

**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@poczta.onet.pl

Otrzymano (Received) 18.02.2009

## MIKROSTRUKTURA INFILTROWANYCH KOMPOZYTÓW STAL SZYBKOTNĄCA-WĘGLIK WOLFRAMU-MIEDŹ

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 odporności 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 cierne, dobrym przewodnictwie cieplnym, małym współczynniku tarcia i wysokich własnościach wytrzymałościowych. Przedstawiono wyniki badań mikrostruktury infiltrowanych kompozytów stal szybko tnąca-węgiel wolframu-miedź. Materiał badawczy stanowiły kształtki ze stali szybko tnącej gatunku M3/2 i stali szybko tnącej z dodatkiem 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 spiekane i niespiekane infiltrowano miedzią, metodą nakładkową w piecu próżniowym w temperaturze 1150°C przez 15 minut.

**Słowa kluczowe:** kompozyty, stal szybko tnąca, węgiel wolframu, miedź, prasowanie, spiekanie, infiltracja

## THE MICROSTRUCTURE OF INFILTRATED HIGH SPEED STEEL-TUNGSTEN CARBIDE-COPPER COMPOSITES

High hardness, mechanical strength, heat resistance and wear resistance of M3/2 grade high speed steel (HSS) make it an attractive material for manufacture of valve train components. In this application, the material must exhibit resistance to oxidation, high hot strength and hardness, and superior wear resistance. Metal matrix composites were produced by the infiltration technique. Since technological and economical considerations are equally important, infiltration of high-speed steel based skeleton with liquid copper has proved to be a suitable technique whereby fully dense material is produced at low cost. An ability to press and sinter to near net shape requires good compressibility of the powder. Even after annealing, tool steel powders can be pressed to only about 80% of the theoretical density by most commercial facilities. On sintering and infiltration, little or no shrinkage can be tolerated and so the necessary strength and toughness may be achieved without removal of the remaining porosity. A reasonable compromise between all of these requirements may be achieved by using mixtures of high speed steel powders with softer low alloy or pure iron powder. During sintering and infiltration of such mixtures, inter-diffusion of both carbon and metallic alloying elements occurs.

The aim of the present study was to produce high speed steel-tungsten carbide-copper composites, which should have acceptable density, wear resistance and good sliding prosperities. Various amounts of WC powder were added to the HSS powder prior to compaction. The following compositions were investigated: 100% M3/2, M3/2 + 10% WC and M3/2 + 30% WC. Then the powders were cold pressed in a rigid cylindrical die at 800 MPa. Both green compacts and compacts pre-sintered for 60 minutes at 1150°C in vacuum were infiltrated with copper at 1150°C for 15 minutes. Microstructural analysis of the as sintered structures has been done by the following techniques: optical microscopy, X-ray diffraction and EDX analysis. The morphologies of capillaries and as-infiltrated microstructures are discussed in this work.

It can be seen that the microstructure of the M3/2 grade HSS based composites consists of a steel matrix with finely dispersed carbides and islands of copper. The tungsten carbides located within the grains and on the grain boundaries as well. The qualitative EDX analysis revealed the presence of both MC type vanadium-rich carbides and M<sub>6</sub>C type tungsten and iron rich carbides. The SEM and EDX analysis performed on the specimens containing 10 and 30% tungsten carbide have revealed the carbide phase evenly distributed within the copper-rich regions. WC reacts with the surrounding HSS matrix and forms a tungsten and iron-rich M<sub>6</sub>C carbide grain boundary network.

**Keywords:** composites, high speed steel, tungsten carbide, copper, pressing, sintering, infiltration

## WPROWADZENIE

Nowoczesne metody wytwarzania różnych gatunków stali szybko tnących i kompozytów na osnowie stali

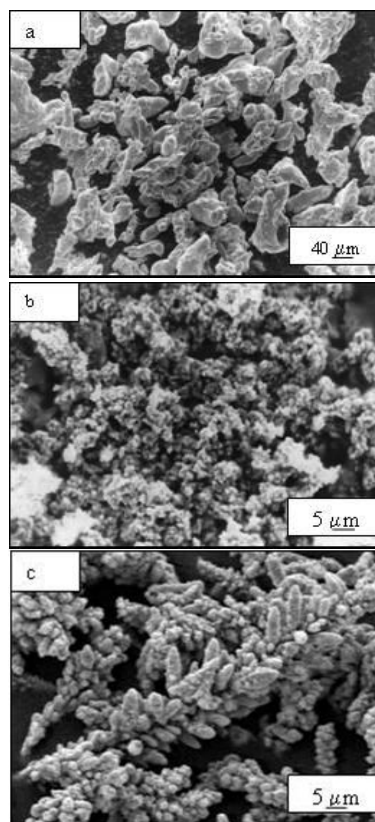
szybko tnących oparte są na procesach metalurgii proszków. Kompozyty na osnowie stali szybko tnących to

materiały odznaczające się głównie dużą odpornością na zużycie cierne, wynikającą przede wszystkim z odporności na zużycie cierne stali szybko tnącej tworzącej osnowę kompozytów. Przez regulację liczby i udziału komponentów oraz przez wybór sposobu i parametrów wytwarzania można wpływać na strukturę i własności kompozytu w celu uzyskania materiału o regulowanych i zróżnicowanych własnościach, w szczególności o wysokiej odporności na zużycie cierne, małym współczynniku tarcia, wysokich własnościach wytrzymałościowych i dobrym przewodnictwie cieplnym. Wysokie własności kompozytów na osnowie stali szybko tnącej można osiągnąć przez zastosowanie infiltracji samorzutnej [1]. Nieliczne publikacje dotyczą zastosowania procesu infiltracji do wytwarzania kompozytów na osnowie stali szybko tnącej [2-5]. Greetham prowadził badania dotyczące wytwarzania kompozytów metodą infiltracji stopu na osnowie miedzi lub czystej miedzi do porowatych kształtek ze stali szybko tnącej gatunku M3/2 i stali szybko tnącej z dodatkiem żelaza [2, 3]. 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. Prowadzone badania wykazały tylko nieznaczne zmiany wymiarów kształtek w czasie spiekania i infiltracji. Uzyskane kompozyty na osnowie stali szybko tnącej w wyniku infiltracji w temperaturze 1150°C 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 Rodrigo H. Palma, stosując do wytwarzania porowatych kształtek do infiltracji proszki stali szybko tnących gatunku T15 [4]. 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 wyniku 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, węglnikami 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 szczałkowego w osnowie stali szybko tnącej.

## MATERIAŁY DO BADAŃ

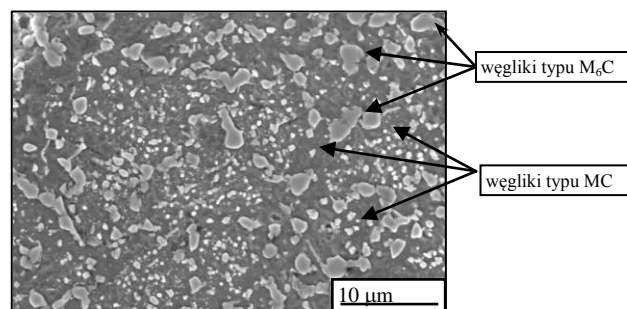
Do wytwarzania porowatych kształtek stosowano: rozpylany wodą proszek stali szybko tnącej gatunku M3/2 produkcji firmy POWDREX, spiekany reakcyjnie proszek węgla wolframu WC produkcji Huty Baildon oraz elektrolityczny proszek miedzi gatunku ECu1. Morfologię stosowanego proszku stali szybko tnącej, węgla wolframu oraz miedzi przedstawiono na rysunku 1.

Proszek stali szybko tnącej odznacza się nieregularnym kształtem cząstek, o względnie gładkiej powierzchni. Proszki o nieregularnym kształcie cząstek w porównaniu do proszków sferoidalnych odznaczają się lepszą formowalnością. Mikrostrukturę proszku stali szybko tnącej gatunku M3/2 przedstawiono na rysunku 2.



Rys. 1. Morfologia cząstek proszku, SEM: a) stali szybko tnącej gatunku M3/2, b) węgla wolframu WC, c) miedzi elektrolitycznej

Fig. 1. SEM morphology of powder particles: a) high speed steel M3/2 class, b) tungsten carbides WC, c) electrolytic copper



Rys. 2. Mikrostruktura cząstek proszku stali szybko tnącej gatunku M3/2, SEM

Fig. 2. Microstructure of HSS M3/2 class powder particles, SEM

Cząstki proszku stali szybkołączącej gatunku M3/2 składają się z ferrytu i bainitu z wydzieleniami bardzo drobnych węglików typu  $M_6C$  i  $MC$  w postaci  $W_3Fe_3C$  i  $V_8C_7$ .

### Formowanie kompozytów

Do badań przygotowano 3 rodzaje mieszanek proszków, które wykorzystano do wytwarzania porowatych kształtek do infiltracji:

1. 100%M3/2 oznaczone w dalszej części jako M,
2. M3/2+10%WC oznaczone w dalszej części jako M10WC,
3. M3/2+30%WC oznaczone w dalszej części jako M30WC.

Zawartości składników przedstawiono w procentach masowych. Mieszanie proszków przeprowadzono w mieszalniku dwustopniowym przez 60 minut. Prędkość obrotowa mieszalnika wynosiła około 60 obr/min.

Porowate kształtki do infiltracji wytwarzano dwoma sposobami, czyli prasowania lub prasowania i spiekania.

### Porowate wypraski

Prasowanie kształtek prostokątnych o wymiarach ok. 40x5x5 mm prowadzono w temperaturze pokojowej, w sztywnej matrycy przy jednostronnym działaniu stempla, bez środka poślizgowego. Do prasowania stosowano prasę hydrauliczną typu ZIM. Masę proszku dobrano tak, aby uzyskać wypraski o objętości ok. 1 cm<sup>3</sup>. Stosowano ciśnienie prasowania wynoszące 800 MPa.

### Porowate spieki

Część wyprasek spiekano w piecu próżniowym, stosowano następujące parametry spiekania:

- szybkość nagrzewania 17,5°/min
- temperatura / czas wygrzewania 950°C / 30 minut
- temperatura / czas spiekania 1150°C / 60 minut

Szybkość chłodzenia była zmienna w czasie. Obliczona średnia szybkość chłodzenia w przedziale temperatur 1150±20°C wynosiła ok. 4°/min.

### Przygotowanie nakładek do infiltracji

Nakładki do infiltracji z miedzi przygotowano na podstawie pomiarów gęstości metodą geometryczną wyprasek i spieków. Przygotowane naważki proszku miedzi prasowano przy ciśnieniu 300 MPa, a następnie zredukowanego w wodorze w temperaturze 800°C przez 30 minut. Kształt nakładek odpowiadał kształtowi i wielkości porowatych kształtek przeznaczonych do infiltracji.

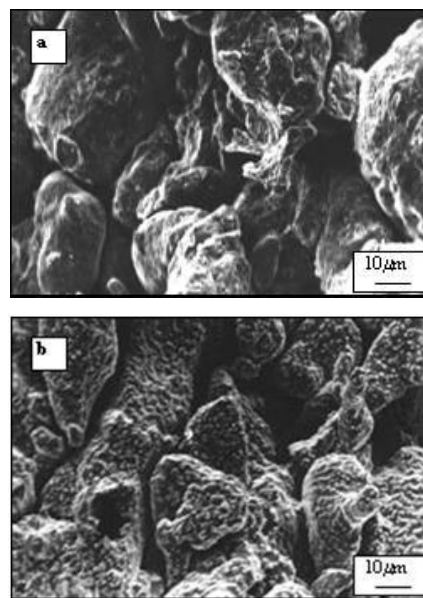
### Przebieg i parametry procesu infiltracji

Infiltrację prowadzono metodą nakładkową. Stosowano następujące parametry procesu infiltracji:

- szybkość nagrzewania do infiltracji 17,5°/min
- temperatura / czas infiltracji 1150°C / 15 minut
- ciśnienie próżni poniżej 10<sup>-2</sup> Pa.

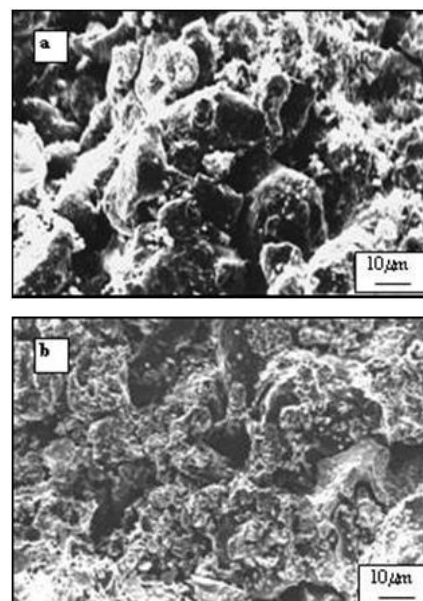
### Morfologia kapilar w porowatych wypraskach i spiekach

W celu określenia morfologii kapilar w wypraskach i spiekach wykonano obserwacje ich przełomów. Morfologię kapilar przedstawiono na rysunkach 3-5.



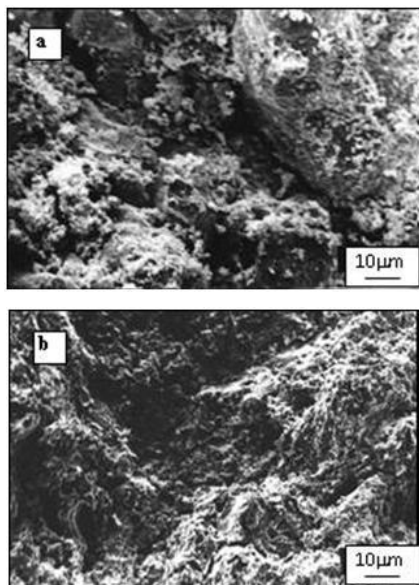
Rys. 3. Morfologia kapilar na przełomach porowatych kształtek z proszku M: a) wypraska, b) spiek, SEM

Fig. 3. The morphologies of capillaries in M3/2 grade HSS: a) green compact, b) pre-sintered skeleton, SEM



Rys. 4. Morfologia kapilar na przełomach porowatych kształtek z mieszanki M10WC: a) wypraska, b) spiek, SEM

Fig. 4. The morphologies of capillaries in M3/2 grade HSS with additions of 10%WC: a) green compact, b) pre-sintered skeleton, SEM



Rys. 5. Morfologia kapilar na przekłomach porowatych kształtek z mieszanki M30WC: a) wypraska, b) spiek, SEM

Fig. 5. The morphologies of capillaries in M3/2 grade HSS with additions of 30%WC: green compact, b) pre-sintered skeleton, SEM

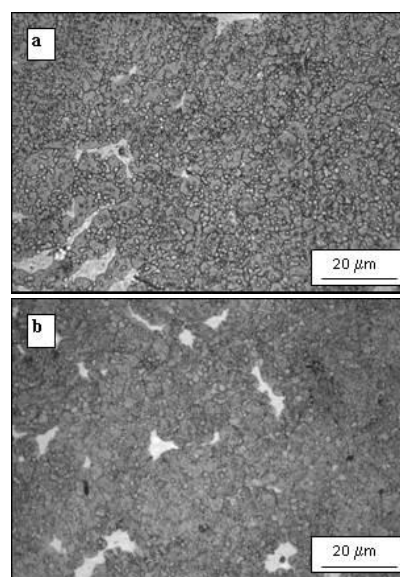
Kapilary stanowią labirynt kanalików o złożonym kształcie oraz zmiennej geometrii przekroju na swojej długości. Głównym czynnikiem decydującym o morfologii kapilar wyprasek i spieków jest nieregularny kształt oraz szeroki zakres wielkości cząstek stosowanego proszku stali szybko tnącej M. Dodatkowo zmiany morfologii i wielkości kapilar można uzyskać w porowatych kształtkach przeznaczonych do infiltracji w wyniku zastosowania dodatków innych proszków do proszku stali szybko tnącej oraz zastosowanie spiekania wyprasek.

Z obserwacji przekłomów wyprasek wynika, że są one pozbawione mostków formujących się podczas prasowania, które utrudniają przebieg infiltracji. Głównym czynnikiem decydującym o wielkości i morfologii kapilar w wypraskach jest szeroki zakres wielkości cząstek oraz nieregularny kształt stosowanego proszku stali szybko tnącej gatunku M3/2 oraz wielkość ich porowatości (rys. 3a). Cząstki proszku stali M3/2 (rys. 1a) odznaczają się nieregularnym kształtem oraz gładką powierzchnią, są prawie pozbawione chropowatości. Dodatek 10 i 30% węgla wolframu WC powoduje zmniejszenie wymiarów kapilar wyprasek M10WC oraz M30WC (rys. 4a i 5a), co wynika z równomiernego rozmieszczenia dodatku proszku węgla wolframu w przestrzeniach między cząstkami proszku stali szybko tnącej oraz zwiększenie chropowatości powierzchni kapilar i ich krętości. Kapilary w tych kształtkach są rozmieszczone bardziej równomiernie w porównaniu do kształtek bez dodatku węgla wolframu, charakteryzują się też mniejszym zróżnicowaniem ich wielkości. Spiekanie wyprasek w temperaturze 1150°C wywołuje bardzo istotne zmiany morfologii kapilar w kształtkach ze stali M, na powierzchni cząstek proszku wydzieliły się drobne węgliki, powodując znaczne zwiększenie chropowatości powierzchni kapi-

lar (rys. 3b). Spiekanie kształtek ze stali M z dodatkiem 10 i 30% węgla WC powoduje zmniejszenie chropowatości i zróżnicowania wielkości ich kapilar w porównaniu do wyprasek z mieszanek tych proszków (rys. 4b i 5b). Cząstki proszku stali szybko tnącej w spiekach z dodatkiem 30% WC pokryte są warstwą węgla  $M_6C$  z rozmieszczonymi wewnątrz nierozpuszczonymi węglkami WC (rys. 5b).

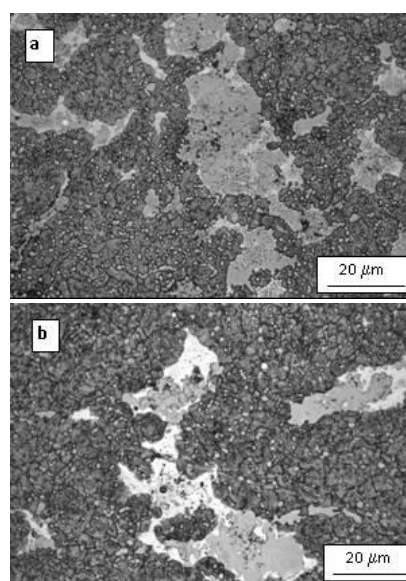
### Mikrostruktura infiltrowanych kompozytów

Wybrane charakterystyczne przykłady mikrostruktur infiltrowanych kompozytów przedstawiono na rysunkach 6-8. Na rysunkach 9 i 10 zamieszczono mikrografie przekłomów infiltrowanych kompozytów.



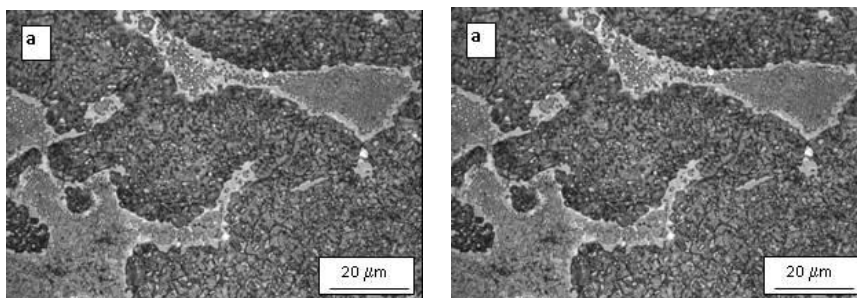
Rys. 6. Mikrostruktura infiltrowanych miedzią kompozytów M: a) infiltrowana wypraska, b) infiltrowany spiek

Fig. 6. Microstructures of M composites: a) green compact infiltrated with copper, b) pre-sintered skeleton infiltrated with copper



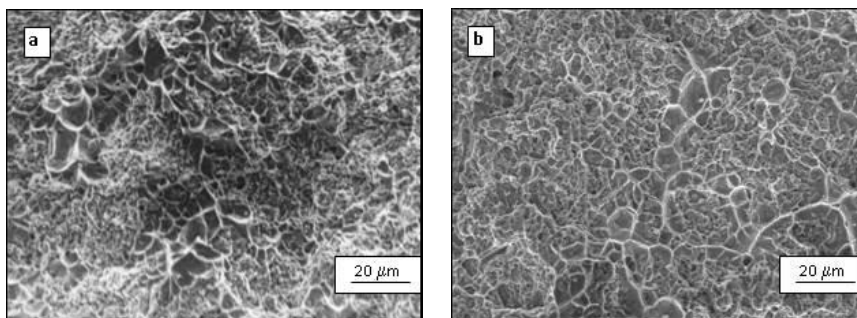
Rys. 7. Mikrostruktura infiltrowanych miedzią kompozytów M10WC: a) infiltrowana wypraska, b) infiltrowany spiek

Fig. 7. Microstructures of M10WC composites: a) green compact infiltrated with copper, b) pre-sintered skeleton infiltrated with copper



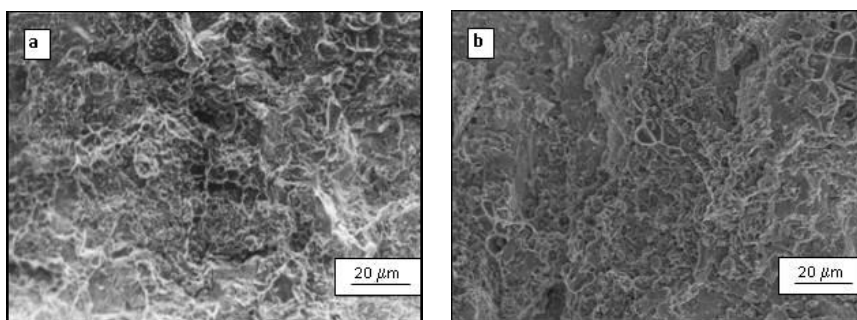
Rys. 8. Mikrostruktura infiltrowanych miedzią kompozytów M30WC: a) infiltrowana wypraska, b) infiltrowany spiek

Fig. 8. Microstructures of M30WC composites: a) green compact infiltrated with copper, b) pre-sintered skeleton infiltrated with copper



Rys. 9. Przelomy infiltrowanych miedzią kompozytów M: a) infiltrowana wypraska, b) infiltrowany spiek, SEM

Fig. 9. Ductile fracture of M composites: a) green compact infiltrated with copper, b) pre-sintered skeleton infiltrated with copper



Rys. 10. Przelomy infiltrowanych miedzią kompozytów M30WC: a) infiltrowana wypraska, b) infiltrowany spiek, SEM

Fig. 10. Ductile fracture of M30WC composites: a) green compact infiltrated with copper, b) pre-sintered skeleton infiltrated with copper

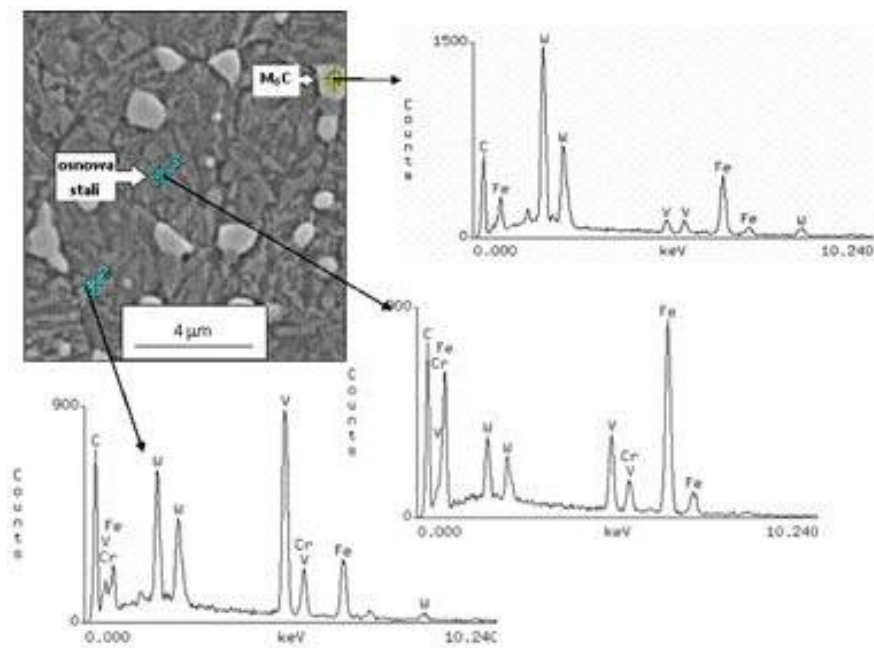
### Mikrostruktura infiltrowanych miedzią kompozytów z wyprasek i spieków M

Mikrostruktura ta (rys. 6a i b) składa się z drobnych ziarn stali szybko tnącej, oraz miedzi, która wypełniła obszary między byłymi cząstkami proszku stali. Struktura ziarn stali szybko tnącej poddanej infiltracji składa się z produktów bezdyfuzyjnej przemiany austenitu z wydzielonymi wewnątrz drobnoziarnistymi węglíkami typu  $M_6C$  i  $MC$ . Z rentgenowskiej analizy fazowej infiltrowanych kompozytów M wynika, że osnowa stali szybko tnącej składa się z martenzytu oznaczonego jako  $Fe_\alpha$  oraz austenitu szczątkowego oznaczonego jako  $Fe_\gamma$ . Na podstawie rentgenowskiej analizy fazowej stwierdzono, że węglík typu  $M_6C$  to złożony węglík  $Fe_3W_3C$  zawierający w swoim składzie chemicznym oprócz żelaza i wolframu także wanad, chrom i molibden, natomiast węglík typu  $MC$  to węglík  $V_8C_7$ , zawierający rozpuszczony wolfram, żelazo i chrom. Węglíki są rozmieszczone równomiernie w osnowie stali szybko-

tnącej i charakteryzują się zaokrąglonym kształtem (rys. 11). Spiekanie porowatych kształtek przeznaczonych do infiltracji powoduje nieznaczne zwiększenie wymiaru węglików, natomiast nie wpływa wyraźnie na ich kształt. Zwiększenie wielkości węglików, zwłaszcza typu  $M_6C$ , jest wynikiem procesu ich koagulacji w czasie spiekania w temperaturze  $1150^\circ C$  przez 1 godzinę. Skład chemiczny węglików typu  $M_6C$ , przedstawiony na rysunku 12 nie odbiega od danych literaturowych odnośnie do składu chemicznego tych węglików w spiekanych stalach szybko tnących [6]. Obszary miedzi w infiltrowanych kompozytach ze spieków M odznaczają się zaokrąglonym kształtem w porównaniu do infiltrowanych kompozytów z wyprasek, gdyż proces spiekania powoduje wygładzenie powierzchni kapilar oraz ich zaokrąglenie [5]. Obserwacje mikroskopowe granicy międzyfazowej stal szybko tnąca-miedź przy pomocy mikroskopu świetlnego (rys. 7 i 8) oraz mikroskopu skaningowego (rys. 11) nie wykazały

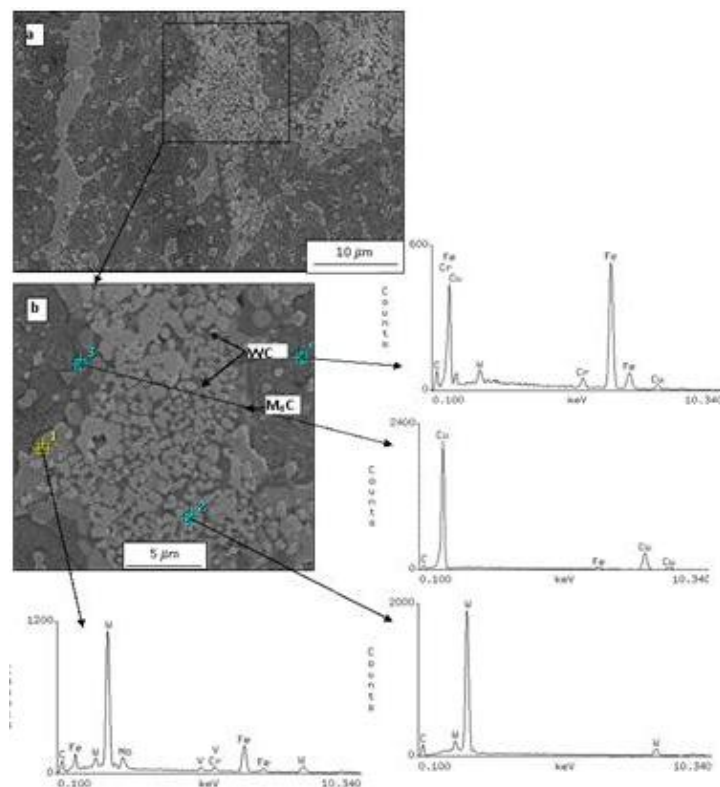
obecności warstwy dyfuzyjnej. Potwierdzeniem braku dyfuzji miedzi do stali i składników ze stali do miedzi jest przedstawiona na rysunku 12 mikroanaliza rentgenowska osnowy stali szybko tnącej.

Schemat rozmieszczenia pierwiastków przedstawiono na rysunkach 11 i 12.



Rys. 11. Mikrostruktura obszaru osnowy infiltrowanego kompozytu ze spieku M oraz wyniki punktowej mikroanalizy rentgenowskiej: 1 - węgiel typu  $M_6C$ , 2 - węgiel typu MC, 3 - obszar osnowy stali szybko tnącej

Fig. 11. SEM microstructure of sintered and infiltrated M3/2 material and point distributions of elements on 1 -  $M_6C$  carbides areas, 2 - MC carbides areas, 3 - HSS matrix



Rys. 12. Mikrostruktura infiltrowanego kompozytu z wypraski M30WC oraz wyniki punktowej mikroanalizy rentgenowskiej: 1 - obszar węgla typu  $M_6C$ , 2 - węgiel wolframu WC, 3 - obszar miedzi, 4 - obszar osnowy stali szybko tnącej

Fig. 12. SEM microstructure of pressed and infiltrated M3/2+30%WC material and point distributions of elements on 1 -  $M_6C$  carbides areas, 2 - WC carbides areas 3 - copper areas, 4 - HSS matrix

### *Mikrostruktura infiltrowanych kompozytów z wyprasek i spieków M10WC oraz M30WC*

Mikrostruktura ta (rys. rys. 7 i 8) składa się z ziarn stali szybkołączącej, węglíka wolframu WC, miedzi oraz węglíka typu  $M_6C$ , który powstaje w wyniku rozpuszczania dodatku węglíka wolframu i reakcji z osnową stali szybkołączącej. Dodatek węglíka wolframu jest rozmieszczony nierównomiernie w mikrostrukturze kompozytów, co może wynikać ze skłonności proszku węglíka wolframu do tworzenia trwałych aglomeratów, które nie ulegają rozpadowi w czasie mieszania proszków. Część dodatku węglíka wolframu rozpuszcza się w czasie nagrzewania do temperatury infiltracji w zakresie temperatur 1123 ÷ 1150°C i reaguje z osnową stali szybkołączącej, tworząc węglíki typu  $M_6C$  o złożonym składzie chemicznym (rys. 12). Porównując wyniki badań rentgenowskiej analizy fazowej infiltrowanego kompozytu z wypraski M30WC do infiltrowanego kompozytu z wypraski M, można stwierdzić, że zwiększa się znacząco intensywność pików od węglíka zidentyfikowanego jako  $Fe_3W_3C$  oraz występują piki od węglíka wolframu WC. Mikrostruktura ziarn stali szybkołączącej składa się z produktów bezdyfuzyjnej przemiany austenitu oraz rozmieszczonych równomiernie pierwotnych węglíków typu MC oraz  $M_6C$  (rys. 12). Miedź infiltruje w przestrzenie między ziarnami stali szybkołączącej oraz do kapilar w obszarze dodatku węglíka.

Spiekanie porowatych kształtek M10WC oraz M30WC powoduje zwiększenie zawartości węglíka  $Fe_3W_3C$  w mikrostrukturze infiltrowanych kompozytów. Powstały w wyniku rozpuszczania dodatku węglíka wolframu WC i reakcji z osnową stali szybkołączącej węglík  $Fe_3W_3C$  otacza obszary cząstek węglíka wolframu. Wyniki punktowej mikroanalizy rentgenowskiej węglíka  $Fe_3W_3C$  potwierdziły, że węglík  $Fe_3W_3C$  ma identyczny skład chemiczny w infiltrowanych kompozytach ze spieków i wyprasek M30WC. Porównując badania składu chemicznego osnowy stali szybkołączącej w infiltrowanych kompozytach ze spieków M oraz infiltrowanych kompozytów ze spieków M30WC, można stwierdzić, że następuje zmniejszenie zawartości pier-

wiastków stopowych w osnowie stali szybkołączącej w kompozytach z dodatkiem 30%WC, które dyfundują w kierunku granicy kontaktowej stal szybkołącząca-węglík wolframu WC. Wyniki te znajdują odzwierciedlenie w danych literaturowych, dotyczących spiekania stali szybkołączących z dodatkami węglíków [7-9]. Miedź infiltruje do kapilar w obszarach dodatku węglíka wolframu WC, co potwierdzono za pomocą liniowej analizy rentgenowskiej (rys. 12).

### **Podziękowania**

*Prace wykonano w ramach projektu badawczego nr 18.18.110.722.*

### **LITERATURA**

- [1] Leżański J., Infiltracja cieczy w porowatych materiałach metalowych, Zeszyty Naukowe AGH, Metalurgia i Odlewnictwo, Nr 118, Kraków 1988.
- [2] Greetham G., Mechanically locked sintered valve seat inserts, Metal Powder Report, 44, 2, 34.
- [3] Greetham G., Development and performance of infiltrated and non-infiltrated valve seat insert materials and their performance, Powder Metallurgy 1990, 33, 3, 112-124.
- [4] Palma R.H., Tempering response of copper alloy infiltrated T15 high speed steel, The International Journal of Powder Metallurgy 2001, 37, 5, 29-35.
- [5] Igharo M., Wood J.V., Effect on consolidation parameters on properties of sintered high speed steels, Powder Metallurgy 1990, 33, 1, 70-76.
- [6] Hoyle, High Speed Steels, Butterworth & Co. Publishers, Cambridge 1998.
- [7] Torralba J.M., Gordo E., PM high speed steel matrix composites, State of the art, Powder Metallurgy Progress 2002, 2, 1, 1-9.
- [8] Oliveira M.M., High-speed steels and high-speed steels based composites, International Journal of Materials and Product Technology 2000, 15, 3-5, 231-251.
- [9] Lou D., Hellman J., Luhulima D., Liimatainen J., Lindros V.K., Interactions between tungsten carbide (WC) particulates and metal matrix in WC-reinforced composites, Materials Science and Engineering 2003, A 340, 155-162.