

Benigna Szeptycka¹

Instytut Mechaniki Precyzyjnej, ul. Duchnicka 3, 01-796 Warszawa

Andrzej Skrzyniowski²

Politechnika Krakowska, Instytut Pojazdów Samochodowych i Silników Spalinowych, al. Jana Pawła II 37, 31-864 Kraków

BADANIA TRIBOLOGICZNE HYBRYDOWYCH WARSTW KOMPOZYTOWYCH Ni-SiC-FLUOROPOLIMER

W tribologicznym styku ciał stałych zachodzą procesy tarcia i zużycia. W przypadku gdy występuje małe tarcie i małe zużycie (co zdarza się w takich ślizgowych węzłach tarcia, jak np. łożyska, przekładnie, mechanizmy krzywkowe, prowadnice), kontakt dwóch powierzchni ciał stałych poddany jest odkształceniom sprężystym. W modelu tarcia powierzchni rzeczywistych warunkiem czysto sprężystych odkształceń dla bardzo gładkich powierzchni będzie stosunek $E/Y < 70$, a dla powierzchni chropowatych $E/Y < 3,5$. Cząstki ceramiczne spełniają pierwszy warunek, a polimery drugi.

Osadzano elektrochemicznie hybrydowe powłoki kompozytowe z osnową niklową i cząstkami ceramicznymi SiC oraz cząstkami fluoropolimerów: PTFE i CFx. W tabeli 1 podano charakterystykę użytych cząstek, a w tabeli 2 wyniki pomiarów zawartości cząstek w powłokach hybrydowych oraz chropowatość i mikrotwardość tych warstw. Mikrotwardość hybrydowych powłok kompozytowych jest różna i nie zawsze większa od mikrotwardości powłoki niklowej. Wytworzone warstwy miały małą chropowatość, ale nie była ona skorelowana z zawartością cząstek dyspersyjnych w powłoce. Można przypuszczać, że również rodzaj wbudowanych cząstek wpływał na końcową chropowatość powłoki hybrydowej. Na rysunkach 1-5 przedstawiono ich mikrostruktury. Wyniki analizy składu chemicznego wytworzonych powłok hybrydowych zestawiono w tabeli 3.

Pomiary zużycia i współczynnika tarcia wykonano na testerze T-05 w warunkach tarcia technicznie suchego i ze smarowaniem przy zastosowaniu różnych prędkości poślizgu w zakresie $0,27 \pm 1$ m/s oraz obciążenia 50 i 100 N. Wyniki pomiarów współczynnika tarcia tych powłok i podłoża zamieszczono w tabelach 4 i 5. Dane odporności na zużycie hybrydowych powłok kompozytowych i dla porównania podłoża przedstawiono w tabelach 6 i 7. Porównując otrzymane wyniki badań powłok Ni-SiC-fluoropolimer stwierdzono, że są one kilkakrotnie bardziej odporne na zużycie ściernie w porównaniu ze stalą w warunkach tarcia ze smarowaniem. Również współczynnik tarcia w tych warunkach był mniejszy i obniżał się znacząco ze wzrostem obciążenia i prędkości poślizgu. Trudno jednak przesądzić, czy główny wpływ na to miało smarowanie czy samosmarne właściwości badanych powłok.

Hybrydowa powłoka kompozytowa Ni-SiC1000-DT miała mniejszy współczynnik tarcia i większą odporność na zużycie niż inne badane warstwy kompozytowe. Odznaczała się ona dużą mikrotwardością, małą chropowatością i małą zawartością wbudowanych cząstek dyspersyjnych.

Słowa kluczowe: nikiel, kompozyty, hybrydy, powłoki elektrochemiczne, zużycie, współczynnik tarcia

THE TRIBOLOGICAL INVESTIGATIONS OF THE HYBRID COMPOSITE Ni-SiC-FLUOROPOLYMER LAYERS

The tribological contact of solid bodies results in the two major phenomena of friction and wear. The situations where friction and wear are both low, as in bearings, gears, cams, slideways etc, the surface of contacting bodies are in the elastic stress condition. The conditions for purely elastic deformation of model surface asperities are: $E/Y < 70$ for very smooth surface and $E/Y < 3.5$ for rougher surface. The first condition is realised by the ceramic particles, the second - by polymers.

In present work the hybrid composite electrochemical coatings were prepared with nickel matrix and SiC as the ceramic particles and PTFE or CFx as polymer particles. Table 1 shows the particle's character. The particles contents, roughness of surface and microhardness of the hybrid coatings used in the test are given (Tab. 2). Microhardness of hybrid composite coatings is different (Tab. 2) and not always greater than microhardness of Ni coating. The roughness of hybrid composite is low, but it is not connected with content of dispersion of particles in the coating. It is probable that the type of built-in particles also influences the roughness of hybrid coating. SEM micrographs of these coatings are presented in Figures 1-5. In Table 3 the results of the chemical composition analysis of the composite coatings are presented.

The sliding wear tests were performed by wheel abrasion test based on microprocessor tribology set T-05-tester type-roller-block, without lubrication and with lubrication along the specimen surface at a speed range of 0.27 ± 1 m/s under specific load in the range of 50 and 100 N. In Tables 4 and 5 the coefficients of friction are presented. The results obtained from wear tests for the hybrid composite coatings are summarized in Tables 6 and 7. Data, regarding the substrate are also included for comparison. Comparing results obtained for Ni-SiC-fluoropolymer it has been found that the composites was many times more wear resistant in comparison with steel for the friction with lubrication. The coefficient of friction in these conditions was low and significantly decreased during friction investigations with increase of load and also rubbing speed but it could be caused by lubrication agent as well as self-lubricating properties of these composite coatings. The hybrid composite coating Ni-SiC1000-DT has lower coefficient of friction and higher wear resistance than other investigated layers. This coating has a high microhardness, low roughness and also low content of built-in dispersion particles.

Key words: nickel, composites, hybrid, electrochemical coatings, wear, coefficient of friction

WSTĘP

Realizacja celów technologicznych, jakie stają przed współczesnymi projektantami i konstruktorami, nie byłaby możliwa bez rozwoju materiałów zaawansowanych (advanced materials), do których zaliczają się materiały kompozytowe. Konstruktorzy muszą, oprócz postaci geometrycznej projektowanej maszyny czy urządzenia, dobrać takie materiały, aby zminimalizować zużycie, co wiąże się z dążeniem do ich maksymalnej trwałości. Zmniejszanie zużycia jest sprawą bardzo istotną zwłaszcza w zespołach tribomechanicznych, gdzie nie tylko trwałość jest ważna, ale i niezawodność pracy elementu maszyny (brak awarii). Szacuje się, że około 1/3 światowej produkcji energii zużywa się na pokonanie oporów tarcia. W publikacji z 1998 r. [1] Brand przytacza możliwości zastosowania efektywnych tribologicznie dyspersyjnych powłok galwanicznych i nano-szonych plazmowo, które mogą wyeliminować lub znacznie ograniczyć użycie smarów.

Dla węzłów ślizgowych stosuje się materiały charakteryzujące się małym współczynnikiem tarcia i małym zużyciem (łożyska, przekładnie, prowadnice). Charakterystyki tych materiałów muszą być badane przy współpracy z elementami metalowymi, przeważnie ze stałą i żeliwem.

Do pożądaných cech warstwy wierzchniej, pracującej w ślizgowych układach tribomechanicznych, można zaliczyć małą chropowatość powierzchni (ze względu na opory mechaniczne podczas ruchu), małą wartość naprężeń własnych warstwy wierzchniej (pożądane są naprężenia ściskające) oraz małą skłonność do szepiania. Powłoka narażona na zużycie ściernie powinna charakteryzować się dużą twardością, znacznym rozdrobnieniem ziarna i zróżnicowaniem struktury (np. dyspersje wtrąceń) oraz dobrym związaniem z powierzchnią podłoża.

Wytworzone lub powstające podczas procesu tarcia warstewki powierzchniowe ciał stałych decydują o właściwościach węzła tarcia. Mogą to być tlenkowe błonki powierzchniowe, adsorpcyjne błonki pary wodnej, zaadsorbowane cząstki stałe (pył), błonki o małej wytrzymałości na ścinanie wytwarzane celowo (siarczki, fosforany, miękkie metale, grafit, dwusiarczek molibdenu, oleje smarne). Istotną rolę poza wytrzymałością odgrywa możliwość regeneracji błonki. Błonki tlenkowe mają naturalną możliwość regeneracji w powietrzu. Taką możliwość mają również oleje smarne. Natomiast błonki naniesione jednorazowo na powierzchnię zużywają się i ich odnowienie wymaga specjalnych zabiegów technologicznych. Tej niedogodności pozbawione są hybrydowe powłoki kompozytowe, w których w całym przekroju warstwy są wbudowane cząstki ceramiczne (umacniające osnowę niklową, zmniejszające zużycie) i polimerowe (zmniejszające adhezję warstwy, podwyższające odporność na szepianie). Mała przewodność cieplna polimerów jest przyczyną ich

szybkiego nagrzewania i niekorzystnych zmian strukturalnych jednorodnej warstwy polimerowej, ale w warstwie kompozytowej, gdzie cząstki polimeru są bardzo małe i rozproszone, to zjawisko nie występuje. PTFE charakteryzuje się bardzo dobrymi właściwościami ślizgowymi z kilku powodów. Zastąpienie wodoru fluorem w cząsteczce polimeru objawia się wzrostem antyadhezji warstwy. Poza tym natura i energia wiązań PTFE jest korzystna dla procesu tarcia, gdyż siły oddziaływania pomiędzy łańcuchami cząsteczek polimeru są słabe, stwarzając płaszczyzny łatwego poślizgu. Współczynnik tarcia PTFE po stali pozostaje stały w zakresie temperatur 20÷200°C.

Halling [2] rozważa wpływ modułu sprężystości E i granicy plastyczności Y różnych materiałów na ich właściwości aplikacyjne. Granica plastyczności, która wyraża liczbowo wytrzymałość materiału na obciążenie, ma duże znaczenie dla określenia możliwości sprężystego kontaktu dwóch powierzchni ciał stałych. Odnosząc ją do modułu sprężystości tego materiału, co wyraża się stosunkiem E/Y , można ocenić, czy zużycie tego materiału będzie duże czy małe. Metale (w tym i nikiel) mają średni moduł sprężystości i średnią granicę plastyczności. Stosunek E/Y jest dla metali na tyle duży, że nie spełnia warunku nawet dla bardzo gładkiej powierzchni, który to warunek dla takiej powierzchni wynosi $E/Y < 70$ (dla metali moduł sprężystości jest zawsze powyżej 100). Materiały o dużej granicy plastyczności, mające duży moduł sprężystości, będą miały małe zużycie nawet pod dużym obciążeniem. Do tego typu materiałów zalicza się takie proszki ceramiczne, jak węgliki, azotki czy tlenki. Dla tych materiałów często jest spełniony warunek $E/Y < 70$. Jeszcze lepsze parametry zużyciowe mają materiały polimerowe, dla których stosunek modułu sprężystości do granicy plastyczności jest jeszcze mniejszy, często spełniające warunek $E/Y < 3,5$, co pozwala elastycznie współpracować szorstkim powierzchniom. Ale te materiały mogą być użyteczne tylko do zastosowań z małym obciążeniem (mają małą granicę sprężystości).

Materiały ceramiczne wykazują optymalne właściwości zużyciowe, znacznie przewyższające nawet najlepsze utwardzone stopy stalowe. Do innych zalet materiałów ceramicznych można zaliczyć bardzo dobrą odporność na ciepło, odporność na korozję czy zmniejszanie zniszczeń spowodowanych złuszczeniami adhezijnymi. Cząstki ceramiczne mogą być wprowadzane do pracującej powierzchni różnymi drogami, np. przez spiekanie, elektroosadzanie czy PVD.

Zaprojektowane przez nas warstwy, zawierające zarówno fluoropolimer, jak i cząstki ceramiczne w osnowie niklowej, powinny polepszać parametry zużyciowe takich warstw.

Z przeglądu literatury wynika, że pierwszy pomysł wyszedł od Japończyków, którzy nakładali przemiennie

warstwy niklu z SiC i PTFE [3] na cylindry silnika ze stopu glinowego. Następny patent japoński [4] dotyczył powłok niklowych i/lub kobaltowych, zawierających PTFE oraz w razie potrzeby SiC. Powłoki były przeznaczone do pokrywania aluminium oraz stali nierdzewnej i miały za zadanie zwiększyć smarowność powierzchni podłoża. Inną koncepcję opatentował Kobayashi [5]. Z kąpeli niklowej zawierającej dyspersję SiC i/lub PTFE osadza się powłoki, stosując ciągłą zmianę gęstości prądu i temperatury kąpeli. Osadzane powłoki mają zmienną zawartość cząstek na przekroju warstwy. Wzrost gęstości prądu przy jednoczesnym obniżeniu temperatury powodował zmniejszenie zawartości cząstek w powłoce. Odwrotny efekt uzyskuje się, zmniejszając gęstość prądu i podwyższając temperaturę kąpeli. W chińskiej publikacji [6] opisany jest sposób elektroosadzania powłok Ni-W-P-SiC-PTFE na stalach: A3, 45 lub GCr15. Badano wpływ wygrzewania tych powłok na twardość i odporność na zużycie. Podwyższenie tych parametrów uzyskiwano po wygrzewaniu w temp. 400°C przez 2 h. Dodatek PTFE powodował zmniejszenie twardości i podwyższenie odporności na zużycie.

Jak wynika z przedstawionego przeglądu literatury, podjęty przez nas problem badawczy jest nowy i wymaga wszechstronnych badań. Przytoczone patenty japońskie świadczą o przydatności tego rodzaju warstw do zastosowań w ślizgowych węzłach tarcia. Dlatego podjęliśmy takie badania już w 1998 r. [7-9]. Dalsze prace własne dotyczyły opracowania technologii elektroosadzania powłok Ni-SiC-PTFE [10-13] i wstępnych badań ich właściwości [14, 15]. Hybrydowe powłoki kompozytowe Ni-SiC-PTFE osadzane elektrochemicznie mogą być nakładane na podłoże stalowe, żeliwne, ze stali nierdzewnej, miedziane, mosiężne, a także aluminiowe. Zachęcające wyniki prac własnych pozwoliły na zgłoszenie projektu badawczego [16], który jest obecnie realizowany, a przedstawione w tej publikacji wyniki są częścią badań wykonanych w tym projekcie.

W niniejszej pracy przedstawiono podstawowe cechy struktury wytworzonych hybrydowych powłok kompozytowych i poddano ocenie ich właściwości tribologiczne.

MATERIAŁY I METODYKA BADAŃ

Sposób wytwarzania hybrydowych warstw kompozytowych Ni-SiC-fluoropolimer przedstawiono w [17].

Badaniami objęto warstwy hybrydowe z osnową niklową i różnymi cząstkami dyspersyjnymi. Rodzaj i wielkości cząstek dyspersyjnych oraz ich powierzchnię właściwą przedstawiono w tabeli 1. Rozmiary cząstek mierzono metodą dyfrakcji laserowej przy zastosowaniu przyrządu Zetasizer prod. Malvern Instruments. Powierzchnię właściwą użytych w badaniach cząstek mierzono metodą BET (termodesorpcji azotu)

z użyciem przyrządu Gemini 2360 V2.01. W tabeli 2 zamieszczono parametry wytworzonych warstw kompozytowych. Zawartość cząstek w powłokach mierzono metodą grawimetryczną. Do pomiarów chropowatości wykorzystano profilografometr firmy Taylora-Hobsona. Mikrotwardość osadzonych powłok mierzono metodą Vickersa przy użyciu mikrotwardościomierza typu Hanemanna, stosując obciążenie 0,05 kg. Mikrotwardość podłoża stalowego wynosiła 238 HV005, a powłoki niklowej 533 HV005.

TABELA 1. Cząstki dyspersyjne użyte w badaniach
TABLE 1. The dispersion particles used in the test

Cząstki	Rozmiary cząstek μm	Powierzchnia właściwa m^2/g
SiC1000	4,3	1,396
SiCnano	0,03	98,74
DT	0,14	3,859
CFx	1,6	111,293

DT - dyspersja tarflenowa; CFx - grafit fluorowany

TABELA 2. Parametry warstw hybrydowych użytych w badaniach

TABLE 2. The parameters of the hybrid coatings used in the test

Rodzaj wbudowanych cząstek	Zawartość cząstek % mas.	Chropowatość $R_a, \mu\text{m}$	Twardość HV005 kG/mm^2
SiC1000+DT	1,4	0,52	541
SiC1000+CFx	3,9	0,44	606
SiC1000+DT	0,85	0,12	703
SiCnano+DT	4,4	0,12	481
SiCnano+CFx	1,9	0,29	553

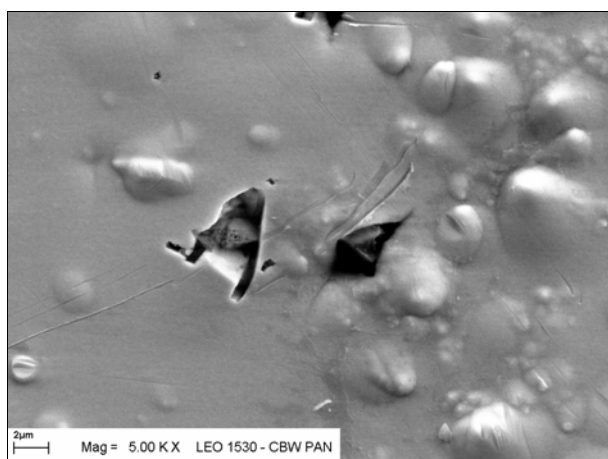
Rodzaje cząstek i związku powierzchniowo czynnego wpływały na zawartość cząstek w warstwie kompozytowej oraz na jej chropowatość i mikrotwardość. Najmniejszą zawartość cząstek i chropowatość oraz największą mikrotwardość miała powłoka kompozytowa z SiC1000 i DT (tab. 2). Natomiast powłoka kompozytowa z największą zawartością cząstek dyspersyjnych - Ni-SiCnano-DT - miała wprawdzie również najmniejszą chropowatość, ale mikrotwardość tej warstwy była mniejsza od mikrotwardości powłoki niklowej. Jeśli zmieniono rodzaj jednych cząstek dyspersyjnych, tzn. SiC1000 i SiCnano, bez zmiany pozostałych parametrów osadzania i składu kąpeli, to otrzymano dla SiC1000 1,4 % mas. wbudowanych cząstek, największą chropowatość warstwy kompozytowej 0,59 μm i mikrotwardość zbliżoną do mikrotwardości powłoki niklowej, a dla SiCnano 4,4% mas. wbudowanych cząstek, minimalną chropowatość 0,12 μm i minimalną mikrotwardość 481 HV005. Wydaje się, że właśnie wymiary czą-

stek dyspersyjnych są jednym z istotnych parametrów wpływających na właściwości warstwy kompozytowej.

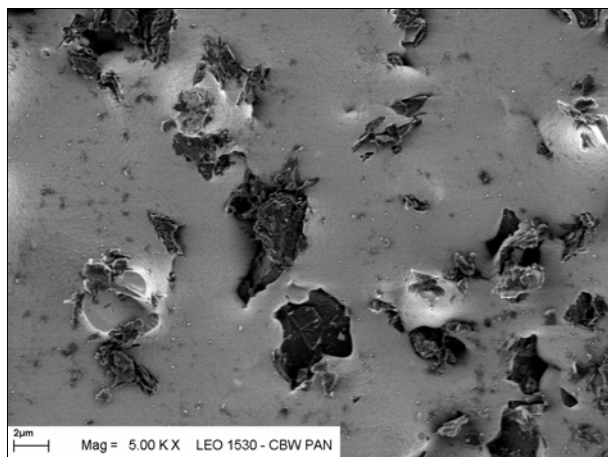
W tabeli 3 podano wyniki analizy składu chemicznego badanych warstw kompozytowych przeprowadzonej przy zastosowaniu mikroskopu skaningowego LEO 435VPi z mikroanalizatorem promieniowania rentgenowskiego (EDX).

TABELA 3. Wyniki analizy składu chemicznego powłok kompozytowych, % atomowy
TABLE 3. The results of the chemical composition analysis of the composite coatings

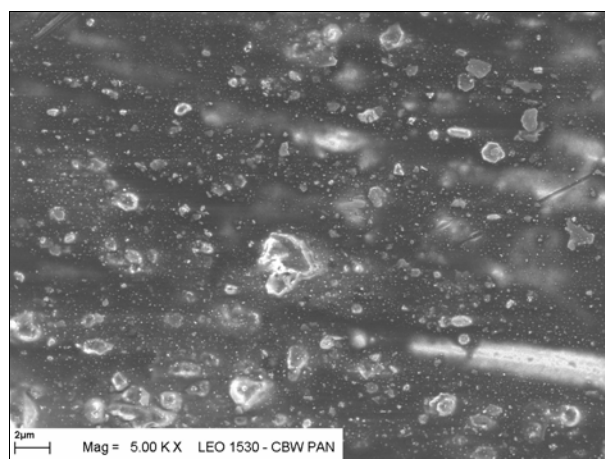
Rodzaj wbudowanych cząstek	C	O	F	Si	S	Ni
SiC1000+DT	19,77	1,55	0,02	0,36	0,33	77,97
SiC1000+CFx	16,10	2,79	2,57	0,10	0,15	78,30
SiC1000+DT	17,86	2,29	0,73	0,22	0,42	78,47
SiCnano+DT	30,48	0	11,38	0,25	0,32	57,73
SiCnano+CFx	46,72	1,88	8,63	0,22	0,13	42,41



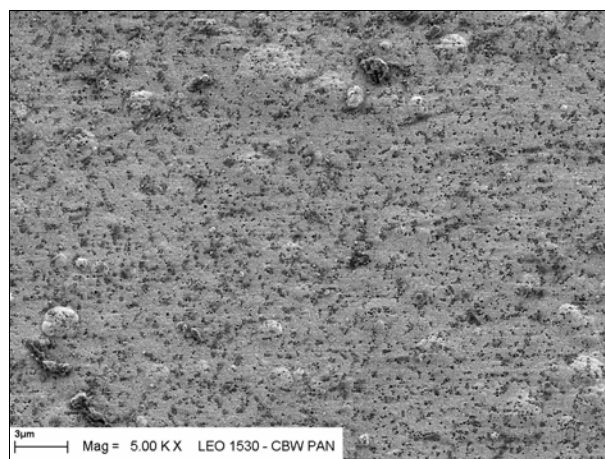
Rys. 1. Mikrostruktura powierzchni powłoki kompozytowej Ni-SiC1000-DT
Fig. 1. Surface microstructure of composite coating Ni-SiC1000-DT



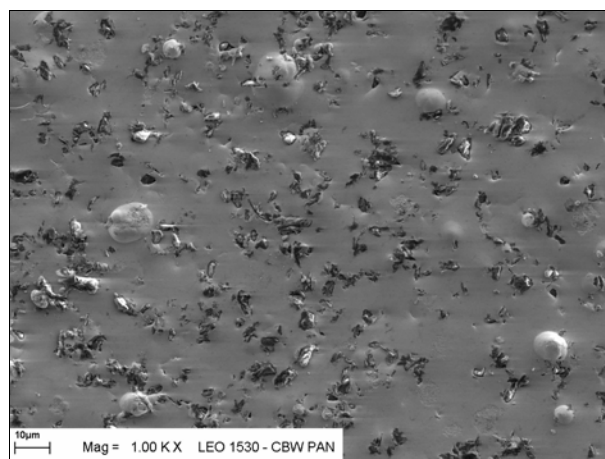
Rys. 2. Mikrostruktura powierzchni powłoki kompozytowej Ni-SiC1000-CFx
Fig. 2. Surface microstructure of composite coating Ni-SiC1000-CFx



Rys. 3. Mikrostruktura powierzchni powłoki kompozytowej Ni-SiC1000-DT
Fig. 3. Surface microstructure of composite coating Ni-SiC1000-DT



Rys. 4. Mikrostruktura powierzchni powłoki kompozytowej Ni-SiCnano-DT
Fig. 4. Surface microstructure of composite coating Ni-SiCnano-DT



Rys. 5. Mikrostruktura powierzchni powłoki kompozytowej Ni-SiCnano-CFx
Fig. 5. Surface microstructure of composite coating Ni-SiCnano-CFx

Podczas badań analizowano widma natężenia promieniowania X w postaci pików odpowiadających określonym wartościom energii wzbudzenia poszczególnych pierwiastków. Z powodu nakładania się pików $K\alpha$ flu-

oru i La niklu widma poddano obróbce cyfrowej, polegającej na usunięciu z widma badanej próbki piku La niklu. Pozwoliło to na wykonanie analizy ilościowej pierwiastków (wraz z fluorem) występujących w próbce.

Obserwacje mikroskopowe powierzchni hybrydowych powłok kompozytowych wykonano przy użyciu mikroskopu skaningowego LEO 1530. Obrazy powierzchni kompozytowych powłok hybrydowych przedstawiają rysunki 1-5.

Struktura powierzchni wytworzonych warstw kompozytowych jest dość zróżnicowana (rys. rys. 1-5). Cząstki wbudowane w osnowę niklową miały rozmiary od nano- do mikrometrycznych. Zależało to zarówno od rodzaju użytych cząstek, jak i od związku powierzchniowoczynnego, który zastosowano do sporządzenia dyspersji. Na rysunkach 2 i 5, które przedstawiają powierzchnię warstw z wbudowanym CFx, wyraźnie widoczne są cząstki niezabudowanego niklem CFx. Zarówno te cząstki, jak i zabudowane duże cząstki SiC1000 w warstwie przedstawionej na rysunku 1 są prawdopodobnie przyczyną większej chropowatości tych powłok. Wielkość ziaren osnowy niklowej zamykała się w granicach 10 ± 20 nm.

WYNIKI BADAŃ

W celu zbadania odporności na zużycie wytworzonych warstw kompozytowych przyjęto technikę badań opartą na mikroprocesorowym zestawie tribologicznym T-05 - tester typu rolka-kłosek (prod. MCNEMT Radom). Do badań użyto próbek hybrydowych powłok kompozytowych Ni-SiC-fluoropolimer nałożonych na powierzchnię badaną klocka ze stali 45 o szerokości 6,35 mm. Czas nakładania: 30 min, temp. 45°C , pH kąpieli 4,0, gęstość prądu 4 A/dm^2 . Powłoki kompozytowe nakładano jednocześnie na pięć klocków umieszczonych w specjalnym uchwycie teflonowym, zapewniającym pokrycie wklęsłej powierzchni klocka, która jest powierzchnią poddawaną badaniom zużyciowym. Do badań porównawczych nałożono w tych samych warunkach powłoki niklowe z kąpieli KGN-97. Jako materiał przeciwpróbki zastosowano rolki ze stali 45 lub stali łożyskowej. Badania przeprowadzono dla dwóch rodzajów tarcia: technicznie suchego i ze smarowaniem. Przy pomiarach ze smarowaniem wykorzystano olej silnikowy Castrol GTX 15 W-40. Stosowano zmieniające się obciążenie przeciwpróbki wynoszące 50 i 100 N i czas próby 1 h. Dla danej wartości obciążenia zmieniano prędkości poślizgu od 0,27 do 1 m/s.

Wartości współczynników tarcia zamieszczono w tabelach 4 i 5. Wyniki badań zużycia hybrydowych powłok kompozytowych Ni-SiC-fluoropolimer podczas tarcia technicznie suchego przedstawiono w tabeli 6, a podczas tarcia ze smarowaniem w tabeli 7. Oznaczenia próbek: 0 - stal hartowana, 1 - Ni-SiC1000-DT,

2 - Ni-SiC1000-CFx, 3 - Ni-SiC1000-DT, 4 - Ni-SiC-nano-DT, 5 - Ni-SiCnano-CFx.

TABELA 4. Wyniki badań średniego współczynnika tarcia powłok kompozytowych w warunkach tarcia technicznie suchego

TABLE 4. The test results of average friction coefficient without lubrication of the composite coatings

Nr próbki	Obciążenie N	Prędkość poślizgu, m/s		
		0,27	0,5	1
0	50	0,291	0,329	0,451
	100	0,492	0,514	0,502
1	50	0,561	0,495	0,493
	100	0,497	0,458	-
2	50	0,572	0,568	0,450
	100	0,471	-	-
3	50	0,565	0,508	0,394
	100	0,474	0,472	0,302
4	50	0,517	0,326	0,448
	100	0,474	-	-
5	50	0,632	0,450	0,566
	100	0,473	-	-

TABELA 5. Wyniki badań średniego współczynnika tarcia powłok kompozytowych w warunkach tarcia ze smarowaniem

TABLE 5. The test results of average friction coefficient with lubrication of the composite coatings

Nr próbki	Obciążenie N	Prędkość poślizgu, m/s		
		0,27	0,5	1
0	50	0,402	0,301	0,260
	100	0,244	0,212	0,185
1	50	0,183	0,233	0,165
	100	0,146	0,112	0,066
2	50	0,170	0,248	0,178
	100	0,141	0,101	0,084
3	50	0,358	0,225	0,108
	100	0,096	0,077	0,101
4	50	0,264	0,193	0,097
	100	0,162	0,146	0,054
5	50	0,282	0,250	0,150
	100	0,209	0,168	0,070

Z przedstawionych badań współczynnika tarcia w warunkach tarcia technicznie suchego (tab. 4) wynika, że zastosowane parametry tarcia były dla pary ślizgowej stal-stal w zakresie obszaru naruszenia równowagi dynamicznej, gdyż ze zwiększeniem obciążenia i prędkości poślizgu współczynnik tarcia dla tej pary wzrastał. Natomiast parametry tarcia dla par ślizgowych Ni-SiC-fluoropolimer-stal 1, 2 i 3 znajdowały się w obszarze przejściowym (współczynnik tarcia malał ze

wzrostem obciążenia i prędkości poślizgu) i nie osiągnięto jeszcze obszaru tarcia normalnego dla tych par ślizgowych. Współczynnik tarcia dla par z warstwami 4 i 5 przechodził przez minimum dla prędkości poślizgu 0,5 m/s i miał tendencję spadkową ze wzrostem obciążenia. Niestety te warstwy, jak również warstwy 1 i 2 nie wytrzymały warunków badań pod obciążeniem 100 N, ulegając zatarciu. Składy wytworzonych hybrydowych warstw kompozytowych i ich budowa były niewłaściwe dla takich warunków tarcia, co powodowało zużywanie cieplne, prowadzące do szepiania lub zrostania powierzchni styku. Wydaje się, że umocnienie osnowy niklowej cząstkami SiC i PTFE, ale użytymi w niedużej ilości, jak to miało miejsce w 3 warstwie hybrydowej Ni-SiC1000-DT, prowadzi do polepszenia pracy ślizgowego węzła tarcia stal-powłoka hybrydowa/stal.

Wyniki pomiarów współczynnika tarcia z użyciem środka smarnego (tab. 5) wskazują, że dobrane parametry tarcia dotyczyły obszaru przejściowego, gdyż współczynnik tarcia malał ze wzrostem obciążenia i prędkości poślizgu. Tylko dla par 1 i 2 wykazywał maksimum przy obciążeniu 50 N i prędkości poślizgu 0,5 m/s, a dla pary 3 minimum przy obciążeniu 100 N i prędkości poślizgu 0,5 m/s.

Wszystkie badane pary ślizgowe miały w warunkach tarcia ze smarowaniem lepsze współczynniki tarcia od pary stal-stal (tab. 5). Najmniejszy współczynnik tarcia otrzymano dla pary 4. Hybrydowa warstwa kompozytowa zastosowana w tej parze zawierała najwięcej wbudowanego PTFE ze wszystkich badanych warstw. Ale tę wartość współczynnika tarcia otrzymano dopiero dla największego obciążenia i największej prędkości poślizgu. Jednak przy mniejszych prędkościach poślizgu inne pary miały mniejsze od tej współczynniki tarcia (pary 1, 2 i 3).

Wydaje się, że przy doborze pary ślizgowej należy brać pod uwagę przede wszystkim warunki panujące w węźle ślizgowym, gdyż z przedstawionych danych wynika, że w warunkach tarcia ze smarowaniem możliwe byłoby zastosowanie wszystkich wytworzonych hybrydowych warstw kompozytowych, gdyż przy ich użyciu zmniejsza się współczynnik tarcia po stali.

Badane warstwy miały niewielką chropowatość, ale warstwy 3 i 4 miały najmniejszą, tj. 0,12 μm . Być może i ten parametr budowy warstwy wpływał na wartość współczynnika tarcia, ale wniosek ten może być słuszny tylko dla tarcia ze smarowaniem.

Podsumowując badania współczynnika tarcia można stwierdzić, że wytworzone hybrydowe warstwy kompozytowe polepszały warunki tarcia w badanych układach tribomechanicznych, ale głównie w warunkach tarcia ze smarowaniem. Mając na uwadze wyniki pomiarów w warunkach tarcia technicznie suchego, trzeba jednak powiedzieć, że tylko dla warstwy 3 w żadnych warunkach badań nie występowało zatarcie. Także w bada-

niach tarcia z użyciem środka smarnego otrzymane dla tej warstwy wyniki wydają się być najkorzystniejsze, gdyż dla mniejszego obciążenia współczynnik tarcia maleje ze wzrostem prędkości poślizgu, a dla większego obciążenia jest mały i prawie stały ze zmianą prędkości poślizgu, a przy tym dwu-, trzykrotnie mniejszy od współczynnika tarcia dla pary stal-stal. Dlatego skład i budowa tej warstwy będą stanowić wzorzec do dalszych badań nad opracowaniem hybrydowych warstw kompozytowych do zastosowań w ślizgowych węzłach tarcia.

TABELA 6. Wyniki badań zużycia masowego [g] powłok kompozytowych w warunkach tarcia technicznie suchego

TABLE 6. The test results of wear [g] without lubrication of the composite coatings

Nr próbki	Obciążenie N	Prędkość poślizgu, m/s		
		0,27	0,5	1
0	50	0,0195	0,0375	0,0520
	100	0,0298	0,0529	0,0780
1	50	0,0021	0,0098	zatarcie
	100	0,0093	0,0139	zatarcie
2	50	0,0071	0,0131	0,0287
	100	0,0281	zatarcie	-
3	50	0,0026	0,0042	0,0179
	100	0,0080	0,0150	0,0259
4	50	0,0020	0,0171	0,0301
	100	0,0175	0,0257	-
5	50	0,0062	0,0117	0,0200
	100	0,0280	zatarcie	-

TABELA 7. Wyniki badań zużycia masowego [g] powłok kompozytowych w warunkach tarcia ze smarowaniem

TABLE 7. The test results of wear [g] with lubrication of the composite coatings

Nr próbki	Obciążenie N	Prędkość poślizgu, m/s		
		0,27	0,5	1
0	50	0,0002	0,0004	0,0009
	100	0,0003	0,0006	0,0015
1	50	0,0000	0,0002	0,0000
	100	0,0000	0,0000	0,0000
2	50	0,0000	0,0001	0,0001
	100	0,0000	0,0000	0,0000
3	50	0,0000	0,0000	0,0002
	100	0,0000	0,0000	0,0001
4	50	0,0001	0,0001	0,0000
	100	0,0000	0,0001	0,0003
5	50	0,0000	0,0003	0,0002
	100	0,0000	0,0000	0,0000

Na podstawie przeprowadzonych badań można stwierdzić, że wytworzone hybrydowe warstwy kompozytowe odznaczały się dość zróżnicowaną odpornością na zużycie ściernie. W warunkach tarcia technicznie suchego wytworzone powłoki w większości nie wytrzymały próby i uległy zatarciu (tab. 6), czasem już przy prędkości poślizgu 0,5 m/s i obciążeniu 100 N. Całą próbę bez smarowania wytrzymała dla obciążenia 50 N powłoka 5, a dla obu obciążeń powłoka 3. Wyniki badań odporności na zużycie tej powłoki, zawierającej SiC1000 i DT w ilości 0,85% mas., były trzykrotnie lepsze od wyników dla stali. Warstwa miała największą mikrotwardość - 703 HV005.

Porównując wyniki pomiarów zużycia ze smarowaniem (tab. 7), można stwierdzić, że wszystkie badane warstwy dla wszystkich warunków badań miały lepsze właściwości przeciwzużyciowe niż stal. Jednak uwzględniając wyniki badań w warunkach tarcia suchego, trzeba zdyskwalifikować wszystkie wytworzone warstwy z wyjątkiem warstwy 3 ze względu na to, że uległy one wcześniej lub później zatarciu.

PODSUMOWANIE

Przedstawione wyniki badań zużyciowych pięciu hybrydowych powłok kompozytowych Ni-SiC-fluoropolimer wykazały, że istotnymi czynnikami decydującymi o właściwościach tribologicznych takich warstw były:

- rodzaj i rozmiary cząstek dyspersyjnych wbudowanych w osnowę niklową;
- zawartość cząstek w osnowie niklowej;
- mikrotwardość warstwy;
- chropowatość warstwy.

W warunkach badań stosowanych w eksperymencie najlepsze wyniki otrzymano dla warstwy Ni-SiC1000-DT zawierającej 0,85% mas. cząstek dyspersyjnych,

charakteryzującej się mikrotwardością 703 HV005 i chropowatością 0,12 μm .

Praca finansowana przez KBN w ramach projektu 7 T08C 010 20.

LITERATURA

- [1] Brand J., *Metalloberfl.* 1998, 52, 9.
- [2] Halling J., *Thin Solid Films* 198, 108, 103.
- [3] Tanida Y., Pat. japoński JP 05255896, 1992.
- [4] Kurosawa K., Kawagoe R., Kojima T., Pat. japoński JP 0707496, 1994.
- [5] Kobayashi Y. Pat. japoński JP 08311696, 1995.
- [6] Guo Z., Den L., Yang X., Zhu X., Cailao Baohu 2001, 34(1), 4-5, 11.
- [7] Szeptycka B., Dyspersyjne hybrydowe kompozyty metalowo-polimerowo-ceramiczne osadzone elektrochemicznie, Praca statutowa IMP, 1998.
- [8] Szeptycka B., *Inżynieria Powierzchni* 1999, 2, 8.
- [9] Szeptycka B., *Inżynieria Powierzchni* 2000, 3, 12.
- [10] Szeptycka B., Opracowanie technologii galwanicznych powłok Ni-PTFE-SiC, Praca statutowa IMP, 1999.
- [11] Szeptycka B., Galwaniczne powłoki hybrydowe Ni-SiC-PTFE. Badania ćwierćtechniczne, Praca statutowa IMP, 2000.
- [12] Szeptycka B., *Inżynieria Powierzchni* 2000, 4, 19.
- [13] Szeptycka B., *Inżynieria Powierzchni* 2001, 3, 21.
- [14] Szeptycka B., *Galvanotechnik* 2002, 3, 663.
- [15] Szeptycka B., Ochrona przed korozją, wydanie specjalne, 7th Polish Corrosion Conference Korozja 2002, 390.
- [16] Szeptycka B., Przeciwzużyciowe samosmarne powłoki elektrochemiczne w zespołach ciernych (na przykładzie środków transportu), projekt badawczy nr 7 T08C 010 20.
- [17] Szeptycka B., Hybrydowe niklowe powłoki elektrochemiczne Ni-SiC-PTFE, *Kompozyty* 2001, 2, 137-140.

Recenzent
Izabela Hyla