

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

KINETYKA RUCHU CIEPŁA W UKŁADZIE CZĄSTKA CERAMICZNA-OSNOWA METALOWA

W opracowaniu poddano analizie modelowy obszar krzepnącego kompozytu, zawierający ceramiczną cząstkę (rys. 1) o zróżnicowanej temperaturze początkowej komponentów. W analizie pominięto fazy strefy przejściowej, zakładając ponadto stan pełnego zwilżenia. Przedmiotem opracowania jest jedno z dwóch szczególnych skojarzeń, a mianowicie: słabo przewodzące ciepło zbrojenie i dobrze przewodząca ciepło osnowa. Zgodnie z założeniem, zbrojenie umieszczono na drodze ruchu ciepła. Przyjęto jednokierunkowy ruch ciepła w płaskim prostokątnym obszarze cząstki i osnowy do otoczenia o cechach zakrzepłego kompozytu. Dokonano analizy zmienności pól temperatur (w funkcji czasu i kierunku) wyznaczonych poprzez symulacje komputerowe.

Słowa kluczowe: kompozyt metalowy, krzepnięcie, krystalizacja

KINETICS OF HEAT FLOW IN CERAMIC PARTICLE - METAL MATRIX SYSTEM

The main aim of composite solidification process control is the optimization of its technological and exploitation properties. Knowledge about correlation between matrix and reinforcement allows to form the matrix structure. In this work the analysis of typical region of solidifying composite containing ceramic particle (Fig. 1), both having diversified initial temperatures was shown. The transition zone was neglected and full wetting was assumed. The object of this work is one of the two specific associations, namely the ceramic particle with poor heat conductivity and metal matrix with high heat conductivity. As assumed the considered region was placed on heat flow direction which center was located in casting space - outside the considered region. One-dimensional heat flow in flat rectangular particle and matrix region to surroundings was studied. The surroundings was assumed to have properties of solidified composite. The studies results are shown on diagrams in Figures 2 and 3 created on base of temperature changes determined through computer simulation. In direct neighbourhood of the reinforcement the first derivatives of temperature over time and heat give - up direction were studied. It was found that depending on initial temperatures the velocity of heat give - up and temperature gradients can change its values and sign in initial stage of solidification and hence influence the structural parameters, which examples are shown in Table 1.

Key words: metal matrix composite, solidification, crystallization

ZNACZENIE I ZAKRES BADAŃ KINETYKI RUCHU CIEPŁA

Badanie procesu krzepnięcia odlewane go kompozytu metalowego zbrojonego cząstkami dyspersyjnymi ma na celu optymalizację właściwości technologicznych i eksploatacyjnych kompozytu. Dzięki ocenie korelacji między osnową a zbrojeniem można optymalizować strukturę osnowy i uwzględnić fizyczny wpływ elementów tworzących materiał kompozytowy.

W opracowaniu badano fizyczne, a dokładniej - cieplne oddziaływanie komponentów. Porównano charakter transportu ciepła w modelowym obszarze kompozytu. Celem przeprowadzonych obliczeń symulacyjnych było utworzenie rozkładu temperatur w badanym obszarze w zakresie krzepnięcia kompozytu. Jako model przyjęto przestrzeń w skali $k = 500$. Założono cieplną konfigurację elementów układu eksponującą kinetykę ruchu ciepła. W opracowaniu przyjęto jednowymiarowy ruch ciepła w płaskim prostokątnym obszarze cząstki i osnowy. Przestrzeń kwadratowego modelu pokazana na ry-

sunku 1 złożona jest z osnowy aluminiowej i korundowego termoizolacyjnego zbrojenia w otoczeniu doskonałej izolacji z trzech stron. Ruch ciepła jest możliwy tylko w kierunku zgodnym z osią symetrii, tj. w kierunku czwartej ściany odbierającej ciepło, o cechach termofizycznych uśrednionych między osnową a zbrojeniem w stanie stałym. W symulowanym procesie krzepnięcia zadano różne początkowe temperatury komponentów. Zaprezentowano rozkład temperatur wzdłuż głównego kierunku ruchu ciepła w funkcji czasu krzepnięcia oraz, w analogicznym układzie współrzędnych, pochodne temperatury po czasie i kierunku.

¹ dr inż.

KRZEPNIĘCIE KOMPOZYTU

Wiele z cech strukturalnych i użytkowych w metalach i stopach definiuje się za pomocą pochodnych temperatury. Przykładowe związki zamieszczono w tabeli 1.

TABELA 1. Przykładowe wielkości strukturalne związane z pochodnymi temperatury po czasie i kierunku
TABLE 1. Examples of structural parameters connected with temperature derivatives over time and direction

Właściwość	Formuła	Metoda lub autor
Skurczowa mikronieciągłość strukturalna	$G_s < G_s^{er}$	Krytycznego gradientu temperatury Pellini
	$G_s / (T_s')^{0,5} < C_{crit}$	Niyama
	$G_s \cdot (T_s')^{-0,2,5}$ $v_L^{0,5} < C_{crit}$	Hansen i Sahn v_L - szybkość strugi metalu zasilającego
	$G_s \cdot (t_f)^{0,66} \cdot V^{-1} < C_{crit}$	Lee i in.
Stabilność frontu krystalizacji	$G/V \geq \Delta T_{SL}/D$	ΔT_{SL} przedział temperatur krzepnięcia [1, 2]
Średnia odległość międzypłytkowa w eutektyce nieregularnej Al-Si	$\lambda^2 V = C_1 \cdot G_z^{-0,67}$	Toloui-Hellawell [3]
	$\lambda^2 V = C_3 \cdot G_z^{-0,81}$	Kurtz-Fisher [4]
	$\lambda^{2,5} V = C_5 \cdot G_z^{-0,5}$	Khan-Ourdjini-Eliot [5]

Gdzie: G i V , C , λ - odpowiednio gradient i prędkość zmian temperatury, stała, odległość międzypłytkowa, indeksy: crit, z, s, 1,2,3,4,5 - oznaczają odpowiednio: liczbę kryterialną, gradient po osi z, solidus, cyfry odróżniają różne stałe.

Działanie poszczególnych czynników termofizycznych na przebieg procesu może być zróżnicowane. Dla przykładu, jak podano w pracy [6], w modelowych stopach Pb-Sn, przy ustalonej szybkości odprowadzania ciepła i przy tych samym gradiencie temperatury oraz strumieniach cieplnych, podczas transformacji, długość krysztalów kolumnowych wzrasta ze wzrostem stężenia składnika stopowego. Ponadto stan ten nie ma związku z zarodkowaniem, ponieważ w analogicznych warunkach struktura krysztalów równoosiowych niewiele się zmienia ze zmianą składu stopu. Wynika to stąd, że różnym szybkościom stygnięcia można przypisać takie same wartości krytyczne gradientu temperatury.

Spośród wielkości termofizycznych przewodnictwo cieplne najsilniej wpływa na kinetykę ruchu ciepła. W przyjętych analizach także przewodność cieplna jest zmienna w funkcji temperatury. Z kolei przewodność cieplna zależy także od składu chemicznego, w tym również od chwilowego składu chemicznego utożsamianego ze stężeniem dodatku stopowego w sąsiedztwie frontu krystalizacji.

Typowe elementy zbrojące są najczęściej ceramiką, która w porównaniu z metalami źle przewodzi ciepło (przewodnictwo cieplne $0,1 \div 10$ W/mK). Niektóre materiały zbrojące, jak np. węglowe czy kwarcowe lub magnezytowo-chromitowe, mają charakterystyki rosnące w funkcji temperatury, jednakże dla zdecydowanej większości faz zbrojących charakterystyki te maleją ze wzrostem temperatury. Różnice w zakresie przewodnictwa cieplnego między różnymi materiałami o cechach cieplnych izolatorów maleją wraz ze wzrostem temperatury. W metalach i stopach współczynnik przewodzenia ciepła w stanie stałym może rosnać lub maleć ze wzrostem temperatury, lecz na ogół zawsze przejście ze stanu stałego w ciekły powoduje radykalne obniżenie przewodności. Różna przewodność cieplna komponentów przy założonym odprowadzaniu ciepła na zewnątrz układu będzie generować różne gradienty temperatury. Czas trwania i intensywność ruchu ciepła zależy od:

- ciepła przypadającego na elementarną objętość zbrojenia, osnowy,
- wielkości sumarycznej powierzchni kontaktu komponentów,
- doskonałości zwilżenia oraz
- ilości, rodzaju i morfologii faz.

Temperatura zbrojenia niższa od osnowy to w procesach technologicznych najczęściej spotykany stan, wynikający z założenia, że zbrojenie nagrzewane jest w krótszym czasie od osnowy, zapewniając zwilżanie. Wydaje się jednak, że z punktu widzenia procesów zwilżania temperatura zbrojenia wyższa niż osnowy jest korzystniejsza.

Stan polegający na wyrównaniu temperatur początkowych komponentów jest szczególny. Jest to praktycznie niemożliwe do uzyskania. Stan wyrównanych temperatur jeśli zaistnieje, to w procesie oddawania ciepła, jest chwilowy, co jest spowodowane różnymi właściwościami cieplnymi [7].

Obok podstawowych zjawisk zwilżania w dalszej kolejności powinny następować zjawiska związane z krzepnięciem, w których cieplne parametry komponentów są co najmniej równoważne. Korelacja między termofizycznymi czynnikami kształtującymi strukturę osnowy musi także uwzględniać morfologiczne oddziaływanie dyspersyjnego zbrojenia [8-13].

BADANIE KINETYKI RUCHU CIEPŁA W OBSZARZE CZĄSTKA-OSNOWA

Podczas tworzenia kompozytu po przeprowadzeniu typowych zabiegów metalurgicznych na ciekłym stopie jest on przegrzewany do temperatury zapewniającej zwilżenie zbrojenia przy jednoczesnym uwzględnieniu zmniejszonej lejukości kompozycji na skutek obecności fazy stałej. Wielkość wymaganego przegrzania można oszacować na $20 \div 140$ K - w zależności od rodzaju stopu

i ilości wprowadzanego dodatku oraz czasu tworzenia ciekłej dyspersji. W momencie rozpoczęcia wprowadzenia zbrojenia następuje wyrównywanie temperatury osnowy i zbrojenia. Cechą tego stanu jest niejednorodność pola temperatur. Podczas wypełniania wnęki formy następuje intensywne chłodzenie ciekłej suspensji, następstwem czego jest zróżnicowanie pola temperatury w zbrojeniu oraz w jego bezpośrednim sąsiedztwie. 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 zbrojące tworzą objętości o najwyższej temperaturze. Jeśli przewodnictwo cieplne zbrojenia jest większe niż osnowy, wówczas tylko, w przypadku kiedy proces technologiczny tworzenia kompozytu w stanie ciekłym nie doprowadził do rzeczywistego wyrównania temperatur, może nastąpić ruch ciepła do cząstek zbrojących. Można wtedy uzyskać stan typowy i najbardziej pożądany dla odlewania suspensyjnego z tzw. mikrochłodziłkami wewnętrznymi. Jednak taki efekt wymaga precyzyjnego przeliczenia dyfuzji ciepła w funkcji czasu i temperatury krzepnięcia osnowy.

Temperatury początkowe komponentów dają możliwość regulowania ciepłem elementarnym, przypadającym na jednostkę objętości, natomiast pozostałe właściwości termofizyczne dają porównywalnie niewielkie możliwości, przy czym każde ze skojarzeń komponentów należy traktować wybitnie indywidualnie. Jeśli w skojarzeniu materiałowym konieczna jest, ze względu na pożądaną strukturę, założona prędkość odprowadzania ciepła, to w materiale o mniejszym przewodnictwie cieplnym osiągnięcie założonej prędkości 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 stosunku do osnowy, im mniejszą będzie miał powierzchnię oddawania ciepła. Im doskonalsze zwilżenie, tym mniejsze zaburzenia w ruchu ciepła. Obszary braku zwilżenia wypełnione gazem stanowią opór cieplny, który w skojarzeniach ceramika-metal może być traktowany jako opór nieskończony ze względu na proces zarodkowania, krystalizacji i krzepnięcia. Odpowiada temu stan, w którym w materiale o mniejszej przewodności cieplnej, przy założonej (wymuszonej właściwościami formy) szybkości oddawania ciepła, długość krysztalów kolumnowych będzie większa niż w analogicznym przypadku - przy wysokiej przewodności cieplnej. Należy przy tym kontrolować lokalny stan chemiczny - stężenia pierwiastków stopowych oraz związków i faz, np. aktywności zjawiska powierzch-

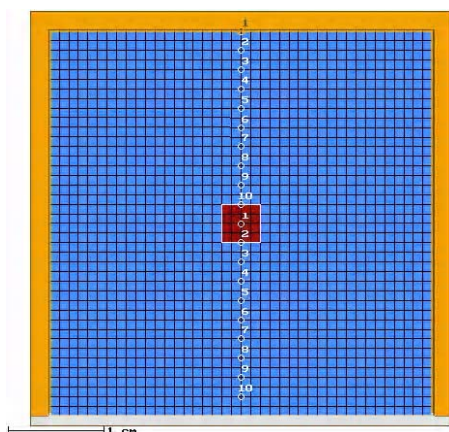
niowe lub nowo powstałych na skutek procesów zwilżania lub sterowanego zarodkowania. Podczas wyznaczania pochodnych temperatury po czasie i przestrzeni dokładność podziału odcinka czasowego i odcinka przestrzeni oraz przedziału badanych temperatur powinna być definiowana w zależności od skali analizowanych zjawisk. Jeśli nie można tego dokonać, to nawet walidacyjne zabiegi, będąc mniej lub bardziej dokładne, mogą stanowić oddzielny problem związany z analizą błędów. Wydaje się, że możliwością realizacji zadań mikroskopowych, jak np. krzepnięcia kompozytów, jest wstępna walidacja wyników symulacji, a następnie wirtualne przemieszczanie termopar względem czy wraz z frontem krystalizacji.

Badanie procesu krzepnięcia odnosi się zarówno do zjawisk na poziomie mikro-: na celowo ukształtowanej powierzchni cząstek zbrojących, w przestrzeni stopowej osnowy, jak i makroskali, tj. w układzie wlewowym i wnęcie formy. Tam strumień ciekłej suspensji oddającej ciepło, zmieniającej swe właściwości reologiczne, przechodzi w stan stały, osiągając zamierzone parametry strukturalne. Opierając się na wykorzystaniu komercyjnych programów symulacyjnych, prowadzono badania, przyjmując skalę zapewniającą poprawność fizycznej interpretacji zachodzących zjawisk. Numeryczna metoda pomimo swych modelowych ograniczeń posiada niewątpliwe zalety. Pozwala m.in. na wirtualne umieszczanie termopar w miejscach niemożliwych do praktycznej realizacji czy wyeliminowanie bezwładności i wzajemnego wpływu na siebie wielu termopar ustawionych w ograniczonym obszarze. W końcu programy symulacyjne stwarzają możliwości ciągłej kontroli temperatur w ciekłym i stałym ośrodku, a także przy różnym udziale faz. Istnieje możliwość analizy pól temperatury wraz z przemieszczającym się frontem krystalizacji. Najcenniejszą jednak zaletą jest możliwość dowolnego kojarzenia cieplnych i geometrycznych właściwości modeli, w których poszczególne wielkości zmieniają się w funkcji temperatury, czasu, rodzaju zachodzących przemian. Takie analizy związane z wielokrotnymi przeliczeniami są nie do przesłania przy eksperymentalnej weryfikacji teorii. Stąd pomimo wielu ograniczeń metod symulacyjnych wybrano ich dominujące znaczenie w badaniu procesu krzepnięcia kompozytów zbrojonych dyspersyjnie. Rozpatrywany model jest w skali makro, skala wielkości w programach symulacyjnych nie wpływa na sposób obliczeń, a przeprowadzona analiza dotyczy podstawowego modelu ograniczającego się wyłącznie do fizycznych aspektów związanych z ruchem ciepła w modelowym obszarze otaczającym pojedynczą cząstkę.

Konsekwencją analizy pola temperatury są analizy, pochodnych temperatury po czasie i przestrzeni, które pokazując charakter zmian w ruchu ciepła, stanowią w funkcji podstawowe wielkości, którymi określa się makro- i mikro właściwości krzepnących metali i stopów oraz kompozytów.

Niewiele związków opisujących proces krzepnięcia i krystalizacji zarówno w skali mikro, jak i makro pomiara wielkości, takie jak: prędkość transportu ciepła czy gradient temperatury. Ocena jednoczesna obu wielkości pod kątem ich wpływu na strukturę jest często także niejednoznaczna.

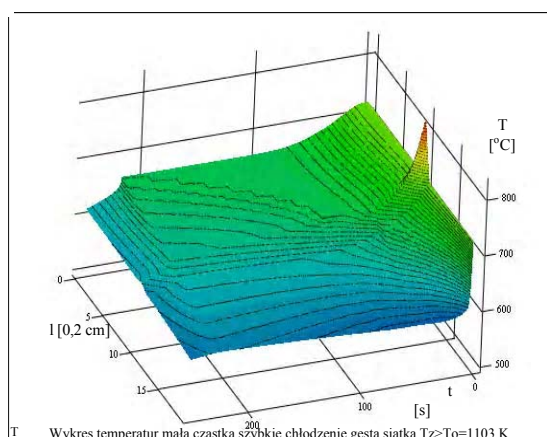
Rozkład temperatury na kierunku oddawania ciepła analizowano w 20 punktach, poczynając od izolowanego brzegu, a kończąc na powierzchni oddawania ciepła (rys. 1).



Rys. 1. Symulowany mikroobszar kompozytu z hipotetyczną kwadratową cząstką w centrum geometrycznym osnowy aluminiowej

Fig. 1. Simulated micro-region of composite with hypothetical square particle in geometrical center of aluminum matrix

Rysunek 2 pokazuje przykładową, charakterystyczną zmienność temperatury. Zmienność ta objawia się szybkim spadkiem temperatury między powierzchnią cząstki a otoczeniem oraz znacznie zwolnionym przebiegiem w przestrzeni między izolacją a cząstką. Na prezentowanym wykresie posłużono się przypadkiem, w którym zbrojenie posiada wyższą temperaturę początkową w stosunku do osnowy.



Rys. 2. Rozkład temperatur wyznaczony w kierunku oddawania ciepła w funkcji czasu (w zakresie i otoczeniu krzepnięcia). Rozkład dotyczy układu symulowanego z rys. 1. Oś OY tworzy 20 punktów wyznaczania temperatury na kierunku l osi cieplnej. $T = f(t, l)$, [°C] = f [s], [nr punktu pomiarowego]

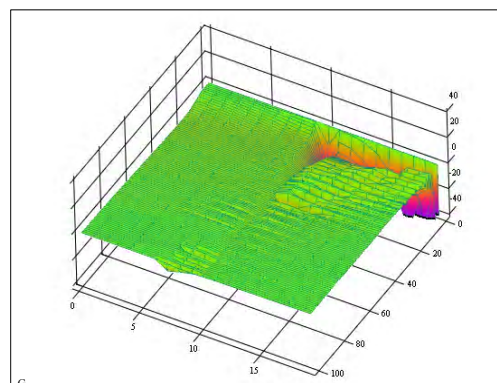
Fig. 2. The temperature field determined in heat give up direction in function of time (in solidification zone and time). The field

describes region shown in Fig. 1. The OY axis forms 20 points of temperature determination in heat axis direction $T = f(t, l)$, [°C] = f [s], [no of measuring point]

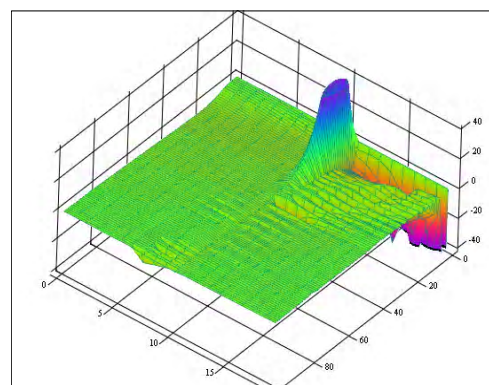
Po krótkim czasie, zarówno przed, jak i po wyrównaniu temperatur, obserwuje się wyraźne zróżnicowanie szybkości spadku temperatury przed cząstką i za cząstką wzdłuż kierunku oddawania ciepła. W funkcji czasu zróżnicowanie szybkości krzepnięcia jest także istotne. Po stronie zbliżonej do powierzchni oddawania ciepła wyraźnemu skróceniu ulega zakres czasu krzepnięcia w porównaniu do przestrzeni przed cząstką.

Na szczególną uwagę zasługują przebiegi zmienności pochodnych w początkowym zakresie krzepnięcia pokazane na rysunku 3. Prezentowane zakresy odpowiadają za morfologię strukturalną osnowy kompozytu. O ile pochodna temperatury po czasie niewiele zmienia się wzdłuż kierunku ruchu ciepła, to jej zmienność w funkcji czasu jest znaczna i przed cząstką występuje w całym przedziale krzepnięcia, natomiast za cząstką tylko w początkowym okresie krzepnięcia.

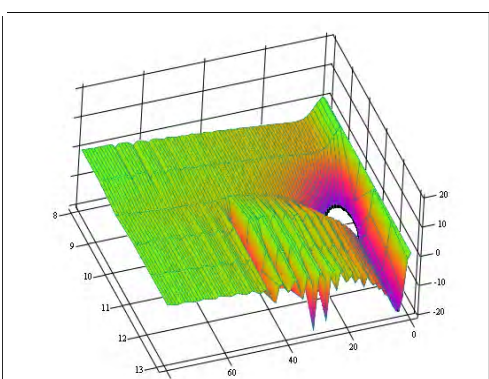
a)



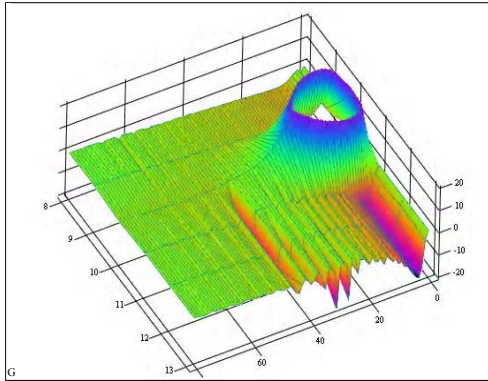
b)



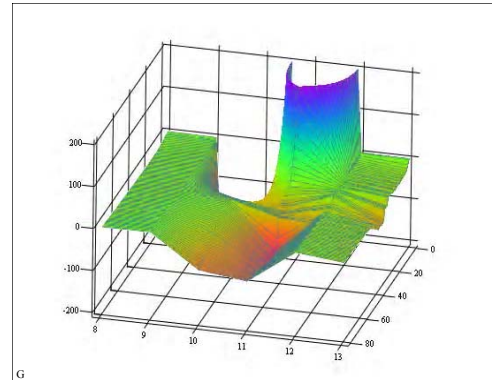
c)



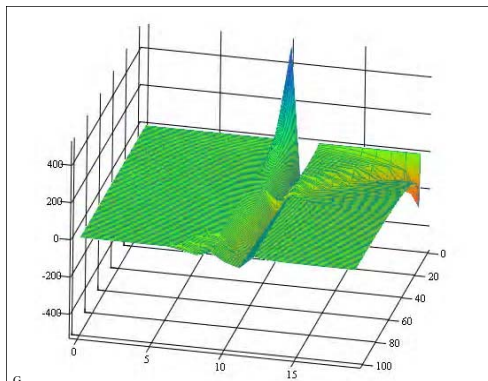
d)



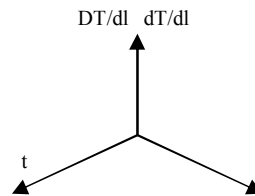
h)



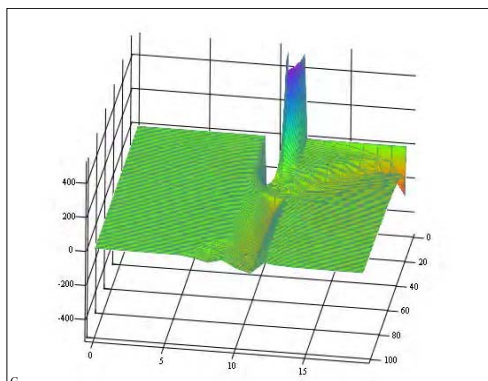
e)



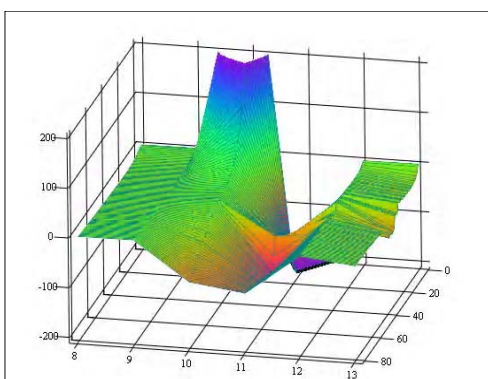
i)



f)



g)



Rys. 3. Rozkłady pochodnej temperatury po czasie (a-d) oraz gradientu temperatury w funkcji czasu krzepnięcia (e, f) wzdłuż kierunku oddawania ciepła. Rysunki a), c), e) i g) dotyczą układu komponentów, w którym cząstka zbrojąca posiada wyższą temperaturę początkową niż osnowa - $T_o = 993$ K, $T_z = 1093$ K. Dla porównania na rysunkach b), d), f) i h) podano analogiczne zależności o odwrotnym zróżnicowaniu temperatur początkowych - $T_o = 993$ K, $T_z = 573$ K. Rysunki c), d) oraz g) i h) dotyczą początku zakresu krzepnięcia (pochodne temperatur - po czasie $dT/dt = f(t,l)$ [K/s] - po kierunku oddawania ciepła $dT/dl = =f(t,l)$ [K/cm]); i) układ osi w prezentowanych wykresach

Fig. 3. The field of temperature derivatives over time (a-d) and temperature gradients (e, f) in function of solidification time in heat give - up direction. The field describes region shown in Fig. 1. Fig. a), c), e) and g) describing systems in which the reinforcement particle has higher temperature than metal matrix $T_o = 993$ K, $T_z = 1093$ K. For comparison fig. b), d), f) and h) show opposite situation $T_o = 993$ K, $T_z = 573$ K. Fig. c), d), g) and h) apply to initial stage of solidification process (temperature derivative over time $dT/dt = f(t,l)$ [K/s] - over heat give - up direction $dT/dl = =f(t,l)$ [K/cm]), i) diagrams axes system

Podobnie znacznie większą zmienność gradientu zarejestrowano przed cząstką, gdzie obserwuje się oscylacyjną zmienność gradientu, który przyjmuje wartości dodatnie i ujemne. Przy czym w bilansie w sposób naturalny przeważa gradient ujemny. Za cząstką zmienność gradientu jest znaczna tylko dla początkowego czasu krzepnięcia, a następnie stabilizuje się. Obserwowane efekty stabilizowania się zmienności obu pochodnych za

cząstką są spowodowane oporem i pojemnością cieplną cząstki.

ANALIZA UZYSKANYCH WYNIKÓW Z WNIOSKAMI

- Po krótkim okresie wyrównywania temperatur, którego długość zależy od wielkości różnicy temperatur początkowych, cząstka działa jak cieplny opór.

W przestrzeni od cząstki do izolowanej cieplnie ściany hamuje intensywność ruchu ciepła, powodując jego kumulację przed graniczną powierzchnią międzyfazową, co objawia się na wykresie lokalnym ekstremum równoległym do osi czasu wzdłuż całego zakresu krzepnięcia.

- Wykresy pochodnej po czasie różnią się od obszaru pozbawionego cząstki obecnością lokalnego zaburzenia w postaci lokalnego minimum, którego przyczyna jest taka sama jak w punkcie 1.
- Odpowiedź układu na zróżnicowanie temperatur początkowych ujawnia się jako minimum przy $T_z > T_o$ oraz jako maksimum przy $T_z < T_o$ - wartości pochodnych w obszarach początku krzepnięcia różnią się znakiem, co pokazuje odpowiednio rysunek 3a), c) oraz b) i d).
- Wykres gradientu podobnie jak pochodnej po czasie posiada minimum równoległe do osi czasu przechodzące przez cały zakres krzepnięcia. Minimalna wartość odpowiada cieplnemu centrum cząstki, które jest zbliżone do osi symetrii.
- Skrajnie zróżnicowane wartości gradientów występują na początku procesu. Wielkość ekstremalnej wartości gradientu zależy od różnicy temperatur początkowych i jest do niej wprost proporcjonalna. Dla zbadanych różnic $\Delta T = 100$ lub $\Delta T = 420$ K komponentów ekstremalne wartości są w podobnej proporcji, mianowicie 1:4.
- W przypadku gdy $T_z > T_o$, zmienność gradientu wzdłuż kierunku oddawania ciepła cechuje się występowaniem lokalnego minimum - po stronie ujemnych wartości w przestrzeni między otoczeniem a cząstką oraz występowaniem lokalnego maksimum z wartościami dodatnimi w przestrzeni między izolacją a cząstką. Dla początkowego warunku $T_z < T_o$ rozkład jest dokładnie odwrotny (odpowiednio rysunek 3e), g) oraz f) i h)).
- Przebieg gradientu temperatury po minięciu efektów wyrównania temperatury aż do końca zakresu krzepnięcia nie zależy od temperatur początkowych.
- Zróżnicowanie gradientów temperatury w zależności od temperatur początkowych dotyczy wyłącznie temperatur i czasów poprzedzających proces krzepnięcia. Przebieg procesu krzepnięcia nie zależy od różnicy temperatur początkowych pod warunkiem, że

proces wyrównywania temperatur zakończy się przed wejściem układu komponentów w zakres krzepnięcia.

- Cechą charakterystyczną rozkładu prędkości oddawania ciepła w początkowej fazie krzepnięcia jest występowanie maksimum lub minimum z wartością największą ulokowaną w centrum cieplnym, tj. w cząstce.
- Cechą charakterystyczną rozkładu gradientu temperatury jest w analogicznym układzie występowanie maksimum i minimum z linią przegięcia przechodzącą przez centrum cieplne, czyli przez cząstkę.
- Mając do wyboru dwa podstawowe przypadki temperatur początkowych komponentów, można dość dowolnie układać wielkości lokalnych prędkości ruchu ciepła i gradientów, co, zgodnie z tabelą 1, stwarza możliwość regulowania parametrami strukturalnymi osnowy w otoczeniu cząstek zbrojących.

UWAGI KOŃCOWE

Stopniowane zmiany temperatury i pochodnych widoczne na wykresach wynikają ze specyfiki algorytmu programu symulacyjnego. Konieczność zachowania ciągłości symulowanego obszaru wymusza ciągłość zmian temperatury. Z tego powodu im bardziej wzrasta stopień dyspersji obszaru, tym bardziej model matematyczny zbliża się do fizycznego - definicyjnego, gdzie pochodne są granicą przy podziale dążącym do zerowego wymiaru liniowego komórki. Jest więc możliwe tylko zbliżenie do definicyjnego sposobu obliczeń, jednak osiągnięcie ideału jest niemożliwe.

Im bliżej powierzchni granicznej komponentów, tym zróżnicowanie temperatur w osnowie jest większe, a różnice temperatur między komponentami mniejsze. Osnowa jest elementem spełniającym, w głównej mierze, zadanie wyrównywania pola temperatury. Im więcej zbrojenia i im mniejsza pojemność cieplna osnowy w stosunku do zbrojenia, tym mniejsza rola wyrównująca osnowy.

LITERATURA

- Rutter J.W., Chalmers B., Canadian Journal of Physics 1953, 31.
- Tiler W.A., Jackson K.A., Rutter J.W., Chalmers B., Acta Metall. 1953, 1, 428.
- 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.
- Kurtz W., Fisher D.J., A theory of branching limited growth of irregular eutectics, Acta Metall. 1980, 28, 777.
- Khan S., Ourdjini A., Eliot R., Interflake spacing - growth velocity relationship in A-Si and Al-CuAlCu₂ eutectic alloy, Mat. Sci. Technol. 1992, 8, 516.

- [6] Ares A.E., Schvezov C.E., Solidification parameters during the columnar to equiaxed in lead tin alloys, *Metallurgical and Materials Transactions* 2000, 31A, 1611.
- [7] Cholewa M., Szczególny przypadek kinetyki cieplnej w modelu krzepnącego kompozytu: ceramiczna cząstka-metalowa osnowa, 12th Inter. Scientific Conf. Achievements in the Mechanical and Material Engineering, Materials Science Committee of the Polish Academy of Science, The Faculty of Mechanical Engineering of the Silesian Technical University, Gliwice-Zakopane 2003, 147.
- [8] Cholewa M., Gawroński J., Wpływ geometrii cząstek zbrojących na krzepnięcie mikroobszaru kompozytu, *K. M. i S.*, PAN Katowice, Katowice 1998, 148.
- [9] Cholewa M., Kształtowanie struktury osnowy kompozytu z osnową aluminiowo-krzemową, *K. M. i S.*, PAN Katowice, Opole 1999, nr 1, z. 40, 93.
- [10] Cholewa M., Opis krzepnięcia mikroobszaru kompozytowego zbrojonego elementami dyspersyjnymi za pomocą modułu morfologicznego, *Mat. IV Seminarium Kompozyty 2000 - teoria i praktyka*, PTMK, Częstochowa 2000, 217.
- [11] Cholewa M., Gawroński J., Związek geometrycznych cech komponentów wzmacniających z technologicznymi i eksploatacyjnymi właściwościami kompozytów odlewanych, *K. M. i S.*, PAN Katowice, Katowice 2000, v. 2, nr 44, 71.
- [12] Cholewa M., Korelacje między cieplno-geometrycznymi właściwościami zbrojenia w kompozytach dyspersyjnych, *K. M. i S.*, PAN Katowice, Katowice 2000, v. 2, nr 44, 57.
- [13] Cholewa M., Wybrane właściwości kompozytu zbrojonego cząstkami w funkcji morfologii zbrojenia, *K. M. i S.*, PAN Katowice, Katowice 2000, v. 2, nr 44, 65.

Recenzent
Janusz Braszczyński