

Krzysztof Naplocha¹, Andrzej Janus²

Politechnika Wroclawska, Instytut Technologii Maszyn i Automatykacji, ul. Łukasiewicza 3/5, 50-371 Wrocław, e-mail: krzysztof.naplocha@pwr.wroc.pl

ODPORNOŚĆ NA ŚCIERANIE KOMPOZYTÓW NA OSNOWIE STOPU ALUMINIUM UMACNIANYCH WŁÓKNAMI Al_2O_3 ORAZ GRAFITEM

Przedstawiono badania odporności na ścieranie, w warunkach tarcia suchego, materiałów kompozytowych zawierających grafit. Wytwarzano kształtki zawierające 6,5÷15,0% obj. włókien Al_2O_3 (Saffil) i 1,5÷12,0% obj., które nasycano stopem EN-AC AlSi7Mg metodą bezpośredniego prasowania w stanie ciekłym. Użyte do łączenia włókien spoiwo tworzyło silne połączenia jedynie pomiędzy włóknami Al_2O_3 , gdyż grafit jest niezwilżalny (rys. 1) i został jedynie uwięziony w splocie włókien Al_2O_3 . Jednakże kształtki cechowały się wystarczającą wytrzymałością i przepuszczalnością, co pozwoliło z powodzeniem na nasycenie ich ciekłym stopem. Obserwacje mikroskopowe przełomów kompozytów wykazały słabe połączenie grafit-osnowa (rys. 2). Pomiary ścieralności przeprowadzono na urządzeniu (rys. 3), w którym próbka była dociskana do stalowej przeciwpróbki przesuwającej się ruchem posuwisto-zwrotnym. Badania ścieralności potwierdziły korzystny wpływ grafitu na odporność na ścieranie (rys. 4) oraz poprawę warunków tarcia. Zwiększanie nacisku w prowadzonych pomiarach przyczyniało się do wzrostu zużycia zarówno kompozytów zawierających włókna (rys. 5), jak i płatki grafitowe (rys. 6). Obserwacje mikroskopowe powierzchni tarcia oraz obszarów w ich sąsiedztwie pozwoliły stwierdzić, że grafit jest rozkruszany (rys. 7) i wyciskany z osnowy, pozostawiając zagłębienia, które w trakcie ścierania powiększają się i łączą wzdłuż linii zgodnej z kierunkiem ścierania (rys. 8). Umocniona włóknami tlenku aluminium osnowa może być złuszczana, odsłaniając płatki grafitu (rys. 8a). W przypadku wystąpienia grafitu na dnie wyżłobień dochodzi do uwalniania filmu grafitowego i równoczesnego pogłębienia rowka (rys. 8b).

Słowa kluczowe: kompozyt, włókno, grafit, odporność na ścieranie

WEAR RESISTANCE OF ALUMINIUM MATRIX COMPOSITES REINFORCED WITH Al_2O_3 FIBRES AND GRAPHITE

Tribological characteristics of aluminium matrix composite reinforced with alumina fibres and graphite have been reported. Investigation deals with preparation of preforms with about 6.5÷15.0 vol.% Al_2O_3 fibres (Saffil) and 1.5÷12.0 vol.% graphite which were next infiltrated using squeeze casting method. Porous preforms possess suitable permeability, good strength and reveal semi-oriented arrangement of fibres and graphite flakes. The graphite is not wetted by the binder used to join alumina fibres and harden preform, it was possible (Fig. 1) to achieve wetting of alumina fibres only. The composite microstructures exhibit regular arrangement of fibres and rather poor bonding between matrix and graphite (Fig. 2). Dry wear test were carried out using wear tester (Fig. 3) at room temperature. The effects of applied load and graphite volume fraction on dry sliding friction and wear properties of the hybrid composites were investigated at constant sliding velocity of 0.92 m/s and various loads which in relation to 8 mm diameter of samples corresponds to pressure of $P_1 = 0.81$; $P_2 = 1.23$; $P_3 = 1.53$ MPa. Comparison of wear loss for monolithic Al-Si7 alloy and its composites reveals that alumina fibres considerably improved this property but addition of 5 vol.% of graphite also protected from seizure (Fig. 4). Figure 5 shows the effect of sliding load on volume losses of composite reinforced with 1.9; 2.7; 4.6 vol.% C fibres and 8 vol.% alumina fibres. Under smaller loads composites reveal constant wear loss similar to composites reinforced with carbon flakes (Fig. 6). It is worthy of notice that the composites reinforced with graphite fibres were less sensitive to applied load than both the matrix and the composites with graphite flakes. Wear surface of composite and microstructure near this surface were examined to explain wear behaviour. Crush of graphite fibres and segments of alumina fibres embedded in matrix on wear surface was frequently observed (Fig. 7a). In the case of composite with graphite flakes weak layers of matrix fractured and delaminated above pocket of graphite (Fig. 7b). It produced cavities of graphite which was next mixed with debris and as the wear test continued this holes joined together along direction of counterpart movement (Fig. 8a). Graphite flakes located under the grooves of the wear surface weaken composite and accelerate wear process (Fig. 8b).

Keywords: composite, fibre, graphite, wear

WPROWADZENIE

Nieustanne dążenie do zwiększenia trwałości oraz poprawy wskaźników eksploatacyjnych elementów maszyn skłania do poszukiwań materiałów wysokiej jakości oraz wydajnych metod ich wytwarzania.

W przypadku materiałów kompozytowych o osnowie metalowej, umacnianych włóknami, najczęściej obserwuje się poprawę własności wytrzymałościowych oraz wzrost odporności na ścieranie. Rozwój i ulepszenie

^{1,2} dr inż.

tych materiałów doprowadziło do kompozytów sprawdzających się w warunkach tarcia suchego. Można wśród nich odnaleźć kompozyty zawierające grafit, który ze względu na swoją budowę warstwową pozwala wytworzyć film smarujący, rozdzielający parę tarcą. W przypadku kompozytów na osnowie stopów aluminium zapobiega on skutecznie adhezyjnemu szczepianiu, wzrostowi temperatury w strefie tarcia oraz zacieraniu. W dotychczasowych badaniach najczęściej szukano odpowiedzi na pytanie, jaki jest mechanizm zużywania, jaka jest najlepsza zawartość grafitu i w jakim stopniu parametry tarcia (zwykle nacisk oraz prędkość) wpływają na wielkość zużycia.

Obecność grafitu w formie płatków niemal zawsze przyczynia się do zmniejszenia współczynnika tarcia, rozdrobnienia produktów zużycia, szybszego odprowadzania ciepła i wzrostu odporności na zacieranie. W niektórych jednak badaniach obserwuje się spadek odporności na ścieranie kompozytów w całym zakresie pomiarowym [1] lub ścieranych pod dużym naciskiem [2]. W innych odnotowuje się poprawę odporności niezależnie od warunków tarcia [3] lub definiuje optimum zawartości wynoszące 4÷6% grafitu [4].

Wykorzystanie grafitu w formie włókien, w dotychczasowych badaniach, prowadzi do wzrostu odporności na ścieranie [5, 6], a zastosowanie kształtki hybrydowej z włókien Al_2O_3 i C przyczynia się do poprawy własności mechanicznych również w podwyższonych temperaturach [7]. Wzrost nacisku przy ścieraniu przyczynia się do zwiększonego zużycia [8] szczególnie przy większej zawartości grafitu [2].

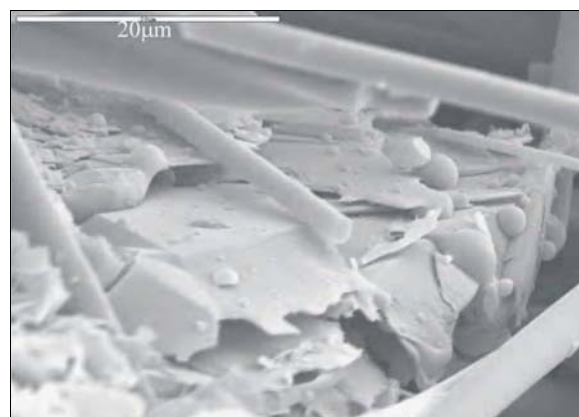
Analizy mechanizmu zużywania się kompozytów w warunkach tarcia suchego - choć na ogół złożone - są w pewnych punktach zgodne. Często przywołuje się tzw. efekt kompozytowy, który dotyczy dwóch przeciwstawnych czynników wpływających na odporność na ścieranie. Pierwszy to osłabianie osnowy przez grafit, dominujący do około 5% zawartości C [1], drugi to w wyniku wyciskania grafitu zdolność tworzenia filmu smarującego, czemu sprzyja słabe połączenie grafitu z osnową, między innymi ze względu na silnie anizotropowy charakter rozszerzalności cieplnej grafitu [9]. W przypadku włókien grafitowych poza umacnianiem osnowy i tworzeniem filmu smarującego, zapobiegającego adhezji trących powierzchni, często obserwuje się ich wyciąganie z osnowy [6, 7] oraz pękanie osnowy przy powierzchni trącej [5].

Innym opisywanym mechanizmem zużywania się jest złuszczenie czy też delaminacja. Warstwa przypowierzchniowa (subwarstwa) w wyniku znacznych odkształceń tworzy w trakcie procesu tarcia odrębną pod względem budowy strukturę. Materiał przypowierzchniowy, który nie został jeszcze starty, zostaje mechanicznie zmieszany z produktami zużycia (MML - mechanically mixed layer), zazwyczaj z popękniętymi włóknami, cząstkami osnowy lub nawet materiałem przeciw-

próbki [5, 6]. Jeżeli naprężenia pomiędzy materiałem nienaruszonym w głębi a tą warstwą przekroczą wartości krytyczne, dochodzi do złuszczenia [8]. Obecność innych włókien, zwykle Al_2O_3 , może skutecznie zapobiegać deformacji osnowy, przenosić obciążenie i blokować mikropęknięcia często rozwijające się wzdłuż kierunku tarcia. Wydaje się, że integralność powierzchni trącej i złuszczenie się warstwy przypowierzchniowej jest podstawowym czynnikiem wpływającym na odporność na ścieranie materiałów kompozytowych zawierających grafit.

MATERIAŁ BADAWCZY

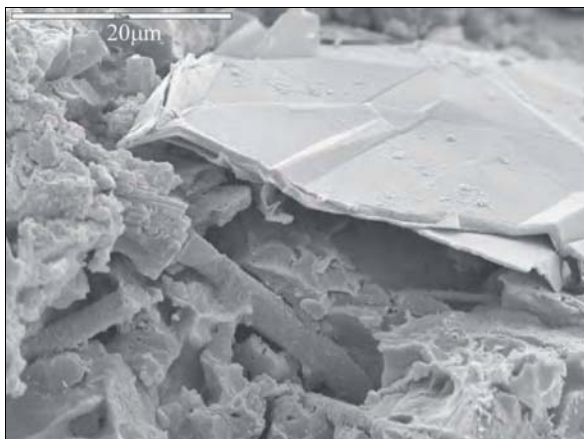
Badane materiały wykonano metodą prasowania w stanie ciekłym. Najpierw przygotowano kształtki z włókien Saffil z domieszką grafitu. Zastosowano grafit w formie płatków oraz włókien produkcji Zakładów Elektrod Węglowych w Raciborzu. Płatki grafitowe Els-395 o frakcji 0,062 cechowały się czystością frakcyjną. Włókna o średnicy 10 μm wykonane na bazie poliakrylonitrylu zawierają co najmniej 99,9% węgla. Do łączenia włókien i nadania kształtce trwałości niezbędnej do przeniesienia naporu strugi ciekłego metalu podczas infiltracji użyto spoiwa na bazie krzemionki. Badania skaningowe wykazały brak zwilżalności grafitu przez to spoiwo, co uwidaczniało się jego kropelkową postacią na powierzchni płatków (rys. 1). Jednakże dostateczna wytrzymałość połączeń między włóknami tlenku aluminium oraz unieruchomienie grafitu w splocie tych włókien okazały się wystarczające do prawidłowego przeprowadzenia prasowania w stanie ciekłym. Po wysuszeniu kształtkę wypalano w atmosferze gazu obojętnego, a przed samym włożeniem kształtki do matrycy i nasycaniem stopem EN-AC AlSi7Mg nagrzewano do temperatury 500°C. Badania wykonano na próbkach wyciętych z odlewu lokalnie zbrojonego bez obróbki cieplnej.



Rys. 1. Przełom kształtki z widokiem kropelek spoiwa na powierzchni płatków grafitu

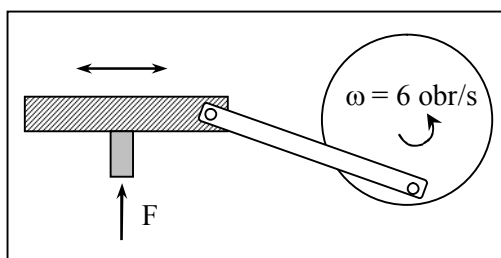
Fig. 1. Fracture of preform with the view of binder drops on graphite surface

Obserwacje przełomów próbek kompozytów wykazały całkowite nasycenie kształtek ciekłym stopem. Pomimo słabszej przepuszczalności kształtek z grafitem nie przyczynił się on do zauważalnego wzrostu porowatości. Brak wyraźnych śladów resztek osnowy na płatkach grafitu na powierzchni przełomu może sugerować, że połączenie między grafitem a osnową jest bardzo słabe (rys. 2).



Rys. 2. Przełom kompozytu z widokiem grafitu płatkowego

Fig. 2. Fracture of preform with the view of binder drops on graphite surface



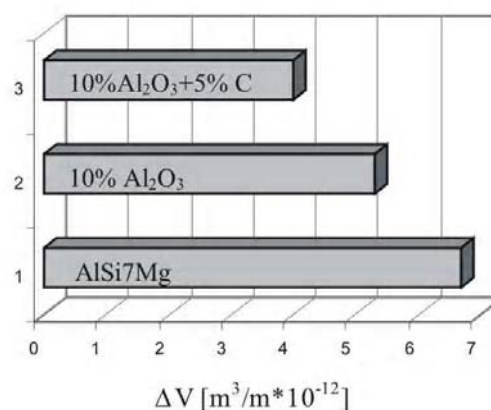
Rys. 3. Schemat stanowiska do badań ścieralności

Fig. 3. Scheme of wear test device

Do badań odporności na ścieranie wykorzystano próbki o średnicy 8 mm, które mocowano w specjalnym zacisku i dociskano odpowiednią siłą do stalowej przeciwpróbki, przesuwającej się ruchem posuwisto-zwrotnym (rys. 3). Stosowano siły, które, uwzględniając średnicę próbki, wywoływały ciśnienia $P_1 = 0,81$; $P_2 = 1,23$; $P_3 = 1,53$ MPa. Przeciwpróbkę wykonano ze stali narzędziowej CT70 o twardości 67 HRC. Średnia prędkość przesuwu była jednakowa dla wszystkich prób i wynosiła 0,92 m/s. Przed każdym pomiarem powierzchnię trącą próbki szlifowano papierem 1200 i przemywano acetonem. Badane materiały zawierały od 6,5 do 15% obj. włókien Saffil oraz od 1,5 do 12% obj. grafitu. W artykule zaprezentowano najistotniejsze na obecnym etapie prac wyniki badań ścieralności oraz wnioski z obserwacji mikroskopowych.

WYNIKI BADAŃ

Przeprowadzone na wstępie badania próbek ze stopu nieumocnionego, umocnionego tylko włóknami Al_2O_3 oraz włóknami i grafitem, wykazały różnice w wielkości zużycia oraz w sposobie zużywania się pary trącej. W przypadku próbek nieumocnionych, wykonanych ze stopu AlSi7Mg , już przy najniższych naciskach (0,81 MPa) dochodziło do wyrywania i przywierania do przeciwpróbki cząstek stopu aluminium. Pomimo tak niekorzystnego charakteru współpracy pary trącej obserwowano ilościowo niewielkie zużywanie się próbki nieumocnionej (rys. 4). Można przypuszczać, że przyczyniają się do tego, obecne w stopie, twarde wydzielenia krzemu.



Rys. 4. Zużycie próbek nieumocnionych (1), zawierających 10% obj. włókien Al_2O_3 (2) oraz 10% obj. włókien Al_2O_3 i 5% obj. C (3) przy nacisku $P_2 = 1,23$ MPa

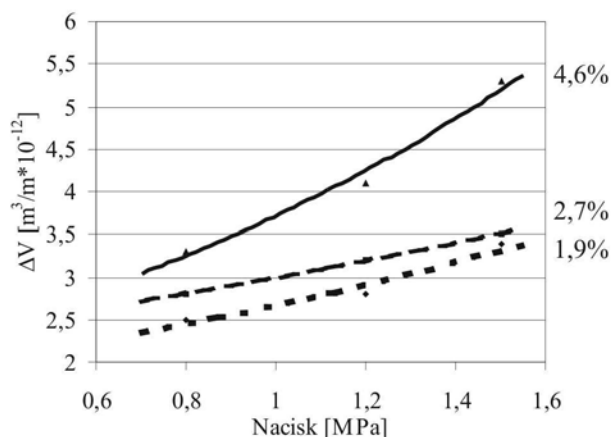
Fig. 4. Volumetric wear loss of matrix (1), composite reinforced with 10 vol. % Al_2O_3 fibres (2) and composite with 10 vol.% Al_2O_3 fibres plus 5 vol.% C (3) at load of 1.23 MPa

Umocnienie osnowy włóknami tlenku aluminium nadało próbkom większą spójność i przeciwdziało plastycznym odkształceniom powierzchni trącej. Skutkowało to odpowiednio mniejszym zużyciem próbki, poprawą warunków współpracy pary trącej oraz złobieniem i szybszym ścieraniem przeciwpróbki.

Próbki umocnione włóknami Al_2O_3 i grafitem zdecydowanie najlepiej zachowywały się w warunkach tarcia suchego. Postać powstającego filmu grafitowego uzależniona od zawartości włókien Al_2O_3 i grafitu oraz od nacisków nie gwarantowała oddzielenia pary trącej.

Analiza wyników pomiarów zużycia próbek zawierających grafit w postaci włókien wykazała, że ze wzrostem nacisku rośnie zużycie kompozytu (rys. 5). Większa zawartość włókien przyczynia się do wzrostu zużycia wraz ze wzrostem obciążenia. Próbka zawierająca 4,6% obj. C przy nacisku 1,53 MPa wykazywała podobne zużycie jak stop nieumocniony przy mniejszym nacisku (1,23 MPa). Można stwierdzić, że w celu wytworzenia materiału o jak najlepszej odporności na ścieranie zawartość grafitu w postaci włókien nie powinna

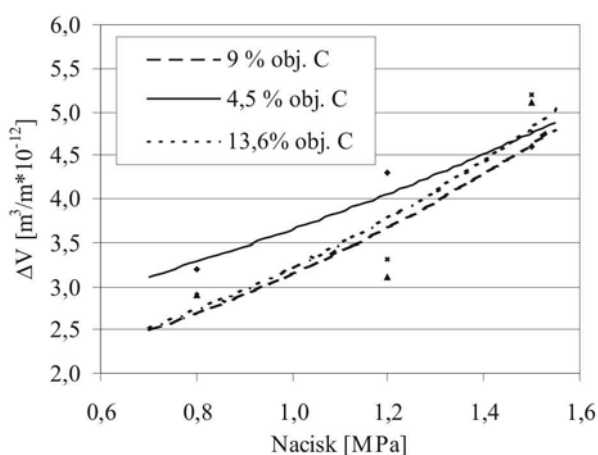
przekraczać 3% obj. Na rysunku 4 przedstawiono zużycie próbek, które zawierały 1,9; 2,7; 4,6% obj. włókien grafitowych oraz 8% obj. włókien Al_2O_3 .



Rys. 5. Wpływ nacisku na zużycie kompozytów zawierających 1,9; 2,7; 4,6% obj. włókien grafitowych

Fig. 5. The influence of load on wear loss of composite reinforced with 1.9; 2.7; 4.6 vol.% C fibres

Nieco inną podatność na naciski wykazywały próbki zawierające grafit w postaci płatków. Zużywały się w stopniu zbliżonym to tego, jaki odnotowano w próbkach z małą ilością włókien grafitowych. Wzrost zużycia był szczególnie widoczny w próbach ścieranych pod naciskiem $P_3 = 1,53$ MPa. Zawartość grafitu nie miała większego wpływu na stopień zużycia, minimalnie lepszą odporność wykazywały kompozyty zawierające 9% obj. grafitu (rys. 6).



Rys. 6. Wpływ nacisku na zużycie kompozytów zawierających 4,5; 9,0 i 13,6% obj. grafitu płatkowego

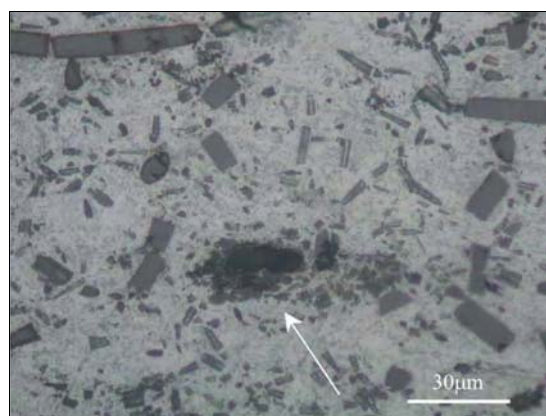
Fig. 6. The influence of load on wear loss of composites with 4.5; 9.0 and 13.6 vol.% C flakes

Wykonano badania mikroskopowe powierzchni ścierania oraz zglądów w płaszczyźnie do niej prostopadłej i równoległej. Starano się określić rolę grafitu w sposobie zużywania się próbek. Pewne zjawiska trudne do zinter-

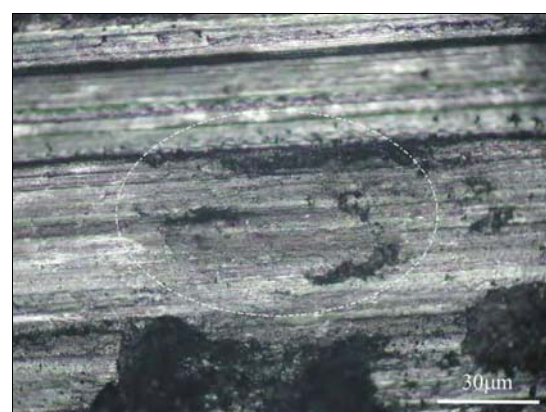
pretowania wymagają dalszych badań i zostaną tylko zasygnalizowane.

Obserwacje zglądów próbek zawierających grafit w postaci włókien nie ujawniły wyciągania włókien nawet przy mniejszych naciskach. Jedynie po polerowaniu, w sąsiedztwie porowatości, dochodziło do wyciągania końców włókien, które były ułożone pod niewielkim kątem do powierzchni polerowanej. Częściej obserwowano pęknięcie włókien, rozdrabnianie i rozmazywanie na powierzchni trącej (rys. 7a). Miażdżenie włókien przebiegało również w głąb od powierzchni trącej, stając się pewnego rodzaju ogniskiem erozji. W przeciwieństwie do włókien grafitowych włókna Al_2O_3 pękały, a ich fragmenty wbijały się w powierzchnię i przemieszczały w głąb być może na skutek opisywanego w literaturze zjawiska MML.

a)



b)



Rys. 7. Widok rozkruszonego włókna grafitowego (a), powierzchnia tarcia tuż przed złuszczeniem osnowy ponad grafitem (b)

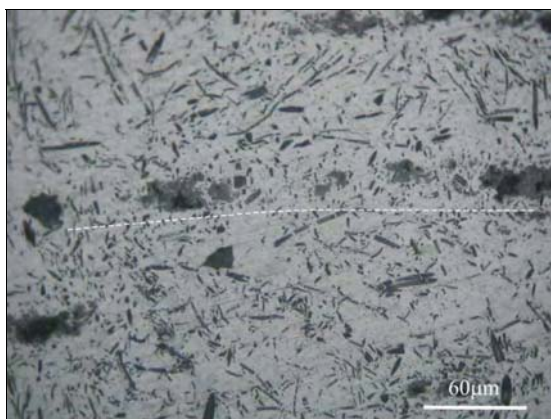
Fig. 7. Crushed graphite fibres (a) and wear surface before delamination over graphite flake (b)

Nieco inaczej przebiegał proces zużycia w przypadku próbek z grafitem w postaci płatków. Początkowo cienka warstewka osnowy ponad grafitem pękała wzdłuż kierunku ścierania (rys. 7b), a następnie dochodziło do odsłaniania kieszeni z grafitem. Proces wymazywania grafitu przebiegał wolniej przy mniejszych naciskach i w

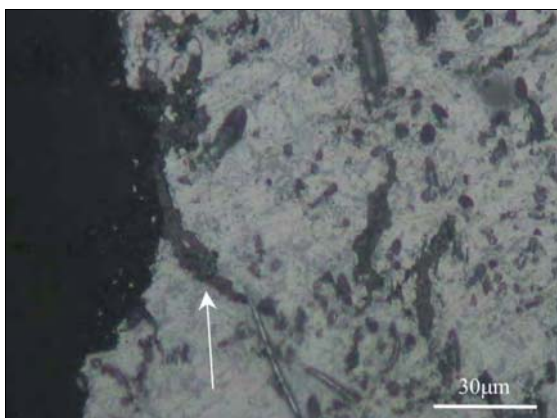
zasadzie polegał na zastąpieniu grafitu mieszanką produktów zużycia. Podobnie jak w przypadku grafitu w postaci włókien powstające zagłębienie było początkiem ogniska erozji. Tak osłabione mikroobszary, znalazłszy się na linii zgodnej z kierunkiem ścierania, łączyły się, dając początek wyżłobieniom (rys. 8a). Proces ten, choć często obserwowany, nie jest do końca jednoznaczny. W pewnych warunkach ogniska erozji skupiały się na liniach, które odpowiadały wypukłym garbom. Możliwe, że uwalniany z tych ognisk film grafitowy w pierwszej kolejności zabezpieczał w tych miejscach powierzchnię trącą.

Obserwacje zglądów wykonanych w płaszczyźnie prostopadłej do powierzchni ścieranej, po 2500 m drogi tarcia, wykazały obecność wyżłobień, pod którymi niekiedy występował grafit (rys. 8b). Można podejrzewać, że przyspiesza on wykruszanie się osnowy i dalsze pogłębianie rowka.

a)



b)



Rys. 8. Łączenie się ognisk erozji zawierających grafit (a), widok grafitu pod wyżłobieniem na powierzchni trącej (b)

Fig. 8. Coalescence of graphite pinholes along wear direction (a) graphite flakes under groove of wear surface (b)

PODSUMOWANIE

Dodanie grafitu podczas wytwarzania materiałów kompozytowych umacnianych włóknami nie komplikuje ani też nie podraża zastosowanej technologii. Grafit przyczynia się do umiarkowanego wzrostu odporności na ścieranie i zdecydowanie poprawia warunki współpracy pary trącej. Powierzchnie trące próbki i przeciwpróbki w przeciwieństwie do próbki nieumocnionej są wolne od rozległych wżerów i plastycznego płynięcia osnowy. W przypadku stopu nieumocnionego na powierzchni przeciwpróbki dochodziło do szepiania i przywierania drobin stopu aluminium już przy najmniejszym nacisku. Kompozyt umacniany tylko włóknami tlenku aluminium w znacznie mniejszym stopniu odkształcał się pod dużym naciskiem, niestety przyczyniał się do intensywniejszego żłobienia przeciwpróbki. Wzrost obciążenia zarówno dla próbek umacnianych grafitem w formie płatków, jak i włókien powodował większe zużycie, choć próbki zawierające do 2% obj. włókien grafitowych wykazywały najmniejszą wrażliwość na naciski i największą odporność.

Podczas badań mikroskopowych zaobserwowano duże ilości fragmentów popękanych włókien utwierdzonych w powierzchni trącej oraz tuż pod nią. Można przypuszczać, że dochodzi do ich transportu i mieszania z osnową. Prawdopodobnie stanowią one punkty podparcia dla przeciwpróbki. Ponieważ często proces zużycia przebiegał poprzez poszerzanie kieszeni po graficie, rozkruszone włókna nie mogły skutecznie przeciwdziałać zuzywaniu się osnowy. Ogólnie jednak część włókien pozostaje nienaruszona, wiąże osnowę osłabioną przez grafit i spowalnia proces zużycia.

LITERATURA

- [1] Ted Guo M.L., Tsao Chi.-Y.A., Tribological behaviour of aluminium/SiC/nickel-coated graphite hybrid composites, *Materials Science and Engineering* 2002, A 333, 34-145.
- [2] Lim S.C., Gupta M., Ng W.B., Friction and wear characteristics of Al-Cu/C composites synthesised using partial liquid phase casting process, *Materials and Designs* 1997, 18, 161-166.
- [3] Kestursatya M., Kim J.K., Rohatgi P.K., Wear performance of copper-graphite composite and a leaded copper alloy, *Materials Science and Engineering* 2003, A 339, 150-158.
- [4] Yang J.B., Lin C.B., Wang T.C., Chu H.Y., The tribological characteristics of A356.2Al alloy/Gr composites, *Wear* 2004, 257, 941-952.
- [5] Daoud A., Wear performance of 2014 A alloy reinforced with continuous carbon fibres manufactured by gas pressure infiltration, *Materials Letters* 2004, 58, 3206-3213.
- [6] Song J.I., Han K.S., Effect of volume fraction of carbon fibres on wear behaviour of Al/ Al_2O_3 /C hybrid metal matrix composites, *Composite Structures* 1997, 39, 309-318.
- [7] Liu Yao-hui, Du Jun, Yu Si-rong, Wang Wei, High temperature friction and wear behaviour of Al_2O_3 and/or carbon short fibre reinforced Al-12Si alloy composites, *Wear* 2003, 256, 275-285.

- [8] Du Jun, Liu Yao-hui, Yu Si-rong, Li Wen-fang, Dry sliding friction and wear properties of Al_2O_3 and carbon short fibres reinforced Al-12Si alloy hybrid composites, *Wear* 2004, 257, 930-940.
- [9] Mirhabibi A., Rand B., Baghshahi S., Agha Baba Zadeh, Graphite flake carbon composites with a 'sinterable' micro-bed matrix, *Carbon* 2003, 41, 1593-1603.

Recenzent
Lucyna Jaworska