



**Marcin Madej\*, Jan Leżański**

Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej, al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Poland

\* Corresponding author. E-mail: meydey@onet.pl

Otrzymano (Received) 08.02.2008

## WŁAŚCIWOŚCI TRYBOLOGICZNE KOMPOZYTÓW NA OSNOWIE STALI SZYBKOTNĄCEJ

Przedstawiono wyniki badań w zakresie badania odporności na zużycie cierne i współczynnika tarcia infiltrowanych kompozytów na osnowie stali szybko tnącej. Materiał badawczy stanowiły kształtki ze stali szybko tnącej gatunku M3/2 i stali szybko tnącej z dodatkiem 7,5% Cu, 0,3% C, 20% Fe, 50% Fe oraz 10 i 30% węgla wolframu WC. Porowate kształtki przeznaczone do infiltracji prasowano pod ciśnieniem 800 MPa, część z nich poddano spiekaniu w piecu próżniowym w temperaturze 1150°C przez 60 minut. Następnie porowate kształtki infiltrowano miedzią, metodą nakładkową w piecu próżniowym w temperaturze 1150°C przez 15 minut. Badania odporności na zużycie cierne oraz współczynnika tarcia przeprowadzono testerem T-05.

**Słowa kluczowe:** stal szybko tnąca, kompozyty, infiltracja, współczynnik tarcia, odporność na zużycie cierne

### THE TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF HIGH SPEED STEEL BASED COMPOSITES

High hardness, mechanical strength, heat resistance and wear resistance of M3/2 high speed steel (HSS) make it an attractive material for manufacture of valve train components such as valve seat inserts and valve guides. Since technological and economical considerations are equally important, infiltration of high-speed steel skeleton with liquid copper has proved to be a suitable technique whereby fully dense material is produced at low cost. Attempts have been made to describe the influence of the production process parameters and additions of powders: copper, graphite, iron and tungsten carbide on the tribological properties of copper infiltrated HSS based composites. The compositions of powder mixtures were M3, M3+7.5Cu, M3+0.3C, M3+20Fe, M3+50Fe, M3+10WC and M3+30WC. The powder mixtures were prepared by mixing for 30 minutes in the 3-D pendulum motion Turbula® T2C mixer. Then the powders were cold pressed in a rigid cylindrical die at 800 MPa. The infiltration process was carried out in vacuum better than  $10^{-3}$  Pa. Both green compacts and compacts pre-sintered for 60 minutes at 1150°C in vacuum were contact infiltrated with copper. Carefully pre-weighed performs of copper were placed on top of the rigid skeletons of predetermined porosity, heated to 1150°C, held at temperature for 15 minutes, and cooled down with the furnace to the room temperature. From the analysis of the obtained results it may be concluded that the mechanical properties is mainly affected by the manufacturing route and powders characteristics (M3/2 HSS, Höganäs iron, tungsten carbide WC) and powder composition of porous skeleton for infiltration. From it is evident that the as-infiltrated properties of the investigated composites are a complex function of the manufacturing route and tungsten carbide content. The molten copper is drawn into the interconnected pores of the skeleton, through a capillary action, and fills virtually the entire pore volume to yield final densities exceeding 97% of the theoretical value. Wear quality of the as-infiltrated composites increases with the increased content of tungsten carbide, whereas the bending strength seems to be adversely affected by the addition of the tungsten carbide powder. Considerable differences in hardness between the materials obtained from the two infiltration routes have been observed, with higher wear quality numbers achieved with direct infiltration of green compacts. As can be seen, the additions of iron didn't worsen wear quality of composites obtained from infiltration of green compacts.

**Keywords:** high speed steel, composites, infiltration, wear quality, friction coefficient

### WPROWADZENIE

Nowoczesne metody wytwarzania stali szybko tnących i kompozytów na osnowie stali szybko tnących różnych gatunków oparte są na procesach metalurgii proszków. Kompozyty na osnowie stali szybko tnących to materiały odznaczające się dużą odpornością na zużycie cierne, wynikającą przede wszystkim z odporno-

ści na zużycie cierne stali szybko tnącej tworzącej osnowę kompozytów. Przez regulację liczby i udziału komponentów oraz ich wzajemnego oddziaływania można wpływać na strukturę i własności kompozytu, w celu uzyskania materiału o regulowanych własnościach, w szczególności o wysokiej odporności na zużycie cier-

ne, dobrym przewodnictwem cieplnym, małym współczynnikiem tarcia i wysokich własnościach wytrzymałościowych.

Nieliczne publikacje dotyczą zastosowania procesu infiltracji do wytwarzania kompozytów na osnowie stali szybko tnącej [1-4]. Greetham prowadził badania dotyczące wytwarzania kompozytów metodą infiltracji porowatych kształtek ze stali szybko tnącej gatunku M3/2 i stali szybko tnącej z dodatkiem żelaza stopem miedzi lub czystą miedzią [1, 2]. Dodatek żelaza do proszku stali szybko tnącej gatunku M3/2 stosowano w celu obniżenia kosztów wytwarzania tych kompozytów i zwiększenia zgęszczalności w czasie prasowania. Porowate kształtki do infiltracji wytwarzano metodą prasowania pod ciśnieniem 620 MPa i spiekania w temperaturach: 1120 i 1150°C. Nakładki do infiltracji przygotowano ze stopu na osnowie miedzi: Cu-0,9Ni-0,9Mn-5,0Fe-1,3Zn oraz z czystej miedzi. Zastosowanie miedzi do infiltracji porowatych kształtek ze stali szybko tnącej wynika z jej dostępności, skrajnego kąta zwilżania stali przez miedź bliskiego zeru oraz dobrego przewodnictwa cieplnego.

Prowadzone badania wykazały tylko nieznaczne zmiany wymiarów kształtek w czasie spiekania i infiltracji. Uzyskane w wyniku infiltracji w temperaturze 1150°C kompozyty na osnowie stali szybko tnącej były prawie pozbawione porowatości. Osiągane wyniki dotyczące zastosowania do infiltracji stopu i czystej miedzi były zbliżone, co pozwoliło wnioskować o celowości stosowania czystej miedzi do infiltracji kompozytów na osnowie stali szybko tnącej gatunku M3/2. Greetham zaproponował i przeprowadził pierwsze testy dotyczące zastosowania tych kompozytów na gniazda i prowadnice zaworów.

Badania Greethama rozwinął Palma, stosując do wytwarzania porowatych kształtek do infiltracji proszki stali szybko tnących gatunku T15 [3]. Porowate kształtki do infiltracji ze stali szybko tnącej i stali szybko tnącej z dodatkiem proszku grafitu wytwarzano metodą prasowania pod ciśnieniem 800 MPa. Infiltrację prowadzono metodą nakładkową. Nakładki do infiltracji przygotowano ze stopu Cu-3,1Fe-3,5Mo. Optymalną temperaturę infiltracji ustalono na 1150°C, a czas infiltracji na 20 minut. Stosowano piec z atmosferą o składzie 90%N<sub>2</sub>-10%H<sub>2</sub>. W pracy tej zamieszczono wyniki badań dotyczących infiltracji miedzi do porowatych kształtek ze stali szybko tnącej gatunku T15. W efekcie infiltracji uzyskano kompozyty o gęstości względnej wynoszącej 95÷96%. Struktura kompozytów składa się z osnowy ze stali szybko tnącej z rozmieszczonymi w niej, bardzo drobnymi, węglkami typu MC i M<sub>6</sub>C oraz obszarów stopu miedzi i porów. Ze względu na rodzaj zastosowanej atmosfery stwierdzono obecność w mikrostrukturze węglikoazotków typu MC<sub>0,3</sub>N<sub>0,7</sub> oraz zwiększony udział austenitu szczytkowego w osnowie stali szybko tnącej.

Celem badań była ocena właściwości tribologicznych kompozytów na osnowie stali szybko tnącej wytwarzanych metodą infiltracji.

## MATERIAŁY DO BADAŃ

Do wytwarzania kompozytów stosowano proszki:

- rozpylany wodą proszek stali szybko tnącej gatunku M3/2, produkowany przez angielską firmę Powdrex; proszek dostarczono w stanie wyżarzone;
- elektrolityczny proszek miedzi, gatunku ECu1, produkowany przez Zakłady Metalurgiczne „Trzebiń”;
- spiekany reakcyjnie proszek węgla wolframu WC produkcji Huty Baildon;
- redukowany proszek żelaza, gatunku NC 100.24, produkowany przez firmę Höganäs;
- proszek grafitu cejlońskiego.

Do badań przygotowano siedem rodzajów mieszanek proszków o zróżnicowanym składzie chemicznym, które wykorzystano do wytwarzania porowatych szkieletów do infiltracji. Składy mieszanek i sposób ich oznaczenia przedstawiono w tabeli 1.

TABELA 1. Składy mieszanek proszków stosowanych do wytwarzania porowatych kształtek  
TABLE 1. The compositions of powder mixtures used for pressing of porous skeleton

Lp.	Rodzaj mieszanki proszków	Oznaczenie
1	stal szybko tnąca M3/2 w stanie dostarczone	M
2	M3/2 + 20% Fe	M20Fe
3	M3/2 + 50% Fe	M50Fe
4	M3/2 + 10% WC	M10WC
5	M3/2 + 30% WC	M30WC
6	M3/2 + 7,5% Fe	M7,5Cu
7	M3/2 + 0,3% C (w postaci grafitu)	M0,3C

Mieszanie wymienionych wyżej mieszanek proszków prowadzono w mieszalniku typu Turbula T 2F przez 60 minut. Prędkość obrotowa mieszalnika wynosiła ok. 66 obr/min.

Porowate kształtki do infiltracji wytwarzano metodą prasowania lub prasowania i spiekania. Prasowanie kształtek prowadzono w temperaturze pokojowej, w sztywnej matrycy o działaniu jednostronnym stempla. Ciśnienie prasowania wynosiło 800 MPa. Część wyprasek poddano spiekaniu w piecu próżniowym w temperaturze 1150°C przez 1 godzinę. Ciśnienie próżni wynosiło poniżej 10<sup>-2</sup> Pa. W czasie nagrzewania kształtek do temperatury spiekania stosowano przystanek izotermiczny w temperaturze 950°C przez pół godziny. Chłodzenie próbek prowadzono wraz z piecem.

Infiltrację porowatych szkieletów miedzią prowadzono metodą nakładkową w piecu próżniowym w tempe-

raturze 1150°C przez 15 minut. Chłodzenie kompozytów po infiltracji odbywało się wraz z piecem.

Właściwości kompozytów na osnowie stali szybko tnącej otrzymanych w wyniku infiltracji przedstawiono w tabeli 2.

## METODYKA BADAŃ

Badania odporności na zużycie cierne oraz współczynnika tarcia przeprowadzono testerem T-05 (rys. 1, 2).

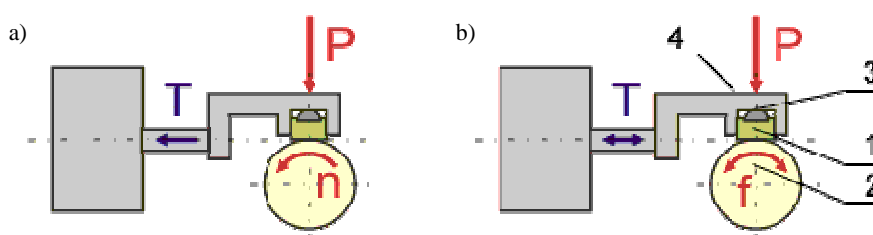
TABELA 2. Wyniki pomiarów własności porowatych kształtek i infiltrowanych kompozytów  
TABLE 2. The properties of porous skeleton and copper infiltrated composites

Skład mieszanki	Gęstość względna %		Stopień wypełnienia kapilar %	Twardość HB	Wytrzymałość na zginanie MPa
	Porowatych kształtek do infiltracji	Infiltrowanych kompozytów			
Infiltrowane wypraski					
M	76,46	98,05	78,13	413	2051
M7,5Cu	78,21	97,55	76,78	391	2288
M0,3C	76,51	97,15	75,95	507	1593
M20Fe	77,54	97,00	77,58	385	2074
M50Fe	81,59	97,03	79,45	363	1915
M10WC	76,31	97,22	75,63	484	1287
M30WC	75,51	97,11	79,72	590	1174
Infiltrowane spieki					
M	76,97	97,15	79,04	377	1744
M7,5Cu	79,37	97,45	77,20	394	2079
M0,3C	81,63	96,57	77,72	411	1970
M20Fe	77,27	97,79	77,50	362	1968
M50Fe	81,50	97,40	78,17	329	2004
M10WC	79,38	96,69	75,92	455	1415
M30WC	78,28	97,23	71,39	569	1380



Rys. 1. Tester T-05 typu rolka - klocek do badań własności trybologicznych

Fig. 1. T-05 block-on-ring wear tester



Rys. 2. Zasada działania testera T-05: a) w ruchu obrotowym, b) w ruchu oscylacyjnym

Fig. 2. Set-up of the wear tester T-05: a) at the rotating ring, b) at the oscillating ring

Tester T-05 pozwala na przeprowadzanie badań zgodnie z metodami określonymi w normach amerykańskich: ASTM D 2714, D 3704, D 2981 i G 77. Zasadę działania urządzenia testowego T-05 przedstawiono na rysunku 2. Uchwyt próbki 4 z wkładką półkulistą 3 stanowi samonastawne zamocowanie klocka 1, które zapewnia dobre jego przyleganie do rolki 2, a tym samym równomierne rozłożenie nacisków w styku. Dwudźwigniowy układ obciążania pozwala na przyłożenie siły dociskającej klocek do rolki P z dokładnością do 1%. Rolka może obracać się ze stałą prędkością obrotową  $n$  (rys. 2a) lub wykonuje ruch oscylacyjny z częstotliwością  $f$  (rys. 2b).

Testy prowadzono przy ruchu postępowym w styku ślizgowym suchym bez udziału środków smarujących. Do testów stosowano próbki cylindryczne o wymiarach  $\phi 15 \times 5$  mm.

Ustalono następujące parametry testu:

- przeciwpółka:  $\phi 49,5$  mm ze stali 55, obrobionej cieplnie na twardość 55 HRC,
- obroty wrzeciona: 500 obr/min,
- nacisk: 165 N,
- prędkość obwodowa: 1,3 m/s,
- droga poślizgu: 1000 m,
- czas próby: 13 min.

## WYNIKI BADAŃ

Wyniki pomiarów odporności na zużycie cierne oraz współczynnika tarcia przedstawiono w tabeli 3 oraz na rysunkach 3 i 4.

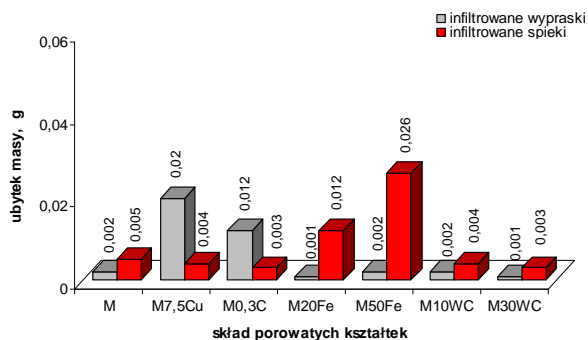
TABELA 3. Wyniki badań odporności na zużycie cierne i współczynnika tarcia infiltrowanych kompozytów  
TABLE 3. The obtained results of wear quality and friction coefficient of as infiltrated composites

Skład mieszanek	Infiltrowane kompozyty z wyprasek		Infiltrowane kompozyty ze spieków	
	Ubytek masy g	Współczynnik tarcia	Ubytek masy g	Współczynnik tarcia
M	0,002	0,293	0,005	0,465
M7,5Cu	0,020	0,489	0,004	0,477
M0,3C	0,012	0,301	0,003	0,392
M20Fe	0,001	0,343	0,012	0,397
M50Fe	0,002	0,269	0,026	0,391
M10WC	0,002	0,367	0,004	0,394
M30WC	0,001	0,343	0,003	0,480

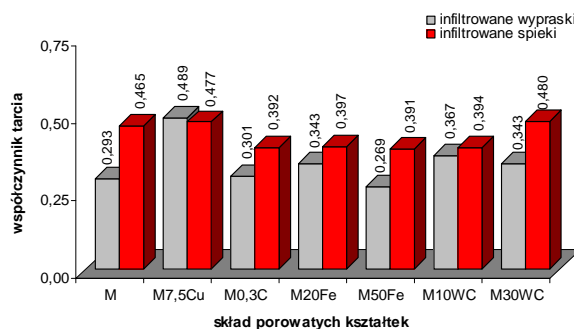
Powierzchnię po testach odporności na zużycie cierne infiltrowanych spieków obserwowano za pomocą mikroskopu skaningowego Hitachi S-3500N. Charakterystyczne przykłady powierzchni przedstawiono na rysunku 5.

Pomiar odporności na zużycie cierne oraz współczynnika tarcia pozwala na klasyfikację infiltrowanych

kompozytów pod względem wielkości zużycia. Pomiarzy prowadzono przy zastosowaniu testera typu T05 opracowanego i produkowanego przez Instytut Technologii Eksploatacji w Radomiu. Właściwe pomiary odporności na zużycie cierne oraz współczynnika tarcia poprzedził szereg prób znalezienia optymalnych warunków tarcia, polegających na ustaleniu drogi tarcia oraz siły nacisku.



Rys. 3. Odporność na zużycie cierne infiltrowanych kompozytów  
Fig. 3. Wear quality of infiltrated composites



Rys. 4. Współczynnik tarcia infiltrowanych kompozytów  
Fig. 4. Friction coefficient of as infiltrated composites

Odporność na zużycie cierne jest charakteryzowana przez ubytek masy poszczególnych kompozytów. Analizując wyniki przedstawione w tabeli 3 i na rysunku 3, można stwierdzić, że poza kompozytami M7,5Cu i M0,3C większą odpornością na zużycie cierne charakteryzują się infiltrowane kompozyty z wyprasek. Ubytek masy podczas testu infiltrowanych kompozytów ze spieków jest w wielu przypadkach ponad 2-krotnie większy niż w przypadku infiltrowanych kompozytów z wyprasek.

Dodatek 7,5% proszku miedzi do proszku stali szybko tnącej w określonych warunkach tarcia powoduje około dziesięciokrotne zwiększenie ubytku masy infiltrowanych wyprasek oraz znaczne zwiększenie współczynnika tarcia w porównaniu do infiltrowanych kompozytów z wyprasek z proszku samej stali szybko tnącej M, co wynika ze zwiększonego udziału miedzi w infiltrowanych wypraskach oraz obecności w mikrostrukturze infiltrowanych kompozytów dużych obszarów miedzi. Odporność na zużycie cierne oraz współczynnik tarcia infiltrowanych kompozytów ze spieków

M7,5Cu jest zbliżony do tych własności infiltrowanych kompozytów ze spieków ze stali M.

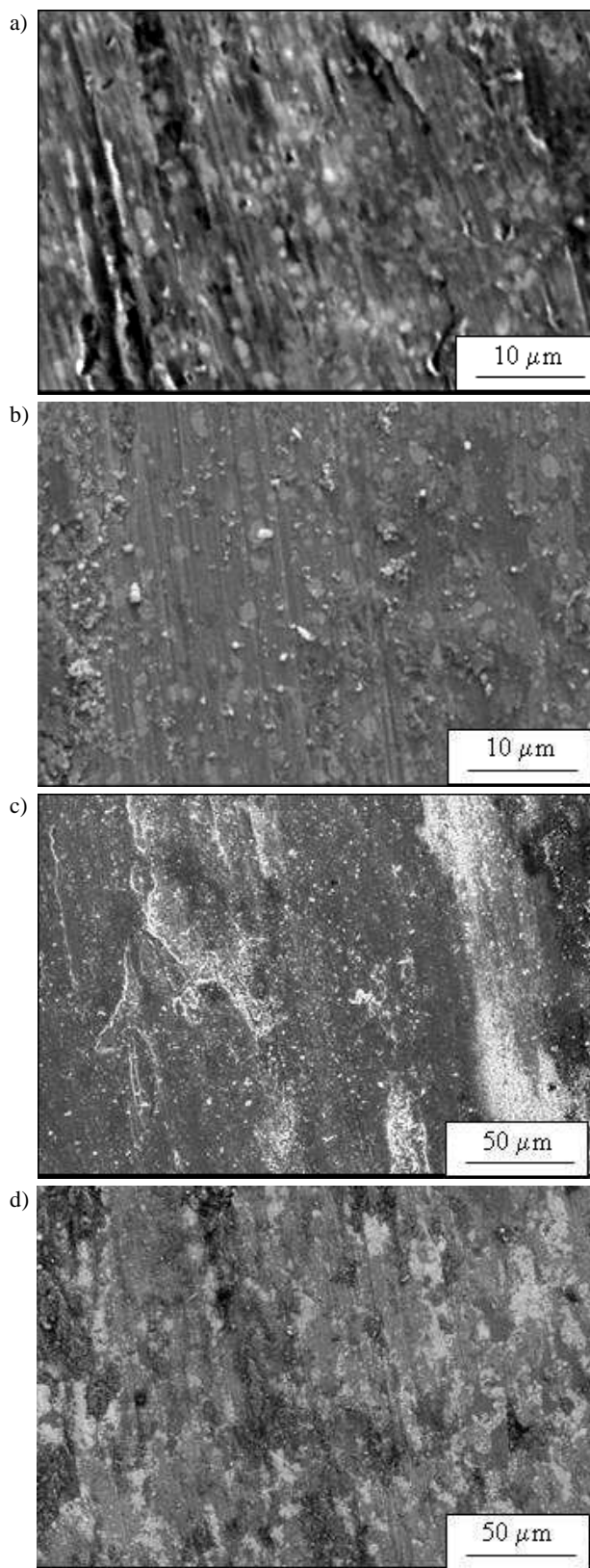
Dodatek 0,3% grafitu powoduje zmniejszenie odporności na zużycie cierne kompozytów z infiltrowanych wyprasek M0,3C, ubytek masy w porównaniu do infiltrowanych wyprasek ze stali M3 jest sześciokrotnie większy (rys. 3). Może to wynikać z obecności cząstek grafitu, odznaczającego się dobrymi własnościami ślizgowymi, w strukturze Infiltrowanych kompozytów z wyprasek M0,3C. W przypadku infiltrowanych kompozytów ze spieków M0,3C obserwowano zwiększenie odporności na zużycie przez tarcie oraz nieznaczne zwiększenie współczynnika tarcia, które może wynikać ze wzbogacenia osnowy stali szybko tnącej w węgiel.

Dodatek 20 lub 50% żelaza nie powoduje obniżenia odporności na zużycie cierne infiltrowanych kompozytów z wyprasek w określonych warunkach procesu tarcia. Spiekanie kształtek przeznaczonych do infiltracji powoduje około dziesięciokrotne zwiększenie ubytku masy infiltrowanych kompozytów z tych kształtek. Kompozyty te odznaczają się także wyższym współczynnikiem tarcia. Zmniejszenie odporności na zużycie cierne infiltrowanych spieków z dodatkiem żelaza można wiązać ze zmniejszeniem twardości tych kompozytów oraz zubożeniem osnowy stali szybko tnącej w węgiel i pierwiastki stopowe, które dyfundowały do cząstek żelaza w czasie spiekania, powodując wzrost twardości żelaza tylko przy granicach żelazo-stal.

Największą odpornością na zużycie cierne charakteryzują się infiltrowane kompozyty z dodatkiem 10 lub 30% węgla wolframu. Spiekanie porowatych kształtek M10WC i M30WC przed infiltracją wpływa nieznacznie, w porównaniu do innych grup kompozytów, na zwiększenie ubytku masy infiltrowanych kompozytów z tych spieków. Zwiększenie odporności na ścieranie połączone jest ze zwiększeniem współczynnika tarcia infiltrowanych kompozytów M10WC oraz M30WC, co jest wynikiem obecności w strukturze twardego i odpornego na ścieranie węgla WC. Rozpuszczanie węgla WC oraz reakcja na styku węgla wolframu i osnowy stali szybko tnącej w czasie spiekania powoduje tylko nieznaczne zmniejszenie odporności na zużycie cierne oraz zwiększenie współczynnika tarcia infiltrowanych kompozytów.

Obserwacje powierzchni podlegających kontaktowi tribologicznemu infiltrowanych kompozytów ze spieków M, M7,5Cu M50Fe oraz M30WC (rys. 5) pozwalają zauważyć różnice w mechanizmie ich zużycia. Na powierzchni badanych kompozytów poddanej tarcia można zaobserwować cząstki węglików, które uległy wykruszeniu w wyniku kontaktu tribologicznego. Cząstki te działają jako ścierniwo, zwiększając współczynnik tarcia badanych kompozytów. W przypadku infiltrowanego kompozytu M (rys. 5a) można zidentyfikować dwa mechanizmy, którymi zachodzi zużycie ścierne: mikroskrawanie oraz rysowanie. W przypadku infiltrowanych kompozytów ze spieków M najintensywniej

zachodziło rysowanie, czyli tworzenie rys poprzez odsuwanie materiału na boki.



Rys. 5. Powierzchnia infiltrowanego kompozytu ze spieków po badaniu odporności na zużycie cierne, SEM: a) M, b) M7,5Cu, c) M50Fe, d) M30WC

Fig. 5. The surface of the composites achieved with infiltration of as sintered samples after examining the resistance to the wear friction: a) M, b) M7.5Cu, c) M50Fe, d) M30WC

Dodatek miedzi do stali szybko tnącej (rys. 5b) powoduje zwiększenie znaczenia mikroskrawania w zużyciu tribologicznym tego kompozytu, czego potwierdzeniem jest także największy współczynnik tarcia spośród wszystkich badanych kompozytów. W przypadku infiltrowanych kompozytów ze spieków M50Fe (rys. 5c) na powierzchni kontaktu tribologicznego można zaobserwować płynięcie materiału próbki, głównie żelaza, w kierunku szlifowania, co może sugerować adhezyjny mechanizm zużycia. Cząstki stali szybko tnącej w tych kompozytach podlegają ścieraniu przez rysowanie i mikroskrawanie. Na powierzchni infiltrowanych kompozytów ze spieków M30WC poddanej próbie odporności na zużycie cierne (rys. 5d), oprócz zużycia ciernego przez rysowanie i mikroskrawanie, można zaobserwować charakterystyczne „białe plamy”, w których powstaje biała warstwa [5].

## PODSUMOWANIE

- Współczynnik tarcia infiltrowanych kompozytów M7,5Cu jest większy od współczynnika tarcia infiltrowanych kompozytów z M. Zastosowanie do wytwarzania infiltrowanych kompozytów spieków M0,3C powoduje zwiększenie odporności na ścieranie tych kompozytów, odznaczają się one także mniejszym współczynnikiem tarcia.
- Wprowadzenie do proszku stali szybko tnącej dodatku proszku żelaza obniża koszty wytwarzania infiltrowanych kompozytów na osnowie stali szybko tnącej. Dodatek 20 i 50% nie powoduje obniżenia

odporności na zużycie cierne infiltrowanych kompozytów z wyprasek M20Fe i M50Fe w określonych warunkach tarcia. Zwiększenie zawartości żelaza powoduje zmniejszenie współczynnika tarcia infiltrowanych kompozytów.

- Zwiększenie udziału węgla wolframu WC powoduje zwiększenie odporności na zużycie cierne. Dodatek 30% węgla wolframu powoduje nieznaczne zwiększenie współczynnika tarcia infiltrowanych kompozytów z wyprasek i spieków M30WC.

## Podziękowania

*Praca wykonana w ramach projektu badawczego, finansowanego przez Ministerstwo Nauki i Szkolnictwa Wyższego, umowa nr 18.18.110.722.*

## LITERATURA

- [1] Greetham G., Mechanically locked sintered valve seat inserts, Metal Powder Report, 44, 2, 34.
- [2] Greetham G., Development and performance of infiltrated and non-infiltrated valve seat insert materials and their performance, Powder Metallurgy 1990, 33, 3, 112-124.
- [3] Palma R.H., Tempering response of copper alloy infiltrated T15 high speed steel, The International Journal of Powder Metallurgy 2001, 37, 5, 29-35.
- [4] Igharo M., Wood J.V., Effect on consolidation parameters on properties of sintered high speed steels, Powder Metallurgy 1990, 33, 1, 70-76.
- [5] Pacyna J., Krawczyk J., Warunki powstawania i własności białej warstwy, Hutnik 2005, 11, 545-553.