

Andrzej Posmyk¹, Grzegorz Służalek²

Uniwersytet Śląski, Wydział Informatyki i Nauki o Materiałach, ul. Śnieżna 2, 41-200 Sosnowiec

Jerzy Myalski³

Politechnika Śląska, Wydział Inżynierii Materiałowej i Metalurgii, ul. Krasińskiego 8, 40-019 Katowice

ZJAWISKA CIEPLNE PODCZAS TARCIA MATERIAŁÓW KOMPOZYTOWYCH

Przedstawiono wybrane właściwości cieplne użytych do badań tribologicznych materiałów kompozytowych na osnowie aluminium i jego stopów. Dokonano badań ze stykowym pomiarem temperatury w pobliżu strefy tarcia w skojarzeniach żeliwa z wybranymi materiałami kompozytowymi i osnowy. Przebadano aluminium (Al99,95), stop AK12, stop AK12 zbrojony tlenkiem aluminium i amorficznym węglem szklistym. Dokonano symulacji przepływu ciepła generowanego tarcie, wykorzystując jednopunktowe źródło ciepła, i obliczono rozkład temperatur w pobliżu strefy tarcia. Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono istotne różnice temperatur w pobliżu strefy tarcia dla różnych materiałów. Różnice te zależą od rodzaju i cech stereologicznych fazy zbrojącej. Najwyższa temperatura panuje w skojarzeniu z kompozytem zawierającym cząstki tlenku aluminium, a najniższa w skojarzeniu z czystym aluminium i kompozytem z amorficznym węglem szklistym.

Słowa kluczowe: zjawiska cieplne, tarcie ślizgowe, przewodność cieplna, jednopunktowe źródło ciepła, materiały kompozytowe, tlenek aluminium, węgiel szklisty

THERMAL PHENOMENA DURING FRICTION OF COMPOSITE MATERIALS

In this paper thermal properties of composite materials with aluminium and their alloys matrix used for tribological testing are presented (Tables 1 and 2). The tribological tests with measurement of temperature near the friction zone in pairing of cast iron against chosen matrix and composite materials were made. Aluminium alloy AK12 reinforced with aluminium oxide (Al_2O_3) and amorphous carbon (WS) were tested. The results are presented in Table 3. The simulation of the heat flow generated through the friction under the assumption of one-point heat source was made. The results are presented in Figure 5. For the statistical estimation of the contact surface between the sliding parts measurements of the stereological parameters of the reinforcing phase (RP) were made using the 3D profilometer (Figs. 2 and 3). Friction generated heat comes from the point sources number of, which depends on the topography and stereological parameters of the reinforcing phase. Quantity of the friction generated heat depends on the friction coefficient, which depends on topography and chemical composition of the surfaces of sliding parts. The heat flow carried away from the friction area depends on the thermal properties of the contacting parts. The reinforcing parts project over the matrix surface more than $1 \mu m$ (Fig. 3) and they are in contact with the sliding partner. As a results the local stresses and strains increase in cast iron as well as the friction coefficient does. The thermal conductivity coefficient of alumina (Al_2O_3) is considerably lower than the one of aluminium. Therefore local thermal peaks take place in the friction area of the cast iron, wearing against composite materials. They are much higher than the ones during wearing against aluminium or silumin (AlSi alloy, Table 3). On the base of the test the significant differences between the temperatures near the friction area were found (Table 3). Some results were obtained by theoretical simulation based on Fourier-Kirchhoff heat transfer function (Fig. 5). These differences depended on the type of the reinforcing phase and its stereological parameters. The highest temperature was measured in case of alumina, and the lowest in case of pure aluminium.

Key words: thermal phenomena, sliding friction, thermal conductivity, one-point hit source, composite materials, alumina, glassy carbon

WSTĘP

Materiały kompozytowe na osnowie aluminium i jego stopów znajdują coraz szersze zastosowanie w budowie maszyn i urządzeń cieplnych oraz przeznaczonych do transportu naziemnego, lotniczego i kosmicznego. Zastosowania te są możliwe dzięki lepszej niż dla stopów żelaza przewodności cieplnej i mniejszej gęstości. W niektórych skojarzeniach materiały są narażone na działanie ciepła procesu i ciepła generowanego

tarcie. Ma to miejsce np. w silnikach spalinowych

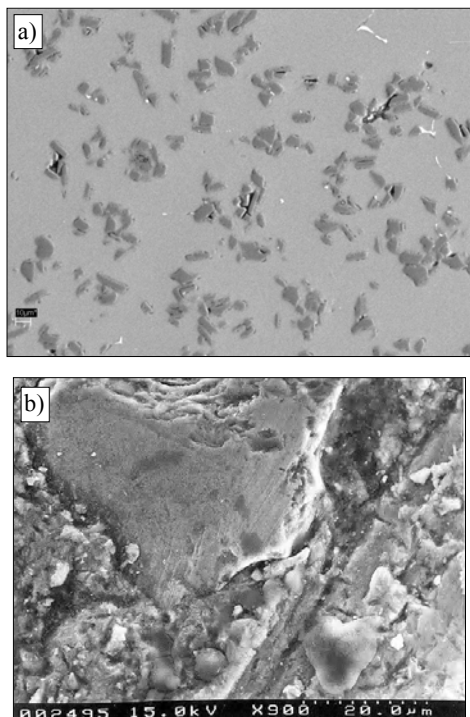
i sprężarkach tłokowych. Ciepło procesu pochodzi od

globalnego źródła, a ciepło tarcia z lokalnych źródeł ciepła zlokalizowanych na powierzchni styku współpracujących ciał. W celu uniknięcia lokalnych koncentracji ciepła i związanych z nimi wzrostów temperatury i zmian właściwości należy odprowadzić ciepło procesu i ciepło tarcia. W przypadku kompozytów zawierają-

cych ceramiczną fazę zbrojącą w postaci włókien

¹ dr hab., ² dr, ³ dr inż.

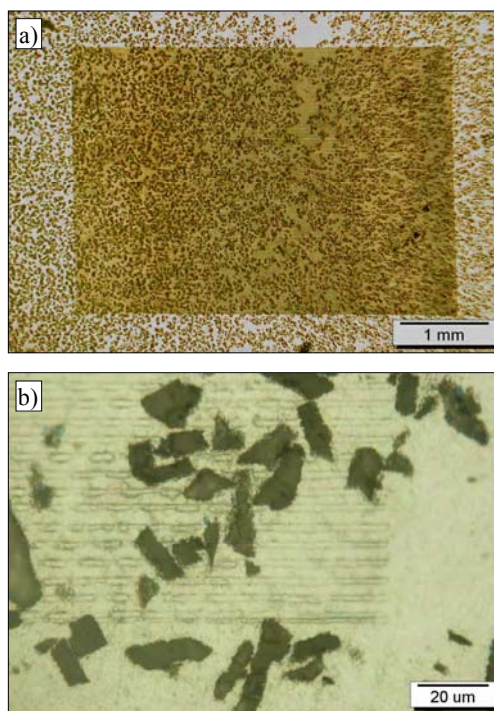
i cząstek może dochodzić do lokalnych wzrostów temperatury wokół fazy zbrojącej, biorącej bezpośredni udział w tarcii. Przyczyną lokalnego wzrostu temperatury jest znaczna różnica współczynników przewodności i pojemności cieplnej ceramicznego zbrojenia i metalicznej osnowy. Proces ten jest wspomagany przez dużą różnicę twardości materiałów fazy zbrojącej (FZ) i osnowy, czego konsekwencją jest specyficzna topografia technologicznej warstwy wierzchniej (rys. rys. 1-3).



Rys. 1. Powierzchnia kompozytu przed (a) i po współpracy ślizgowej z żeliwem (b) (a - cząstki tlenku aluminium wystające nad powierzchnię osnowy; b - widoczne zużycie cząstki fazy zbrojącej oraz brak śladów współpracy na osnowie świadczą o lokalności procesów tarcia)

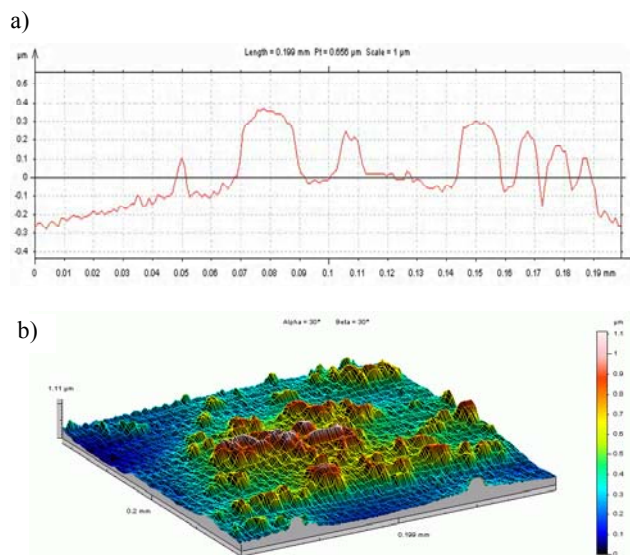
Fig. 1. Composite surface before (a) and after (b) sliding against cast iron (a - particles of aluminium oxide projecting over the matrix surface; b - wear of reinforcing particle and any traces of friction on the matrix indicating of locality friction processes to see)

Podczas obróbki narzędzia skrawające usuwają więcej miękkiego materiału osnowy niż twardej fazy zbrojącej, w wyniku czego dochodzi do wystawiania cząstek fazy zbrojącej ponad powierzchnie osnowy. Skutkiem tego jest lokalny wzrost obciążeń, a tym samym i naprężeń na styku współpracujących obiektów. Rzeczywiste naciski jednostkowe na styku partnera ślizgowego z wystającym ponad powierzchnie osnowy zbrojeniem zależą istotnie od cech stereologicznych FZ, tj. udziału powierzchniowego, liczby cząstek na jednostkę powierzchni, średniej średnicy i współczynnika kształtu. Liczba cząstek fazy zbrojącej przypadająca na jednostkę powierzchni określa liczbę lokalnych źródeł ciepła, a średnica cząstek wielkość nacisków jednostkowych, z czym jest związana ilość ciepła generowanego tarcie.



Rys. 2. Powierzchnia zglądu materiału kompozytowego W6A.15A po pomiarach stereologicznych cząstek fazy zbrojącej przy użyciu profilografometru: a) widoczny binaryzowany obszar profilografowania 4x3 mm, b) widoczne ślady pojedynczych przejść diamentowego ostrza pomiarowego, pomiary co 0,1 μm

Fig. 2. Crosssections of composite material W6A.15A after stereological measuring of reinforcing phase by usage of profilometer: a) binary area of measurement 4x3 mm, b) simply traces after sliding of diamante measuring stylus, measuring 0.1 μm



Rys. 3. Profile chropowatości powierzchni kompozytu przed współpracą 2D (a) i 3D (b) (widoczne cząstki fazy zbrojącej stanowiące podstawowy składnik rzeczywistej powierzchni styku z żeliwem w skojarzeniu ślizgowym)

Fig. 3. Roughness profiles from the surface of composite before sliding 2D (a) and 3D (b) (reinforcing phase particles projecting over the matrix surface to see)

Z dotychczasowych badań przeprowadzonych w ramach współpracy Zakładu Badań Warstwy Wierzchniej Uniwersytetu Śląskiego i Zakładu Materiałów Kompo-

zytowych Politechniki Śląskiej [1, 2, 8] wynika, że średnia średnica cząstek tlenku aluminium wywiera istotny wpływ na ciepło generowane tarciem. W przebadanych skojarzeniach żeliwo/kompozyt w pobliżu strefy tarcia uzyskano dla cząstek o średnicy około 50 μm temperaturę powyżej 130°C po kilkunastu sekundach współpracy ze smarowaniem, a dla cząstek o średnicy 25 μm tylko 60°C [3]. Zjawiskom cieplnym podczas tarcia materiałów kompozytowych na osnowie aluminium i jego stopów jest poświęcony niniejszy artykuł.

WYBRANE WŁAŚCIWOŚCI CIEPLNE KOMPOZYTÓW NA OSNOWIE AI

Na potrzeby tego opracowania przyjmujemy skojarzenie żeliwa szarego 300 z czterema grupami materiałów, tj. z czystym aluminium, z czystym tlenkiem aluminium i z kompozytami o zawartości 15% tlenku aluminium i 15% węgla szklatego. Takie skojarzenia są przewidziane do zastosowań na grupę tłokową maszyn tłokowych, tj. silników spalinowych i sprężarek. Żeliwo jest stosowane na pierścienie tłokowe lub gładzie tulei cylindrowych, a kompozyty AIMC na tłoki lub tuleje cylindrowe.

TABELA 1. Współczynnik przewodności cieplnej składników struktury żeliwa szarego [4]
TABLE 1. Thermal conductivity coefficient of the structure participant of cast iron [4]

λ W/mK	Feryt	Perlit	Cementyt	Grafit <1010>
λ_{100}	71÷80	50÷53,5	7,0	239÷419
λ_{500}	42	44	-	84÷126
λ_{1000}	29	-	-	42÷63

W tych skojarzeniach istnieją dwa źródła ciepła, tj. ciepło procesu i ciepło tarcia. Ciepło procesu można traktować jako pochodzące z jednego globalnego źródła, np. od sprężania i od spalin. Ciepło tarcia pochodzi z wielu lokalnych źródeł, którymi są lokalne obszary styku nierówności powierzchni współpracujących części maszyn. Lokalne przewodnictwo cieplne będących w styku powierzchni zależy od składu chemicznego i cech stereologicznych użytych materiałów. W przyjętym do rozważań skojarzeniu próbki wykonano z żeliwa szarego, w którym występuje grafit w postaci niezwiązanej chemicznie. Współczynnik przewodności grafitu różni się zdecydowanie od współczynnika dla pozostałych składników struktury (tab. 1). Przeciwpróbki wykonano z materiału kompozytowego na osnowie stopu AK12, zawierającego 15% Al_2O_3 i 15% amorficznego węgla szklatego (WS). Podstawowe właściwości cieplne analizowanych materiałów zebrano z kilku pozycji literaturowych [5-7, 10, 11] oraz wyznaczono w badaniach własnych.

TABELA 2. Wybrane właściwości cieplne aluminium i wytworzonych na jego osnowie tworzyw [4-7, 10, 11]
TABLE 2. Chosen thermal properties of aluminium and composites with aluminium matrix

Materiał	λ_{20} W/mK	λ_{100} W/mK	λ_{300} W/mK	ρ kg/m ³	α 1/Kx10 ⁻⁶	c_w J/kgK
Al 99,95	244	232	232	2720	25	897
Al_2O_3	36	28,8	15,5	3980	5,5÷10	1090
SiC	180			3400	7	670
WS	7,0	7,2	7,7	1500	2,4	1600
AK12	155		138	2680	21,5	860
AK12+15% Al_2O_3	87	49	10,9	2875	-	880
AK12+15%WS	76	95,7	108	2650	-	872
Żeliwo 300	68	52	47	7310	13,7	544,7

Zestawione w tabeli 2 dane są wartościami średnimi, ponieważ występują rozbieżności w dostępnej literaturze. Wyniki z pomiarów własnych są obarczone średnim błędem nieprzekraczającym 2%.

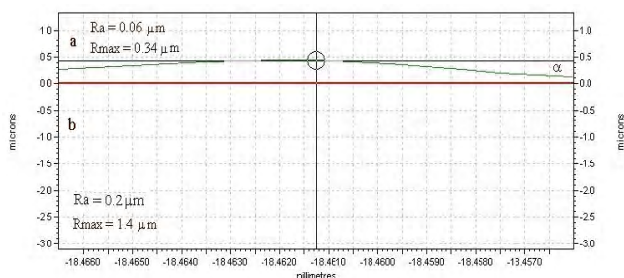
POWIERZCHNIA STYKU SKOJARZENIA ŻELIWO/KOMPOZYT

Podczas współpracy ślizgowej skojarzenia żeliwo/kompozyt dochodzi do bezpośredniego styku żeliwa z wystającymi nad obrobioną powierzchnią osnowy cząstkami FZ. Zarówno w żeliwie, jak i materiale osnowy dochodzi do lokalnego wzrostu naprężeń i odkształceń, co zmienia mechanizm zużywania i powoduje wzrost sił tarcia [2]. Część ciepła tarcia jest wstrzymywana przez materiał fazy zbrojącej i kierowana do żeliwa, ponieważ współczynnik przewodzenia ciepła tlenku aluminium jest prawie dwukrotnie mniejszy niż żeliwa.

Zakładając, że współpracujące powierzchnie mają skończoną, określoną na podstawie statystycznie wymaganej ilości pomiarów chropowatości 3D, ilość wierzchołków nierówności na jednostkowej powierzchni można przyjąć, że przez taką powierzchnię płynie skończona liczba strumieni cieplnych, będąca funkcją topografii powierzchni. Opór, na jaki napotykają te strumienie, zależy od składu chemicznego i cech stereologicznych powierzchni współpracujących części maszyn.

Przykładowy zarys profilu chropowatości powierzchni kompozytu W6A.15A (stop 6061+15% Al_2O_3) przed współpracą oraz złożenie zarysów profili chropowatości powierzchni ślizgowej żeliwa współpracującego z kompozytem i powiększony fragment zarysu profilu kompozytu przedstawiono na rysunku 4. Z tego rysunku wynika, że styk nieobciążony odbywa się na długości około 40 μm , co jest zbliżone do średniej średnicy cząstki fazy zbrojącej (50 μm). Na rysunku 1b przedstawiono powierzchnię jednej cząstki Al_2O_3 po współpracy ślizgowej z żeliwem (50 h, $p = 3 \text{ MPa}$, $v =$

2,4 m/s) z widocznym obszarem zużycia tribologicznego. Zużyta powierzchnia stanowi dużą część rzeczywistej powierzchni styku i miejsce przepływu ciepła generowanego tarciem.



Rys. 4. Powiększony fragment zarysu profilu powierzchni cząstki zbrojącej (b) z rysunku 3 z nałożonym zarysem powierzchni żeliwa (a) dla zobrazowania kąta pochylenia rzeczywistej powierzchni styku

Fig. 4. Magnified part from the profile of the reinforced particle surface (b) from the Fig. 3 with profile of cast iron (a) superposed for illustration of the slopes angle of real contact surfaces

PRZEPLÝW CIEPŁA GENEROWANEGO TARCIEM

Podczas współpracy ślizgowej żeliwa z kompozytem dochodzi do lokalnych styków nierówności powierzchni żeliwa z nierównościami powierzchni kompozytu. Na potrzeby naszych rozważań wydzielamy z rzeczywistej powierzchni żeliwa (w przeprowadzonych badaniach bok sześciianu 10 mm) jeden wierzchołek nierówności i przemieszczamy go po linii prostej na określonej drodze tarcia (60 mm) wzdłuż przeciwpółki z kompozytu (65 x 14 x 8 mm). W badaniach zastąpiono pojedynczy wierzchołek nierówności żeliwa diamentowym ostrzem profilografometru o promieniu zaokrąglenia wierzchołka 2 μm, co odpowiada wierzchołkom określonej chropowatości powierzchni. Dla zobrazowania rzeczywistej powierzchni styku jednego wierzchołka nierówności wykonano odpowiednią ze względów statystycznych ilość przejazdów i zarejestrowano w postaci profilu dwu- i trójwymiarowego zarysu chropowatości. Na rysunku 3 przedstawiono przykładowy profil 2D i 3D. Profile te pokazują jednoznacznie, że cząstki zbrojące wystają około 1 μm ponad powierzchnie osnowy, a zastępująca wierzchołek nierówności żeliwa igła profilografometru, ślizgając się po nich (miejsca ciemniejsze na rys. 2b), nie miała kontaktu z materiałem osnowy. Dopiero po zejściu z cząstek FZ zagłębiała się w osnowie (widoczne rysy na rys. 2b).

Na rysunku 2a przedstawiono obraz przejść igły po kompozycie w skali makro. Na jego podstawie można oszacować liczbę punktów styku żeliwa z kompozytem, która określa ilość lokalnych źródeł ciepła generowanego tarciem. Na podstawie średniej długości odcinka styku igły z cząstką można określić wymiar 2D lokalnego źródła ciepła.

Podczas badań tribologicznych ($p = 3$ MPa, $v = 2,4$ m/s, smarowanie mgłą powietrzno-olejową z oleju Lotos Semisynthetic, 2 mg/cm² na każdy cykl 30 minut) wyznaczono niezbędny do określenia wielkości lokalnych źródeł ciepła współczynnik tarcia oraz temperaturę w pobliżu strefy tarcia w próbce żeliwnej po 60 s i 30 min współpracy z wybranymi materiałami. Pomiar temperatury prowadzono metodą stykową, w odległości 1 mm od powierzchni tarcia, w połowie wysokości kostki, przy użyciu termopary na sprężynie utrzymującej stały docisk do powierzchni dna zakończonego walcowo otworu w próbkach do osiągnięcia stanu równowagi termicznej skojarzenia. W przypadku skojarzenia żeliwo/kompozyt z Al₂O₃ stan równowagi został osiągnięty po około 60 min współpracy ($t = 62^{\circ}\text{C}$). Wyniki zestawiono w tabeli 3.

TABELA 3. Temperatura w pobliżu strefy tarcia w żeliwie
TABLE 3. Temperature near of the friction zone in the cast iron

Materiał partnera	Temperatura, °C		Współczynnik tarcia
	po 60 s	30 min	
Al 99,95	34	38	0,07
AK12	32	40	0,08
AK12+15%Al ₂ O ₃	40	55	0,07
AK12+15%WS	41	45	0,04

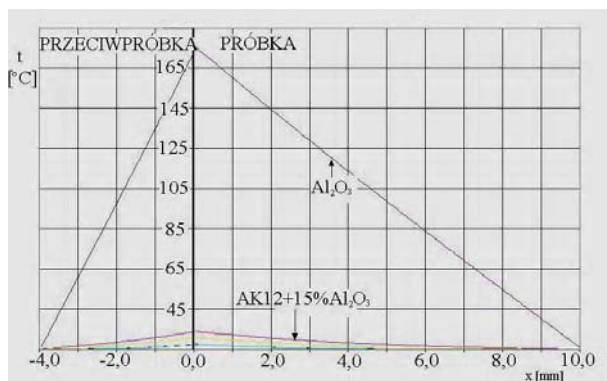
Pomiary temperatury w strefie tarcia nie są sprawą łatwą w niektórych skojarzeniach. Dlatego istniała potrzeba opracowania modelu zjawisk przepływu ciepła generowanego tarciem [9]. Wykorzystując taki model, można prognozować rozkład temperatur w pobliżu strefy tarcia w obu elementach skojarzenia dla określonych skojarzeń i zadanych warunków współpracy (p , v). Model taki opracowano z wykorzystaniem różniczkowego równania przewodzenia ciepła Kirchhoffa-Fouriera. W tym modelu rodzaje współpracujących materiałów uwzględniają ich właściwości cieplno-fizyczne. Zjawiska tribologiczne i parametry pracy skojarzenia zadaje się wielkościami nacisku jednostkowego (p), prędkości liniowej (v) i współczynnika tarcia (μ).

Dla wybranych skojarzeń wykonano obliczenia rozkładu temperatury w próbce i przeciwpółce. Do obliczeń przyjęto model jednowymiarowy. Otrzymany układ równań opisujący przepływ ciepła rozwiązano metodą różnic skończonych. Wyniki przedstawiono na rysunku 5.

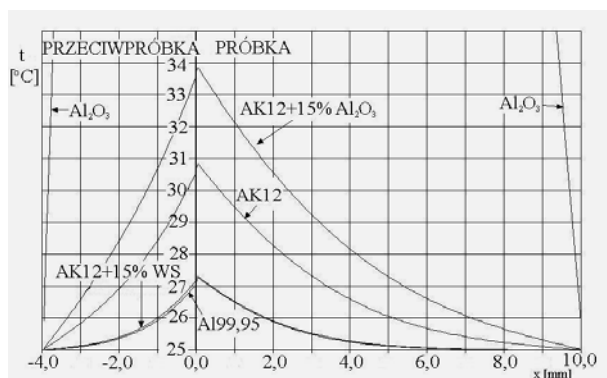
Dla zobrazowania wpływu ceramicznych cząstek Al₂O₃ na lokalny przepływ ciepła wykonano obliczenia dla hipotetycznego skojarzenia żeliwo/Al₂O₃, w którym założono współczynnik tarcia $\mu = 0,4$. Na rysunku 5a pokazano rozkład temperatur po 30 sekundach współpracy we wszystkich skojarzeniach. Dla pokazania róż-

nic pomiędzy kompozytami i osnową (AK12) powiększono fragment wykresu (rys. 5b).

a)



b)



Rys. 5. Rozkład temperatury (a) w pobliżu strefy tarcia w funkcji odległości od powierzchni styku (0,0) oraz powiększony fragment dolny wykresu (b)

Fig. 5. Temperature distribution near the friction area as distance from contact surface (0,0)

PODSUMOWANIE

Z przeprowadzonych badań tribologicznych skojarzeń żeliwa szarego z wybranymi materiałami kompozytowymi (tab. 3) i numerycznych (rys. 5) wynika, że dodanie fazy zbrojącej w postaci cząstek tlenku aluminium i amorficznego węgla szklistego (WS) powoduje wzrost - w porównaniu do osnowy - temperatury we współpracującym żeliwie mimo nieznacznego spadku współczynnika tarcia dla kompozytu z Al_2O_3 i znacznego spadku μ dla kompozytu z węglem szklistym. Jedną z przyczyn jest wystawianie cząstek fazy zbrojącej ponad powierzchnię osnowy. Zwiększenie zawartości ceramicznej fazy zbrojącej powoduje wzrost temperatury w strefie tarcia. Skrajnym przypadkiem jest współpraca skojarzenia żeliwo/tlenek aluminium, podczas której temperatura może osiągnąć 170°C , przy założonym współczynniku tarcia $\mu = 0,4$. Cząstki FZ są otoczone materiałem osnowy, która znacznie lepiej przewodzi

ciepło. Skuteczność odprowadzania ciepła zależy od połączenia cząstki z materiałem osnowy.

Wzrost temperatury dla kompozytu z węglem szklistym jest znacznie mniejszy (12%, tab. 3) niż z tlenkiem aluminium (38%). Przyczyną takiego zachowania kompozytu z węglem szklistym jest jego prawie dwukrotnie większa, rosnąca wraz z temperaturą przewodność cieplna i ciepło właściwe. Zarówno przewodność cieplna, jak i pojemność cieplna kompozytu z tlenkiem aluminium maleją wraz ze wzrostem temperatury.

Uzyskane w wyniku obliczeń wg teoretycznego modelu wartości temperatury są zbliżone z wynikami z pomiarów. Ze względów technicznych pomiarów temperatury dokonywano dopiero po 60 s, co jest pewnym niedostatkim stosowanej metody stykowej. Rozpoczęte badania posłużyły do weryfikacji zastosowanego modelu i optymalizacji oprogramowania. Badania są kontynuowane, a uzyskane wyniki zostaną przedstawione w następnych opracowaniach.

LITERATURA

- [1] Wytwarzanie i kształtowanie właściwości warstwowych odlewów kompozytowych w układzie stop aluminium - cząstki ceramiczne, Grant Nr 7T 08D 04213.
- [2] Właściwości tribologiczne stopów aluminium zawierających fazę zbrojącą, Grant KBN Nr T07, Uniwersytet Śląski Katowice 2001.
- [3] Posmyk A., Kształtowanie właściwości tribologicznych warstwy wierzchniej tworzyw na bazie aluminium, Hutnictwo z. 62, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2002.
- [4] Podrzucki C., Żeliwo, struktura, właściwości, zastosowanie. T. 2, Wydawnictwo ZG STOP, Kraków 1991.
- [5] www.memsnet.org/material/aluminumoxideal203bulk MEMS Exchange 2003.
- [6] Ślezionea J., Podstawy technologii kompozytów, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 1998.
- [7] Kozaczewski W., Teoria samochodu, Konstrukcja złożeń tłok-cylinder silników spalinowych, WKŁ, Warszawa 1987.
- [8] Kształtowanie właściwości kompozytów ciernych zawierających komponenty na bazie węgla szklistego, Grant Nr 7T 08E 04421, Pol. Śląska, Katowice 2003.
- [9] Służalek G., Der Einfluss der lokalen Wärmequellen auf das Verhalten der Metalloberfläche. Schriftenreihe der TU Chemnitz, Werkstoff und Werkstofftechnische Anwendungen Band 016, Chemnitz 2003, 516-521.
- [10] Murray S.F., Tribology Data Handbook, Properties of Advances Ceramics, CRC Press 1997.
- [11] Ostrovskij V.S., Briglejev J.S., Kostikov V.I., Szpikow N.N., Isskustvennyj grafit, Metailurgiam, Moskva 1986.

Recenzent
Jan R. Dąbrowski