https://doi.org/10.62753/ctp.2002.06.5.5

Marcin Madej[1], **Jan Leżański**[2]
Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Metalurgii i Inżynierii Materiałowej, al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków

STRUKTURA I WŁASNOŚCI INFILTROWANYCH MIEDZIĄ KOMPOZYTÓW STAL SZYBKOTNĄCA-ŻELAZO

Przedstawiono badania wpływu technologii oraz dodatku żelaza na strukturę i własności kompozytów na osnowie stali szybkotnącej. Materiał badawczy stanowiły kształtki ze stali szybkotnącej i z dodatkiem 20 i 50% żelaza, infiltrowane miedzią metodą nakładkową. Żelazo wprowadzone zostało do stali w celu obniżenia kosztów wytwarzania materiałów kompozytowych na osnowie stali szybkotnącej. Praca ma na celu określenie zależności między obniżeniem kosztów wytwarzania a zmianą własności takiego materiału. Różnica w kosztach wynika z niższej ceny proszku żelaza i miedzi oraz z zastosowanej technologii wytwarzania.

THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF COPPER INFILTRATED HIGH SPEED STEEL-IRON 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 cooper 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 iron additives on the microstructure and mechanical properties of copper infiltrated HSS based composites. The compositions of powder mixtures are 100% M3/2, M3/2-20%Fe, M3/2-50%Fe. The powders were uniaxially cold compacted in a cylindrical die at 800 MPa. The green compacts were sintered in vacuum at 1150°C for 60 minutes. Thereby obtained porous skeletons were subsequently infiltrated with copper, by gravity method, in vacuum furnace at 1150°C for 15 minutes. The M3/2 grade HSS powder cannot be fully densified at a temperature as low as 1150°C and the as-sintered density is approximately equal to the green density. The properties of the investigated composites are given in Table 1. The morphologies of capillaries in porous and as-sintered materials as well as microstructures of the composites are shown in Figures 5-7.

From the analysis of the obtained results (Tables 1, 2) and microstructural observations it may be concluded that the microstructure is mainly affected by the manufacturing route and powders characteristics (M3/2 HSS, Höganäs iron).

WPROWADZENIE

Infiltracja miedzią porowatych kształtek jest jednym ze sposobów wytwarzania kompozytów na osnowie stali szybkotnącej, np. elementów silników samochodowych, takich jak np.: gniazda zaworów, prowadnice zaworów [2, 3]. Infiltracja pozwala uzyskać wyroby lite lub prawie całkowicie pozbawione porowatości. Zastosowanie miedzi do infiltracji porowatych kształtek ze stali szybkotnącej wynika z jej dostępności, skrajnego kąta zwilżania stali bliskiego zeru oraz dobrego przewodnictwa cieplnego, które jest szczególnie przydatne w wymienionych wyżej elementach silnika [3]. Dodatek żelaza wprowadzono w celu obniżenia kosztów wytwarzania ze względu na niższą cenę proszku żelaza w stosunku do ceny stopowego proszku stali szybkotnącej. Stal szybkotnąca stanowi twardą osnowę odpowiedzialną za własności wytrzymałościowe i odporność na ścieranie, wprowadzona podczas infiltracji miedź dodatkowo ułatwia uzyskanie całkowitego zagęszczenia. Celem pracy jest określenie wpływu technologii wytwarzania oraz dodatku żelaza na strukturę, przebieg infiltracji oraz niektóre własności infiltrowanych miedzią kompozytów na osnowie stali szybkotnącej.

MATERIAŁY DO BADAŃ I ICH WŁASNOŚCI

Do wytwarzania porowatych kształtek stosowano rozpylany wodą proszek stali szybkotnącej gatunku M3/2 oraz redukowany proszek żelaza Höganäs NC 100.24. Morfologię stosowanych proszków stali szybkotnącej i żelaza przedstawia rysunek 1.

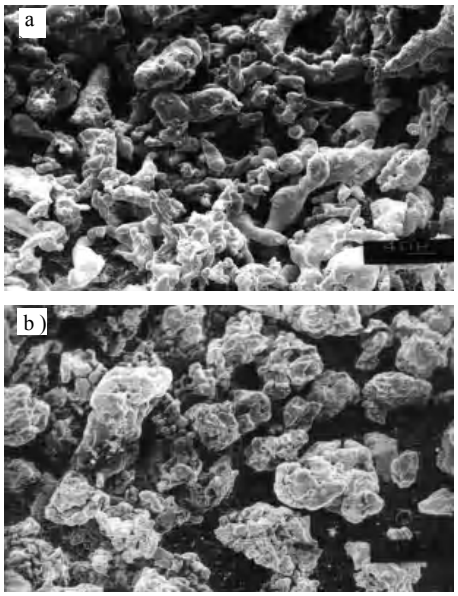
Porowate kształtki do infiltracji wytwarzano z następujących mieszanek proszków:

1) 100% M3/2,
2) M3/2-20%Fe,
3) M3/2-50%Fe.

Mieszanie proszków wykonano w mieszalniku dwustożkowym. Czas mieszania wynosił 1 godzinę. Następnie mieszanki poddano prasowaniu w matrycy o działa-

[1] mgr inż., [2] dr hab. inż.

niu stempla jednostronnym pod ciśnieniem 800 MPa. Część wyprasek poddano spiekaniu w piecu próżniowym w temperaturze 1150°C przez 1 godzinę. Następnie wszystkie kształtki poddano infiltracji metodą nakładkową. Infiltrację prowadzono w piecu próżniowym w temperaturze 1150°C przez 15 minut. Chłodzenie kształtek odbywało się wraz z piecem.



Rys. 1. Morfologia cząstek proszku: a) stali szybkotnącej gatunku M3/2, b) żelaza Höganäs

Fig. 1. Morphology of powder particles, SEM: a) high speed steels M3/2 class, b) iron powder

WYNIKI BADAŃ INFILTROWANYCH KOMPOZYTÓW

Własności kompozytów

Zestawienie własności infiltrowanych miedzią kompozytów na osnowie stali szybkotnącej przedstawiono w tabeli 1.

Wprowadzenie dodatku żelaza korzystnie wpływa na gęstość względną wyprasek w odniesieniu do wy-prasek ze stali szybkotnącej. Wzrost gęstości względnej wyprasek z dodatkiem żelaza wynika z większej plastyczności proszku żelaza Höganäs. Zwiększenie zawartości żelaza do 50% powoduje wzrost gęstości względnej wyprasek do ok. 85% gęstości teoretycznej.

Spiekanie powoduje częściowe wygładzenie powierzchni kapilar oraz zaokrąglenie i zmiany ich wymiarów [1]. Proces spiekania części kształtek prowadzony w temperaturze 1150°C nie spowodował znaczących zmian gęstości względnej kształtek ze stali szybkotnącej i z dodatkiem żelaza. Powodem tego jest zbyt niska temperatura spiekania, niższa o ok. 100°C od optymalnej temperatury spiekania, mieszczącej się w bardzo wąskim oknie spiekania, które dla stali szybkotnącej gatunku M3/2 wynosi kilka stopni [3, 4].

Dodatek żelaza korzystnie wpływa na przebieg infiltracji kompozytów poddanych wstępnemu spiekaniu przed procesem infiltracji. Skrajny kąt zwilżania żelaza przez miedź w próżni wynosi 0, podobnie jest w przypadku stali szybkotnącej [2]. Gęstość infiltrowanych kompozytów zbliżona jest do gęstości teoretycznej. Dodatek żelaza powoduje zmniejszenie twardości infiltrowanych kompozytów, przy czym dodatek 20% obniża twardość nieznacznie w porównaniu do dodatku 50% proszku żelaza. Zmniejszenie twardości występuje także w przypadku infiltrowanych wstępnie spiekanych kształtek ze stali szybkotnącej. W czasie spiekania węgiel zawarty w stali szybkotnącej jest wykorzystywany do redukcji tlenków, co powoduje zubożenie stali w węgiel, a co za tym idzie zmniejszenie twardości i wytrzymałości na zginanie. Dodatek żelaza nie obniża wytrzymałości na zginanie infiltrowanych kompozytów.

Badania odporności na ścieranie i współczynnika tarcia przeprowadzono za pomocą testera T-05 w warunkach tarcia ślizgowego. Parametry procesu:

- przeciwpróbka ϕ 49,5 mm (stal 55 po ulepszaniu cieplnym o twardości 55 HRC),
- obroty wrzeciona 500 obr/min,
- nacisk 165 N,
- prędkość obwodowa 1,3 m/s,
- droga poślizgu 1000 m,
- czas próby 13 minut.

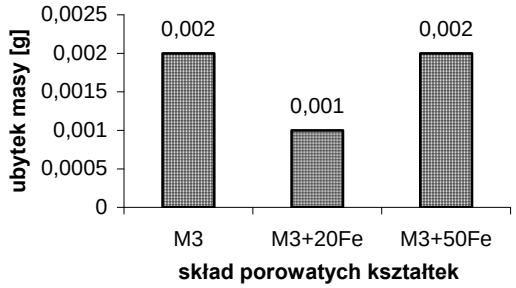
Wyniki badań przedstawiono na rysunkach 2 i 3.

Z analizy zaprezentowanych wyników badania odporności na ścieranie wynika, że w określonych warunkach dodatek żelaza nie powoduje obniżenia odporności na ścieranie w porównaniu do infiltrowanych kształtek ze stali szybkotnącej. Prawdopodobnie zwiększenie nacis-ku podczas próby może spowodować zwiększenie róż-nic w wynikach odporności na ściernie. Próba za pomo-cą testera T-05 charakteryzuje się zmianą badanej

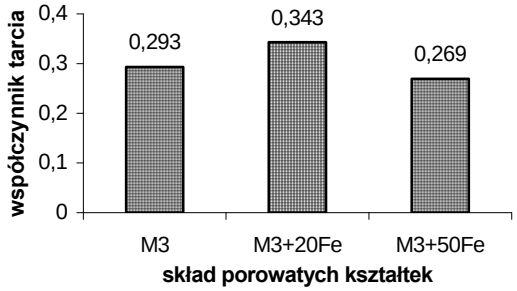
TABELA 1. **Własności kompozytów na osnowie stali szybkotnącej infiltrowanych miedzią**
TABLE 1. **Properties of copper infiltrated M3/2 grade high speed steel based composites**

Skład kształtek	Stopień wypełnienia %		Porowatość końcowa %		Twardość HB		Wytrzymałość na zginanie, MPa		Zmiana objętości, %	
	wypraska	spiek	wypraska	spiek	wypraska	spiek	wypraska	spiek	wypraska	spiek
M3/2	88,4	73,4	3,7	1,9	410	379	2051	1744	1,24	–3,2
M3/2-20%Fe	88,7	82,4	2,1	2,3	370	372	2074	1968	0,0	–1,9
M3/2-50%Fe	86,6	90,5	2,3	2,7	346	321	1915	2004	–1,9	0,0

po-wierzchni w trakcie trwania analizy.



Rys. 2. Odporność na ścieranie infiltrowanych kompozytów



Rys. 3. Współczynnik tarcia infiltrowanych kompozytów

Fig. 3. Friction coefficient of infiltrated composites

TABELA 2. **Mikrotwardość poszczególnych składników kompozytów M3/2-50%Fe**
TABLE 2. **Microhardness HV of composites M3/2-50%Fe**

Wyniki pomiarów mikrotwardości metodą Vickersa (obciążenie 65 g)									
Żelazo				Miedź		Stal szybkotnąca			
Fe/stal	Fe→	środek Fe	Fe/Cu	Cu/Fe	Cu/stal	stal/Fe	duże ziarno	małe ziarno	stal/Cu
304	190	140	166	147	156	756	860	838	790

Fig. 2. Wear resistance of infiltrated composites

Liniowa analiza rozkładu pierwiastków (rys. 4) oraz analiza mikrotwardości za pomocą wgłębnika Vickersa (tab. 2) potwierdziły dyfuzję pierwiastków stopowych ze stali szybkotnącej do żelaza i wzrost mikrotwardości w obszarze granicznym żelazo-stal szybkotnąca, wynikający z dyfuzji węgla ze stali do żelaza.

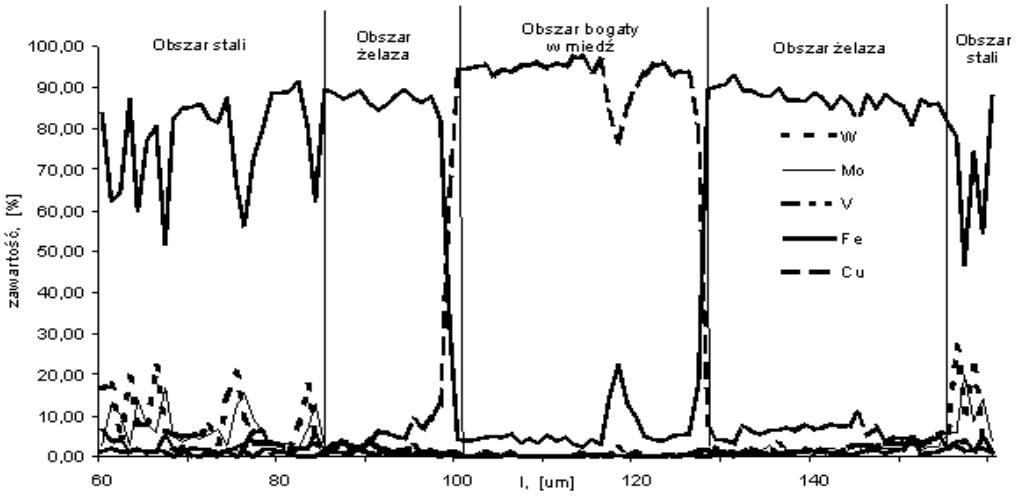
Znaczący wzrost mikrotwardości występuje tylko w obszarze przy granicy cząstek żelaza ze stalą szybkotnącą, natomiast wraz ze zbliżaniem się do środka cząstki mikrotwardość obniża się. Nie występują różnice mikrotwardości obszarów granicznych miedź-żelazo i miedź-stal oraz nie występuje znacząca różnica na przekroju obszaru miedzi. Występuje nieznaczny spadek mikrotwardości w obszarach granicznych stal-żelazo i stal-miedź, co jest spowodowane dyfuzją zarówno węgla, jak i pierwiastków stopowych.

kompozytów

Morfologię kapilar porowatych kształtek oraz struktury infiltrowanych miedzią kształtek przedstawiono na rysunkach 5-7.

Technologia wytwarzania determinuje zarówno morfologię kapilar, jak i strukturę kompozytów po infiltracji. Na morfologię kapilar zasadniczy wpływ wywiera nieregularny kształt i rozkład wielkości cząstek proszku stali szybkotnącej oraz proszku żelaza Höganäs [1]. Struktura stali szybkotnącej poddanej infiltracji składa się z produktów bezdyfuzyjnej przemiany austenitu z wydzielonymi na granicach i wewnątrz ziarn stali szybkotnącej drobnoziarnistymi węglikami typu M_6C i MC. W spiekanych kształtkach ze stali szybkotnącej

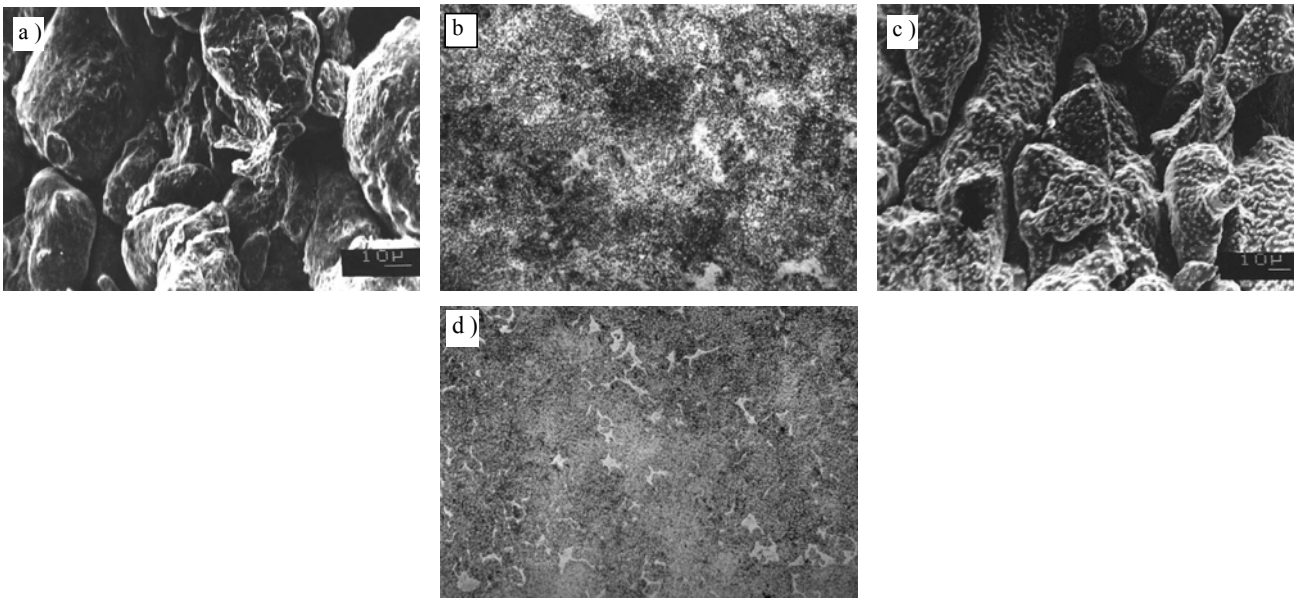
na powierzchni cząstek stali wydzieliły się węgliki, powodując wzrost chropowatości. Spiekanie przyczynia się do zwiększenia liczby styków pomiędzy cząstkami. Struktura infiltrowanych wyprasek z dodatkiem żelaza



Rys. 4. Rozmieszczenie pierwiastków wzdłuż linii na próbce infiltrowanego kompozytu M3/2-50%Fe

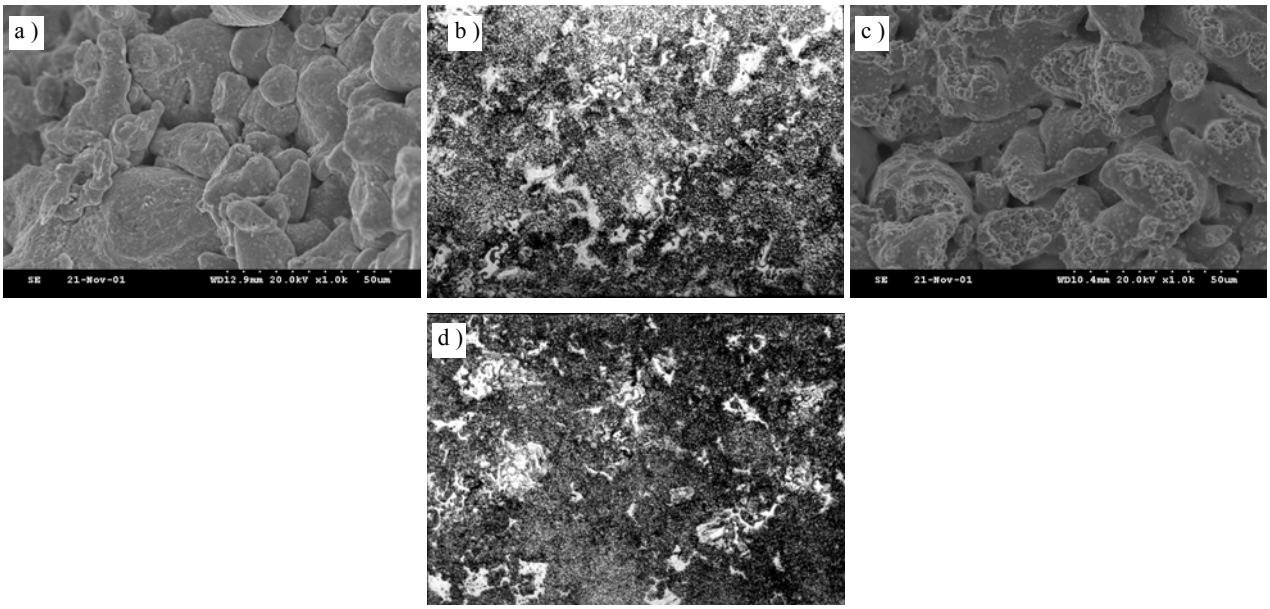
Fig. 4. Distribution of elements in specimen M3/2-50%Fe

nie różni się zasadniczo od struktury infiltro-wanych spieków. Różnica polega na bardziej gruboziarnistej strukturze wstępnie spiekanych kształtek w porównaniu do infiltrowanych wyprasek. Infiltracja miedzią powoduje częściową fragmentację cząstek żelaza, ułatwia to gąbczasta struktura proszku żelaza Höganäs NC 100.24 oraz dwuścienny kąt zwilżania żelaza przez miedź bliski zeru. Proces fragmentacji żelaza nie powoduje istotnych zmian wymiarów kompozytów w trakcie infiltracji, co pozwala na ścisłą kontrolę wymiarów kształtek w czasie procesu produkcji. Miedź otacza w całości cząstki żelaza oraz wypełnia kapilary w osnowie stali szybkotnącej.



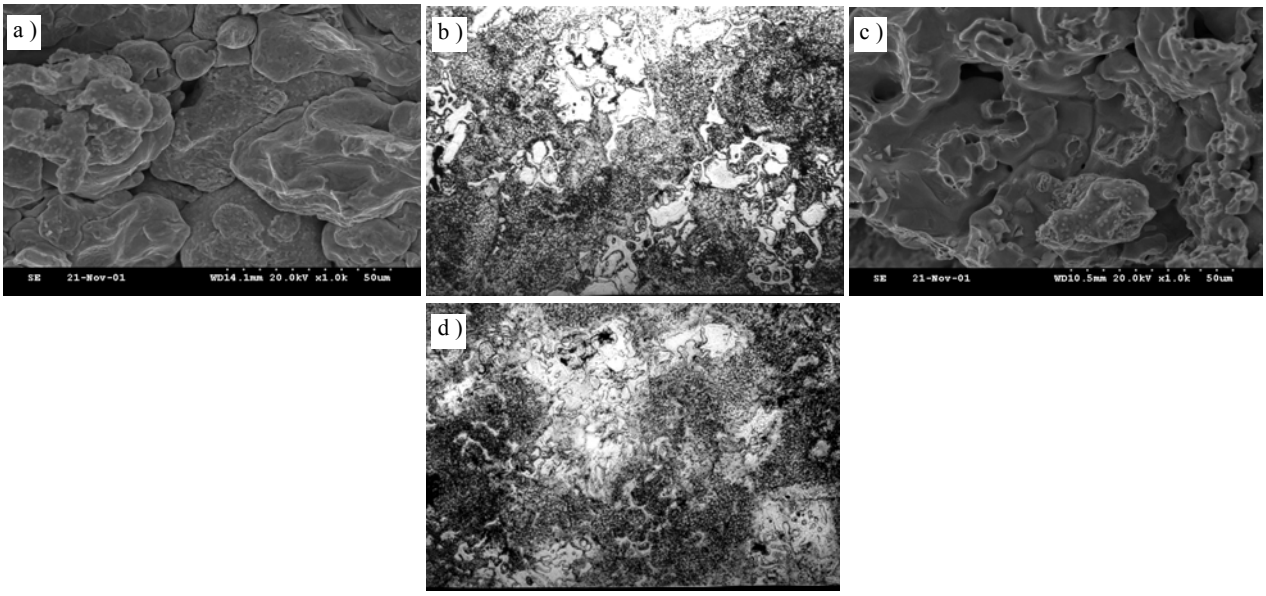
Rys. 5. Struktury przełomów porowatych kształtek i infiltrowanych kompozytów ze stali szybkotnącej M3/2: a) przełom wypraski, b) infiltrowany kompozyt z tej wypraski, c) przełom spieku, d) infiltrowany kompozyt z tego spieku

Fig. 5. SEM microstructures of green compacts and as-infiltrated M3/2 HSS based composites: a) green compact, b) as-infiltrated green compact, c) as-sintered material, d) sintered and infiltrated material



Rys. 6. Struktury przełomów porowatych kształtek i infiltrowanych kompozytów ze stali szybkotnącej M3/2 z dodatkiem 20% żelaza: a) przełom wypraski, b) infiltrowany kompozyt z tej wypraski, c) przełom spieku, d) infiltrowany kompozyt z tego spieku

Fig. 6. SEM microstructures of green compacts and as-infiltrated M3/2-20%Fe HSS based composites: a) green compact, b) as-infiltrated green compact, c) as-sintered material, d) sintered and infiltrated material



Rys. 7. Struktury przełomów porowatych kształtek i infiltrowanych kompozytów ze stali szybkotnącej M3/2 z dodatkiem 50% żelaza: a) przełom wypraski, b) infiltrowany kompozyt z tej wypraski, c) przełom spieku, d) infiltrowany kompozyt z tego spieku

Fig. 7. SEM microstructures of green compacts and as-infiltrated M3/2-50%Fe HSS based composites: a) green compact, b) as-infiltrated green compact, c) as-sintered material, d) sintered and infiltrated material

WNIOSKI

- Infiltracja miedzi prowadzi do uzyskania kompozytów o gęstości zbliżonej do gęstości teoretycznej oraz prawie całkowitą eliminację porowatości.
- Dodatek żelaza nie powoduje istotnych zmian gęstości podczas spiekania, natomiast przyczynia się do wzrostu gęstości wyprasek.
- Miedź penetruje po granicach strukturalnych ziarn żelaza i powoduje częściową fragmentację cząstek na oddzielne ziarna.
- Dodatek żelaza obniża twardość infiltrowanych kompozytów natomiast nie wpływa na wartość wytrzymałości na zginanie.
- W określonych warunkach tarcia dodatek żelaza nie powoduje obniżenia odporności na ścieranie infiltrowanych kompozytów.
- Dodatek żelaza powoduje obniżenie kosztów wytwarzania kompozytów na osnowie stali szybkotnącej ze względu na niższą cenę proszku stali szybkotnącej.

Praca wykonana w ramach projektu badawczego nr 7 T08D 009 15, finansowanego przez KBN.

LITERATURA

[1] Leżański J., Infiltracja cieczy w porowatych materiałach, Metalurgia i Odlewnictwo 1988, 118.
[2] Greetham G., Development and performance on infiltrated and non-infiltrated valve seat insert materials and their performance, Powder Metallurgy 1990, 3, 2, 112-114.
[3] Wright C.S., The production and application of PM high-speed steels, Powder Metallurgy 1994, 3, 937-944.
[4] Igharo M., Wood J.V., Effect of consolidation parameters on properties of sintered high-speed steels, Powder Metallurgy 1990, 33, 1, 70-76.

Recenzent
Zygmunt Nitkiewicz