9/40

Solidification of Metals and Alloys,
Year 1999, Volume 1, Book No. 40
Krzepnięcie Metali i Stopów,
Rok 1999, Rocznik 1, Nr 40
PAN – Katowice PL ISSN 0208-9386

KSZTAŁTOWANIE STRUKTURY OSNOWY KOMPOZYTU Z OSNOWĄ ALUMINIOWO - KRZEMOWĄ

CHOLEWA Mirosław
Katedra Odlewnictwa, Politechnika Śląska
44-100 Gliwice, ul. Towarowa 7

STRESZCZENIE

W opracowaniu przedstawiono wyniki analiz temperatur krzepnącego mikroobszaru kompozytu aluminiowego zbrojonego cząstkami dyspersyjnymi. Analizę ruchu ciepła przeprowadzono posługując się komputerową, dwuwymiarową symulacją za pomocą programu SIMTEC RWP. Obliczenia przeprowadzono przy uwzględnieniu zmiennej geometrii cząstek zbrojących. Przyjęto, hipotetyczne przekroje cząstek w postaci trójkąta równobocznego, kwadratu, sześciokąta i koła. Porównano transport ciepła w mikroobszarach zawierających idealne cząstki z mikroobszarem zawierającym geometrycznie rzeczywiste, statystycznie reprezentatywne cząstki węglika krzemu oraz tlenku aluminium. Założono pełny kontakt komponentów oraz pominięto cieplny wpływ faz strefy przejścia. Założono ponadto ustalony udział objętościowy zbrojenia. Wyniki obliczeń symulacyjnych zestawiono z wynikami analizy metalograficznej.

1. Wprowadzenie

Analiza dotyczy relacji miedzy komponentami w krzepnącym modelowym mikroobszarze kompozytu. Przebieg procesu krzepnięcia jest kształtowany przez termofizyczne właściwości komponentów oraz mikrogeometryczne cechy zbrojenia. Jako osnowę przyjęto około-eutektyczny stop AK-12. Postać geometryczną cząstek zbrojących przyjęto jako wielkość zmienną. Zaproponowano kształty przekrojów od kołowego przez sześciokątny, kwadratowy, trójkątny do rzeczywistego odpowiadającego cząstkom węglika krzemu lub tlenku aluminium. Analizę przeprowadzono dla standardowych, termofizycznych właściwości komponentów. Przy wprowadzaniu geometrii cząstek rzeczywistych posłużono się wynikami mikroskopowych, komputerowych analiz ilościowych. Symulacje przeprowadzono w oparciu o metodę elementów skończonych [1,2,3,4,5]. Uzyskane wyniki obliczeń symulacyjnych porównano z typowymi strukturami rzeczywistych odlewów kompozytowych.

2. Metodyka badań

Założenia przyjęte w procesie obliczeń symulacyjnych:

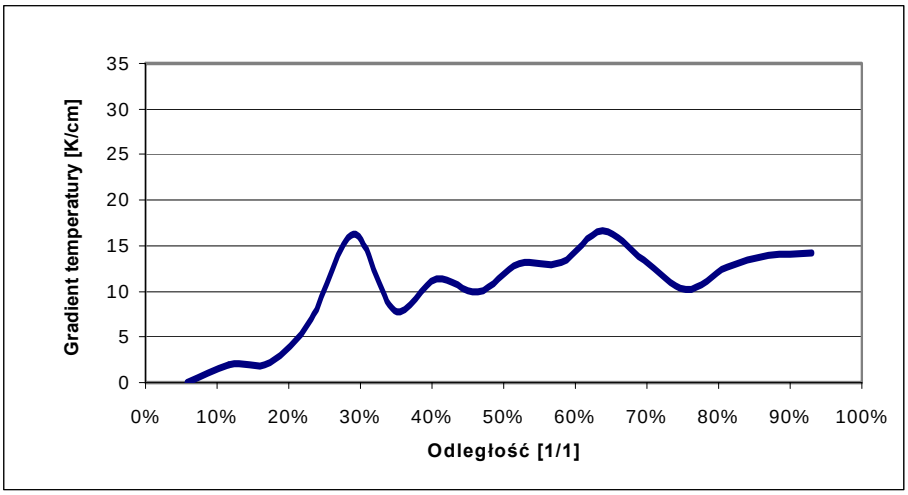
- Analizowano jednokierunkowy ruch ciepła - poprzez termiczne zaizolowanie trzech boków, kwadratowego mikroobszaru zawierającego pojedyncze cząstki. Transport ciepła skierowano do otoczenia - powietrza, co odpowiada materiałowi formy o skrajnie małym współczynniku przewodzenia ciepła.
- Jako osnowę i zbrojenie przyjęto materiały tworzące, z punktu widzenia ruchu ciepła, pomijalnie małe ilości produktów adhezji chemicznej w strefie przejścia podczas tworzenia kompozytu w stanie ciekłym oraz w stanie stałym.
- Jako zbrojenie przyjęto materiały o wyraźnie zróżnicowanych właściwościach cieplnych. W porównaniu do korundu karborund blisko czterokrotnie lepiej przewodzi ciepło.
- Jako temperatury początkowe przyjęto: T_{osn}= 720 [^{o}C] oraz T_{zbr}= 300 [^{o}C], które często są minimalnymi w typowych procesach przemysłowych.
- Udział objętościowy zbrojenia założono równy 11,5 [% obj] i stanowił optymalną zawartość, ze względu na technologiczne jak i eksploatacyjne właściwości kompozytu. Założenie powyższe dotyczy wybranych, preferowanych technologii odlewniczych [6].
- Wyniki termicznych analiz mikroobszarów kompozytu odniesiono do analogicznego obszaru osnowy metalicznej bez cząstek zbrojących.
- Właściwości termofizyczne osnowy i zbrojenia przyjęto bezpośrednio z bazy danych zastosowanego programu symulacyjnego.

W wyniku obliczeń symulacyjnych w analizowanych mikroobszarach wyznaczono fizyczne wielkości ściśle związane z polami temperatur, między innymi, gradienty temperatur. Na kolejnych rysunkach zaprezentowano wykresy stanowiące zbiorcze zestawienie wynikające z syntezy wyników uzyskanych na podstawie obliczeń symulacyjnych. Na rys. 1÷9 pokazano charakterystyczne wykresy uśrednionych gradientów temperatury w zakresie temperatur krzepnięcia, w funkcji odległości od powierzchni oddawania ciepła. Wykresy sporządzono przyjmując jako całkowitą długość analizowanego mikroobszaru „100 %”. Całkowitej długości mikroobszaru odpowiada powierzchnia kontaktu z otoczeniem - prostopadła do wypadkowego kierunku emisji ciepła.

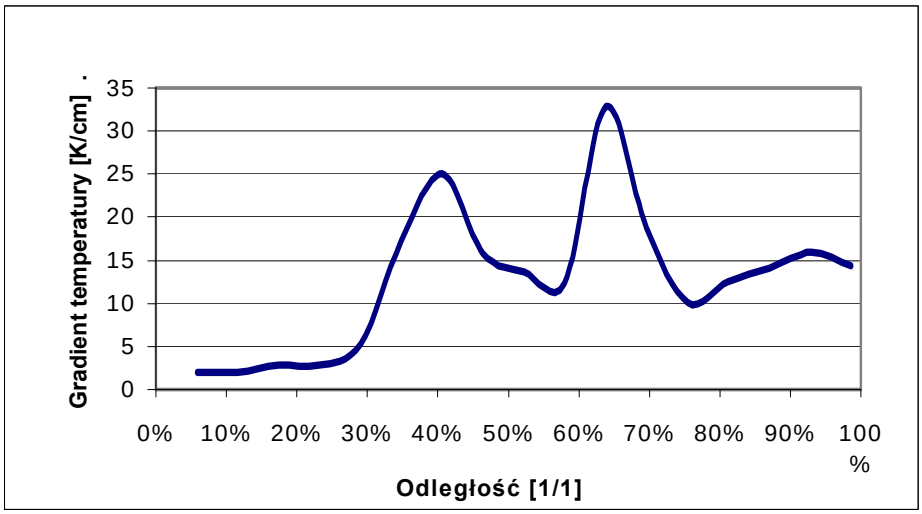
3. Wyniki obliczeń i ich analiza

Stan początkowy krzepnięcia i stygnięcia odlewu charakteryzuje się wyrównanymi temperaturami osnowy i zbrojenia. Z upływem czasu cząstki ceramiczne stanowiące lokalne magazyny ciepła w krótkim czasie osiągają temperatury znacznie przewyższające swą wartością otaczającą osnowę. Rozbieżność temperatur szybko wzrasta z upływem czasu [5]. Skutkiem czego, lokalnie , następuje wzrost gradientów

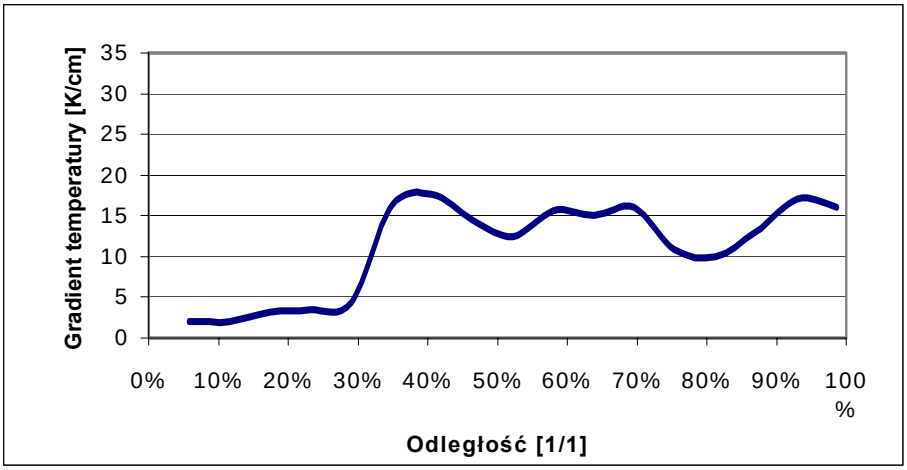
temperatury - tym wyższy, im wyższa wypadkowa temperatura mikroobszaru. Wartości gradientów są znacznie wyższe w przypadku zbrojenia charakteryzującego się mniejszym przewodnictwem cieplnym.



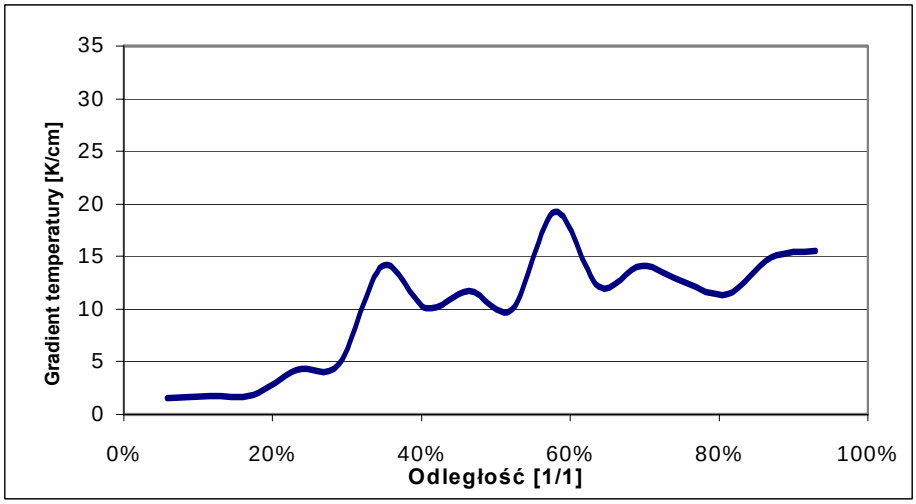
Rys. 1. Uśredniony gradient temperatury w zakresie temperatur krzepnięcia mikroobszaru kompozytu w funkcji odległości od powierzchni oddawania ciepła dla cząstki SiC o przekroju trójkątnym



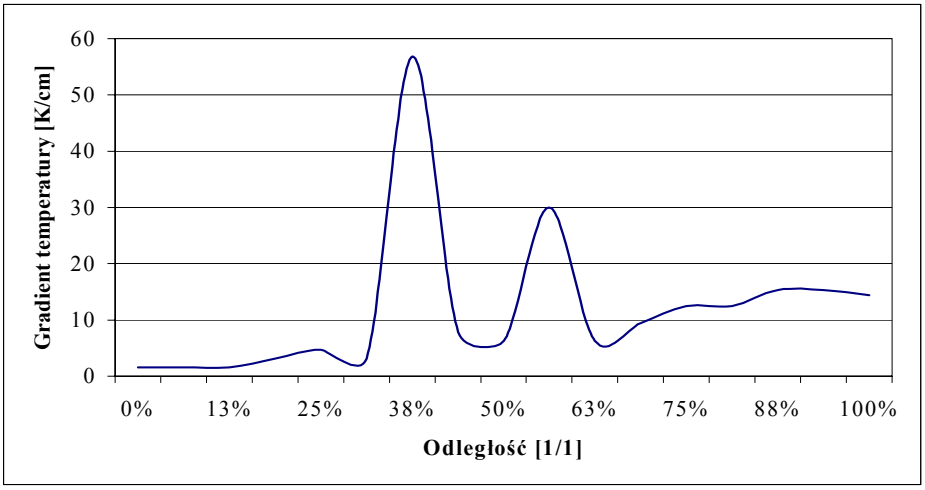
Rys. 2. Uśredniony gradient temperatury w zakresie temperatur krzepnięcia mikroobszaru kompozytu w funkcji odległości od powierzchni oddawania ciepła dla cząstki SiC o przekroju kwadratowym



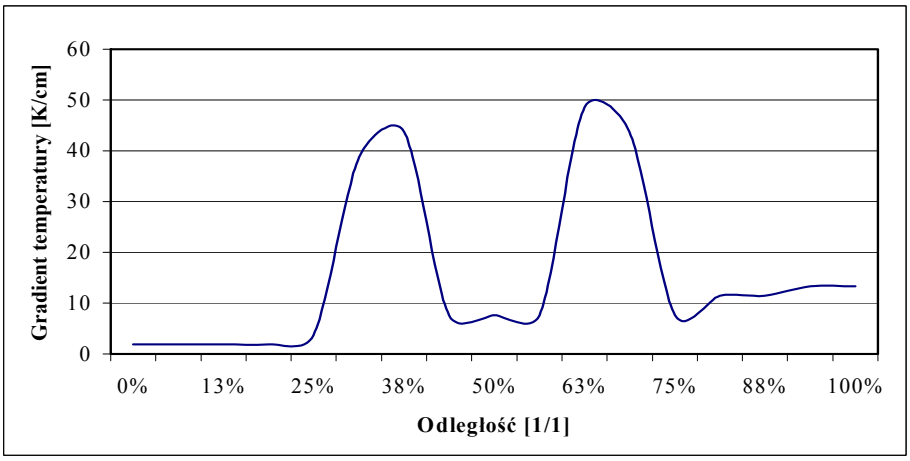
Rys. 3. Uśredniony gradient temperatury w zakresie temperatur krzepnięcia mikroobszaru kompozytu w funkcji odległości od powierzchni oddawania ciepła dla cząstki SiC o przekroju sześciokątnym



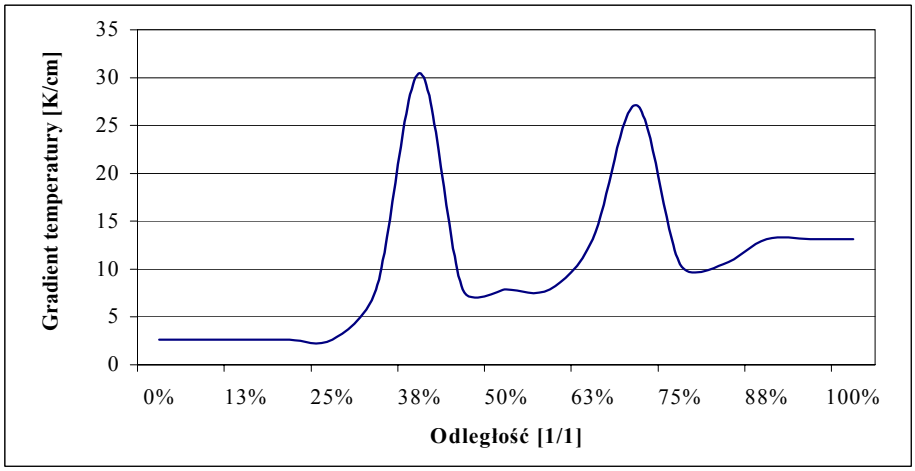
Rys. 4. Uśredniony gradient temperatury w zakresie temperatur krzepnięcia mikroobszaru kompozytu w funkcji odległości od powierzchni oddawania ciepła dla rzeczywistej cząstki SiC



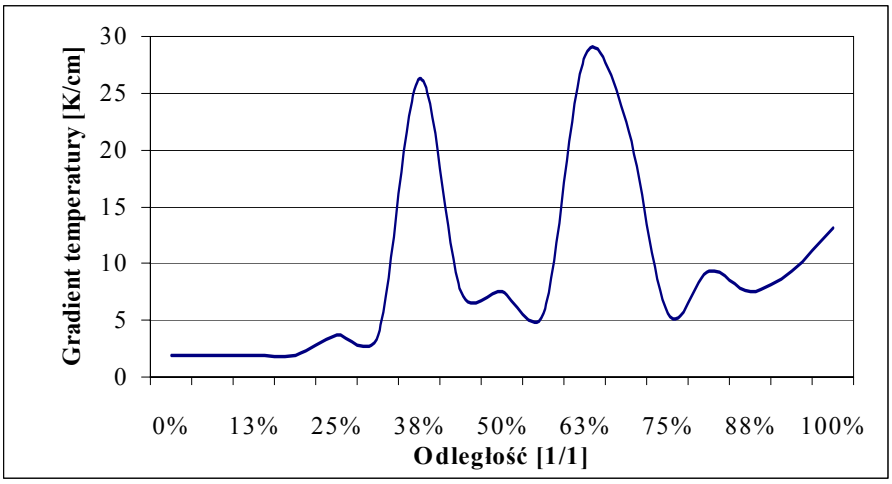
Rys.. 5. Uśredniony gradient temperatury w zakresie temperatur krzepnięcia kompozytu w funkcji odległości od powierzchni oddawania ciepła dla cząstki Al_2O_3 o przekroju trójkątnym



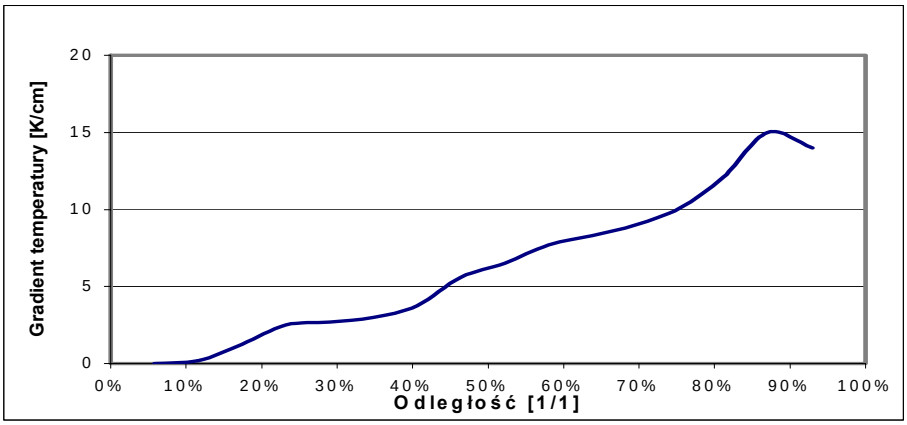
Rys. 6. Uśredniony gradient temperatury w zakresie temperatur krzepnięcia kompozytu w funkcji odległości od powierzchni oddawania ciepła dla cząstki Al_2O_3 o przekroju kwadratowym



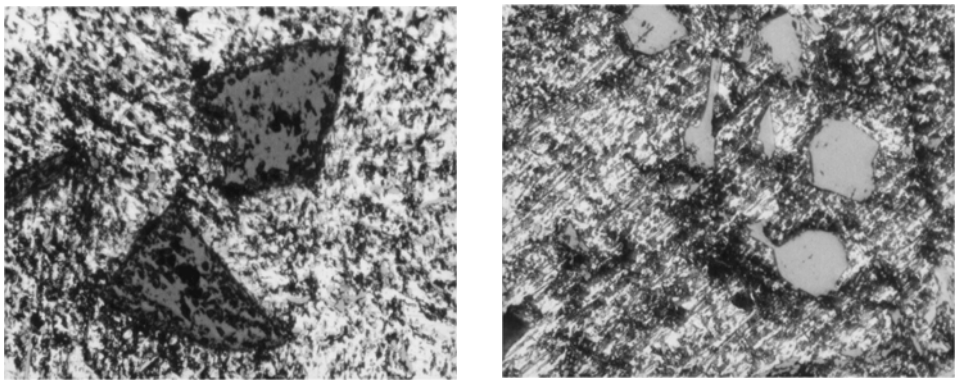
Rys. 7. Uśredniony gradient temperatury w zakresie temperatur krzepnięcia kompozytu w funkcji odległości od powierzchni oddawania ciepła dla cząstki Al_2O_3 o przekroju sześciokątnym



Rys. 8. Uśredniony gradient temperatury w zakresie temperatur krzepnięcia mikroobszaru kompozytu w funkcji odległości od powierzchni oddawania ciepła dla rzeczywistej cząstki Al_2O_3

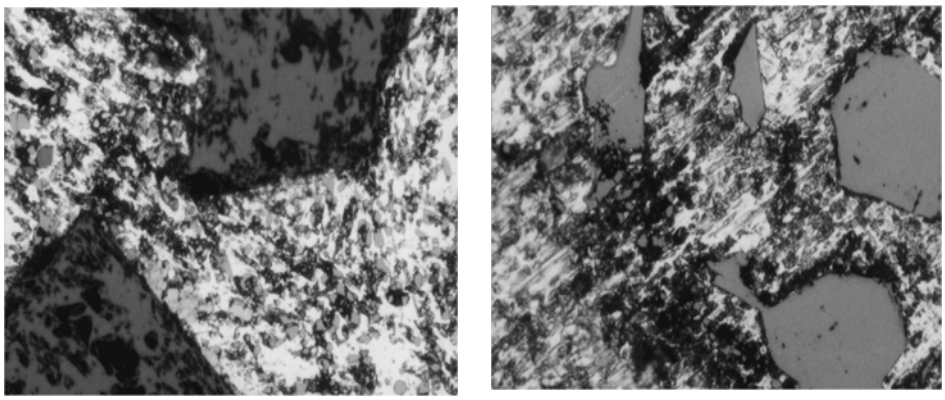


Rys. 9. Uśredniony gradient temperatury w zakresie temperatur krzepnięcia mikroobszaru osnowy, bez cząstek zbrojących w funkcji odległości od powierzchni oddawania ciepła



a) ***b)***

Rys. 10. Mikrografia struktury kompozytu zawierającego a) - 3% SiC oraz b) 3% Al_2O_3 (powiększenie 360 razy).



a) ***b)***

Rys. 11 . Mikrografia przedstawiająca strukturę kompozytu zawierającego a) - 3% SiC oraz b) 3% Al_2O_3(powiększenie 720 razy).

W porównaniu do stopu osnowy ceramika zbrojenia posiada niewielkie przewodnictwo cieplne. Wśród ceramicznych materiałów zbrojących węglik krzemu zajmuje szczególne miejsce właśnie ze względu na jeden z najwyższych wskaźników przewodzenia ciepła. Takie zestawienie komponentów, przy zachowaniu przyjętych warunków brzegowych i początkowych pozwala ocenić wpływ dynamiki ruchu ciepła na właściwości kompozytów. Wysokie zróżnicowanie gradientów temperatur w osnowie, w zakresie temperatur bliskich temperaturze solidus powoduje eskalację i kumulację naprężeń w obszarze granicy faz - najbardziej newralgicznym ze względu na mechanikę destrukcji kompozytu.

Potwierdzeniem są wykresy zmienności gradientów w analizowanych obszarach kompozytów (rys.1÷8) i stopu osnowy bez cząstek zbrojących (rys.9). Na krzywych z rys. 1÷8 widoczne są dwa lokalne maksima, którym odpowiadają granice kontaktu między komponentami. Równocześnie lokalne maksima posiadają wartości znacznie przekraczające odpowiednie wartości gradientów temperatury w mikroobszarze osnowy bez cząstek zbrojących. Ponadto prezentowane na rys.1÷3 wysokie zróżnicowanie gradientów wskazuje na znaczną intensywność zachodzącego zjawiska. Fizycznie, może to ułatwiać heterogeniczną, także katalityczną, krystalizację osnowy kompozytu w pobliżu strefy przejścia. Lokalne maksymalne wartości gradientów temperatury są znacznie większe w okolicach strefy przejścia w przypadku cząstek korundu. Odpowiadające im gradienty występujące w okolicy cząstek karborundowych stanowią około 53÷65 [%] gradientów typowych dla cząstek korundowych. Jest to niewątpliwie spowodowane, także poza, różnicą w przewodnictwie cieplnym – odmienną pojemnością cieplną elementów zbrojących. - Przewodność cieplna zbrojenia w analizowanych przypadkach wynosi dla Al_2O_3 -

λ=3,7, natomiast dla SiC - λ= 16,5 [W/mK]. Na zgładach metalograficznych prezentowanych na rysunkach 10 i 11 widoczny jest różny stopień rozdrobnienia struktury osnowy kompozytu. Zdecydowanie bardziej rozdrobniona eutektyka występuje w mikroobszarze kompozytu zbrojonego cząstkami korundowymi.

3. Wnioski:

- Wysokie wartości gradientów temperatur w pobliżu granic kontaktu potęgują efekty związane z zarodkotwórczym, chemicznym działaniem aktywnej powierzchni zbrojenia.
- Intensywny ruch ciepła w bliskim otoczeniu cząstek jest powodem tworzenia struktur zbliżonych do modyfikowanych, co potwierdza fizyczny wpływ cząstek zbrojących na stopień rozdrobnienia struktury osnowy kompozytu i przebieg krystalizacji.
- Zróżnicowanie gradientów temperatury osnowy w bliskim otoczeniu zbrojenia jest przede wszystkim wynikiem odmiennych właściwości cieplnych komponentów. Przy czym wartość lokalnych gradientów wzrasta ze wzrostem różnicy w przewodnictwie cieplnym komponentów. Przy elementach zbrojących o wybitnie termoizolacyjnych właściwościach znajdujących się w osnowie posiadającej cechy bardzo dobrego przewodnika ciepła nastąpi rozdrobnienie struktury.
- Duże zróżnicowanie gradientów temperatury w mikroprzestrzeni skutkuje niepożądanym zróżnicowaniem naprężeń własnych, których szkodliwe oddziaływanie pozostaje w ścisłym związku z wartością temperatury. Relaksacja naprężeń czy też ich wyrównanie w przestrzeni odlewu, w krytycznej chwili czasu, może nastąpić w przypadku zoptymalizowanego udziału objętościowego zbrojenia.
- Z zasady, przy zastosowaniu jako zbrojenia materiału istotnie różniącego się wskaźnikiem przewodzenia ciepła oraz ciepłem właściwym, należy dobierać takie materiały zbrojące których współczynnik rozszerzalności cieplnej jest możliwie najbliższy osnowie.

LITERATURA

1. Cholewa M., Gawroński J., Szajnar J.: Propertis of particle reinforced composites, Proc. Inter. Confer. CO-MAT-TECH'97, VUT Bratislava, Trnava, 1997
2. Cholewa M., Gawroński J.: Krystalizacja kompozytów zbrojonych cząstkami dyspersyjnymi SiC i Al_2O_3, Mat. Konf. Zjawiska powierzchniowe w procesach odlewniczych, PAN Poznań, Pol. Poznańska, 1996
3. Cholewa M., Gawroński J.: Wpływ geometrii czastek zbrojacych na krzepniecie mikroobszaru kompozytu, Mat. Konf. Krzepniecie Metali i Stopów, PAN Katowice, 1998
4. Cholewa M., Gawroński J. : Analiza ruchu ciepła w mikroobszarze kompozytu zbrojonego cząstkami SiC, Mat. Konf. Krzepniecie Metali i Stopów, PAN Katowice, 1998

5. Cholewa M., Gawroński J. : Analiza ruchu ciepła w odlewanym kompozycie zbrojonym cząstkami, Mat. Konf. Zjawiska powierzchniowe, Politechnika Szczecińska, 1998
6. Cholewa M., Gawroński J., Ignaszak Z.:Technological Aspeckts of Particle Reinforced Composites, Mat. Konf. ICAM' 97 Strasbourg, Francja, 1997

ABSTRACT
In the present elaboration, there were presented results of analyses of temperatures of solidifying micro-areas of the aluminium composite reinforced with disparaged particles. The heat transfer analysis was performed with employing the computer-aided two-dimensional simulation with the system „SIMTEC RWP". Calculations were made with taking into account the variable geometry of reinforcing particles. There were assumed hypothetical intersections of particles in the form of equilateral triangle, square, hexagon and circle. The heat transport at the micro-area containing geometrically real statistically representative particles of silicon carbide and alumna. The full contact of components as well as insignificant thermal influence of phases of the transient zone was taken as assumptions. Also the fixed percentage by volume of the reinforcement was assumed. Simulation calculations results were set together with metallographical analysis results.

Recenzował
Prof. dr hab. inż. Stanisław Jura