



POLISH ACADEMY OF SCIENCES - COMMITTEE OF MATERIALS SCIENCE
SILESIA UNIVERSITY OF TECHNOLOGY OF GLIWICE
INSTITUTE OF ENGINEERING MATERIALS AND BIOMATERIALS
ASSOCIATION OF ALUMNI OF SILESIA UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

Conference
Proceedings

12th INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE

ACHIEVEMENTS IN MECHANICAL & MATERIALS ENGINEERING

Szczególny przypadek kinetyki cieplnej w modelu krzepnącego kompozytu ceramiczna cząstka-metalowa osnowa

M. Cholewa

Zakład Odlewnictwa, Instytut Materiałów Inżynierskich i Biomedycznych,
Wydział Mechaniczny Technologiczny, Politechnika Śląska, ul Towarowa 7,
44-100 Gliwice, Polska

Opracowanie dotyczy krzepnięcia i krystalizacji odlewanych kompozytów zbrojonych cząstkami. Podjęto próbę oceny procesu krzepnięcia kompozytu metodami symulacyjnymi. Przeprowadzone badania służą z jednej strony wyidealizowanej analizie podstawowych zjawisk cieplnych układu cząstka – osnowa – otoczenie a z drugiej stanowią podstawę ich walidacji drogą doświadczenia obciążonego typowymi zakłóceniami, których przykładem jest bezwładność termopar. Zaprezentowano rozkład temperatur wzdłuż głównego kierunku ruchu ciepła w funkcji czasu krzepnięcia oraz analogicznie: pochodne temperatury po czasie i kierunku.

Analizowano modelowy, podstawowy, płaski, izolowany cieplnie układ składający się z pojedynczej cząstki oraz metalicznej osnowy i otoczenia o cechach termofizycznych badanego kompozytu. Założono ciepłą konfigurację elementów układu eksponującą kinetykę ruchu ciepła. W symulacjach przyjęto jednokierunkowy ruch ciepła – do otoczenia oraz jednakowe temperatury początkowe komponentów.

1. KRZEPNIĘCIE KOMPOZYTÓW

W analizach odnoszących się do metali i stopów potencjalnie stanowiących osnowę kompozytu transformacje strukturalne definiuje się w funkcji stężenia, prędkości przyrastania warstwy zakrzepłej – przemieszczania frontu krystalizacji oraz gradientu temperatury. Wielkości najistotniejsze dotyczą stanu ciekłego i często za ich pomocą określa się cechy strukturalne stanu stałego. Wiele z cech użytkowych w metalach i stopach definiuje się za pomocą pochodnych z temperatury. Przykładowe związki zamieszczono w tablicy 1.

W teoretycznych obszarach wiedzy o krzepnięciu np. zarodkowaniu należy uwzględnić chemiczne działanie zbrojenia a także aktywatorów zjawisk powierzchniowych. Działanie poszczególnych czynników termofizycznych może być odmienne. Dla przykładu jak podano w pracy [1] w modelowych stopach Pb-Sn, przy ustalonej szybkości odprowadzania ciepła i przy tych samym gradiencie temperatury oraz strumieniach cieplnych podczas transformacji długość kryształów kolumnowych wzrasta ze wzrostem stężenia składnika stopowego. Ponadto stan ten nie ma związku z zarodkowaniem, ponieważ w analogicznych warunkach struktura kryształów równoosiowych niewiele się zmienia ze zmianą składu stopu. Wynika to stąd, że różnym szybkościom stygnięcia można przypisać takie same wartości krytyczne

gradientu temperatury. Autorzy w swoim opracowaniu zwracają uwagę na związki jednego z czynników charakteryzujących przepływ ciepła tj. zależnej od temperatury przewodności cieplnej, która zależy także od składu chemicznego w tym również chwilowego składu chemicznego utożsamianego ze stężeniem dodatku stopowego w sąsiedztwie frontu krystalizacji.

Tablica 1. Przykładowe wielkości związane z pochodnymi temperatury po czasie i kierunku

Właściwość	Formuła	Metoda lub autor	
Skurczowa mikronieciągłość strukturalna	$G_s < G_s^{cr}$	Krytycznego gradientu temperatury Pellini	
	$G_s / (T_s')^{0,5} < C_{crit}$	Niyama	
	$G_s \cdot (T_s')^{-0,2,5} v^{0,5} L < C_{crit}$	Hansen i Sahn V_L - szybkość strugi metalu zasilającego	
	$G_s \cdot (t_f)^{0,66} \cdot V^{-1} < C_{crit}$	Lee i in.	
Pęknięcia na gorąco w stali	$G_s^{-1} L T_s'^2 v^{-1}_{exp} < C_{crit}$	L, v – długość i objętość pęknięcia	
Stabilność frontu krystalizacji	$G/V \geq \Delta T_{SL}/D$	ΔT_{SL} przedział temperatur krzepnięcia [3, 4]	
Transformacja kolumnowo równoosiowa	$G_L < G_{min}$		
Średnia odległość międzyplątkowa w eutektykach nieregularnych	$\lambda^2 V =$	eutektyka anormalna	autorzy
	$= C_1 \cdot G_z^{-0,67}$	Al-Si	Toloui-Hellawell [5]
	$= C_2 \cdot G_z^{-0,70}$	Fe-C	Schürmann-Löblich [6]
	$= C_3 \cdot G_z^{-0,81}$	Al-Si	Kurtz-Fisher [7]
	$\lambda V^{0,5} = C_4 \cdot G_z^{-m}$	Fe-C	Jones-Kurz [8]
	$\lambda^{2,5} V = C_5 \cdot G_z^{-0,5}$	Al-Si	Khan-Ourdjini-Eliot [9]

Gdzie: G i V, C, λ – odpowiednio gradient i prędkość zmian temperatury, stała, odległość międzyplątkowa, indeksy: $_{crit, z, s, 1,2,3,4,5}$ – oznaczają odpowiednio: liczbę kryterialną, składową gradientu, solidus, cyfry odróżniają różne stałe

Ogólnie przewodnictwo cieplne czystych metali (10÷450 W/mK) zmienia się znacznie – maleje nawet do 30% wartości początkowej pod wpływem zanieczyszczeń na poziomie zawartości setnych i tysięcznych części procenta (0,00, 0,000 %). Przy czym zmienia się także charakter krzywej przewodnictwa cieplnego w funkcji temperatury [2] W stopach (przewodnictwo cieplne 10÷200 W/mK) jest nieco inaczej. Od pewnych, charakterystycznych ilości dodatków stopowych różnice w przewodnictwie cieplnym są niewielkie, wręcz pomijalnie małe.

Typowe elementy zbrojące są najczęściej ceramiką, która w porównaniu z metalami źle przewodzi ciepło (przewodnictwo cieplne 0,1÷10 W/mK). Niektóre materiały zbrojące jak np. węglowe czy kwarcowe lub magnezytowo – chromitowe mają charakterystyki rosnące w funkcji temperatury, podczas gdy zdecydowana większość malejące ze wzrostem temperatury. Różnice w zakresie przewodnictwa cieplnego między różnymi materiałami o cechach cieplnych izolatorów wraz ze wzrostem temperatury maleją. W metalach i stopach współczynnik przewodzenia ciepła w stanie stałym może rosnąć 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 technologicznych (faz strefy przejścia, aktywatorów zwilżania i innych).

Założono początkową, w procesie tworzenia kompozytu, równość temperatury komponentów, co odpowiada jednakowemu zakresowi temperatury ΔT dla osnowy i zbrojenia.

Element objętości osnowy posiada wówczas ilość ciepła:

$$Q_o = m_o(c_o\Delta T + L) \quad (1)$$

Analogicznie element objętości zbrojenia w stanie stałym posiada ilość ciepła:

$$Q_z = m_z c_z \Delta T \quad (2)$$

stosunek ciepła osnowy i zbrojenia można przedstawić następująco:

$$I_q = \frac{\rho_o [c_o(T_o - T) + L]}{\rho_z c_z (T_z - T)} \quad (3)$$

Gdzie: ρ , c , L – to gęstość masy i ciepło właściwe i krystalizacji a indeksy: o , z – dotyczą osnowy i zbrojenia

Dla stopów aluminium i popularnej ceramiki $I_q \approx 1 \div 2$. Przy czym górna wartość dotyczy cząstek grafitowych a dolna korundowych.

Mogą zaistnieć trzy przypadki: kiedy iloraz jest mniejszy od 1, równy 1 i większy od 1. Z pierwszego związku wynika, że zbrojenie po uzyskaniu tej samej temperatury posiada więcej ciepła niż otaczająca go osnowa. Odwrotnie niż w trzecim z przypadków. Stan równości licznika z mianownikiem jako szczególny jest trudny do uzyskania, tym bardziej, jeśli uwzględni się, że i gęstość i ciepło właściwe są zmienne w funkcji temperatury. Jednak nie powinno się wykluczać takich hipotetycznych, przybliżonych chociażby stanów, przynajmniej w zakresie temperatur krzepnięcia.

Trzeci przypadek polegający na zmniejszonej w stosunku do osnowy pojemności cieplnej zbrojenia stanowi pewną osobliwość. W trakcie krzepnięcia może znacznie skrócić czas krzepnięcia zmniejszając główny gradient temperatury i zwiększając jednocześnie prędkość stygnięcia. Należy przy tym zwrócić uwagę na początkowe założenie: równości temperatury początkowej osnowy i zbrojenia. Jest to stan szczególny pomijając dokładność pomiarową, procesów nawet laboratoryjnych. Każda różnica warunków początkowych powoduje różnice w polu temperatur - może wobec tego wpływać na strukturę.

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

Szczególność rozpatrywanego przypadku polega na wyrównaniu temperatur początkowych komponentów, co jest praktycznie niemożliwe i powinno powodować minimalne zaburzenia cieplne w układzie.

Obok podstawowych zjawisk zwilżania występują dalej 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 [10÷16].

Podczas tworzenia kompozytu po przeprowadzeniu typowych zabiegów metalurgicznych na ciekłym stopie jest on przegrzewany do temperatury zapewniającej zwilżenie zbrojenia przy jednoczesnym uwzględnieniu zmniejszonej lejnkości kompozycji na skutek obecności zwiększonej ilości fazy stałej. Wielkość wymaganego przegrzania można oszacować na 20÷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 dyspersji. Następstwem, czego jest zróżnicowanie pola temperatury w zbrojeniu oraz w jego bezpośrednim sąsiedztwie. Jest to spowodowane odmiennymi cechami termofizycznymi, wśród których najważniejszym czynnikiem jest przewodnictwo cieplne. 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. Najczęściej też o mniejszej właściwej pojemności cieplnej w porównaniu do krystalizującego stopu osnowy wydzielającego w krótkim czasie – na długo przed osiągnięciem temperatury otoczenia – ciepło krystalizacji.

Jeśli natomiast 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. mikroochładzalnikami wewnętrznymi. Jednak taki efekt wymaga precyzyjnego przeliczenia dyfuzji ciepła w funkcji czasu i temperatury krzepnięcia osnowy.

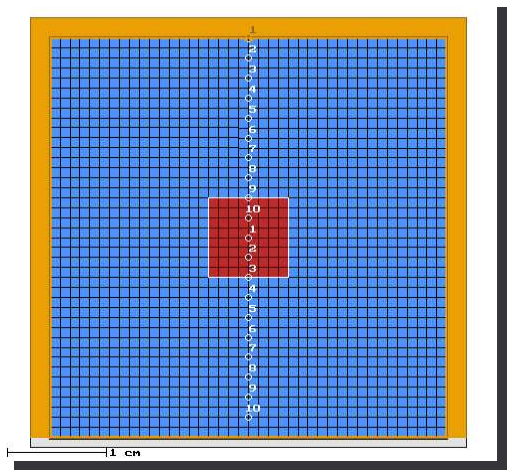
Posiadając do dyspozycji czynniki ekstensywne i intensywne można tak je dobierać, aby ilości zmagazynowanego ciepła w komponentach były jednakowe lub różne. Komplikacje następują wówczas, kiedy na skutek różnic w przewodności cieplnej transport ciepła jest na tyle odmienny, że implikuje to w materiale niekorzystne właściwości np. istotne zróżnicowanie rozszerzalności cieplnej tuż poniżej temperatury solidus, co może w procesie stygnięcia prowadzić do dekohezji, lub raczej deadhezji komponentów, a to z kolei prowadzi do nieuchronnej degradacji kompozytu. Czynnikiem intensywnym mogą być wszystkie czynniki układu osnowa-zbrojenie. Jednak zdecydowanie najłatwiej sterować temperaturą. Pozostałe czynniki takie jak: gęstość i ciepło właściwe komponentów w niewielkim zakresie mogą być regulowane za pomocą składu chemicznego często równoważnego z czystością chemiczną. Temperatury początkowe dają możliwość regulowania ciepłem elementarnym, natomiast pozostałe składniki dają porównywalnie niewielkie możliwości, przy czym każde ze skojarzeń 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

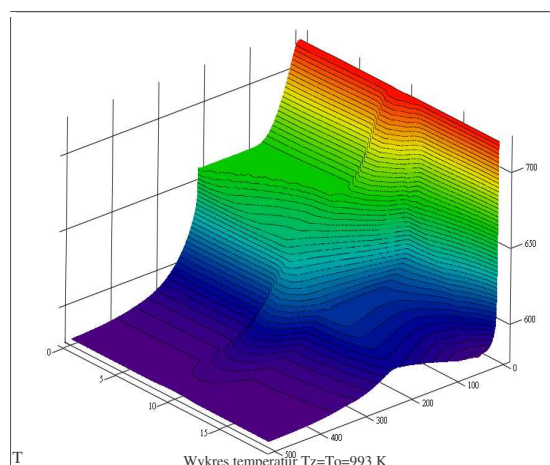
cieplną będzie posiadał obiekt – np. cząstka, w stosunku do osnowy. Im mniejszą będzie miał powierzchnię oddawania ciepła. Im doskonalsze zwilżenie, tym mniejsze zaburzenia w ruchu ciepła. Obszary braku zwilżenia wypełnione gazem stanowią opór cieplny, który w skojarzeniach ceramika - metal może być 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 kryształów kolumnowych będzie większa niż w analogicznym przypadku przy wysokiej przewodności cieplnej. Należy przy tym kontrolować zarówno lokalny stan chemiczny – stężenia pierwiastków stopowych oraz związków i faz, np. aktywujących zjawiska powierzchniowe lub nowopowstałych 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 badanych 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. krzepnięcie kompozytów jest wstępna walidacja wyników symulacji a następnie wirtualne przemieszczanie termopar względem czy wraz z frontem krystalizacji.

Badanie procesu krzepnięcia odnosi do zarówno do zjawisk na poziomie mikro: na celowo ukształtowanej powierzchni cząstek zbrojących, w przestrzeni stopowej osnowy, jak i makro skali tj. w układzie wlewowym i wnęce formy. Tam strumień ciekłej dyspersji oddającej ciepło, zmieniającej swe właściwości reologiczne, przechodzi w stan stały osiągając zamierzone właściwości. Badania, oparte na wykorzystaniu komercyjnych programów symulacyjnych prowadzono w skali zapewniającej poprawność fizycznej interpretacji zachodzących zjawisk. Numeryczna metoda pomimo swych modelowych ograniczeń posiada niewątpliwe zalety. Pozwala mianowicie na wirtualne umieszczanie termopar w miejscach niemożliwych do praktycznej realizacji, pozwala ponadto wyeliminować bezwładność i wzajemny wpływ 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 nie są możliwe do prześledzenia w eksperymentalnej weryfikacji teorii. Stąd pomimo wielu ograniczeń metod symulacyjnych wybrano ich dominujące znaczenie w badaniu procesu krzepnięcia kompozytów zbrojonych dyspersyjnie. Rozpatrywany model jest 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.

Do analizy wybrano płaski przypadek, w którym osnowa aluminiowa zawiera centralnie umieszczoną cząstkę ceramiczną. Otoczenie obszaru to z trzech stron pełna izolacja cieplna a czwarty bok stanowi stop aluminium krzem o wielkości obszaru równej badanemu układowi osnowa zbrojenie. Tak przyjęty układ pozwala uchwycić istotę zmian związanych z kinetyką ruchu ciepła.



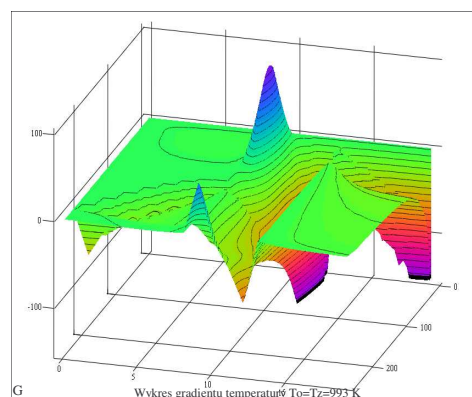
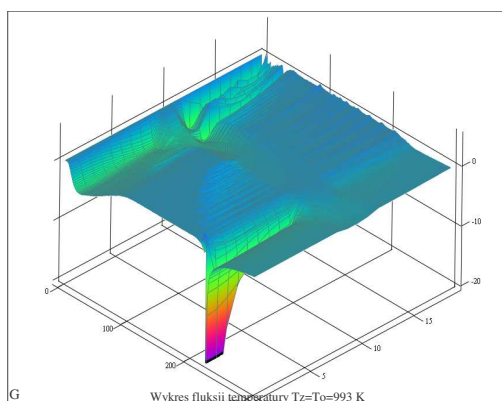
Rys. 1.



Rys. 2.

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

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

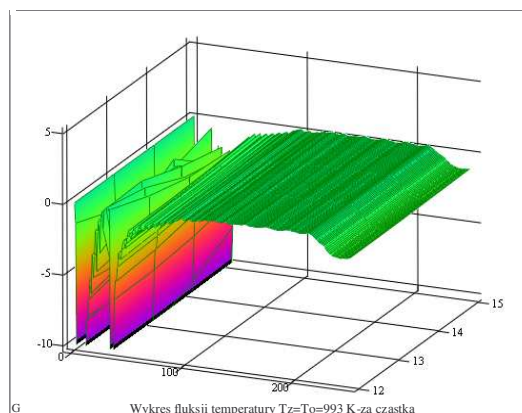
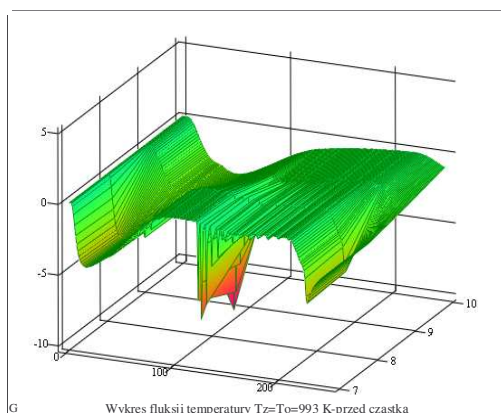


Rys. 3. Rozkłady pochodnych temperatur a)- po czasie $dT/dt=f(t,l)$ [K/s], b)- po kierunku oddawania $dT/dl=f(t,l)$ [K/cm]

Biorąc pod uwagę przyjęte założenia przeanalizowano ruch ciepła w badanym układzie. Najczęściej początkowe technologiczne zróżnicowanie temperatur komponentów będące wynikiem dążenia do ich wyrównania jest niewielkie. Natomiast, jeśli wynika ono z założeń technologicznych i jest znaczne – rzędu kilkudziesięciu do kilkuset stopni, to powoduje powstawanie znacznych różnic w temperaturze na przestrzeni całego obszaru kompozytowego podczas procesu krystalizacji i krzepnięcia.

Konsekwencją analizy pola temperatury są analizy pochodnych temperatury po czasie i przestrzeni, które pokazując charakter zmian w ruchu ciepła stanowią podstawowe wielkości w funkcji, których 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- pomija wielkości takie jak: prędkość transportu ciepła, czy gradient

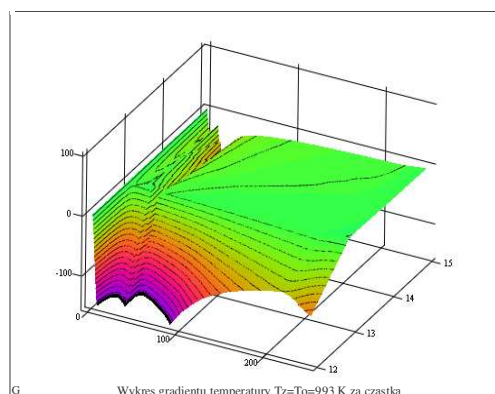
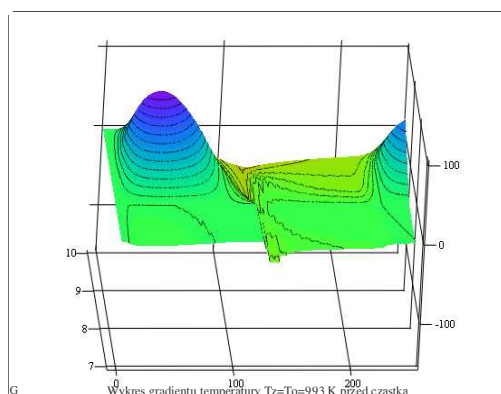
temperatury. Ocena jednoczesna obu wielkości pod kątem ich wpływu na strukturę jest niejednoznaczna.



a)

b)

Rys. 4. Rozkłady pochodnej temperatury po czasie w funkcji odcinków osi cieplnej a) przed cząstką, b) za cząstką - postępując w kierunku powierzchni granicznej odbierającej ciepło. (wycinki wykresu z rys. 3 a)



a)

b)

Rys. 5. Rozkłady pochodnej temperatury po kierunku oddawania ciepła a) przed cząstką, b) za cząstką - postępując w kierunku powierzchni granicznej odbierającej ciepło. (wycinki wykresu z rys. 3 b)

2. ANALIZA WYNIKÓW PRZEPROWADZONYCH BADAŃ

Rozkład temperatury na kierunku oddawania ciepła analizowano w 20 punktach poczynając od zaizolowanego brzegu a kończąc na powierzchni oddawania ciepła wykonując dwukrotnie obliczenia symulacyjne (2×10 punktów wyznaczania temperatury). Wykres z rys. 2. $T=f(t,l)$ pokazuje charakterystyczną zmienność temperatury:

1. Cząstka zachowuje się jak opór cieplny, spowalniając ruch ciepła i stanowiąc jednocześnie magazyn ciepła, co objawia się widocznym maksimum temperatury występującym w prawie całej przestrzeni wykresu
2. Hamujące działanie najsilniej jest widoczne w początkowym czasie krystalizacji, gdzie przystanek temperatury jest tym większy, im bliżej izolowanej powierzchni – początku układu współrzędnych

3. Pomimo niewielkiego opóźnienia w oddawaniu ciepła cząstki w stosunku do osnowy, które wynika z różnic w przewodności cieplnej wyraźniejszy i istotniejszy jest wpływ hamujący wywołany oporem cieplnym i pojemnością cieplną cząstki, co także wiąże się z różnicą w przewodności cieplnej
4. Następuje zachodzenie na siebie dwóch zjawisk a mianowicie:
 - niehamowanego oddawania ciepła do otoczenia przez osnowę znajdującą się na za cząstką – od punktu 13 do 20 oraz
 - zwolnionego oddawania ciepła cząstki i osnowy znajdującej się przed barierowym oporem cieplnym – z przestrzeni od 0 do 13 punktu
5. Skutkiem obu zjawisk jest wystąpienie lokalnego minimum temperatury a następnie lokalnego maksimum. Amplitudy ekstremów rosną z oddalaniem się od powierzchni cząstki.
6. Można wyznaczyć osobliwe obszary przestrzeni osnowy, w których temperatura w funkcji czasu maleje a następnie rośnie.

Niektóre publikacje związane z krystalizacją zorientowaną wskazują na pomijanie, elementu kinetyki przebiegu zjawisk dyfuzji termicznej i chemicznej traktując je jako nieskończenie szybkie [17,18]. Pomijanie kinetyki zjawisk, skutkujących np. periodycznością odległości międzypłytkowej w strukturze regularnej – parametr λ wymaga dokładnej analizy z uwagi chociażby na energetyczną spójność przyczyn i skutków.

Na kolejnych rysunkach 3, 4 i 5 pokazano przebieg zmienności w analizowanym obszarze pochodnych temperatury po czasie i kierunku ruchu ciepła, które odpowiadają prędkości zmian temperatury oraz gradientowi temperatury.

Przed cząstką na powierzchni derywacyjnej widać charakterystyczne minimum związane z wydzielaniem ciepła krystalizacji, którego wartość maksymalna wzrasta wraz z upływem czasu i jest tym większa im dalej od hamującego wpływu oporu i pojemności cieplnej cząstki. Ogólnie wpływ cząstki można określić tłumieniem zjawisk ruchu ciepła, co szczególnie dobrze widoczne jest w przestrzeni za cząstką poczynając od punktu 13 do 20, ale także w tym obszarze widoczne są szybsze fluktuacje pochodnej po czasie w okolicach początku krystalizacji. Przejawia się to także krótszym czasem zmian za cząstką – po stronie powierzchni oddawania ciepła – brak jest ostrego piku związanego z końcem wydzielania ciepła krystalizacji.

W odróżnieniu od poprzedniego związku gradient temperatury wykazuje znacznie większe zróżnicowanie zmieniając swoje wartości w okolicy powierzchni cząstki, ale także zmieniając znak. Zmienność ta dotyczy zarówno przestrzeni jak i czasu. Jest to radykalna, jakościowa odmienność transportu ciepła w otoczeniu cząstki zbrojącej w porównaniu do obszaru pozbawionego cząstek, – czyli czystego metalu lub stopu. Na kolejnych rysunkach 4a) i 5a) oraz 4b) i 5b) porównano przebiegi zmienności pochodnych w sąsiedztwie cząstki na kierunku oddawania ciepła przed cząstką i za nią. Pierwszy z przypadków odnosi się do stanu, w którym cząstka znajduje się na drodze odprowadzania ciepła z wnętrza odlewu do otoczenia. Drugi dotyczy przypadku, w którym ilość cząstek w osnowie jest na tyle duża, że można ją przybliżyć traktując jako lokalne centrum cieplne. Trzeci najogólniejszy przypadek to złożenie obu poprzednich. Wynika stąd odmienność obu zjawisk w wyidealizowanym układzie prostopadłych do kierunku ruchu ciepła ścian cząstki. Modelowy układ kompozytowy stanowi 10% zbrojenia w osnowie. Taki udział zapewnia istotną zmianę właściwości użytkowych nie sięgając granic udziałów rzeczywistych. W skojarzeniach par kinematycznych kompozyty o doskonałych właściwościach trybologicznych posiadają udziały cząstek zbrojących na poziomie 2; 3%.

Na szczególną uwagę zasługują przebiegi zmienności pochodnych w początkowym zakresie krzepnięcia. Te 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. 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 tak jak poprzednio spowodowane oporem i pojemnością cieplną cząstki. Zaburzenie w ruchu ciepła podczas krzepnięcia pomimo swej krótkotrwałości nie może wpływać na stan bilansu cieplnego.

3. WNIOSKI

Zakładając podobieństwo zjawisk cieplnych zachodzących w skali mikro jak makro, można przedstawić następujące wnioski:

1. Zmienność pochodnych temperatury w przedziale krzepnięcia osnowy może być przyczyną charakterystycznej zmienności morfologicznej struktury osnowy w kompozytach
2. Związek zmienności gradientu i prędkości krzepnięcia ze zmiennością struktury wokół elementów zbrojących ma odmienny charakter w zależności czy uzna się cząstkę za lokalny magazyn ciepła o chwilowo najwyższej temperaturze, czy też uwzględni się ją jako opór na drodze ruchu ciepła.
3. Zarejestrowany zmienny przebieg gradientu temperatury a przede wszystkim zmienność jego znaku w funkcji czasu i położenia analizowanego obszaru względem cząstki jest spowodowany wyłącznie różnicami we właściwościach cieplnych komponentów

Zmienność pochodnych temperatury może powodować zmienność wielkości tworzonych z ich udziałem (np. według tabl. 1). Może to dotyczyć zarówno amplitudy zmian jak i czasu ich trwania

REFERENCES

1. Ares A. E., Schvezov C. E.: Solidification Parameters during the Columnar-to-Equiaxed in Lead Tin Alloys, *Metall. and Mater. Trans.*, v. 31A, 2000, 1611.
2. Wiśniewski S. Wymiana ciepła PWN Warszawa 1998.
3. Rutter J., W., Chalmers B.: *Canadian Journal of Physics*, 1953, 31.
4. Tiler W.A., Jackson K., A., Rutter J., W., Chalmers B.: *Acta Metall.*, 1953, 1, 428.
5. Toloui B., Hellawell A. *Acta Metall.*, 1976, v. 24, 565.
6. Schürmann E., Löblich H.: *Giessereiforsch.*, 1977, v. 29, 67.
7. Kurtz W., Fisher D. J.: *Acta Metall.*, v. 28, 1980, 777.
8. Jones H., Kurtz W.: *Metallk*, v. 72, 1981, 792.
9. Khan S., Ourdjini A., Liu J., Eliot R.: *Int. Conf. On Al. Alloys*, Trondheim, 1992, 217.

10. Cholewa M., Gawroński J. : Analiza ruchu ciepła w mikroobszarze kompozytu zbrojonego cząstkami, Mat. Konf. K. M. i S. PAN Katowice, 1998.
11. Cholewa M., Gawroński J. :Wpływ geometrii cząstek zbrojących na krzepnięcie mikroobszaru kompozytu, K. M. i S, PAN Katowice, 1998.
12. Cholewa M.: Kształtowanie struktury osnowy kompozytu z osnową aluminiowo - krzemową, K. M. i S, PAN Katowice, Opole 1999 nr 1/99 z. 40, 93.
13. Cholewa M.: Opis krzepnięcia mikroobszaru kompozytowego zbrojonego elementami dyspersyjnymi za pomocą modułu morfologicznego, Mat. Konf. Kraj. V Symp. Kompozyty 2000 – Teoria i Praktyka, PTMK, Częstochowa 2000, 34.
14. 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.
15. Cholewa M.: Korelacje między cieplno-geometrycznymi właściwościami zbrojenia w kompozytach dyspersyjnych, K. M. i S, PAN Katowice, 2000, v. 2, nr 44, 57.
16. Cholewa M.: Wybrane właściwości kompozytu zbrojonego cząstkami w funkcji morfologii zbrojenia, K. M. i S, PAN Katowice, 2000, v. 2, nr 44, s. 65.
17. Favier J.J.: Ann. Chim. Franc.,v.5 1980, 268.
18. Carlberg T., Fredriksson H.: Cryst. Growth, v 42, 1997, 526.