



**Barbara Juszczak\*, Ludwik Ciura, Witold Malec, Marian Czepelak, Beata Cwolek, Łukasz Marchewka**

*Institut Metali Nieżelaznych, Zakład Technologii Przetwórstwa Metali i Stopów  
ul. Sowińskiego 5, 44-100 Gliwice, Poland*

*\* Corresponding author. E-mail: barbaraj@imn.gliwice.pl*

Otrzymano (Received) 07.03.2008

## KSZTAŁTOWANIE STRUKTURY I WŁAŚCIWOŚCI SPIEKANYCH MATERIAŁÓW KOMPOZYTOWYCH NA OSNOWIE MIEDZI UMACNIANYCH DYSPEKSYJNIE

Przedstawiono wstępne wyniki badań otrzymywania materiałów kompozytowych na osnowie miedzi umocnionych cząstkami  $Y_2O_3$  oraz  $ZrO_2$ . Badano wpływ składu chemicznego oraz parametrów wytwarzania na strukturę i właściwości analizowanych materiałów. Proces wytwarzania obejmował mechaniczną syntezę proszków miedzi oraz tlenków itru i cyrkonu o składzie 0,5; 1,0 i 1,5% obj., a następnie ich konsolidację poprzez dwustronne prasowanie i następujące po nim spiekanie. Zastosowano również dodatkowe prasowanie dwustronne pod ciśnieniem 500 MPa oraz jako zabieg końcowy wyżarzanie rekryystalizujące. Analizie poddano zmiany wielkości cząstek proszku po mieleniu oraz jakość otrzymanych wyprasek.

**Słowa kluczowe:** metalurgia proszków, prasowanie, spiekanie, materiały kompozytowe, wypraska, gęstość, przewodność elektryczna

## FORMING THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF SINTERED COPPER MATRIX COMPOSITES DISPERSION-STRENGTHENED

Preliminary results from the studies on preparation of the copper-based composite materials reinforced with the particles of  $Y_2O_3$  and  $ZrO_2$  have been presented. The effect of the chemical composition and fabrication parameters on the structure and properties of the examined materials was investigated. The fabrication process included mechanical alloying of the powders of copper and the oxides of yttrium and zirconium with the composition of 0.5, 1.0 and 1.5 vol. %, respectively, followed by their consolidation by double-action pressing and sintering. An additional double-action pressing under the pressure of 500 MPa was also used, which was followed by annealing recrystallizing as a final operation. The changes in a size of powder particles after milling and quality of the obtained compacts were analysed. Morphology of the starting powders has been characterised and analysis of particle size distribution has been carried out. The X-ray studies showed that high-energy disintegration in a planetary ball mill results in the formation of nanocrystalline structure within powder particles at the size of the crystallites of an order of 49-135 nm. Measurements of the density and electrical conductivity of the composites have been carried out at particular stages of technological process showing that re-compressing and annealing of the powders had beneficial effect on both these parameters. It was found that both at low and high contents of a hardening phase, an additional pressing followed by annealing resulted in a density increase by 16%, on an average, in case of the compacts with an addition of  $Y_2O_3$  and by 13% in the compacts with  $ZrO_2$  compared to density of the compacts after pressing. As a result of annealing, electrical conductivity of the compacts increased by 8 MS/m, on an average. Based on microstructure examination of the obtained composite materials it was found that the reinforcing particles were non-uniformly distributed within a matrix. Moreover, numerous clusters of the oxide phase particles and few pores of a different size were observed. The compression tests have also been carried out both at the room temperature and at elevated temperatures (450 and 750°C) in order to determine the main strength properties ( $R_{c0.2}$ ) and ductility ( $\Delta l, a_c$ ).

**Keywords:** powder metallurgy, pressing, sintering, composite materials, compact, density, electrical conductivity

## WPROWADZENIE

Przypadający na ostatnie lata intensywny rozwój metalowych kompozytów umocnionych cząstkami ceramicznymi spowodował poszukiwania nowych materiałów o wysokiej przewodności i możliwie dużej

twardości. W odróżnieniu od stopów aluminium miedź i jej stopy, jak dotąd, nie budziły dużego zainteresowania jako materiał osnowy w kompozytach. Spowodowane to było ograniczonym wykorzystaniem metalurgii

proszków i innych spokrewnionych technik wytwarzania. Spiekanie miedzi jest trudne technologicznie z powodu podatności tego metalu na chorobę wodorową, która wywołuje mikropęknięcia i spęczenia w czasie spiekania w atmosferach zawierających wodór [1-3].

Stopy miedzi umacniane cząstkami faz ceramicznych wykazują ciekawą kombinację właściwości wytrzymałościowych, plastycznych oraz odporności na zużycie ścierne. Charakteryzują się również wysoką przewodnością elektryczną i cieplną. Dzięki czemu znalazły szereg zastosowań, m.in. jako przełączniki w urządzeniach niskonapięciowych, w przekładnikach samolotowych, w rozrusznikach silników oraz wyłącznikach, a także jako materiały na końcówki elektrod do zgrzewania oporowego. Umocnienie cząstkami nie tylko zmienia właściwości wytrzymałościowe kompozytu w porównaniu do metalicznej osnowy, ale także istotnie modyfikuje właściwości fizyczne [1, 2, 4, 5].

Kompozyty te są wytwarzane metodą metalurgii proszków z wykorzystaniem spiekania z częściowym lub całkowitym udziałem fazy ciekłej lub przy zastosowaniu wewnętrznego utleniania. Czasami stosuje się również nasycanie przez infiltrację metalem lub stopem szkieletu porowatego otrzymanego wcześniej metodą prasowania i spiekania w celu zamknięcia porów otwartych. Ich właściwości mechaniczne zależą przede wszystkim od składu chemicznego mieszanki proszkowej, a także technologii wytwarzania. Szczególne znaczenie ma odpowiednia ziarnistość oraz czystość komponentów, które stanowią proszki miedzi, oraz faz tlenkowych lub węglkowych, a także opracowanie sposobu ich mieszania, formowania i spiekania. W przypadku stosowania bardzo drobnych cząstek ceramicznych, stanowiących duży udział procentowy kompozytu, uzyskuje się struktury niejednorodne i słabo zagęszczony materiał. Skutkuje to obniżeniem własności mechanicznych i elektrycznych. Dlatego też przy wytwarzaniu tego typu materiałów zwraca się szczególną uwagę na uzyskanie możliwie najbardziej jednorodnego rozkładu fazy dyspersyjnej w całej objętości materiału, przy jednocześnie najmniejszych jej wymiarach i odległościach między cząstkami [6-8].

W charakterze cząstek umacniających najczęściej stosuje się tlenek aluminium ( $Al_2O_3$ ). Prowadzone w ostatnich latach badania wykazały, że w tej roli sprawdzają się również cząstki innych tlenków, takich jak:  $ZrO_2$ ,  $Y_2O_3$ ,  $Ce_2O_3$  oraz  $Er_2O_3$ . Rozmieszczone w osnowie cząstki prowadzą do podwyższenia wytrzymałości na ściskanie oraz odporności na zużycie zarówno w temperaturze pokojowej, jak i podwyższonej [5, 7, 9, 10].

Celem niniejszej pracy było wytworzenie materiałów kompozytowych na osnowie miedzi z udziałem drobnodispersyjnych faz tlenkowych ( $Y_2O_3$  oraz  $ZrO_2$ ) na drodze metalurgii proszków oraz analiza ich struktury i właściwości.

## MATERIAŁ I METODYKA BADAŃ

Materiał wyjściowy do badań stanowił proszek miedzi otrzymany metodą rozpylania oraz proszek  $Y_2O_3$  i  $ZrO_2$  firmy Sigma-Aldrich. Pełną charakterystykę stosowanych do badań proszków zamieszczono w tabeli 1. Ziarnistość proszków wynosiła odpowiednio  $< 10 \mu m$  dla miedzi i tlenku itru oraz  $< 5 \mu m$  dla tlenku cyrkonu. Szczegółową analizę wielkości ziaren poszczególnych proszków przedstawiono w tabeli 2.

TABELA 1. Właściwości materiałów użytych do badań  
TABLE 1. Properties of materials used to the research

Rodzaj proszku	Gęstość nasypowa $g/cm^3$	Sypkość s/50 g
Cu	3,4	brak
$Y_2O_3$	1,4	brak
$ZrO_2$	1	brak

Morfologię cząstek proszków użytych do badań przedstawiono na rysunku 1. Cząstki proszku miedzi posiadają kształt zbliżony do kulistego o współczynniku kształtu 0,84 i stosunkowo gładkiej powierzchni (rys. 1a). Cząstki proszku tlenku itru są nieregularne, w kształcie wielościanów (rys. 1b). Ze względu na duży stopień rozdrobnienia w strukturze proszku tlenku cyrkonu obserwuje się zwarte aglomeraty złożone ze sferoidalnych cząstek (rys. 1c).

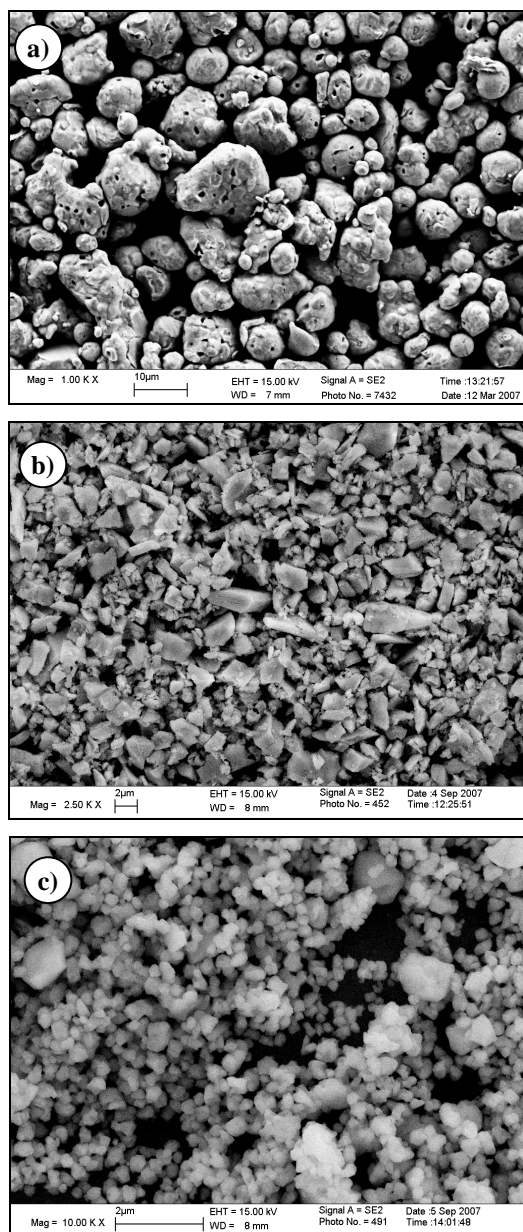
TABELA 2. Analiza rozkładu wielkości cząstek proszków użytych do badań

TABLE 2. Grain size distribution of powders used to the research

Klasa ziarnowa $\mu m$	Udział frakcji %		
	Cu	$Y_2O_3$	$ZrO_2$
$< 2$	0,8	11	33,2
$2 \div 3$	3,8	13,8	24,8
$3 \div 4$	9,9	33,4	42
$4 \div 5$	15,6	15,1	-
$5 \div 6$	20,6	2,3	
$6 \div 7$	12,8	5,5	
$7 \div 8$	17,8	3,3	
$8 \div 9$	9,1	9,2	
$9 \div 10$	9,6	6,4	

Udział objętościowy fazy umacniającej ( $Y_2O_3$  oraz  $ZrO_2$ ) wynosił 0,5; 1,0 i 1,5% obj. Przygotowane proszki poddano mieszanemu połączeniu z mieleniem w planetarnym młynie kulowym PM 400. Dla otrzymanych mieszanek proszkowych  $Cu+Y_2O_3/ZrO_2$  wykonano pomiary ich gęstości oraz powierzchni właściwej metodą adsorpcji gazów (BET) przy użyciu urządzenia Gemini 2360. Wielkość krystalitów mieszanki prosz-

kowej  $\text{Cu}+\text{Y}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$  określono metodą rentgenowską. Pomiaru wielkości krystalitów dokonano wg wzoru Scherrera dla dwu linii dyfrakcyjnych: niskokątowej  $\{111\}$  i wysokokątowej  $\{222\}$ , z zastosowaniem procedury rozdziału wpływów wielkości krystalitów i makronaprężeń na poszerzenie linii. Jako wzorca użyto miedzi o czystości 99,99%.



Rys. 1. Morfologia cząstek proszku, SEM: a) Cu; b) Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; c) ZrO<sub>2</sub>  
 Fig. 1. Morphology of powder particles, SEM: a) Cu; b) Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; c) ZrO<sub>2</sub>

W procesie mielenia stosowano następujące parametry: prędkość obrotowa 200 obr/min, praca 60 minut/przerwa 10 sekund. Do mielenia zastosowano zbiorniki oraz kulki wykonane ze stali łożyskowej. Średnica kulek wynosiła ok. 10 mm, natomiast stosunek masy kul do masy proszku wynosił 5:1. Proces mielenia odbywał się w atmosferze ochronnej, jako gazu obojętnego użyto argonu. Czas mielenia wynosił 20 godzin.

Mieszaninę komponentów proszkowych  $\text{Cu}+\text{Y}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$  poddano operacjom zagęszczania. Zastosowano prasowanie dwustronne, przy założonym nacisku prasowania 200 MPa. Zabiegiem poprzedzającym proces prasowania było wyżarzanie odprężająco-redukcyjne, prowadzone w temperaturze 300°C. Proces spiekania prowadzono w piecu laboratoryjnym przelotowym w temperaturze 950°C przez 1 godzinę w atmosferze wodoru. W celu zmniejszenia porowatości w otrzymanym materiale zastosowano dodatkowe prasowanie dwustronne, stosując ciśnienie prasowania 500 MPa. Końcowy zabieg stanowiło wyżarzanie rekrytalizujące prowadzone w temperaturze 650°C w czasie 1 godziny. Odrębnie po każdym z procesów prasowania i spiekania wyznaczono gęstość materiałów.

## WYNIKI BADAŃ

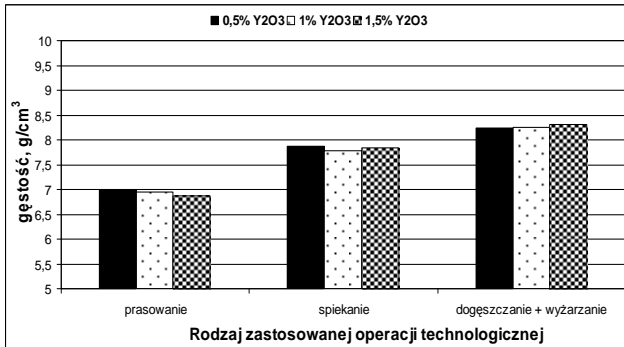
Dla otrzymanych mieszanek proszkowych  $\text{Cu}+\text{Y}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$  wykonano pomiary gęstości oraz ich powierzchni właściwej. Wyniki tych badań zamieszczono w tabeli 3. Wzrost zawartości fazy tlenkowej powoduje wzrost wartości powierzchni właściwej, która dla mieszanki  $\text{Cu}+1,5\%$  obj. Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oraz  $\text{Cu}+1,5\%$  obj. ZrO<sub>2</sub> osiąga stałą wartość równą 0,33 m<sup>2</sup>/g. Wynika to z dużego stopnia dyspersji, jaką uzyskano przy tym udziale składników. Stwierdzono również, że wysokoenergetyczne rozdrabnianie w planetarnym młynie kulowym prowadzi do kształtowania się w cząstkach proszku budowy nanokrystalicznej o wielkości krystalitów 49÷135 nm (tab. 3). Podczas mielenia cząstki proszku ulegają silnej deformacji, rozdrobnieniu, aglomeracji i kolejnym procesom fragmentacji.

TABELA 3. Właściwości mieszanki proszkowej  
 TABLE 3. Properties of the powder mixture

Skład mieszanki	Gęstość nasypowa g/cm <sup>3</sup>	Gęstość g/cm <sup>3</sup>	Powierzchnia właściwa m <sup>2</sup> g <sup>-1</sup>	Wielkość krystalitów nm	
				Cu	Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /ZrO <sub>2</sub>
Cu/0,5Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	39,82	8,78	0,30	64	135
Cu/1Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	49,23	8,73	0,31	-	-
Cu/1,5Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	49,27	8,70	0,33	56	120
Cu/0,5ZrO <sub>2</sub>	32,17	8,81	0,28	61	116
Cu/1ZrO <sub>2</sub>	35,62	8,78	0,31	-	-
Cu/1,5ZrO <sub>2</sub>	37,81	8,76	0,33	49	108

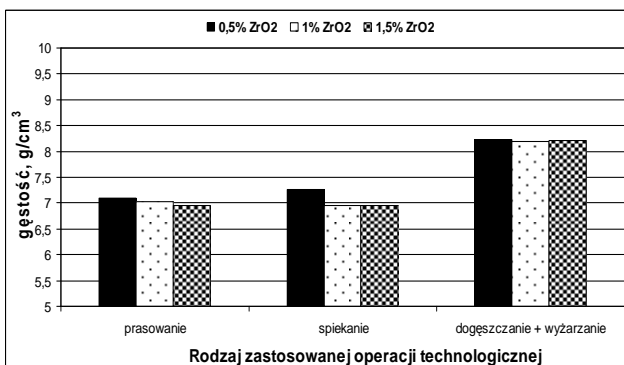
Jako kryterium skuteczności prasowania i spiekania przyjęto zmiany gęstości fizycznej oraz porowatości wyprasek. Z przedstawionych zależności (rys. rys. 2, 3) wynika, że wzrost zawartości fazy tlenkowej z 0,5 do 1,5% obj. powoduje jedynie niewielkie zmiany gęstości wyprasek. Większe różnice daje się zaobserwować w przypadku wyprasek różniących się między sobą rodzajem zastosowanej fazy umacniającej, lecz o tym

samym udziale jej cząstek. Pomiar gęstości kształtek po dogęszczaniu i wyżarzaniu wykazały pozytywny wpływ tych operacji na wartość tego parametru (rys. rys. 2, 3). Zarówno w przypadku niższej, jak i wyższej zawartości fazy umacniającej zastosowanie dodatkowego prasowania spowodowało wzrost gęstości średnio o 16% w wypraskach z dodatkiem  $Y_2O_3$  (rys. 2) oraz 13% w wypraskach z  $ZrO_2$  (rys. 3) w porównaniu do gęstości wyprasek po prasowaniu.



Rys. 2. Wpływ poszczególnych operacji technologicznych na gęstość wyprasek zawierających dodatek  $Y_2O_3$

Fig. 2. Influence of particular technological operations on the density of compacts including the addition  $Y_2O_3$

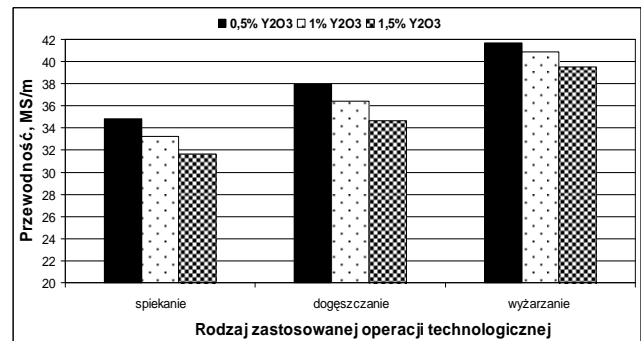


Rys. 3. Wpływ poszczególnych operacji technologicznych na gęstość wyprasek zawierających dodatek  $ZrO_2$

Fig. 3. Influence of particular technological operations on density of compacts including the addition  $ZrO_2$

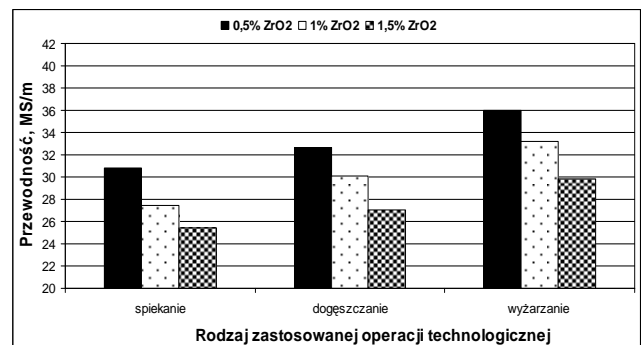
Na wytworzonych próbkach materiałów kompozytowych po różnych etapach procesu technologicznego wykonano badania porównawcze przewodności elektrycznej (rys. rys. 4, 5). Otrzymane wyniki wskazują na duże zmiany przewodności badanych materiałów w zależności od zastosowanej operacji technologicznej. Szczególnie duży wzrost przewodności odnotowano w próbkach poddanych końcowemu wyżarzaniu rekrytalizującemu. Dla porównania przewodność wyżarzanych wyprasek wzrosła z 34 do 42 MS/m w wypraskach z dodatkiem 0,5%  $Y_2O_3$  (rys. 4) oraz z 30,5 do 36 MS/m w kształtkach z 0,5%  $ZrO_2$  (rys. 5). Jednym z czynników, powodujących obniżenie przewodności elektrycznej metalicznej osnowy, a w tym i całego materiału kompozytowego, są jej odkształcenia plastyczne powstające w trakcie wytwarzania kompozytu. Dlatego

też wzrost przewodności elektrycznej spowodowany jest usunięciem podczas wyżarzania powstałych w materiale deformacji i naprężeń wewnętrznych.



Rys. 4. Przewodność elektryczna kompozytów na osnowie miedzi z dodatkiem  $Y_2O_3$

Fig. 4. Electrical conductivity of copper matrix composites with addition  $Y_2O_3$

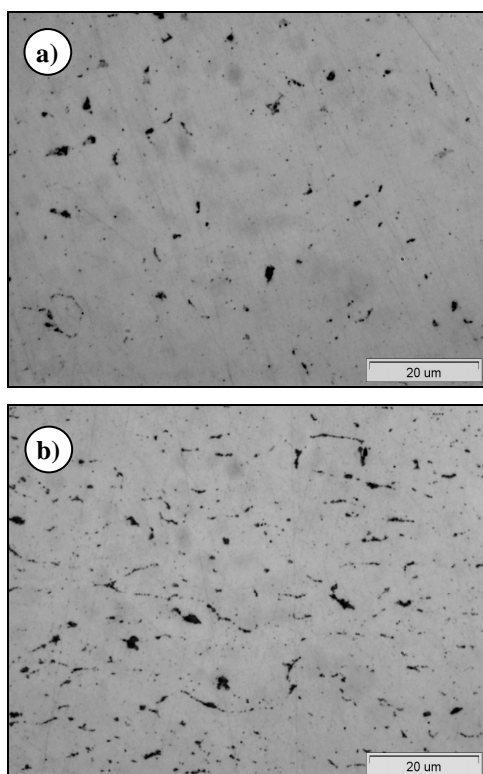


Rys. 5. Przewodność elektryczna kompozytów na osnowie miedzi z dodatkiem  $ZrO_2$

Fig. 5. Electrical conductivity of copper matrix composites with addition  $ZrO_2$

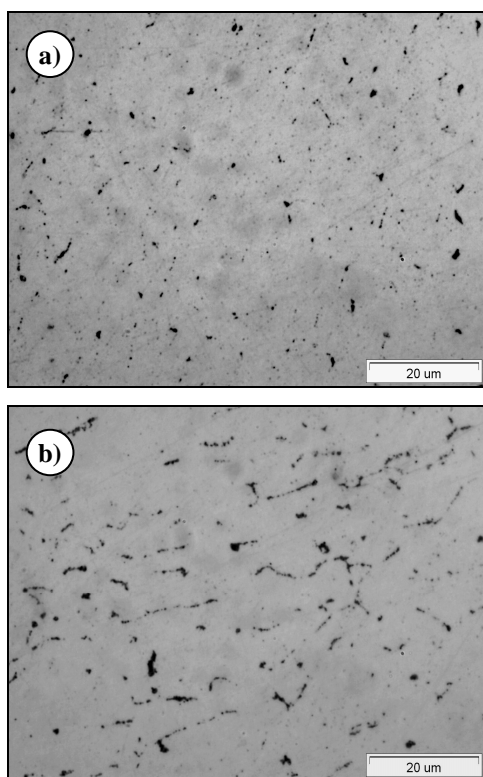
Obserwacje mikrostruktury badanych materiałów kompozytowych przeprowadzono na zglądach nietrawionych, prostopadłych do kierunku prasowania. Na rysunkach 6 oraz 7 przedstawiono mikrostrukturę spieków w zależności od zawartości  $Y_2O_3$  i  $ZrO_2$ . Analiza mikrostruktury badanych materiałów pozwala stwierdzić, że rozkład cząstek umacniających  $Y_2O_3$  oraz  $ZrO_2$  w osnowie jest nierównomierny, posiadają one nieregularny kształt i zróżnicowaną wielkość. Ponadto obserwuje się występowanie licznych skupisk fazy tlenkowej w postaci „wrzecionowatych” cząstek (rys. rys. 6b, 7b).

Sprawdzaniem właściwości spieków był pomiar granicy plastyczności w temperaturze pokojowej oraz podwyższonej (450 i 750°C). Do badań zastosowano próbki cylindryczne o średnicy  $\varnothing = 10$  mm i wysokości  $h_0 = 16$  mm. Próbkę ścisano do momentu pojawienia się pierwszych pęknięć. Przeprowadzone próby odkształcania podczas ścisania kompozytów  $Cu+Y_2O_3/ZrO_2$  wykazały, że zarówno w temperaturze pokojowej, jak i w temperaturze podwyższonej spieki o wyższej zawartości  $Y_2O_3$  oraz  $ZrO_2$  wykazują wyższe właściwości wytrzymałościowe niż odpowiadające im kompozyty z mniejszą ilością fazy umacniającej (rys. 8).



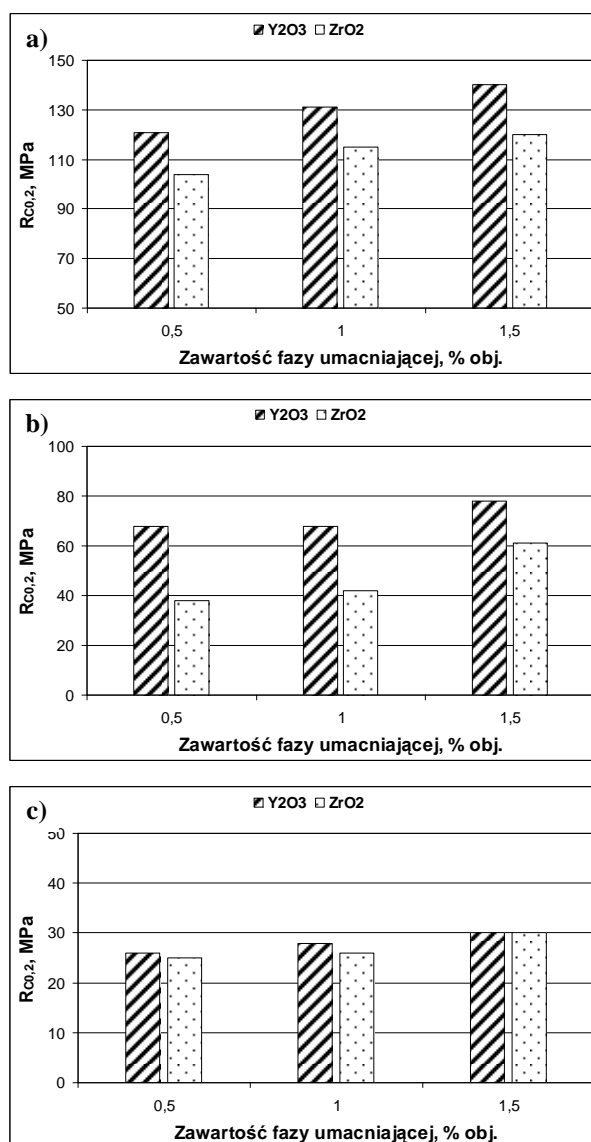
Rys. 6. Mikrostruktura spiekanych kompozytów o zawartości: a) 0,5% obj.  $Y_2O_3$ ; b) 1,5% obj.  $Y_2O_3$

Fig. 6. Microstructure of sintered composites with content of: a) 0.5 vol. %  $Y_2O_3$ ; b) 1.5 vol. %  $Y_2O_3$



Rys. 7. Mikrostruktura spiekanych kompozytów o zawartości: a) 0,5% obj.  $ZrO_2$ ; b) 1,5% obj.  $ZrO_2$

Fig. 7. Microstructure of sintered composites with content of: a) 0.5 vol. %  $ZrO_2$ ; b) 1.5 vol. %  $ZrO_2$



Rys. 8. Wpływ udziału  $Y_2O_3$  oraz  $ZrO_2$  na wartość umownej granicy plastyczności mierzonej w temperaturze: 20°C (a), 450°C (b), 750°C (c)

Fig. 8. Effect of  $Y_2O_3$  and  $ZrO_2$  content on the yield strength measured at different temperature: 20°C (a), 450°C (b), 750°C (c)

Odnotowane różnice szczególnie są widoczne przy ścisnaniu próbek w temperaturze pokojowej (rys. 8a). Tego rodzaju wzrost wytrzymałości spowodowany jest hamowaniem ruchu dyslokacji przez drobne, gęsto rozmieszczone cząstki fazy umacniającej. Równocześnie w spiekach tych obserwuje się pogorszenie plastyczności (tab. 4), wywołane umocnieniem materiału.

Spadek własności mechanicznych (rys. 8) i znaczny wzrost plastyczności (tab. 4) obserwowany w badanych materiałach przy podwyższonej temperaturze ścisnania można wytłumaczyć tym, że w zakresie 450÷750°C w umocnionej dyspersyjnie miedzi zachodzi rekrystalizacja. Tak więc spadek ten spowodowany jest oddziaływaniem procesów odbudowy struktury; zdrowienia i rekrystalizacji.

TABELA 4. Właściwości plastyczne badanych kompozytów uzyskane w próbie ściskania

TABLE 4. Plastic properties of examined composites obtain in compression tests

Rodzaj materiału	Temp. ściskania °C	Wysokość po ściskaniu $h^*$ , mm	Skrócenie bezwzględne $\Delta l$ mm	Skrócenie względne $a_c$ %
Cu/0,5Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	20	5,76	10,24	64
Cu/1Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		5,83	10,17	63,6
Cu/1,5Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		6	10	62,5
Cu/0,5ZrO <sub>2</sub>		6	10	62,5
Cu/1ZrO <sub>2</sub>		5,68	10,32	64,5
Cu/1,5ZrO <sub>2</sub>		5,59	10,41	65
Cu/0,5Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	450	4,1	11,9	74,4
Cu/1Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		4,2	11,8	73,8
Cu/1,5Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		4,4	11,6	72,5
Cu/0,5ZrO <sub>2</sub>		4	12	75
Cu/1ZrO <sub>2</sub>		4,2	11,8	73,8
Cu/1,5ZrO <sub>2</sub>		4,5	11,5	71,9
Cu/0,5Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	750	3,4	12,6	78,8
Cu/1Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		3,5	12,5	78,1
Cu/1,5Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		4	12	75
Cu/0,5ZrO <sub>2</sub>		3	13	81,2
Cu/1ZrO <sub>2</sub>		3,66	12,34	77,2
Cu/1,5ZrO <sub>2</sub>		3,74	12,26	76,6

\*) wysokość, przy której następowało zniszczenie próbki

## WNIOSKI

Przedstawione wyniki badań dotyczące wpływu parametrów wytwarzania na strukturę i właściwości materiałów kompozytowych Cu/Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oraz Cu/ZrO<sub>2</sub> pozwalają sformułować następujące wnioski:

1. Dobór parametrów mechanicznej syntezy proszków w istotny sposób wpływa na jakość produktu końcowego. Mielenie proszków w wysokoenergetycznym młynie w atmosferze argonu przez 20 h prowadzi do kształtowania się w cząstkach proszku budowy nanokrystalicznej o wielkości kryształitów 49÷135 nm.
2. Wzrost zawartości fazy umacniającej nie powoduje istotnych różnic w zmianie gęstości wyprasek, zdecydowanie większy wpływ wywiera jej rodzaj.
3. Zastosowanie dodatkowego prasowania spowodowało wzrost gęstości wyprasek zarówno o niższej, jak i wyższej zawartości fazy umacniającej średnio o 16% dla wyprasek z dodatkiem Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> i 13% w wypraskach z ZrO<sub>2</sub> w porównaniu do stanu przed dogęszczaniem.
4. Zastosowanie wyżarzania rekrytalizującego jako końcowego zabiegu technologicznego prowadzi do wzrostu przewodności elektrycznej. Spowodowane to jest usunięciem podczas zastosowanego wyżarzania powstałych w materiale naprężeń wewnętrznych,

obniżających przewodność elektryczną całego materiału kompozytowego.

5. Przeprowadzone próby odkształcania w testach ściskania wykazały, że spieki o wyższej zawartości Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oraz ZrO<sub>2</sub> posiadają znacznie wyższą granicę plastyczności niż odpowiadające im kompozyty z mniejszą ilością fazy tlenkowej. Tego rodzaju wzrost wytrzymałości spowodowany jest hamowaniem ruchu dyslokacji przez drobne, gęsto rozmieszczone cząstki fazy tlenkowej. Najwyższą wartość umownej granicy plastyczności na poziomie 140 MPa podczas ściskania w temperaturze pokojowej uzyskano dla kompozytu z udziałem 1,5% obj. Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

## Podziękowania

Praca została częściowo wykonana w ramach projektu badawczego zamawianego nr PBZ-MNiSW-3/3/2006.

## LITERATURA

- [1] Zhao N., Li J., Yang X., Influence of the P/M process on the microstructure and properties of WC reinforced copper matrix composite, *Journal of Materials Science* 2004, 39, 4829-4834.
- [2] Kudashov D.V., Baum H., Martin U. et al., Microstructure and room temperature hardening of ultra-fine-grained oxide-dispersion strengthened copper prepared by cryomilling, *Materials Science and Engineering* 2004, A 387-389, 768-771.
- [3] Wan Y.Z., Wang Y.L., Luo H., Cheng G., Effect of interfacial bonding strength on thermal expansion behaviour of PM Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, *Powder Metallurgy* 2000, 43, 1, 76-78.
- [4] Palma R., Sepúlveda O., Contamination effects on precipitation hardening of Cu-alumina alloys, prepared by mechanical alloying, *Third International Latin-American Conference on Powder Technology, Florianopolis Brazil 26-28 November 2001*, published in *Journal of Materials Science Forum*.
- [5] Lee D.W., Kim B.K., Nanostructured Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite produced by thermochemical process for electrode application, *Materials Letters* 2004, 58, 378-383.
- [6] Deshpande P., Li J., Lin R., Infrared processed Cu composites reinforced with WC particles, *Materials Science and Engineering* 2006, A 429, 58-65.
- [7] Shi Z., Yan M., The preparation of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Cu composite by internal oxidation, *Applied Surface Science* 1998, 134, 103-106.
- [8] Min K., Oh S. T., Kim Y., Moon I-H., Processing and fracture toughness of nano-sized Cu-dispersed Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites, 2003, 352, 163-167.
- [9] Cadek J., Kucharova K., Novel interpretation of high temperature creep in an ODS Cu-ZrO<sub>2</sub> alloy, *Kovové Materiály*, 2002, 40, 3, 133-145.
- [10] Kucharova K., Cadek J., Creep of ODS copper in two distinctly different temperature intervals as interpreted in terms of the true threshold stress, *Kovové Materiály* 2002, 40, 4, 231-241.

