach 1b i c, zakresy występowania wartości maksymalnych zmian są inne w obu związkach. Spośród obu badanych wielkości pochodnych po czasie i kierunku to gradient temperatury wykazuje istotną zmienność - także znaku, a zatem to gradient decyduje o ilości przejść funkcji wokół wartości zerowej. Czyli to gradient w badanym układzie lepiej obrazuje zmienność ruchu ciepła wokół cząstki zbrojącej, wpływając na znak ilorazu bądź iloczynu pochodnych. Wyznaczenie minimalnych wartości, przy których tworzona jest struktura równoosiowych kryształów w miejsce ukierunkowanych, wymaga uściślenia współrzędnych czasu i przestrzeni odpowiedzialnych za tworzoną strukturę w zakresie krzepnięcia osnowy kompozytu.

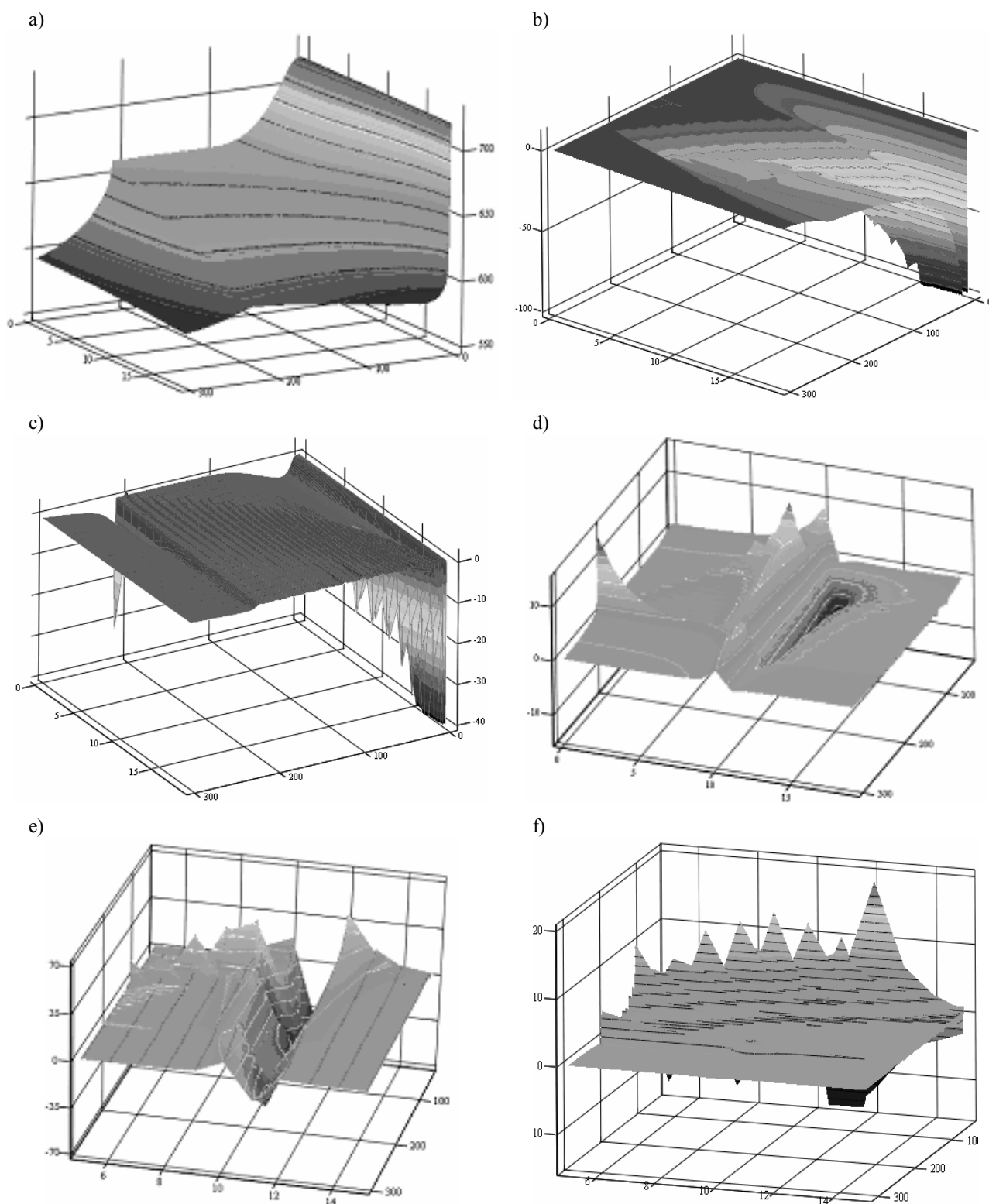
Iloraz pochodnych wskazuje na szybkość przemieszczania się izoterm w zakresie krzepnięcia, czyli z szyb-

kością krzepnięcia v [cm/s]. Zmienność znaku tak jak poprzednio jest konsekwencją uwzględnienia w przeli-



Rys. 1. Zestawienie temperatury i zależności wiążących pochodne temperatury w obszarze zawierającym cząstkę z rys. a) w przedziale temperatury i czasu krzepnięcia dla stanu, w którym cząstka zbrojąca posiada temperaturę początkową wyższą niż osnowa ($T_R = 820^\circ\text{C}$, $T_o = 720^\circ\text{C}$). Wykresy przedstawiają zmiany w cząstce zbrojącej i jej otoczeniu w funkcji czasu i w funkcji odległości od powierzchni wneki formy odbierającej ciepło. Rys. b) zmiany temperatury $T = f(t, l)$ [$^\circ\text{C}$], c) i d) gradient temperatury dT/dl [K/cm] i pochodna temperatury po czasie dT/dt [K/s] w tych samych współrzędnych, e) iloraz pochodnych temperatury: po czasie i kierunkowej $dT/dt : dT/dl = f(t, l)$ [cm/s], f) iloczyn pochodnych temperatury: po czasie i po czasie $dT/dl \cdot dT/dt = f(t, l)$ [$\text{K}^2/(\text{cm s})$]; T ; dT/dt ; dT/dl ; $(dT/dt : dT/dl)$; $(dT/dl \cdot dT/dt) = f(t, l)$ [$^\circ\text{C}$, ($^\circ\text{C}/\text{s}$), ($^\circ\text{C}/\text{cm}$), (cm/s), ($^\circ\text{C}^2/\text{cm s}$)] = f [s; 0,2 cm]

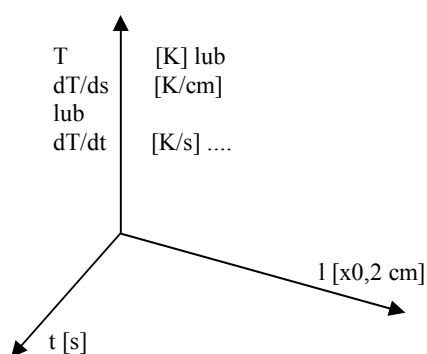
Fig. 1. Collection of temperature and relations of temperature derivatives in region containing reinforcing particle from figure: a) in solidification range and interval for state, when reinforcement has got higher initial temperature than the matrix ($T_R = 820^\circ\text{C}$, $T_M = 720^\circ\text{C}$). Diagrams show changes in particle and its neighborhood in function of time and distance from mould cavity taking away the heat; b) changes of temperature $T = f(t, l)$ [$^\circ\text{C}$], c) and d) thermal gradient dT/dl [K/cm] and temperature derivative after time dT/dt [K/s] in the same co-ordinate system, e) temperature derivative after time to temperature derivative after direction ratio $dT/dt : dT/dl = f(t, l)$ [cm/s], f) temperature derivative after time and temperature derivative after direction product $dT/dl \cdot dT/dt = f(t, l)$ [$\text{K}^2/(\text{cm s})$]



Rys. 2. a) Rozkład temperatury w obszarze bez cząstki, b) pochodna temperatury po czasie w obszarze bez cząstki, c) pochodna temperatury po kierunku w obszarze bez cząstki, d) różnica temperatury pomiędzy stygnącymi układami: kompozytowym i stopowym w zakresie temperatury i czasu krzepnięcia, e) różnica gradientu temperatury pomiędzy stygnącymi układami: kompozytowym i stopowym w zakresie temperatury i czasu krzepnięcia, f) różnica pochodnych temperatury po czasie pomiędzy stygnącymi układami: kompozytowym i stopowym w zakresie temperatury i czasu krzepnięcia $T; dT/dt; dT/dr; (\Delta T); \Delta(dT/dt) \cdot \Delta(dT/dt) = f(t, l)$ [$^{\circ}\text{C}$, ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$), ($^{\circ}\text{C}/\text{cm}$), ($^{\circ}\text{C}/\text{cm}$), ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)] = f [$\text{s}; 0,2 \text{ cm}$]

Fig. 2. a) Temperature distribution in region without the particle, b) temperature derivative after time in region without the particle, c) temperature derivative after direction in region without the particle, d) difference of temperature between the composite system and alloy system in range of solidification, e) thermal gradient difference between the composite system and alloy system in range of solidification, f) difference of temperature derivative between the composite system and alloy system in range of solidification

zeniach wektora gradientu temperatury. Z wykresu wynika, że przed osiągnięciem temperatury likwidus kierunek ruchu ciepła w funkcji czasu i przestrzeni w cząstce jest ujemny, a następnie dodatni, co jest związane z akumulacją w cząstce ciepła krystalizacji, co w czasie przebiega intensywniej po stronie cząstki bliższej wnętrza odlewu. W części przestrzeni bliższej otoczeniu analizowanego obszaru maksymalne lokalne wartości funkcji występują przy współrzędnych czasu osiągnięcia temperatury likwidus oraz w przestrzeni, za i przed cząstką (rys. 1b i c). Wskazuje to na konieczność jednoczesnego rozpatrywania funkcji pochodnych temperatury po czasie i kierunku. Zależności pokazane na rysunku 1 obrazują znaczne zróżnicowanie kinetycznych wielkości charakteryzujących ruch ciepła zarówno w funkcji czasu, jak i przestrzeni i wymagają precyzyjnego powiązania z mikrostrukturą osnowy kompozytu w otoczeniu cząstek zbrojących.



Rys. 3. Schematyczny układ osi w rysunkach 1 i 2

Fig. 3. Co-ordinate system for Figures 1 and 2

Konsekwencją wykonanych symulacji jest propozycja sposobu prognozowania kompozytowych połączeń materiałowych ze względu na spodziewane efekty cieplne występujące w osnowie w pobliżu cząstek, ale także w samej cząstce. Minimalizowanie oddziaływań komponentów można osiągnąć, stosując komponenty o zbliżonych właściwościach termofizycznych. Idealny stan jest praktycznie nieosiągalny. Względny kształtowania struktury pierwotnej osnowy kompozytu wymagają zbliżenia właściwości cieplnych przede wszystkim w zakresie krzepnięcia osnowy. Im bardziej czysty metal lub też im bliżej składu eutektycznego, tym zakres temperatur krzepnięcia jest mniejszy. Im szybszy ruch ciepła oraz im krótszy proces tworzenia kompozytu w stanie ciekłym, tym krótszy jest także zakres czasu krzepnięcia. Złożenie wszystkich właściwości cieplnych układu kompozytowego: zbrojenia osnowy, faz strefy przejścia, obszarów niepełnego zwilżenia oraz formy odlewniczej wpływa ponadto na wielkość przestrzeni zmian strukturalnych wywołanych współdziałaniem komponentów. Stopień niedopasowania termofizycznego można określić, porównując pole temperatury oraz pola pochodnych

z temperatury po czasie i kierunku. Na rysunku 2 pokazano wykresy temperatury gradientu temperatury i pochodnej po czasie obszaru analogicznego z kompozytowym, bez cząstki zbrojącej. Pozostawiając takie same jak w symulacji warunki początkowe i brzegowe porównano wyniki obliczeń z analogicznymi - uzyskanymi dla obszaru kompozytowego. Na rysunku 2d pokazano różnice temperatur na kierunku ruchu ciepła w funkcji czasu krzepnięcia obszaru kompozytowego i obszaru bez cząstki. Na wszystkich wykresach pochodnych widoczny jest pas przebiegający po przekątnej podstawy układu współrzędnych z licznymi pikami dodatnich bądź ujemnych wartości. Ich obecność jest spowodowana wydzielaniem ciepła krystalizacji, która w użyтым programie zmienia się skokowo w każdej elementarnej komórce siatki podziału. Na rysunkach 2e i f pokazano różnice pochodnych z temperatury po kierunku i czasie. W każdym z przykładów wartości liczbowe będące całkami powierzchniowymi reprezentują wielkość cieplnego niedopasowania komponentów lub też ich zróżnicowania w procesie krzepnięcia. Podobnie można postąpić w innych zakresach temperatur, uzupełniając informacje o kompozytach w stanie ciekłym i stałym. Wykresy 2d-f posiadają pewne podobieństwa w swych przebiegach. Zmienność różnicy temperatury, a w konsekwencji różnicy gradientu, jest największa na granicach cząstki z osnową. Głębokość wnikania ciepła w cząstkę jest mniejsza niż w osnowę, co jest spowodowane różnicami w przewodności cieplnej. Im większe przewodnictwo osnowy, tym zasięg zmian jest większy, a wartości ekstremalne mniejsze. Różnice temperatury i gradientu maleją w funkcji czasu, a ich źródłem jest początkowa różnica temperatury komponentów. Niemniej, jak wykazały to wcześniejsze analizy [21], jednakowa temperatura początkowa generuje prawie natychmiastowe zróżnicowanie temperatury i jej gradientu na skutek różnej przewodności cieplnej. Różnice temperatury pokazane na rysunku 2d poza wartością liczbową niedopasowania cieplnego wskazują ponadto zasięg cieplnych zmian w osnowie w funkcji czasu i przestrzeni.

Zmienność gradientu może określać wielkość zakresu zmienności strukturalnej. Występująca zmienność różnicy pochodnych wynikająca z obecności zbrojenia jest mniejsza niż zarejestrowane efekty cieplne związane z krystalizacją, które, mimo że bardzo podobne lub wręcz identyczne w obu przypadkach, nałożyły się na siebie, sumując się i zmniejszając tym samym wpływ zbrojenia. W przypadku pochodnej po czasie może być uzasadnione rozważenie różnicy modułów pochodnych. Niemniej to gradient temperatury w rozważanych przypadkach ma decydujący wpływ na morfologię lokalnych struktur.

Wyniki otrzymanych analiz wraz z danymi doświadczalnymi uzyskanymi np. na drodze analizy termicznej i derywacyjnej [22], dodatkowo z danymi morfologicz-

nymi zbrojenia, stwarzają możliwość doboru komponentów pod względem ich fizycznego oddziaływania na proces krystalizacji i krzepnięcia. Do opisu cech morfologicznych można użyć współczynnika (modułu morfologicznego) $M_m = F/V [(10^{-6}-10^{-9}) \text{ 1/m}]$, który wiąże w sobie stopień rozwinięcia powierzchni przypadający na jednostkę objętości zbrojenia, uwzględniając jednocześnie wielkość cząstek. Projektowany materiał kompozytowy obejmuje na ogół grupę stopów stanowiących potencjalną osnowę oraz grupę materiałów ceramicznych stanowiących zbrojenie. Dla wybranych w ten sposób skojarzeń materiałowych można zaproponować przykładowy sposób weryfikacji:

1. Identyfikacja termofizycznych właściwości grup składników strukturalnych kompozytu w funkcji temperatury, w zakresie krzepnięcia osnowy.
2. Analiza ilościowa rodzajów cząstek zbrojących oraz określenie statystycznie reprezentatywnych wielkości cząstek i ich cech geometrycznych.
3. Wyznaczenie modułów morfologicznych dla charakterystycznych kształtów i wielkości cząstek.
4. Utworzenie symulacyjnych mikromodeli geometrycznych uwzględniających współdziałanie cząstek i poszczególnych składników strukturalnych.
5. Wykonanie obliczeń symulacyjnych kinetyki krzepnięcia dla wybranych warunków początkowych i brzegowych.
6. Optymalizacja wielkości niedopasowania cieplno-geometrycznego wraz z analizą rozkładu temperatury i pochodnych temperatury wokół cząstek.
7. Wytypowanie składników strukturalnych kompozytów.
8. Wyznaczenie uśrednionych właściwości cieplnych kompozytu w zakresie krzepnięcia i stygnięcia odlewu.
9. Utworzenie makromodelu odlewu kompozytowego.
10. Wykonanie technologicznych obliczeń symulacyjnych weryfikujących w skali makro kompozyt pod względem jego właściwości technologicznych.

WNIOSKI

1. Ze względu na prognozowanie struktury w otoczeniu cząstek zbrojących wskazana jest analiza iloczynu bądź ilorazu pochodnych z temperatury po czasie lub przestrzeni. Rodzaj prognozowanej własności strukturalnej zależy od indywidualnych kryteriów doboru kompozytu.
2. Wybór wartości gradientu lub pochodnej po czasie związanych ze współrzędnymi czasu i przestrzeni, które są odpowiedzialne za kształtowanie struktury są niejednoznaczne. Zakres ich zmienności w dziedzinie badanego obszaru jest zbyt duży dla jednoznacznych uogólnień.

3. Dzięki wykorzystaniu symulacji krzepnięcia można ilościowo określić stopień zróżnicowania termofizycznego komponentów.
4. Istnieje możliwość uwzględnienia w obliczeniach symulacyjnych geometrii cząstek zbrojących, a więc także ilościowego określenia wpływu geometrii.
5. Podobnie istnieje możliwość uwzględnienia cieplnego i geometrycznego wpływu faz strefy przejścia i obszarów niepełnego zwilżenia.
6. Dobór komponentów można ująć w uogólnioną procedurę uwzględniającą właściwości termofizyczne wszystkich składników strukturalnych kompozytu.

LITERATURA

- [1] Rutter J.W., Chalmers B., Canadian Journal of Physics 1953, 31.
- [2] Tiler W.A., Jackson K.A., Rutter J.W., Chalmers B., Acta Metall. 1953, 1, 428.
- [3] Kac A.M., Približonnyj rasczot dendritnogo strojenija otlivki, Lit. Proizw. 1980, 7, 2.
- [4] Ma D., Sam P.R., Erstarrungsmodell für den Primurabstand von Hellen und Dendriten, Giesserei-Forschung 1992, 44, 2, 80.
- [5] Miyata Y., Suzuki T., Uno J., Cellular and Dendritic Growth - cz. I i II, Metall. Trans. 1985, 16A, 1799.
- [6] www.mse.mtu.edu.aluminium-silicon alloy castings
- [7] Brown S., Spittle J.A., Janes J.D., The mould filling and solidification of a complex foundry casting, J.O.M. 2002.
- [8] Mollard F., Flemings M., Transactions of the Metallurgical Society of AIME 1967, 239, 1526.
- [9] Liu J., Zhan Y., Shang B., Lamellar eutectic stable growth - I. Modeling, Acta Metall. Mater. 1990, 38, 1625.
- [10] Kurtz W., Fisher D.J., Acta Metall. 1980, 28, 777.
- [11] Khan S., Eliot R., Solidification kinetics of the unmodified aluminum - silicon flake structure, Acta Metall. Mater. 1993, 41, 2433.
- [12] Khan S., Ourdjini A., Eliot R., Interflake spacing - growth velocity relationship in Al-Si and Al-CuAl₂ eutectic alloys, Mater. Sci. Technol. 1992, 8, 516.
- [13] Burden M.H., Hunt J.D., Cellular and dendritic growth II, J. Cryst. Growth Trans. 1974, 22, 109.
- [14] Flemings M., Solidification processing, Met. Trans., Mc Graw-Hill Book Co., New York 1974.
- [15] Fraś E., Krzepnięcie metali i stopów, WN PWN, Warszawa 1992.
- [16] Kurz W., Fisher D.J., Fundamentals solidification, Trans. Tech. Publ., Paris 1984.
- [17] Toloui B., Hellawell A., Phase separation and undercooling in Al-Si eutectic alloy the influence of freezing rate and temperature gradient, Acta Metall., 1976, 24, 565.
- [18] Cholewa M., Korelacje między cieplno-geometrycznymi właściwościami zbrojenia w kompozytach dyspersyjnych, KMiS PAN, Katowice 2000, 2, 44, 57-64.
- [19] Cholewa M., Wybrane właściwości kompozytu zbrojonego cząstkami w funkcji morfologii zbrojenia, KMiS PAN, Katowice 2000, 2, 44, 65-70.
- [20] Cholewa M., Gawroński J., Związek geometrycznych cech komponentów wzmacniających z technologicznymi i eksploatacyjnymi właściwościami kompozytów odlewanych, KMiS PAN, Katowice 2000, 2, 44, 71.

- [21] Cholewa M., Szczególny przypadek krzepnięcia odlewane-
go kompozytu zbrojonego cząstkami, 12 IScC AMME 03,
Gliwice 2003, 147.
- [22] Braszczyński J., Zyska A., Analysis of the influence of ce-
ramics particles on the solidification process of metal ma-
trix composites, Elsevier, Materials Science and Engineer-
ing
A 2000, 278, 185.

Recenzent
Zbigniew Górny