

CHARAKTERYSTYKA KRZEPNIĘCIA KOMPOZYTÓW O OSNOWIE ALUMINIUM ZBROJONYCH CZĄSTKAMI CERAMICZNYMI

J. MYALSKI¹, J. ŚLEZIONA², M. DYZIA³

Politechnika Śląska w Katowicach, Katedra Technologii Stopów Metali i Kompozytów,
40-019 Katowice, ul. Krasińskiego 8

STRESZCZENIE

W pracy przedstawiono wyniki badań procesu krzepnięcia kompozytu stop AK12 – cząstki ceramiczne. Zróżnicowane właściwości fizyczne zastosowanych cząstek (przewodność cieplna, gęstość) warunkują procesy krystalizacji i wpływają na sposób rozmieszczenia zbrojenia w materiale osnowy. Cząstki o dobrym przewodnictwie cieplnym skracają czas krzepnięcia, mała gęstość cząstek powoduje zmiany w charakterze przebiegu procesu krystalizacji i powstanie struktur gradientowych.

Key words: solidification, metal matrix composites, glass carbon particles, ceramic particles

1. WSTĘP

Właściwości kompozytów metalowych zbrojonych cząstkami ceramicznymi zależne są nie tylko od charakterystyk wprowadzonych cząstek, ale również od ich udziału objętościowego i rozmieszczenia w osnowie. O rozmieszczeniu cząstek w osnowie decyduje między innymi oddziaływanie cząstek z frontem krystalizacji [1, 2]. Istotnym czynnikiem wpływającym na rozmieszczenie cząstek jest również zwilżanie ceramiki przez ciekły metal. Przy braku lub słabym zwilżaniu cząstek dochodzi najczęściej do wypychania zbrojenia przed front krystalizacji. W przypadku dobrego zwilżania ceramiki możliwe jest zarodkowanie fazy krystalicznej na powierzchni cząstek. Te dwa mechanizmy krystalizacji są w dużej mierze determinowane prędkością krystalizacji.

¹ dr inż., myalski@mail.polsl.katowice.pl

² dr hab. inż., prof. Pol. Śl.

³ mgr. inż

Duża prędkość krystalizacji (chłodzenia) powoduje równomierne rozmieszczenie cząstek w osnowie, bez wyraźnej segregacji zbrojenia w kompozycie. Natomiast wydłużenie czasu krzepnięcia przyczynia się do gradientowego rozmieszczenia cząstek w osnowie, rozdzielenie zbrojenia i powstawania obszarów bez udziału fazy zbrojącej. Zgodnie z zależnością podaną między innymi w [3] prędkość krystalizacji jest związana z różnicą sił oporu podczas ruchu cząstki w ciekłym metalu i siły oddziaływania między cząstką a frontem krystalizacji. Siła oddziaływania jest zależna od wielkości cząstki, napięć powierzchniowych na granicy rozdziału faz oraz od średnicy molekularnej materiału osnowy. Natomiast siła oporu jest zależna od lepkości dynamicznej, udziału cząstek, ich średnicy i odległości cząstki od frontu krystalizacji. W pracy [3] Garvin i Udaykumar uzależniają również wartość sił oddziaływania na cząstki od stosunku przewodnictwa cieplnego cząstek i ciekłego metalu. Przyjęcie takich założeń pozwoliło na pełniejszy opis i zamodelowanie procesów krystalizacji zachodzących w kompozytach zbrojonych cząstkami ceramicznymi.

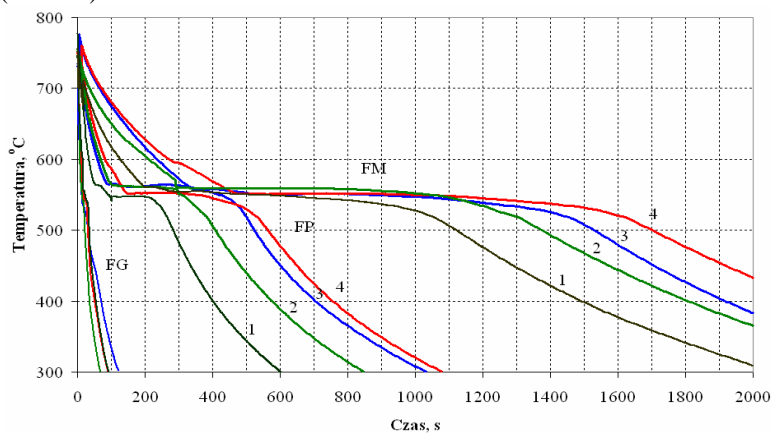
W pracy przedstawiono wpływ charakterystyk cieplnych cząstek ceramicznych na przebieg procesu krystalizacji kompozytów z osnową stopu AK12. Jako zbrojenie zastosowano konwencjonalne cząstki ceramiczne SiC oraz Al_2O_3 , a także niestosowane dotychczas jako zbrojenie cząstki węgla o strukturze amorficznej (węgiel szklisty). O wykorzystaniu cząstek węgla szklistego zdecydowały przede wszystkim jego właściwości, takie jak mały ciężar właściwy, wysoki moduł sprężystości, wysoka przewodność cieplna, odporność na szoki cieplne, mała rozszerzalność cieplna [4, 5]. Ponadto węgiel szklisty charakteryzuje się wysoką twardością (porównywalną z cząstkami SiC), niskim współczynnikiem tarcia, wysoką odpornością na ścieranie. Tego typu cząstki mogłyby zatem zastąpić stosowany w kompozytach grafit. Pozwoliłoby to na uzyskanie kompozytu o dobrych właściwościach ślizgowych, przy równoczesnym wyeliminowaniu wad jakie powoduje zastosowanie grafitu jako zbrojenia stopów aluminium (np. mała odporność na ścieranie, obniżenie charakterystyk mechanicznych).

2. METODYKA BADAŃ

Jako osnowę kompozytu zastosowano stop odlewniczy AK12 modyfikowany 2% dodatkiem magnezu. Zbrojeniem były cząstki ceramiczne SiC, Al_2O_3 oraz cząstki węgla szklistego. Udział objętościowy cząstek w badanych grupach kompozytów wynosił 15%. Wielkość cząstek zbrojących w badanych materiałach była porównywalna i wynosiła około 30-50 μm . Kompozyty wytworzono metodą mechanicznego mieszania. Przebieg procesu krzepnięcia rejestrowano przy pomocy termoelementu typu NiCr-NiAl i układu analogowo-cyfrowego podłączonego do komputera PC. W celu zapewnienia jednakowych warunków początkowych procesu krzepnięcia w badaniach wykorzystano stanowisko zapewniające równoczesne wypełnienie form ciekłą zawiesiną kompozytową. Zastosowanie trzech rodzajów form odlewniczych pozwoliło na uwzględnienie trzech prędkości chłodzenia odlewu. Były to formy wykonane z grafitu, z masy piaskowej oraz z mikrosfer z lepiszczem fosforanowym [6].

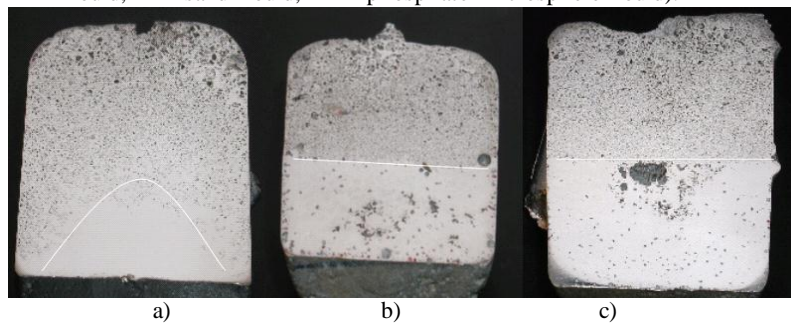
3. WYNIKI BADAŃ

Zarejestrowane krzywe stygnięcia badanych odlewów (po obróbce numerycznej) dla trzech typów form przedstawiono na rysunku 1. Dla odlewów stygnących w formie grafitowej nie zarejestrowano wyraźnych przystanków w zakresie temperatury krzepnięcia zarówno dla materiału osnowy jak i badanych kompozytów. W kompozytach odlewanych do form z masy piaskowej i mikrosfer pojawiające się różnice w krzywych krzepnięcia dotyczyły przede wszystkim czasu krzepnięcia. Temperatura krzepnięcia badanych kompozytów była podobna i wynosiła około 563-546°C (tabela 1).



Rys. 1. Krzywe chłodzenia kompozytów: 1 – AK12Mg2+15%WS, 2 – AK12Mg2+15%SiC, 3- AK12Mg2, 4 - AK12Mg2+15%Al₂O₃ (forma: FG-grafitowa, FP – piaskowa, FM – fosforany+mikrosfery).

Fig. 1. Solidification curves of composites: 1-AK12Mg2+15%WS, 2-AK12Mg2+15%SiC, 3- AK12Mg2, 4 - AK12Mg2+15%Al₂O₃ (FG- graphite mould, FP – sand mould, FM – phosphate+microsphere mould).



Rys. 2. Mikrostruktury kompozytu AK12Mg2-15% WS krzepnącego w formie a) grafitowej, b) piaskowej, c) fosforanowej o osnowie mikrosfer

Fig. 2. Microstructure of AK12Mg2-15% WS composites. a) graphite mould, b) sand mould, c) phosphate+microsphere mould.

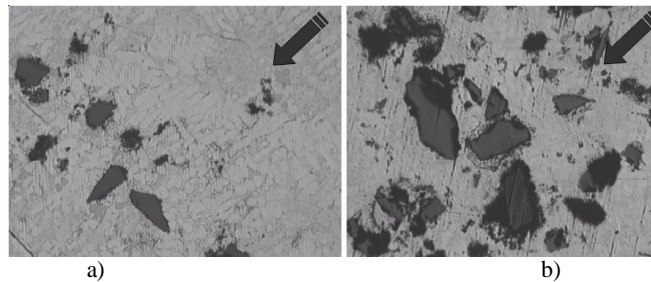
Jak widać z przytoczonych danych (rys. 1, tabela 1) różnice czasów krzepnięcia wynikają nie tylko z odprowadzenia ciepła przez formę ale również zależą od rodzaju zastosowanych cząstek zbrojących. Decydują o tym różne współczynniki przewodnictwa cieplnego zastosowanych cząstek. Przewodnictwo cieplne zastosowanych materiałów wynosi dla: stopu AK12Mg – 180 W/(mK), Al_2O_3 – 35 W/(mK), SiC-138 W/(mK), węgla szklanego –200W/(mK) [7,8].

Tabela 1. Czas krzepnięcia kompozytów w różnych warunkach wymiany ciepła.
Table 1. Solidification time of composites in different thermal conditions

Rodzaj formy	Materiał badany	Temperatura początku krystalizacji, °C	Temperatura końca krystalizacji °C	Czas krystalizacji, s
grafit	AK12Mg ₂	558	515	18
	AK12Mg ₂ +15% Al_2O_3	564	543	11
	AK12Mg ₂ +15% SiC	560	534	8
	AK12Mg ₂ +15% WS	556	536	13
masa piaskowa	AK12Mg ₂	564	556	272
	AK12Mg ₂ +15% Al_2O_3	552	551	199
	AK12Mg ₂ +15% SiC	563	558	189
	AK12Mg ₂ +15% WS	563	546	155
masa fosforanowa +mikrosfery	AK12Mg ₂	556	551	514
	AK12Mg ₂ +15% Al_2O_3	552	552	440
	AK12Mg ₂ +15% SiC	561	559	470
	AK12Mg ₂ +15% WS	560	552	250

Na krzywych krzepnięcia badanych materiałów odlewanych do formy grafitowej, wpływ przewodnictwa cieplnego cząstek na czas krystalizacji jest praktycznie niezauważalny. Natomiast na krzywych krzepnięcia materiałów odlewanych do formy piaskowej i z mikrosfer widać, że przewodnictwo cieplne cząstek decyduje o czasie krystalizacji. Najdłużej krzepły kompozyty zawierające Al_2O_3 , wolniej zawierające SiC, najkrócej zawierające węgiel szklisty. Tendencja ta została zachowana w przypadku formy piaskowej i formy o osnowie mikrosfer. Zaobserwowano, że cząstki Al_2O_3 charakteryzujące się najmniejszą przewodnością cieplną, wyraźnie odróżniają się od przewodnictwa cieplnego osnowy powodują zwiększenie czasu krystalizacji materiału. W przypadku materiałów kompozytowych ich przewodnictwo cieplne można wyznaczyć z reguły mieszanin [9]. Cząstki tlenku glinu wyraźnie wydłużają czas krystalizacji. W przypadku cząstek SiC, (przewodnictwo cieplne jest również mniejsze od osnowy, prawie 4 razy większe niż dla cząstek tlenku glinu) co powoduje skrócenie czasu krystalizacji o około 40 –80 sekund od osnowy. Jak stwierdzono w pracach dotyczących krzepnięcia kompozytów, cząstki są miejscami zarodkowania fazy krystalicznej, stąd czas krzepnięcia, mimo iż pojemność cieplna kompozytu jest mniejsza niż osnowy jest krótszy niż w przypadku osnowy. Cząstki węgla o dużej przewodności cieplnej znacznie skracają czas krystalizacji. Jednak niewielka masa cząstek powoduje ich segregację w kompozycie. Siły wyporu wypychają cząstki przed

front krystalizacji. Jak pokazano na rysunku 2 nawet w przypadku szybkiej krystalizacji w formie grafitowej, w dolnej części wlewka cząstki zbrojące nie występują. Rozkład cząstek na przekroju wlewka ma wyraźny kształt paraboli (rys. 2a). Cząstki zostały zamrożone w dolnej części wlewka jedynie przy jego ściankach. W przypadku wolniejszej krystalizacji (forma piaskowa i mikrosfery) cząstki zostały rozmieszczone w górnej części wlewka.



Rys. 3. Mikrostruktury kompozytu AK12Mg₂-15% WS a) granica rozdziału osnowa zbrojenie b) sedimentacja cząstek; strzałka oznaczono kierunek frontu krystalizacji
 Fig. 3. Microstructure of AK12Mg₂-15% WS composites. a) phase boundary, b) sedimentation.; arrow marked direct of solidification front

W czasie studzenia odlewu nastąpiła sedimentacja, tak że dolna część wlewka nie zawiera cząstek. Cząstki węgla szklatego pojawiają się w górnej części wlewka, a granica rozdziału jest równoległa do podstawy wlewka. W przypadku cząstek SiC i Al₂O₃ we wlewkach odlanych do formy grafitowej zaobserwowano równomierny rozkład zbrojenia na całej powierzchni przekroju wlewka, natomiast płaską granicę rozdziału kompozyt-osnowa zaobserwowano we wlewkach odlanych do formy piaskowej i formy o osnowie mikrosfer. Efekt sedimentacji i nierównomiernego rozkładu cząstek był o wiele mniejszy niż w przypadku zbrojenia cząstkami węgla szklatego [6]. Przyczyny tego należy upatrywać w różnicach związanych z mechanizmem krystalizacji i masą właściwą cząstek. Cząstki SiC i Al₂O₃ mają masę właściwą około 3,5 g/cm³. Siłom wyporu cząstek przez front krystalizacji przeciwdziała siła grawitacji. Natomiast w kompozycie zawierającym cząstki węgla o małej masie (1,6 g/cm³) siły wyporu są bardzo duże i następuje wypychanie cząstek przez front krystalizacji, co skutkuje pojawieniem się struktury gradientowej. W przypadku kompozytu zbrojonego cząstkami węgla może mieć miejsce odmienny mechanizm krystalizacji. Wolniejsze studzenie w formie piaskowej i w formie o osnowie mikrosfer przyczynia się do krystalizacji przebiegającej w sposób liniowy. Cząstki nie stanowią miejsc zarodkowania kryształów. Natomiast w pozostałych kompozytach krystalizacja ma charakter objętościowy, stąd też mniejsza segregacja i sedimentacja cząstek.

4. PODSUMOWANIE

Procesy krystalizacji zachodzące w materiałach kompozytowych są uzależnione od czynników zewnętrznych – szybkości odprowadzania ciepła przez formę oraz od czynników wewnętrznych związanych z zarodkowaniem i przebiegiem procesów krystalizacji w kompozycie. Właściwości fizyczne cząstek (przewodnictwo cieplne, masa właściwa) powodują zmianę przede wszystkim czasu krystalizacji. Cząstki o dobrym przewodnictwie, takie jak węgiel o strukturze amorficznej, przejmują więcej ciepła podczas krystalizacji i przyczyniają się do skrócenia czasu krzepnięcia. Natomiast cząstki o małym przewodnictwie cieplnym (Al_2O_3) zmniejszając szybkość odprowadzania ciepła powodują wydłużenie czasu krystalizacji, co w konsekwencji prowadzi do nierównomiernego rozmieszczenia cząstek w osnowie kompozytu. O rozmieszczeniu cząstek zbrojenia decyduje także ich oddziaływanie z frontem krystalizacji. Cząstki o małej masie właściwej są wypychane przez front krystalizacji i dopiero, gdy wzrośnie lepkość zawiesiny są absorbowane przez front krystalizacji. Związane jest to ze wzrostem sił oporu cząstki przemieszczającej się w ciekłym metalu. Potwierdzono to w kompozycie zbrojonym węglem szklistym, gdzie w wyniku wypychania przez front krystalizacji pojawia się struktura gradientowa rozmieszczenia cząstek. Mała prędkość odprowadzania ciepła przez formę powoduje utworzenie w kompozycie obszaru składającego się z osnowy i wyraźnie oddzielonego obszaru zawierającego cząstki zbrojące.

LITERATURA

- [1] M. K. Surappa: *Microstructure evolution during solidification of DRMMCs: state of art*, Journal of Materials Processing Technology 63, (1997), s. 325-333,
- [2] B. Dutta, M. K. Surappa: *Microstructure evolution during multidirectional solidification of Al-Cu-SiC composites*, Composites Part A 29A, (1998), s. 565-573
- [3] J. W. Garvin, H.S. Udaykumar: *Particle-solidification front dynamics using a fully coupled approach, part II: comparison of drag expressions*, Journal of Crystal Growth 252, (2003), s. 467-479
- [4] C. Blanco, J. Bermejo, H. Marsh, R. Menendez: *Chemical and physical properties of carbon as related to brake performance*, Wear 1997, 213, 1-12,
- [5] Ostrowskij W. S., Wirgiliw J. S., Kostikow W. I., Szpikow N. N.: *Iskusstwiennyj grafit*, Metallurgija, Moskwa 1986,
- [6] M. Dyzia, A. Dolata-Grosz, J. Śleziona, J. Wieczorek: *Struktura kompozytów AK12-cząstki ceramiczne otrzymanych w różnych warunkach studzenia*, Archiwum Odlewnictwa nr 1, PAN Oddział Katowice, Katowice 2001
- [7] E. R. Booser: *Tribology Data Handbook*, CRC Press LLC, 1997
- [8] K. J. Lee, J. H. Chem, Lin, C. P: *Surface effect on breaking behavior of PAN-pitch carbon-carbon composite*, Wear 1996, 199, 228-236,
- [9] J. Śleziona, *Podstawy technologii kompozytów*, Wyd. Politechniki Śląskiej, (1998) s.171

Praca została wykonana w ramach projektu badawczego nr 7T08E 044 21 finansowanego przez KBN

**SOLIDIFICATION CHARACTERISTIC OF AL MATRIX COMPOSITES
REINFORCED WITH CERAMIC PARTICLES**

SUMMARY

In this paper results of investigations of solidification process of AMCs were presented. The different physical properties of applied ceramic particles (thermal properties, mass density) depends on the processes of crystallization and the distribution of reinforcement in metal matrix. Good thermal conductivity shorts the time of coagulation, the low-density of elementary entities causes in character of course of process crystallization the changes and the rise of gradient structures.

Recenzowała Prof. Ewa Majchrzak