

Edward Fraś<sup>1</sup>, Andrzej Kolbus<sup>2</sup>, Andrzej Janas<sup>3</sup>

Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Odlewnictwa, ul. Reymonta 23, 30-059 Kraków

## WPŁYW RODZAJU FAZY WZMACNIAJĄCEJ NA NAPRĘŻENIE PŁYNIĘCIA PLASTYCZNEGO WYBRANYCH KOMPOZYTÓW MMCs O OSNOWIE ALUMINIOWEJ

Kompozyty z osnową aluminiową są bardzo atrakcyjnym materiałem konstrukcyjnym, który charakteryzuje się wysokimi właściwościami trybologicznymi i mechanicznymi w połączeniu z bardzo korzystnym stosunkiem wytrzymałości do gęstości. Właściwości użytkowe tych kompozytów zależą od rodzaju, wielkości i udziału objętościowego cząstek fazy wzmacniającej, a także od doboru osnowy oraz metody wytwarzania. Tradycyjną metodą otrzymuje się kompozyty MMCs w procesie *ex situ* przez przygotowanie w odrębnym procesie fazy zbrojącej, którą następnie wprowadza się do materiału osnowy np. metodą mieszania. W procesie *in situ* faza wzmacniająca powstaje w wyniku reakcji chemicznych zachodzących pomiędzy składnikami stopu w ciekłej kąpieli metalowej. Wybrano zmodyfikowany wariant metody SHS, tj. proces SHSB - samorzutnej egzotermicznej syntezy wewnątrz kąpieli metalowej [1, 2]. Metoda ta została zastosowana do otrzymania w procesie *in situ* kompozytów Al+TiC oraz Al+TiB<sub>2</sub>. Z czystych sproszkowanych materiałów - tytanu, aluminium, boru oraz węgla wykonano brykiety o stechiometrycznym składzie, zapewniającym możliwość zajścia syntezy odpowiednio TiC oraz TiB<sub>2</sub>. Brykiety te wprowadzano następnie do ciekłego stopu. Syntezę kompozytów zrealizowano w próżni, a gotowe materiały zostały odlane do stalowej kokili. W drugiej części eksperymentu przygotowano klasyczne kompozyty *ex situ* typu DURALCAN z cząstkami umacniającymi SiC. Z tak wykonanych odlewów kompozytów wycięto próbki do badań metalograficznych, strukturalnych i wytrzymałościowych. Wykonano badania rentgenostrukturalne oraz badania wytrzymałościowe, stosując izotermiczną próbę ściskania zarówno w temperaturze 293 K, jak i podwyższonej 623 K. Na podstawie otrzymanych wyników wykazano, że kompozyty typu Al+TiC mają wyższe właściwości wytrzymałościowe w porównaniu z kompozytami typu DURALCAN oraz Al+TiB<sub>2</sub>.

Słowa kluczowe: kompozyt *ex situ*, kompozyt *in situ*, węglik tytanu, węglik krzemu, borek tytanu, reakcja egzotermiczna, proces SHSB

### EFFECT OF THE TYPE OF REINFORCING PHASE ON THE STRESS OF PLASTIC FLOW IN ALUMINIUM-BASED MMCs

Aluminium-based metal matrix composites are a very attractive material for constructions, characterised by high tribological and mechanical properties, effectively combined with a very advantageous strength-to-density ratio. The utilisation properties of these composites depend on the type, size and volume fraction of particles of a reinforcing phase, and also on the choice of the matrix type and the method of fabrication. In a traditional way, MMCs are fabricated by an *ex situ* process, i.e. preparing in a separate process the reinforcing phase, which is next introduced to the composite matrix by, e.g., mixing. In the *in situ* process, the reinforcing phase is formed as a result of chemical reactions which proceed between the alloy constituents in metal bath. An improved variant of the SHS process has been selected, i.e. the SHSB process - self-propagating high temperature synthesis in metal bath [1, 2]. The method has been applied in fabrication of *in situ* Al+TiC and Al+TiB<sub>2</sub> composites. From pure powdered materials, like titanium, aluminium, boron and carbon, briquettes of stoichiometric composition, ensuring the synthesis of TiC and TiB<sub>2</sub>, respectively, were prepared. The briquettes were next introduced to molten alloy. The composite synthesis was performed in vacuum; the ready materials were cast in a steel die. In the second part of the experiment, the traditional, DURALCAN type, *ex situ* composites reinforced by SiC particles were fabricated. From thus prepared composite castings, specimens were cut out for metallographic and structural examinations, and for mechanical testing. The structure was examined by X-raying; the mechanical properties were tested in isothermal compression test at both standard temperature of 293 K and elevated temperature of 623 K. Basing on the obtained results it has been proved that Al+TiC composites are characterised by mechanical properties higher than the DURALCAN type composites and Al+TiB<sub>2</sub> composites.

Key words: composite *ex situ*, composite *in situ*, titanium carbide, silicon carbide, titanium boride, exothermic reaction, process SHSB

### WPROWADZENIE

W ostatnich latach obserwuje się dynamiczny rozwój badań nad metalowymi materiałami kompozytowymi, które ze względu na szereg atrakcyjnych właściwości można z powodzeniem stosować w wielu gałęziach przemysłu, np. w przemyśle motoryzacyjnym lub lotniczym [3]. Wśród MMC najszersze zastosowanie znajdują materiały kompozytowe na bazie stopów metali lek-

kich, takich jak: aluminium, tytan czy magnez, gwarantujących uzyskanie wysokiej wytrzymałości względnej.

Jako umocnienie stosowane są węgliki (TiC, SiC, ZrC), tlenki (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiO<sub>2</sub>, MgO, ZrO<sub>2</sub>), azotki (BN, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, TiN, ZrN), borki (TiB<sub>2</sub>, ZrB<sub>2</sub>, SiB<sub>2</sub>), krzemki (MoSi<sub>2</sub>) czy rozdrobnione cząstki faz międzymetalicznych

<sup>1</sup> prof. zw. dr hab. inż., <sup>2</sup> mgr inż., <sup>3</sup> dr

( $Ni_3Al$ ,  $NiAl$ ,  $Fe_3Al$ ,  $FeAl$ ,  $Ti_3Al$ ,  $TiAl$  [1, 4]. Na skalę przemysłową kompozyty *ex situ* otrzymywane metodą mieszania produkuje m.in. amerykańska firma ALCAN ALUMINIUM CORPO-RATION [5, 6]. Są to kompozyty metalowe (pod nazwą DURALCAN [7]) na bazie stopów aluminium, zbrojone cząstkami SiC. W kompozytach *in situ* faza wzmacniająca powstaje w wyniku reakcji chemicznych w ciekłej osnowie, dlatego do zalet tego procesu należą:

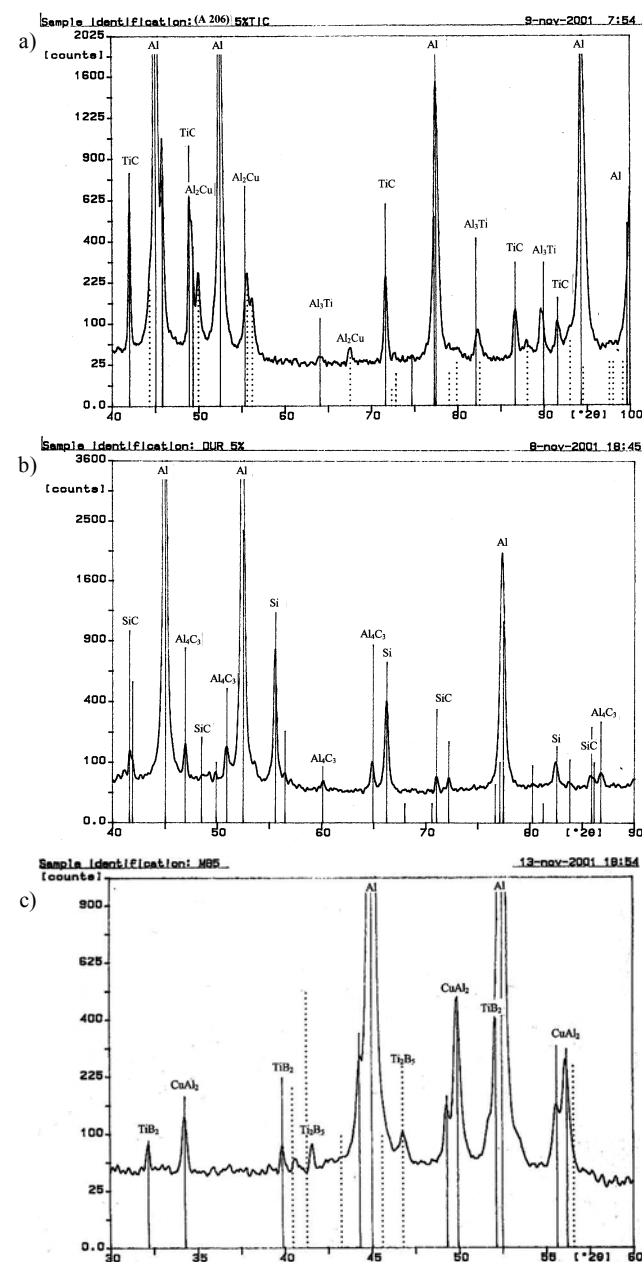
- duża stabilność termodynamiczna oraz brak reakcji na granicy osnowa-cząstka,
- czystość powierzchni międzyfazowej (brak utlenionej powierzchni cząstek),
- dobra zwilżalność fazy umacniającej metalem osnowy,
- możliwość uzyskania mniejszych cząstek wzmacniających (wielkość cząstek  $0,5 \div 5 \mu m$ ), co w rezultacie daje lepsze efekty umocnienia.

## METODYKA I WYNIKI BADAŃ

Celem badań było porównanie struktury i przedstawienie przebiegu charakterystyk odkształcenia plastycznego ( $\sigma$ - $\epsilon$ ) podczas próby ściskania dla kompozytów *in situ* umacnianych cząstkami TiC i  $TiB_2$  oraz kompozytów *ex situ* typu DURALCAN. Kompozyty umocnione węglnikami i borkami tytanu wytworzone zostały na osnowie odlewniczego stopu A206 metodą samorzutnej, egzotermicznej reakcji syntezy SHSB w sprasowanych brykietach proszkowych Ti-C-Al oraz Ti-B-Al umieszczonych na powierzchni kąpieli ciekłego stopu. Syntezę zrealizowano w próżniowym piecu firmy Balzers, przy temperaturze 1473 K, w atmosferze ochronnej czystego argonu (pod ciśnieniem  $P = 10^4$  Pa). W ten sposób otrzymane zostały kompozyty Al+TiC5% obj., Al+TiC10%obj. oraz Al+ $TiB_2$ 5%obj.

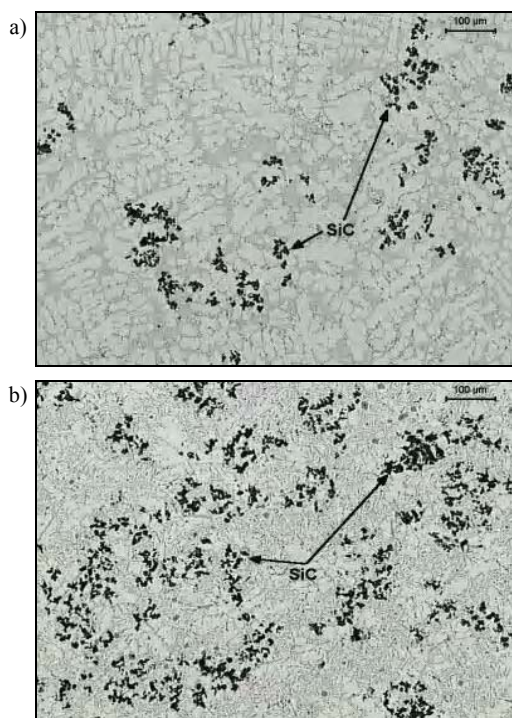
Dla celów porównawczych wytworzono dwa rodzaje kompozytów *ex situ* typu DURALCAN. Pierwszy otrzymano z oryginalnego kompozytu DURALCAN20%SiC, rozcieńczając go stopem A356 (tab. 1) tak, aby uzyskać końcowy udział objętościowy SiC w ilości odpowiednio 5 oraz 10% węgla krzemu. Drugi przygotowano we własnym zakresie, stosując stop A206 (tab. 1) oraz cząstki SiC o granulacji  $20 \div 30 \mu m$ . Próbkę pobrane ze wszystkich wymienionych kompozytów poddano następnie odpowiednio badaniom rentgenostrukturalnym w celu określenia ich składu fazowego oraz przy użyciu mikroskopu skaningowego dla określenia morfologii i wielkości cząstek fazy wzmacniającej, a także badaniom metalograficznym. Przykładowe dyfraktogramy kompozytów Al+TiC5%, DURALCAN5%SiC oraz Al+ $TiB_2$ 5% przedstawiono na rysunkach 1a, 1b oraz 1c, a mikrostruktury badanych kompozytów na rysunkach 2a, 2b, 3a, 3b i 4. Na dyfraktogramie pokazanym na rysunku 1a widoczne są refleksy dyfrakcyjne od faz wchodzących w skład osnowy kompozytu Al+TiC

oraz fazy TiC. Morfologia tej fazy przy powiększeniu 500x uwidoczniła jest na rysunkach 3a i 3b. Dyfraktogram kompozytu DURALCAN5%SiC (rys. 1b) ujawnia obecność fazy SiC, Al oraz  $Al_4C_3$ . Dyfraktogram kompozytu Al+ $TiB_2$  pokazany na rysunku 1c wykazuje wyraźne refleksy od fazy  $TiB_2$  oraz faz osnowy. Mikrostruktura tego kompozytu ujawnia cząstki  $TiB_2$  o wielkości rzędu  $2 \div 5 \mu m$  (rys. 4). Na rysunkach 5a, 5b i 6 przedstawiono obrazy skaningowe pokazujące morfologię faz wzmacniających dla badanych kompozytów. Pozwalają one porównać wymiary cząstek TiC,  $TiB_2$  oraz SiC. Faza TiC podobnie jak  $TiB_2$  rozmieszczona jest głównie w przestrzeniach międzydendrytycznych, tworząc siatkę drobnych wydzieleni (rzęd wielkości  $1 \div 2 \mu m$ ).



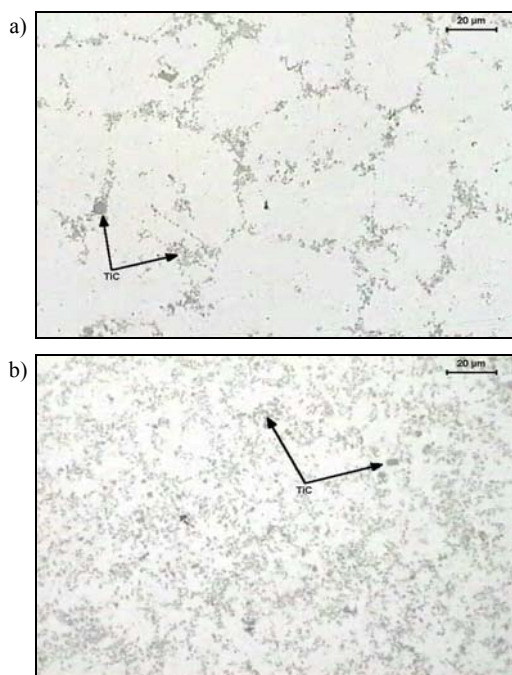
Rys. 1. Dyfraktogramy rentgenowskie próbek kompozytów: a) Al+TiC5%, b) DURALCAN5%SiC, c) Al+ $TiB_2$ 5%

Fig. 1. X-ray diffraction pattern of composites: a) Al+TiC5%, b) DURALCAN5%SiC, c) Al+ $TiB_2$ 5%



Rys. 2. Mikrostruktura kompozytów: a) DURALCAN5%SiC, b) DURALCAN10%SiC, pow. 100x

Fig. 2. Microstructure of composites: a) DURALCAN5%SiC, b) DURALCAN10%SiC, mag.100x



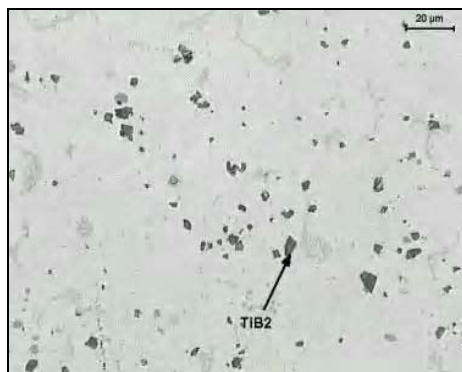
Rys. 3. Mikrostruktura kompozytów: a) Al+TiC5%, b) Al+TiC10%, pow. 500x

Fig. 3. Microstructure of composites: a) Al+TiC5%, b) Al+TiC10%, mag. 500x

TABELA 1. Skład chemiczny stopów A206 oraz A356 (% wag.)  
TABLE 1. Chemical compositions of A206 and A356 alloys (wt.%)

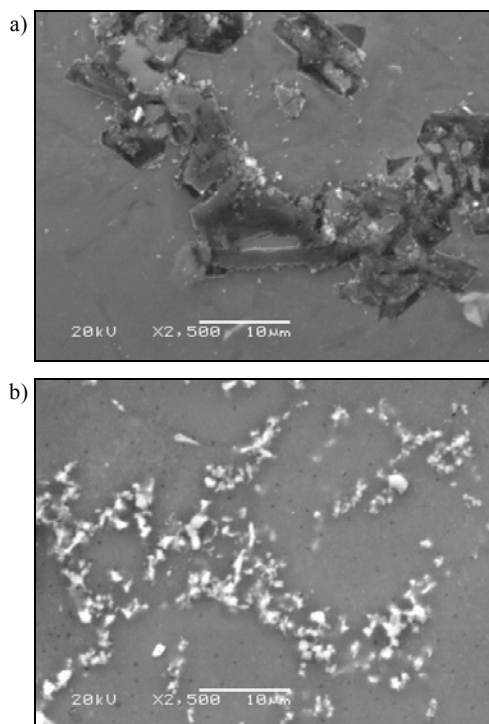
	Si	Cu	Mn	Mg	Fe	Zn	Ti	Ni	Al
A206	–	4,50	0,30	0,15	0,01	0,10	0,15	0,05	reszta
A356	7,00	0,35	0,18	1,05	0,13	0,18	0,53	0,05	reszta

Jak widać na rysunkach 2a i 2b, wydzielenia węgla krzemu w kompozytach DURALCAN5%SiC rozmieszczone są również w przestrzeniach międzydendrytycznych osnowy. Węglik SiC występują w postaci skupisk, a pojedyncze wydzielenia są o rząd wielkości większe (20÷30 µm) w porównaniu z cząstkami TiC (około 1÷2 µm) czy TiB<sub>2</sub> (2÷5 µm).



Rys. 4. Mikrostruktura kompozytu Al+TiB<sub>2</sub>5%, pow. 500x

Fig. 4. Microstructure of composite Al+TiB<sub>2</sub>5%, mag. 500x

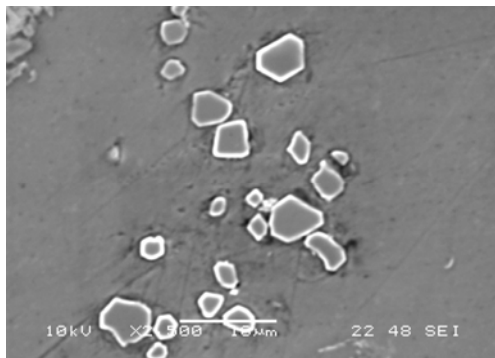


Rys. 5. Mikrografie skaningowe kompozytów: a) DURALCAN10%SiC, b) Al+TiC10%, pow. 2500x

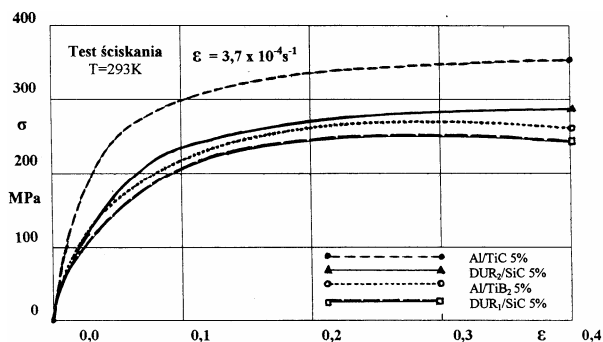
Fig. 5. Scanning micrographs of the composites: a) DURALCAN10%SiC, b) Al+TiC10%, mag. 2500x

Próbki kompozytów Al+TiC5%, Al+TiB<sub>2</sub>5%, DURALCAN<sub>1</sub>5%SiC oraz DURALCAN<sub>2</sub>5%SiC poddano próbie ścisnienia, przy temperaturze 293 K oraz prędkości odkształcenia równej  $3,7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Wyniki tych badań zamieszczono na rysunku 7. Oznaczenie na rysunkach 7 i 8 DURALCAN<sub>1</sub> dotyczy kompozytu z osnową stopu A356, natomiast DURALCAN<sub>2</sub> z osnową stopu A206. Z

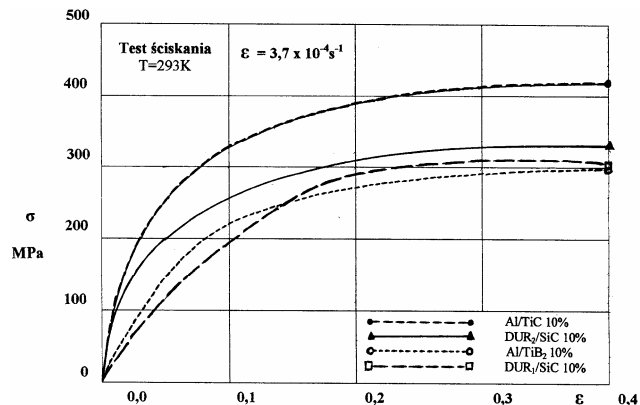
pokazanych zależności wynika, że w całym zakresie zastosowanych odkształceń wartość naprężenia  $\sigma$  jest o około 30% wyższa dla kompozytu Al+TiC5% w porównaniu z pozostałymi kompozytami. Podobne badania przeprowadzone dla kompozytów Al+TiC10%, Al+TiB<sub>2</sub>10%, DURALCAN<sub>1</sub>10%SiC oraz DURALCAN<sub>2</sub>10%SiC (rys. 8) wykazały również wyższe wartości naprężenia  $\sigma$  kompozytu Al+TiC10% w stosunku do pozostałych (średnio o 20%).



Rys. 6. Mikrografia skaningowa kompozytu Al+TiB<sub>2</sub>5%, pow. 2500x  
Fig. 6. Scanning micrograph of the composite Al+TiB<sub>2</sub>5%, mag. 2500x

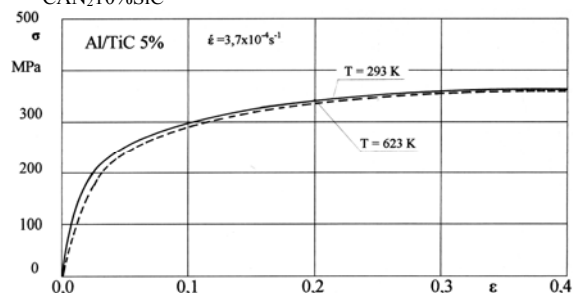


Rys. 7. Wielkości naprężenia płynięcia plastycznego  $\sigma$  w funkcji stopnia odkształcenia  $\epsilon$  dla kompozytów: Al+TiC5%, Al+TiB<sub>2</sub>5%, DURALCAN<sub>1</sub>5%SiC oraz DURALCAN<sub>2</sub>5%SiC  
Fig. 7. The stress of plastic flow  $\sigma$  in function of strain rate  $\epsilon$  for composites: Al+TiC5%, Al+TiB<sub>2</sub>5%, DURALCAN<sub>1</sub>5%SiC and DURALCAN<sub>2</sub>5%SiC



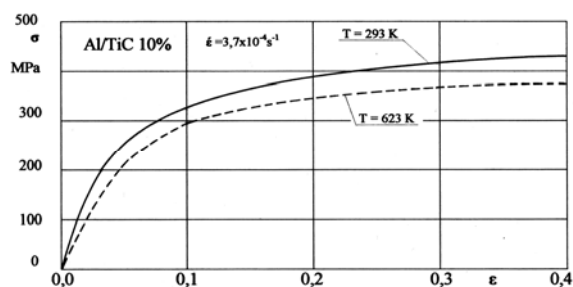
Rys. 8. Wielkości naprężenia płynięcia plastycznego  $\sigma$  w funkcji stopnia odkształcenia  $\epsilon$  dla kompozytów Al+TiC10%, Al+TiB<sub>2</sub>10%, DURALCAN<sub>1</sub>10%SiC oraz DURALCAN<sub>2</sub>10%SiC

Fig. 8. Flow stress  $\sigma$  versus the deformation degree  $\epsilon$  for composites: Al+TiC10%, Al+TiB<sub>2</sub>10%, DURALCAN<sub>1</sub>10%SiC and DURALCAN<sub>2</sub>10%SiC



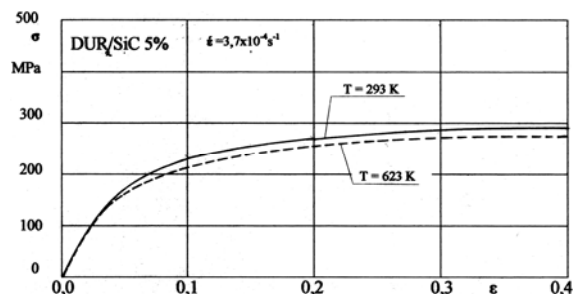
Rys. 9. Wielkości naprężenia płynięcia plastycznego  $\sigma$  w funkcji stopnia odkształcenia  $\epsilon$  dla kompozytu Al+TiC5% (temperatura 293 oraz 623 K)

Fig. 9. Flow stress  $\sigma$  versus the deformation degree  $\epsilon$  for composite Al+TiC5% (temperature 293 and 623 K)



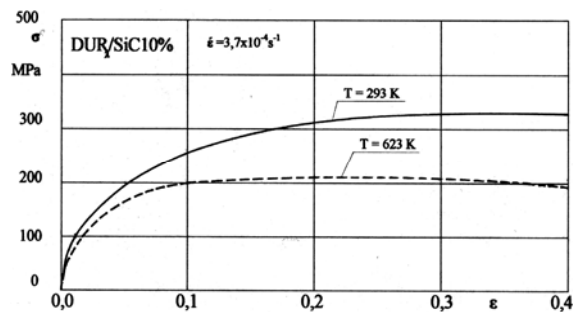
Rys. 10. Wielkości naprężenia płynięcia plastycznego  $\sigma$  w funkcji stopnia odkształcenia  $\epsilon$  dla kompozytu Al+TiC10% (temperatura 293 oraz 623 K)

Fig. 10. Flow stress  $\sigma$  versus the deformation degree  $\epsilon$  for composites: Al+TiC10% (temperature 293 and 623 K)



Rys. 11. Wielkości naprężenia płynięcia plastycznego  $\sigma$  w funkcji stopnia odkształcenia  $\epsilon$  dla kompozytu DURALCAN<sub>2</sub>5%SiC (temperatura 293 oraz 623 K)

Fig. 11. Flow stress  $\sigma$  versus the deformation degree  $\epsilon$  for composite DURALCAN<sub>2</sub>5%SiC (temperature 293 and 623 K)



Rys. 12. Wielkości naprężenia płynięcia plastycznego  $\sigma$  w funkcji stopnia odkształcenia  $\epsilon$  dla kompozytu DURALCAN<sub>2</sub>10%SiC (temperatura 293 oraz 623 K)

Fig. 12. Flow stress  $\sigma$  versus the deformation degree  $\epsilon$  for composite DURALCAN<sub>2</sub>10%SiC (temperature 293 and 623 K)

Fig. 12. Flow stress  $\sigma$  versus the deformation degree  $\varepsilon$  for composite: DURALCAN<sub>2</sub>10%SiC (temperature 293 and 623 K)

Następnie próbki kompozytów typu Al+TiC oraz DURALCAN SiC poddano próbie ściskania przy podwyższonej temperaturze 623 K oraz prędkości odkształcenia  $3,7 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$ , a otrzymane wyniki porównano z wynikami badań przy temperaturze 293 K kolejno na rysunkach 9-12. Krzywe charakteryzujące wielkości naprężenia płynięcia plastycznego w funkcji stopnia odkształcenia potwierdzają niewielki spadek właściwości wytrzymałościowych wszystkich badanych kompozytów wraz ze wzrostem temperatury. Kompozyt Al+TiC10% ma najwyższą wytrzymałość z badanych materiałów.

## WNIOSKI

1. Zastosowanie metody SHSB pozwoliło wytworzyć w stopach aluminium zarówno węgliki tytanu, jak i borki tytanu, w wyniku czego powstały kompozyty *in situ* Al+TiC oraz Al+TiB<sub>2</sub>.
2. W porównaniu z kompozytami *ex situ* typu DURALCAN wymiary cząstek wzmacniających w kompozytach *in situ* Al+TiC oraz Al+TiB<sub>2</sub> są o rząd wielkości mniejsze ( $1 \div 5 \mu\text{m}$ ) od cząstek SiC ( $20 \div 30 \mu\text{m}$ ).
3. Przebieg krzywych przedstawiających zależności naprężenia płynięcia plastycznego  $\sigma$  w funkcji stopnia odkształcenia  $\varepsilon$  ma podobny charakter dla wszystkich badanych kompozytów, przy czym największe wartości  $\sigma$  osiągnięte zostały dla kompozytu Al+TiC10%.
4. Porównując wartości naprężenia płynięcia plastycznego  $\sigma$  dla badanych kompozytów można stwierdzić, że kompozyty Al+TiC charakteryzują się lepszymi właściwościami wytrzymałościowymi niż klasyczne kompozyty typu DURALCAN oraz kompozyty umacniane cząstkami TiB<sub>2</sub>.
5. Zwiększenie udziału objętościowego cząstek wzmacniających z 5 do 10% w badanych kompozytach zwiększa wartości naprężeń  $\sigma$  przy danym odkształceniu.
6. Zastosowanie podwyższonej temperatury 623 K podczas próby ściskania (przy stałej prędkości odkształcenia równej  $3,7 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$ ) w niewielkim stopniu zmieniło wartości naprężeń  $\sigma$  w przypadku kompozytów Al+TiC5%, Al+TiC10%, a także DURALCAN<sub>2</sub>5%SiC, co świadczy o dość dużej stabilności ich właściwości mechanicznych.

## LITERATURA

- [1] Janas A., Podstawy wytwarzania kompozytu Al+TiC i ocena jego wybranych właściwości mechanicznych, Praca doktorska, Wyd. Odlewnictwa AGH, Kraków 1998.
- [2] Fraś E., Janas A., Kolbus A., Hugo Lopez, Metoda SHSB syntezy kompozytów *in situ* Al-TiC, IV Seminarium PTMK Kompozyty 2000 - Teoria i praktyka, Jaszowiec 2000, 201-207.
- [3] Sobczak J., Wojciechowski A., Kompozyty metalowe w przemyśle samochodowym, IV Seminarium PTMK Kompozyty 2000 - Teoria i praktyka, Jaszowiec 2000, 159-169.
- [4] Ibrahim A., Mohamed F.A., Lavernia E.J., Particulate reinforced metal matrix composites - a review, Journal of Materials Science 1997, 26, 1137-1156.
- [5] Lloyd D.J., Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites, International Materials Reviews 1994, 39, 1, 1-24.
- [6] Górny Z., Sobczak N., Metalowe materiały kompozytowe, I Polska Konferencja Naukowa Materiały Kompozytowe, Kraków 1992.
- [7] Sobczak J., Kompozyty metalowe, Garmond, Kraków-Warszawa 2001.

Recenzent  
Stefan Wojciechowski