

Bartosz HEKNER*, **Jerzy MYALSKI****

WPLYW DODATKÓW WĘGLOWYCH NA WŁAŚCIWOŚCI TRIBOLOGICZNE KOMPOZYTÓW SPIEKANYCH NA OSNOWIE ALUMINIOWEJ

THE INFLUENCE OF CARBON ADDITIVES ON THE TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF ALUMINUM BASED COMPOSITES OBTAINED BY SINTERING

Słowa kluczowe:

kompozyty heterofazowe, nanorurki węglowe, węgiel szklisty, współczynnik tarcia, zużycie

Key words:

hetherophase composites, carbon nanotubes, glassy carbon, friction coefficient, wear

Streszczenie

W artykule przedstawiono wpływ rodzaju zbrojenia oraz dodatków węglowych na właściwości tribologiczne materiałów kompozytowych wytworzonych do

* Politechnika Śląska, Wydział Inżynierii Materiałowej i Metalurgii, Krasińskiego 8, 40-019 Katowice, e-mail: bartosz.hekner@polsl.com; 32 603 44 17.

** Politechnika Śląska, Wydział Inżynierii Materiałowej i Metalurgii, Krasińskiego 8, 40-019 Katowice, e-mail: jerzy.myalski@polsl.pl; 32 603 43 69.

potencjalnych zastosowań w wysokoobciążonych węzłach tarcia. Analizie poddano wpływ nanorurek węglowych i amorficznej postaci węgla na właściwości tribologiczne kompozytów z osnową aluminiową. Technologia wytworzenia materiałów bazowała na metodach wysokoenergetycznego mielenia proszków w młynach planetarnych, z późniejszym prasowaniem na gorąco w fazie ciekłokrystalicznej. Do badań wykorzystano kompozyty na osnowie aluminium, zbrojone węglikiem krzemu (SiC) lub azotkiem krzemu (Si_3N_4). Jako dodatki węglowe wykorzystano 1% wag. wielościennych nanorurek węglowych (CNTs) lub 5% wag. cząstek węgla szklistego (GC). Właściwy dobór parametrów mielenia (prędkość, stosunek masy proszku do masy młyników, czas itd.) pozwalał na uzyskanie energii potrzebnej do fragmentacji cząstek ceramicznych do skali nano- lub submicro oraz homogenizację materiału w całej jego objętości.

Dokonano oceny właściwości tribologicznych wytworzonych materiałów (współczynnik tarcia, zużycie itp.) w temperaturze otoczenia i w podwyższonej. Badania potwierdziły, że ze względu na pożądaną wartość współczynnika tarcia (COF) oraz mały ubytek masy wytwarzane materiały mogą być stosowane w przemyśle samochodowym, np. na okładziny klocków hamulcowych. Odnotowano wysoką stabilność COF na pożądanym poziomie (0,5–0,8) w szerokim zakresie temperatury (powyżej 400°C). Zastosowanie dodatków węglowych spowodowało poprawę właściwości ciernych. Materiał zbrojony azotkiem krzemu z dodatkiem cząstek węgla szklistego wykazał najlepsze właściwości cierne spośród badanych materiałów.

WPROWADZENIE

Wysoko rozwinięty przemysł materiałów ciernych wymusza ciągłą ewolucję stosowanych rozwiązań materiałowych. Najważniejszymi wskaźnikami definiującymi materiały cierne do konkretnych aplikacji przemysłowych są odpowiednia wartość współczynnika tarcia oraz niski poziom zużycia przy jednoczesnym zmniejszeniu masy końcowego elementu. Obecnie za najbardziej rozpowszechnione rozwiązanie materiałowe w węzłach tarcia jest uważane żeliwo [L. 1–3]. Wysoka twardość, odpowiednia stabilność właściwości w szerokim zakresie temperatury, możliwość zastosowania obróbki mechanicznej i stosunkowo niski koszt wytworzenia sprawiają, że materiał ten jest wysoce konkurencyjny w aplikacjach przemysłowych. Jednakże stale rosnące wymagania rynku stymulują poszukiwania wciąż nowych rozwiązań materiałowych. W latach dziewięćdziesiątych XX wieku zaobserwowano znaczący rozwój materiałów wielofazowych kompozytów w zastosowaniach ciernych [L. 4–6]. W materiałach tych różne fazy odpowiadają za spełnienie odmiennych wymagań. Przede wszystkim, zastosowanie twardej i stabilnej cieplnie fazy ceramicznej doprowadziło do poprawy własności mechanicznych. Spośród najczęściej wykorzystywanych cząstek ceramicznych w zastosowaniach tribologicznych można wyróżnić cząstki

Al_2O_3 , SiC lub Si_3N_4 [L. 7–9]. Ponadto wykorzystanie metalu lekkiego jako osnowy zapewniało zmniejszenie masy przy poprawnym zespoleniu cząstek zbrojenia. Metale takie jak aluminium, magnez lub miedź zostały szeroko rozpowszechnione w zastosowaniach ciernych [L. 10–13]. Jednak początek XXI wieku skutkował gwałtownym rozwojem wielu dziedzin przemysłu, przy jednoczesnej popularyzacji osiągnięć techniki dla klientów. Rozwój takich dziedzin jak np. motoryzacja (samochody hybrydowe) czy lotnictwo wymusił nieustanne prace nad udoskonaleniem węzłów tarcia. Niemal w tym samym czasie ogromną popularność zyskały nanotechnologie i nanomateriały, np. nanorurki, grafen itp. Rozwój wiedzy o tych materiałach wskazał nowe możliwości aplikacyjne. W prezentowanym artykule wykorzystano nanorurki węglowe (CNTs) jako obiecujący dodatek mogący polepszać właściwości kompozytów stosowanych w warunkach tarcia. Zastosowanie CNTs miało na celu polepszenie właściwości mechanicznych materiałów w mikroobszarach. Spodziewano się wzrostu odporności na zużycie w wyniku umocnienia warstwy wierzchniej. W szczególności oczekiwano, że wzrost właściwości mechanicznych zewnętrznej warstwy materiału przyczyni się do zmiany mechanizmu zużywania kompozytu. Alternatywną ideą autorów tego artykułu jest wykorzystanie amorficznej fazy węgla, zwanej węglem szklistym (GC). Materiał ten jest wytwarzany w Politechnice Śląskiej w procesie pirolizy żywicy fenolowo-formaldehydowej. GC wykazuje wysoką twardość ($\mu\text{HV} = 4000 \text{ MPa}$) oraz niski moduł ścinania (ok. 10 GPa), co umożliwia jego rozprowadzanie na powierzchni tarcia wskutek działających sił stycznych. Produkty zużycia GC mogą tworzyć cienką warstwę węglową na powierzchni pełniącą rolę smaru stałego, chroniąc zewnętrzną część powierzchni przed postępującym zużyciem. Ponadto GC cechuje się wysoką przewodnością cieplną i dużą pojemnością cieplną.

Ze względu na te właściwości materiał może bezpiecznie pracować w podwyższonej temperaturze, bez pogorszenia właściwości tribologicznych.

METODY BADAŃ

W ramach badań wytworzono kompozyty heterofazowe zbrojone cząstkami węgla krzemu (EV NANO Technology Co. Ltd.) lub azotku krzemu (H.C. Starck) z dodatkiem różnych form węgla. Zastosowanymi dodatkami węglowymi były wielościennie nanorurki węglowe (C-type, Helix Material Solutions) oraz amorficzna postać węgla – węgiel szklisty (uzyskiwany w procesie pirolizy żywicy fenolowo-formaldehydowej na Politechnice Śląskiej). Jako osnowę wykorzystano proszek aluminium (Sulzer Metco). Szczegółowy skład chemiczny został zaprezentowany w **Tabeli 1**.

Wszystkie materiały zostały wytworzone metodami metalurgii proszków. Pierwszym etapem było wysokoenergetyczne mielenie w młynie planetarnym (Planetary Micro Mill PULVERISETTE 6 classic Line). Energia potrzebna

do rozkruszenia cząstek oraz wstępnego mechanochemicznego połączenia cząstek metal–ceramika została zapewniona dzięki dużej prędkości obrotowej (650 min^{-1}) oraz odpowiedniej proporcji masy młyników do masy komponentów (4:1). Proces mielenia składał się z 36 etapów po 5 minut mielenia oraz 30 minut przerwy. Mielenie przeprowadzono w obojętnej atmosferze argonu.

Tabela 1. Skład chemiczny wytworzonych materiałów kompozytowych

Table 1. The chemical composition of manufactured composite materials

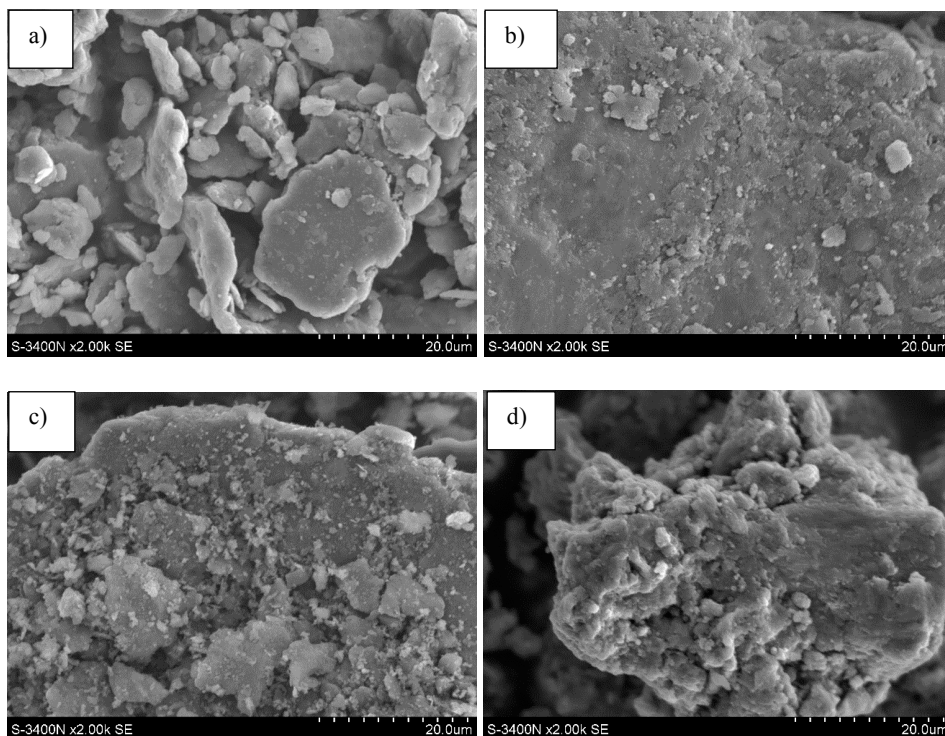
Materiał	Komponenty				
	osnowa wag. %	SiC wag. %	Si ₃ N ₄ wag. %	CNT wag. %	GC wag. %
SiC	84.2	15.8	-	-	-
SiC-CNT	83.4	15.6	-	1	-
SiC-GC	80	15	-	-	5
Si ₃ N ₄ -GC	80	-	15	-	5

W kolejnym etapie proszki poddano prasowaniu na gorąco w prasie De-gussa w próżni ($3 \cdot 10^{-3} \text{ Pa}$) i ciśnieniu prasowania 10 MPa. Temperatura spiekania przekraczała nieznacznie temperaturę topnienia osnowy. W trakcie nagrzewania zastosowano przystanek temperaturowy (około 450°C) celem wyrównania temperatury w całej objętości materiału. Mikrostruktury proszków kompozytowych i materiałów litych zostały poddane obserwacji z użyciem skaningowego mikroskopu elektronowego (S-3400N Hitachi).

Wstępne, porównawcze badania tribologiczne przeprowadzono w temperaturze otoczenia za pomocą tribotestera typu trzpień-powierzchnia płaska w ruchu posuwisto-zwrotnym w warunkach tarcia technicznie suchego. Całkowita droga tarcia wynosiła 90 m, obciążenie 50 N, a prędkość poślizgu 0,05 m/s, skok 9 mm. Na podstawie przeprowadzonych testów wytypowano materiał o najlepszych właściwościach celem przeprowadzenia testów tribologicznych w podwyższonej temperaturze 450°C i 550°C . Do tego celu wykorzystano tribotester CSM typu kulka–tarcza. Badanie wykonano w warunkach tarcia technicznie suchego, w ruchu obrotowym na średnicy 17 mm, pod obciążeniem 10 N, z prędkością poślizgu 0,1 m/s na drodze tarcia 250 m. Oba testy stanowią odrębne etapy badań, w których określono wartość współczynnika tarcia (COF) i ubytek masy w odmiennych warunkach pozwalających na określenie podstawowych właściwości tribologicznych materiałów. Wyniki (chwilowe wartości COF oraz ubytki masowe) przedstawiono na podstawie reprezentatywnych próbek odpowiadających typowym zjawiskom obserwowanym dla materiałów w danej serii zrealizowanej dla minimum 3 próbek. Powierzchnie po współpracy materiałów kompozytowych poddano analizie, wykorzystując do tego celu mikroskop skaningowy.

WYNIKI BADAŃ

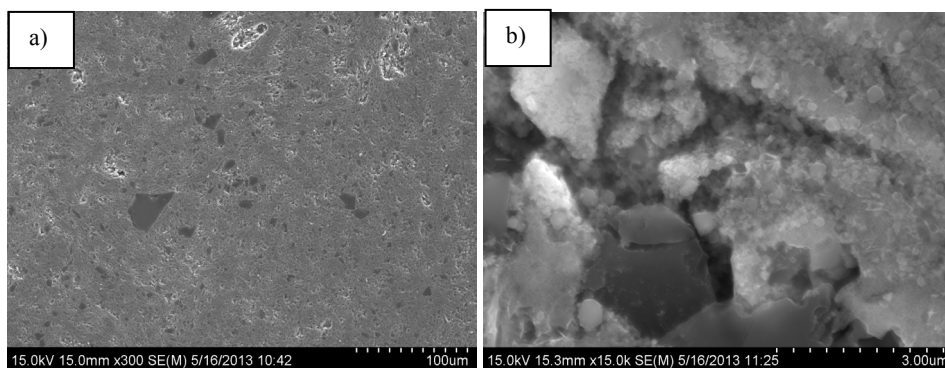
Obserwacje mikrostruktury proszków po wysokoenergetycznym mieleniu ujawniły znaczny wpływ węgla na efektywność mielenia. Proszki bez węgla oraz z CNTs wykazały gorszą fragmentację cząstek ceramicznych (**Rys. 1a, b**). Nanorurki węglowe nie zostały zaobserwowane. Przyczyną tego może być ich rozkruszenie podczas mielenia lub ich chemiczna reakcja z osnową w temperaturze 640°C. Dokładna analiza zjawisk zachodzących podczas etapu mielenia pomiędzy cząstkami węgla i aluminium będzie przedmiotem zainteresowania autorów w przyszłości. Cząstki aluminium wykazywały duże płatkowe kształty o małej grubości. Jest to wynikiem ich odkształcenia plastycznego w warunkach, w których energia jest zbyt niska, aby zapewnić deformację i zniszczenie plastycznych cząstek metalu. W obu materiałach zawierających cząstki węgla szklistego stwierdzono sferoidalne kształty cząstek aluminium (**Rys. 1c, d**).



Rys. 1. Mikrostruktura proszków kompozytowych SiC (a), SiC-CNTs (b), SiC-GC (c) i Si₃N₄-GC (d) po procesie wysokoenergetycznego mielenia w młynie planetarnym, SEM

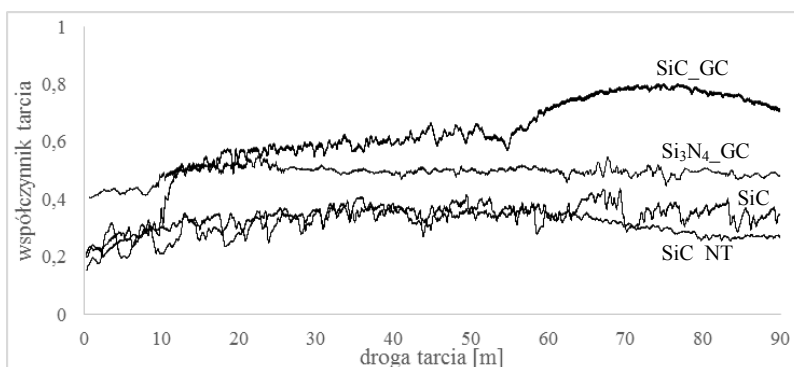
Fig. 1. The microstructure of composite powders SiC (a), SiC-CNTs (b), SiC-GC (c) and Si₃N₄-GC (d), after high energy milling, SEM

Na tej podstawie można stwierdzić, że dla kompozytów z GC jest wymagana niższa energia do rozkruszania cząstek. Ponadto dla materiałów z węglem szklistym cząstki zbrojenia są równomiernie rozproszone i dobrze związane z cząstkami osnowy. Średnia średnica cząstek ceramicznych we wszystkich materiałach nie przekraczała 2 μm . Poprawna fragmentacja, homogenizacja i wstępne połączenie cząstek zbrojenia z osnową stanowiły podstawę do wytworzenia materiałów wolnych od wad w procesach metalurgii proszków. W kolejnym etapie badań za pomocą mikroskopu SEM dokonano analizy mikrostruktur materiałów litych, uzyskanych w wyniku prasowania na gorąco. We wszystkich badanych materiałach nie zaobserwowano istotnych wad, jak segregacja, aglomeracja itp. Oba rodzaje cząstek zbrojenia (SiC i Si_3N_4) zostały poprawnie rozmieszczone w całej objętości materiału. Cząstki GC zostały jedynie częściowo rozkruszone (**Rys. 2**). Cząstki te wykazywały charakterystyczny kształt geometryczny z ostrymi krawędziami w szerokiej rozpiętości rozmiarów (1–60 μm), mimo tego zostały jednolicie rozproszone w całej objętości kompozytu. Ponadto stwierdzono, że powierzchnia styku Al-GC jest uprzywilejowanym miejscem do tworzenia porów (**Rys. 2**). Powodem tego może być duża pojemność cieplna węgla szklistego [**L. 14**]. Biorąc pod uwagę specyficzny kształt cząstek GC, właściwości cieplne oraz uzyskaną porowatość, można było spodziewać się gorszej jakości połączenia na granicy Al-GC niż na styku cząstek zbrojenia z osnową. Cząstki GC pełnią rolę smaru stałego chroniącego powierzchnie cierne, dlatego też obniżona jakość połączenia Al-GC wydaje się nie stanowić znaczącego problemu. Ze względu na szczególne właściwości GC (duża twardość i niski moduł ścinania) cząstki te wydają się być obiecującym rozwiązaniem materiałów w zastosowaniu w wysokoobciążonych węzłach tarcia.



Rys. 2. Morfologia cząstek węgla szklistego w kompozytach heterofazowych: rozmieszczenie cząstek w kompozycie (a), połączenie na granicy rozdziału (b), SEM
Fig. 2. The morphology of glassy carbon particles in heterophase composites: segregation of particles in composite (a), interface between matrix and particles (b), SEM

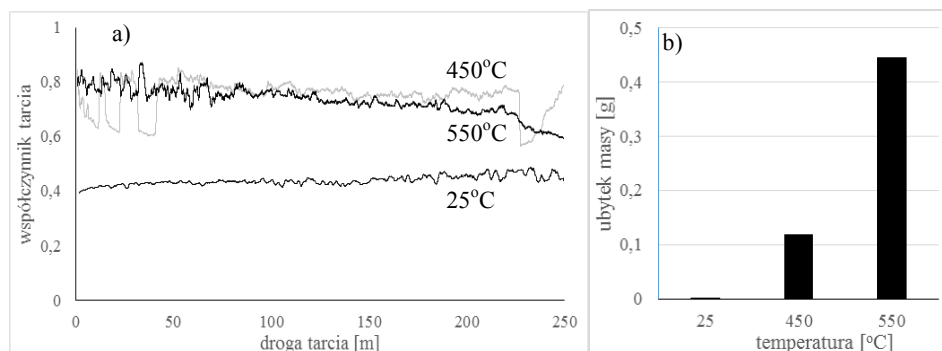
Wstępne badania właściwości tribologicznych wykazały istotny wpływ dodatków węglowych na właściwości materiałów ciernych (**Rys. 3**). Średnia wartość współczynnika tarcia dla kompozytu SiC-CNT nieznacznie odbiega od wartości zmierzonej dla materiału bez dodatków węglowych. Jednak obserwowane wahania wartości chwilowej współczynnika tarcia były niższe. Należy zauważyć, że dodanie 1% wag. CNTs spowodowało polepszenie właściwości tribologicznych. O wiele bardziej znaczące zmiany właściwości ciernych odnotowano dla materiałów zawierających węgiel szklisty. Oba kompozyty (SiC-GC, Si₃N₄-GC) wykazały wyższą średnią wartość współczynnika tarcia ($\mu = 0,6$). Jednak kompozyt SiC-GC wykazał znaczną niestabilność współczynnika tarcia. Po krótkim czasie jego wartość z 0,2 wzrosła do 0,6, a w końcowej drodze tarcia aż do 0,8. Podobne zjawiska gwałtownych skoków chwilowej wartości współczynnika tarcia zostały odnotowane dla wszystkich próbek z serii. Zaobserwowane wahania wartości μ są wynikiem niestabilności procesów zużycia warstwy wierzchniej materiału, mogącej być skutkiem niejednorodności rozmieszczenia fazy zbrojącej lub słabej jakości połączenia na granicy osnowa – zbrojenie. Ta niestabilność μ , szczególnie w początkowej części tarcia, może przyczynić się do nieprzewidywalnych zmian w rzeczywistym układzie hamulcowym.



Rys. 3. Zależność współczynnik tarcia w funkcji drogi tarcia badanych heterofazowych kompozytów w temperaturze pokojowej

Fig. 3. Friction coefficient versus friction distance for examined heterophase composites at ambient temperature

Znacznie lepsze właściwości zaobserwowano dla kompozytu Si₃N₄-GC. Materiał ten wykazał średnią wartość $\mu \approx 0,5$, bez istotnych różnic na całej drodze tarcia. Ze względu na otrzymane wyniki materiał ten został wytypowany do dalszych badań przeprowadzonych w podwyższonej temperaturze (**Rys. 4**).



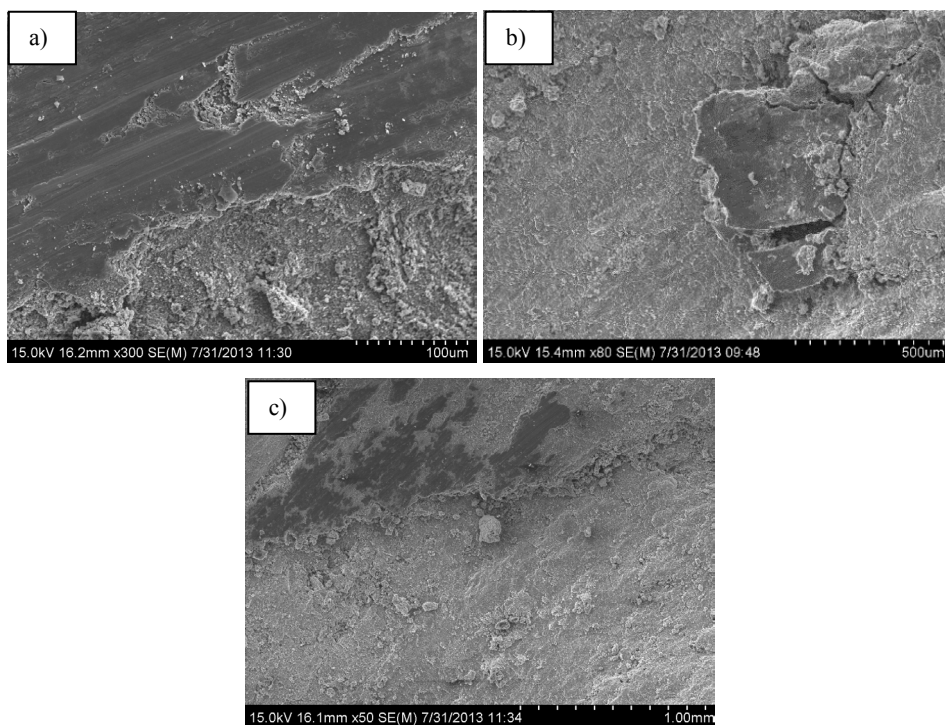
Rys. 4. Właściwości tribologiczne kompozytu $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-GC}$ w podwyższonej temperaturze: zmiany współczynnika tarcia w funkcji drogi (a), ubytki masy (b)

Fig. 4. The tribological properties of $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-GC}$ composite at high temperature: the coefficient of friction vs. friction distance (a) and mass loss (b)

Ze względu na konieczność wykonania badań w podwyższonej temperaturze na innym testerze oraz zastosowane warunki badań w pierwszej kolejności wykonano powtórzony test w temperaturze otoczenia. Wartość COF była stabilna w przedziale 0,4–0,5, co potwierdziło poprzednio uzyskane wyniki. Gwarantuje to dobrą podstawę do porównania właściwości tribologicznych w wysokiej temperaturze.

Testy wysokotemperaturowe przeprowadzono w temperaturze 450°C i 550°C (**Rys. 4a**). W temperaturze 450°C wartość współczynnika tarcia wzrosła do 0,8, a po pewnym czasie zaobserwowano znaczną niestabilność COF. Obserwowane spadki COF do wartości około 0,6, odnotowane zarówno na początku dystansu tarcia, jak i po 200 m drogi tarcia, związane są z obecnością warstwy tlenkowej na powierzchni kompozytu. W temperaturze 450°C nowo odkryte wskutek delaminacji obszary osnowy powodują gwałtowne obniżenie wartości współczynnika tarcia. W tej temperaturze aktywność tworzenia się warstwy tlenkowej i jej grubość są niewystarczające do pełnej stabilizacji właściwości tribologicznych, stąd też utworzona warstwa tlenkowa może być bardzo szybko usunięta z powierzchni tarcia. Następuje wtedy kontakt zarówno z warstwą tlenku aluminium, jak i osnową aluminiową. Wzrost temperatury do 550°C skutkował zwiększeniem stabilności warstwy tlenkowej na powierzchni materiału. Należy przypuszczać, że w tej temperaturze w wyniku większego powinowactwa aluminium do tlenu tworzy się warstwa tlenkowa, która nie jest usuwana z powierzchni tarcia. W rezultacie nie obserwuje się gwałtownych wahań wartości COF. Odnotowana tendencja spadkowa związana jest ze zmianą właściwości mechanicznych osnowy aluminiowej (w warstwie podtlenkowej) wskutek działania sił normalnych do powierzchni tarcia. W oparciu o przeprowadzone testy oraz analizę śladów wytarcia stwierdzono, że mecha-

nizm zużywania powierzchni tarcia zależy silnie od temperatury. W temperaturze otoczenia dominuje odkształcenie plastyczne z częściowym udziałem zużywania ściernego, co spowodowało mały ubytek masy. Wzrost temperatury doprowadził do zmiany zachowania materiału w obszarze tarcia i złożonego mechanizmu zużywania. Na początku współpracy warstwa wierzchnia jest odkształcana plastycznie (**Rys. 5a**). Wysoka temperatura powoduje znaczące zwiększenie zasięgu odkształcenia w głąb kompozytu. Umocniona plastycznie warstwa o podwyższonej twardości (dodatkowo twardość wzrasta przez utlenianie) jest słabo połączona z materiałem osnowy, co skutkuje jej delimitacją (**Rys. 5b**) i powstawaniem dużych produktów zużycia (**Rys. 5c**). Taki mechanizm zużywania skutkuje zwiększaniem COF oraz wielokrotnym zwiększeniem ubytku masy odnotowanym zwłaszcza w temperaturze 550°C (**Rys. 4b**). Mimo intensywnego zużycia w podwyższonej temperaturze analizowane materiały mogą efektywnie przenosić obciążenia w temperaturze powyżej 500°C.



Rys. 5. Poszczególne stadia zużywania materiału kompozytowego $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-GC}$ w podwyższonej temperaturze: odkształcenie plastyczne (a), proces delaminacji (b), obszar po usuniętej cząstce (c), SEM

Fig. 5. The stages of $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-GC}$ material wearing at high temperature: plastic deformation (a), delamination (b), area after torn particle (c), SEM

Należy zauważyć, że zastosowanie cząstek o wysokiej stabilności termicznej (Si_3N_4 , SiC, GC) doprowadziło do uzyskania wysokiej wartości współczynnika tarcia w podwyższonej temperaturze 550°C i 450°C. Uzyskane różnice wartości współczynnika tarcia w podwyższonych temperaturach są nieznaczne, a otrzymana stabilność μ jest zadowalająca. Określona wartość μ jest odpowiednia dla potencjalnych zastosowań w węzłach tarcia, np. okładziny hamulcowe motocykli. Ponadto ze względu na zastosowaną technologię produkcji osiągnięto podwyższenie dopuszczalnej temperatury wytworzonych materiałów. Zgodnie z analizą danych literaturowych kompozyty na bazie glinu wytwarzane metodami odlewniczymi, zbrojone cząstkami ceramicznymi (SiC lub Al_2O_3) mogą być stosowane jedynie do 400°C. Przeprowadzona analiza potwierdziła, że zaprezentowany materiał może z powodzeniem pracować w temperaturze wyższej niż 550°C.

PODSUMOWANIE

Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono istotny wpływ dodatków węglowych na właściwości tribologiczne kompozytów. Dodanie jedynie 1% wag. nanorurek węglowych skutkowało stabilizacją wartości współczynnika tarcia. Co więcej – ze względu na szczególne właściwości węgla szklistego materiał ten wydaje się być obiecującym do stosowania w ciernych węzłach maszyn. Węgiel szklisty podczas tarcia w temperaturze otoczenia jest rozmazywany na powierzchni trącej i pełni rolę ochronną przeciw postępującemu zużyciu. Ponadto wytworzona warstwa węglowa stabilizuje chwilowe wartości współczynnika tarcia. W temperaturze podwyższonej cząstki GC zapewniają zmniejszenie zużycia z uwagi na ograniczenie wzrostu temperatury. Dzięki dużej pojemności cieplnej energia cieplna generowana tarciem jest przejmowana przez cząstki węglowe w większym stopniu niż przez materiał osnowy. Dzięki temu zastosowanie cząstek węgla szklistego, ale także innych materiałów węglowych może przyczyniać się ograniczenia zmian właściwości materiału osnowy związanych ze wzrostem temperatury. Umożliwia to wykorzystanie aluminium i jego stopów jako osnowy kompozytów w temperaturze wyższej niż 500°C. Ponadto obecność różnego rodzaju dodatków do kompozytu (zwłaszcza kompozytów heterofazowych) blokuje delaminację materiału w podwyższonej temperaturze i tym samym zmniejsza jego zużycie.

Badania potwierdziły, że dzięki wykorzystaniu technologii mielenia wysokoenergetycznego istnieje możliwość wytworzenia materiału kompozytowego zawierającego ultradispersyjne cząstki o różnym składzie fazowym i stabilnych właściwościach tribologicznych w szerokim zakresie temperatury stosowania. Przedstawione wyniki badań mogą stanowić podstawę do projektowania i wytwarzania nowej generacji materiałów ciernych wykorzystywanych w wysokoobciążonych węzłach tarcia przemysłu motoryzacyjnego lub lotniczego.

Praca została zrealizowana w ramach programu Innowacyjna Gospodarka, finansowanego przez Europejski fundusz Rozwoju Regionalnego POIG.01.01.02-00-015/08-00 pt.: Nowoczesne technologie w materiałowe stosowane w przemyśle lotniczym.

LITERATURA

1. Islam M.A., Haseeb A.S.M.A, Kurny A.S.W.: Study of wear of as-cast and heat-treated spheroidal graphite cast iron under dry sliding conditions. *Wear*, (188), 1–2, 1995, 61–65.
2. Tennenhouse G.J., Runkle F.D.: The effects of oxygen on the wear of Si₃N₄ against cast iron and steel. *Wear* (110), 1, 1986, 75–81.
3. Wang Y.P., Lia D.Y., Parent L., Tian H.: Improving the wear resistance of white cast iron using a new concept – High-entropy microstructure; *Wear*, Volume 271, Issues 9–10, 29 July 2011, Pages 1623–1628
4. Chen R., Iwabuchib A., Shimizub T., Shinc H.S., Mifunea H.: The sliding wear resistance behavior of NiAl and SiC particles reinforced aluminium alloy matrix composites; *Wear*, Volume 213, Issues 1–2, 30 December 1997, Pages 175–184.
5. Dawihl W., Frisch B.: Wear properties of tungsten carbide and aluminium oxide sintered materials; *Wear*, Volume 12, Issue 1, July 1968, Pages 17–25.
6. Alpas A.T., Zhang J.: Effect of SiC particulate reinforcement on the dry sliding wear of aluminium-silicon alloys (A356); *Wear*, Volume 155, Issue 1, 15 May 1992, Pages 83–104.
7. Karbalaee Akbari M., Baharvandi H.R., Mirzaee O.: Nano-sized aluminum oxide reinforced commercial casting A356 alloy matrix: Evaluation of hardness, wear resistance and compressive strength focusing on particle distribution in aluminum matrix; *Composites Part B: Engineering*, Volume 52, September 2013, Pages 262–268.
8. Alaneme K.K., Adewale T.M., Olubambic P.A.: Corrosion and wear behaviour of Al–Mg–Si alloy matrix hybrid composites reinforced with rice husk ash and silicon carbide; *Journal of Materials Research and Technology*, Volume 3, Issue 1, January – March 2014, Pages 9–16.
9. Bharatha V., Nagaralb M., Auradic V., Korid S.A.: Friction and wear behavior of Ni–P coated Si₃N₄ reinforced Al6061 composites; *Tribology International*; Volume 43, Issue 3, March 2010, Pages 623–634.
10. Lim C.Y.H., Leo D.K., Ang J.J.S., Gupta M.: Wear of magnesium composites reinforced with nano-sized alumina particulates; *Wear*; Volume 259, Issues 1–6, July–August 2005, Pages 620–625.
11. Wang T., Shozaki M., Yamamoto M., Kagawa A.: Synergy effect of reinforcement particle, fiber and matrix on wear resistance of hybrid metal matrix composite fabricated by low pressure infiltration process; *Materials & Design*, Volume 66, Part B, 5 February 2015, Pages 498–503.
12. Olszówka-Myalska A., Myalski J., Hekner B.: Tribological characteristics of the magnesium matrix-glassy carbon particles composite manufactured by different casting methods; *Conference Papers in Science*, Article ID 919308.

13. Olszówka-Myalska A., Myalski J., Chrapoński J.: Influence of casting procedure on microstructure and properties of Mg alloy-glassy carbon particle composite; *International Journal of Materials Research*, Volume 7, March 2015, Pages 741–749.
14. Robertson J.: Amorphous carbon; *Solid State and Materials Science*, Volume 1, no 4, 1989, Pages 557–561.

Summary

This paper presents the influence of a type of reinforcement and carbon additives on the tribological properties of composite materials, which were manufactured for potential application in highly loaded friction contacts. The influence of carbon nanotubes and amorphous phase of carbon on the tribological properties of aluminium-based composites was measured. The manufacturing technology of the created materials is based on high-energy milling of powders with subsequent hot pressing at the semi-liquid phase. During research, the aluminium-based composites reinforced by silicon carbide (SiC) or silicon nitride (Si₃N₄) were produced. The 1 wt.% of carbon nanotubes (CNTs) or 5 wt.% of glassy carbon particles (GC) were used as additives. The proper selection of milling parameters (velocity, ball to powder ratio, etc.) provided an opportunity to obtain the energy level, which was required for the proper fragmentation of reinforcement particles and for the proper homogenisation of composite powder. The tribological properties of wear were measured (coefficient of friction, wear ratio, etc.) at ambient and high temperatures for the manufactured materials. The conducted research confirm that, due to the adequate level of the friction coefficient and low wear, the presented materials can be used in the automotive industry, e.g. like brake pads. High stability at the required level (0.5–0.8) at temperatures higher than 400°C was observed. The application of carbon additions led to the increase of friction properties. The composite reinforced by silicon nitride was characterized by the best friction properties among the analysed materials.