

Lucyna Jaworska<sup>1</sup>, Marcin Rozmus<sup>2</sup>

Instytut Zaawansowanych Technologii Wytwarzania, ul. Wrocławska 37a, 30-011 Kraków

Agnieszka Twardowska<sup>3</sup>

Akademia Pedagogiczna, Instytut Techniki, ul. Podchorążych 2, 30-084 Kraków

Bogna Królicka<sup>4</sup>

Instytut Zaawansowanych Technologii Wytwarzania, ul. Wrocławska 37a, 30-011 Kraków

## KOMPOZYTY DIAMENTOWE Z CERAMICZNĄ FAZĄ WIĄŻĄCĄ - MODYFIKACJA MIKROSTRUKTURY W ASPEKTCIE ŁĄCZENIA Z KORPUSEM NARZĘDZIA

Jednym z najlepszych i coraz powszechniej stosowanych materiałów narzędziowych jest diament. Wyróżniamy trzy podstawowe grupy materiałów diamentowych: polikrystaliczne spieki diamentowe *PCD*, warstwy diamentowe otrzymywane metodami *CVD* oraz monokryształy diamentu naturalnego i syntetycznego. Największe znaczenie dla obróbki skrawaniem mają materiały *PCD*. Modyfikacja ich właściwości jest możliwa poprzez zastosowanie odpowiedniego rodzaju fazy wiążącej, np. tworzywa ceramicznego  $Ti_3SiC_2$ , charakteryzującego się pseudoplastycznymi właściwościami. Wprowadzając ten materiał w ilości 30% masy, otrzymano materiał o wysokim współczynniku odporności na kruche pękanie  $K_{IC}$ , wynoszącym  $8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , i przeszło trzykrotnie wyższej wartości wytrzymałości na ściskanie średnicowe, a także o zwiększonej odporności temperaturowej w stosunku do najczęściej wytwarzanych materiałów z kobaltową fazą wiążącą. Zastosowanie  $Ti_3SiC_2$  jako fazy wiążącej diament w materiale o mikrostrukturze gradientowej pozwoli na bezpośrednie spajanie ostrza skrawającego z korpusem narzędzia bez konieczności stosowania warstwy pośredniej w postaci węgla spiekanego. Przedstawiono wyniki wstępnych prób zagęszczania materiału o strukturze gradientowej metodą wirówkową. Materiał gradientowy zapewni narzędziu skrawającemu twardą, odporną na zużycie ścierną warstwę powierzchniową i podłoże umożliwiające lutowanie.

Słowa kluczowe: kompozyt diament- $Ti_3SiC_2$ , materiały na narzędzia skrawające, funkcjonalne materiały gradientowe

## DIAMOND WITH CERAMICS BONDING PHASE COMPOSITES - MICROSTRUCTURE MODIFICATION REFERRED TO THE TOOL BODY BRAZING

One of the most popular tools materials is diamond. Currently there are three groups of diamond based cutting tool materials available namely polycrystalline diamond compacts *PCD*, *CVD* diamond and single crystal natural and synthetic diamond. The most significance for machining have *PCD* materials. The *PCD* compacts are a round disks comprising a thin layer of sintered polycrystalline diamond bonded to a cemented tungsten carbide substrate (Fig. 1). Commercially available *PCD* are usually made by high pressure sintering diamond powders with the cobalt bonding phase. The existence of cobalt promotes the graphitisation process of diamond. The differential thermal expansion of *PCD* layer and tungsten carbide substrate may result in residual stresses and next, delamination of material. Modification properties of these materials are possible using suitable kind of the bonding phase material, for example the ceramics  $Ti_3SiC_2$  material, which is exhibiting pseudo-plastics behaviour. The 30 wt.%  $Ti_3SiC_2$  addition to the diamond composite is resulted high fracture toughness,  $K_{IC}$  is  $8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , compressive strength is three times more than for compacts with the cobalt bonding phase (Table 1). The thermal resistance of these materials were increased also. The decomposition of  $Ti_3SiC_2$  takes place during the high pressure sintering process (Fig. 2). Observations of microstructure of prepared composites showed that mixing diamond and  $Ti_3SiC_2$  powder produces composites of very low porosity (Fig. 3) and indicated that the bonding material has a multiphase composition (Fig. 4). Using the  $Ti_3SiC_2$  bonding phase in the gradient composition material allows for the direct brazing of the edge to the tools body without intermediate sintered carbides layer. These functional graded materials will provide the cutting tools hard, wear resistant surface and good brazing substrate. The grading material was compacted using the centrifugal method.

Keywords: diamond- $Ti_3SiC_2$  composite, materials for cutting edges, functionally graded materials

### WSTĘP

Zastosowana pod koniec lat pięćdziesiątych XX wieku synteza diamentu drogą przemiany alotropowej grafitu w warunkach wysokich temperatur i ciśnień w dalszym ciągu jest podstawową metodą otrzymywania proszków diamentu (niestety głównie submikro- i mi-

krop proszków), stosowanego do celów technicznych, głównie w obróbce skrawaniem. Podstawową wadą diamentu jest jego przemiana alotropowa w grafit, która zachodzi w temperaturach powyżej 973 K, oraz mała

<sup>1</sup> dr hab. inż., <sup>2,4</sup> mgr inż., <sup>3</sup> dr inż.

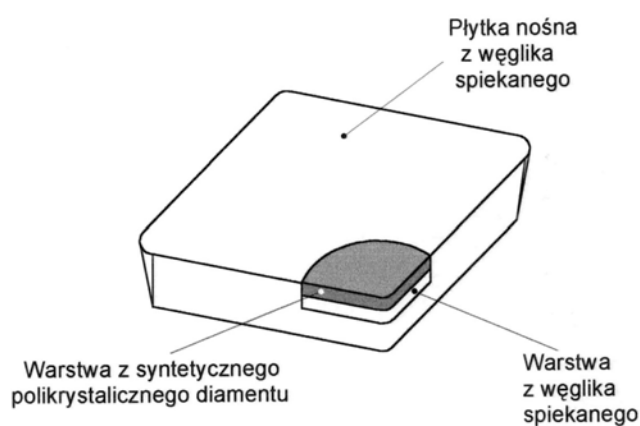
odporność na obciążenia dynamiczne, wynikająca z łupliwości wzdłuż płaszczyzn krystalograficznych. Obie te cechy mają zasadnicze znaczenie dla narzędzi skrawających. Od 1972 roku wytwarzane są spieki diamentowe nazywane w literaturze polikrystalicznym diamentem *PCD* (ang. polycrystalline diamond). Spiekane są one najczęściej z mikroproszków diamentu syntetycznego w obecności kobaltu, pełniącego funkcję fazy wiążącej, w warunkach wysokich ciśnień. Kobalt jako faza wiążąca, wprowadzana w ilości do 8% obj., zapewnia spiekom lepszą ciągliwość, przewodność elektryczną (potrzebną do kształtowania materiałów metodą obróbki elektroerozyjnej) oraz obniżenie parametrów procesu spiekania. Kobalt jest katalizatorem przemiany alotropowej grafitu w diament, przy czym jego obecność obniża temperaturę tej przemiany. W ostatnim dziesięcioleciu kobalt jest jednak eliminowany z wszelkich materiałów narzędziowych, również z węglików spiekanych. Przyczynami ograniczania zastosowań kobaltu jest jego szkodliwość dla zdrowia człowieka (wywołuje alergię i niektóre postacie nowotworów) oraz niestabilność jego cen. Ponieważ temperatura pracy ostrza skrawającego sięga 970 K, ostrza ze spieków diamentowych najczęściej pracują w warunkach intensywnego chłodzenia, co z uwagi na szkodliwość emulsji chłodząco-smarujących dla zdrowia i środowiska człowieka oraz ich wysoką cenę stwarza dodatkowe problemy. Dlatego wytworzenie materiału diamentowego odpornego na działanie wysokich temperatur jest uzasadnione, umożliwiając poszerzenie zakresu zastosowań takich narzędzi do obróbki drewna oraz materiałów drewnopodobnych, np. płyt wiórowych i paneli podłogowych, gdzie chłodzenie cieczami nie jest wskazane.

Pierwsze komercyjne kompozyty diamentowe z ceramiczną fazą wiążącą w postaci SiC pojawiły się dopiero pod koniec lat dziewięćdziesiątych XX wieku. Materiały te otrzymywane są najczęściej metodą spiekania reaktywnego diamentu z Si [1]. Nie przewodzą one elektryczności, natomiast do kształtowania ostrza narzędzi zamiast obróbki elektroerozyjnej stosowana jest obróbka ultradźwiękowa i laserowa. Kompozyty diamentowe z SiC charakteryzują się lepszą odpornością temperaturową, mniejszą kruchością oraz większą wytrzymałością na ściskanie w stosunku do kompozytów z fazą wiążącą w postaci kobaltu. Faza wiążąca z SiC jest chemicznie obojętna wobec diamentu i charakteryzuje się zbliżonym współczynnikiem rozszerzalności. Twardość kompozytów diamentowych z SiC jest niższa w porównaniu do twardości *PCD* z kobaltem.

Ze względu na rozpuszczalność węgla w żelazie diament nie może być stosowany do obróbki stopów zawierających żelazo ani metali z grupy żelaza (kobalt, nikiel i stopy tych metali). Dzięki rozwojowi inżynierii materiałowej oraz inżynierii powierzchni powstają nowoczesne materiały, które jednakże następująco

więcej problemów w zakresie obróbki skrawaniem, zwłaszcza cięcia i kształtowania: są to materiały o niezwykle twardych powierzchniach, ale miękkich i ciągliwych rdzeniach, laminaty, tworzywa wykazujące dużą odporność na ścieranie itp. Takie tworzywa stosowane są między innymi w przemyśle samochodowym, drzewnym (płyty wiórowe, panele podłogowe itp.) i tam narzędzia diamentowe stały się niezastąpione.

Ostrze narzędzia skrawającego kształtuje się tak, aby powstające w procesie skrawania naprężenia miały charakter ściskający. Podstawową cechą geometrii ostrza jest stosowanie ujemnego kąta natarcia  $\gamma = 6^\circ$ . Są to najczęściej wymienne płytki trójkątne, rombów lub kwadratowe, mocowane mechanicznie w standardowych oprawkach (rys. 1).



Rys. 1. Schemat płytki narzędziowej z ostrzem z *PCD*

Fig. 1. Diagram of cutting insert with *PCD* edge

Materiały diamentowe są niezwalczalne przez większość spoiw lutujących. Do końca lat dziewięćdziesiątych XX wieku ostrzem narzędzia skrawającego najczęściej był i w dalszym ciągu jest materiał dwuwarstwowy, złożony z warstwy diamentowej (*PCD*) o grubości 0,5 do 1,5 mm oraz podłoża z węglika spiekanego o grubości do 2 mm, które umożliwia połączenie spoiwem lutującym (ludem) ostrza (np. płytki skrawającej) z korpusem narzędzia. Dwuwarstwowe płytki lub wycięte z nich kształtki lutuje się lub mocuje mechanicznie w gniazdach narzędziowych. Temperatura topnienia spoiwa lutującego, w przypadku łączenia diamentu, nie powinna przekraczać temperatury 973 K ze względu na możliwość zajścia w tej temperaturze przemiany alotropowej diamentu w grafit. Lutowanie narzędzi przeprowadza się za pomocą urządzenia lutującego, wyposażonego w generator wysokiej częstotliwości, lub lasera. Proces lutowania musi być krótkotrwały, aby wykluczyć możliwość przegrzania warstwy *PCD* i jej przemiany alotropowej w grafit. Współczesna obróbka skrawaniem wymusza na producentach przygotowanie narzędzi o bardziej skomplikowanym kształcie ostrza i korpusu. Rozwiązanie zagadnienia łączenia ostrza diamentowego z korpusem narzędzia, metodą mecha-

niczną, stało się niewystarczające. Powszechnie stosowany materiał dwuwarstwowy z warstwą *PCD* i podłożową warstwą ze spiekane go węgla wolframu ułatwia łączenie z korpusem narzędzia, jednak duże różnice współczynników rozszerzalności liniowej warstwy *PCD* (w 293 K  $\alpha$  wynosi  $1,3 \times 10^{-6}/K$ , w 973 K  $3,9 \times 10^{-6}/K$ ) i warstwy węgla spiekane go (w 293 K  $\alpha$  wynosi  $4,5 \times 10^{-6}/K$ , w 973 K  $5,2 \times 10^{-6}/K$ ) są przyczyną powstawania naprężeń cieplnych na etapie lutowania, obróbki ostrza i procesu skrawania, które powodują rozwarstwianie się materiału i duże straty dochodzące nawet do 40% ogólnej ilości materiałów warstwowych [3]. W materiałach z ceramiczną fazą wiążącą nie ma warstwy podłożowej i kompozyt jest bezpośrednio mocowany do korpusu narzędzia drogą metalurgii proszków, tzn. osadzania w gnieździe, w zasypce z brązu, a całość poddawana jest procesowi spiekania. Tą techniką wykonywano obciążacze do ściernic z diamentu naturalnego już w latach pięćdziesiątych XX wieku.

Obecnie wyróżniamy trzy podstawowe grupy diamentowych narzędzi skrawających: *PCD* (w dalszym ciągu mającą największe znaczenie ze względu na właściwości i stosunkowo najniższą cenę), *CVD* - warstwy diamentowe otrzymywane metodą chemicznego osadzania z fazy gazowej (ang. Chemical Vapour Deposition) oraz monokryształy - naturalne i syntetyczne. W przypadku dwóch ostatnich grup materiałów diamentowych duże firmy w celu ich lutowania stosują bardzo kosztowne urządzenia próżniowe z laserem i specjalne spoiwa lutujące na bazie srebra zawierające ind i tytan, które gwarantują prawidłowe, trwałe i wytrzymałe połączenie diamentu z korpusem narzędzia [3]. Jednak koszt materiałów i operacji spajania znacznie podwyższa cenę i tak bardzo drogich narzędzi i stanowi ścisłą tajemnicę producentów narzędzi.

Ogólna idea prac prowadzonych w Instytucie Zaawansowanych Technologii Wytwarzania w Krakowie (dawniej Instytucie Obróbki Skrawaniem) polegała na otrzymaniu kompozytu diamentowego z ceramiczną fazą wiążącą w postaci  $Ti_3SiC_2$ , charakteryzującego się podwyższoną odpornością temperaturową oraz lepszymi właściwościami wytrzymałościowymi w stosunku do *PCD* z kobaltem, pozwalającego na bezpośrednie zalutowanie kompozytu do korpusu narzędzia bez konieczności stosowania warstwy pośredniej w postaci węgla spiekane go czy też skomplikowanych, drogich urządzeń i spoiw lutujących. Prace te były prowadzone na przestrzeni ostatnich pięciu lat i są kontynuowane głównie w kierunku otrzymywania monolitycznego materiału o strukturze gradientowej. Ogólna koncepcja polega na otrzymaniu materiału, w którym  $Ti_3SiC_2$  będzie pełniło podwójną rolę: materiału fazy wiążącej i materiału podłożowego, eliminującego problem rozwarstwień i zapewniającego połączenie z korpusem narzędzi ze stali lub węgla spieka-

nego. Prace W. Olesińskiej i zespołu [4] potwierdzają dobrą zwilżalność związku  $Ti_3SiC_2$  przez miedź, która stanowi podstawowy składnik lutów niskotopliwych.

## CZĘŚĆ DOŚWIADCZALNA

Węgiel  $Ti_3SiC_2$  otrzymano metodą syntezy bezpośredniej węgla, krzemu i tytanu w warunkach *SHS* (samorozwijająca się synteza wysokotemperaturowa) w Katedrze Ceramiki Specjalnej WIMiC AGH.

$Ti_3SiC_2$  jest materiałem, który łączy typowe właściwości wysokotemperaturowej ceramiki konstrukcyjnej, tzn. wysoką temperaturę topnienia, dużą sztywność i odporność chemiczną, z cechami typowymi dla metali, np. plastycznością. Badania związane z otrzymywaniem tworzyw spiekanych z tego materiału metodą izostatycznego spiekania na gorąco wskazują, że odmiana heksagonalna  $Ti_3SiC_2$  jest stabilna termodynamicznie w niskich temperaturach i niskich ciśnieniach, zaś wygrzewanie w temperaturach powyżej 1820 K prowadzi do przekształcenia tego materiału w roztwór stały o strukturze typu TiC [5].

Mieszanki proszkowe diamentu (w gatunku MDA36, prod. Element 6) z 30% masy  $Ti_3SiC_2$ , o wielkości cząstek wynoszącej  $3-6 \mu m$ , ujednorodniono w dezintegratorze ultradźwiękowym oraz mieszano mechanicznie w urządzeniu Turbula przez jedną godzinę w obecności bezwodnego alkoholu etylowego. Po wysuszeniu proszki prasowano bez środków poślizgowych, stosując nacisk prasy 200 MPa. Kształtki umieszczano w grzejniku grafitowym, a następnie we wkładzie do spiekania wysokociśnieniowego.

Wysokociśnieniowe spiekanie mieszanek prowadzono w prasie DOO - 4 o nacisku do 2500 kN, wyposażonej w komorę wysokiego ciśnienia typu Bridgmana. Parametrami decydującymi o właściwościach wytwarzanych kompozytów są: temperatura, ciśnienie i czas spiekania. Optymalne parametry spiekania wyznacza się poprzez ich skorelowanie z właściwościami fizykochemicznymi otrzymanych kompozytów. Maksymalna średnica spiekanych w tym urządzeniu materiałów wynosi 15 mm.

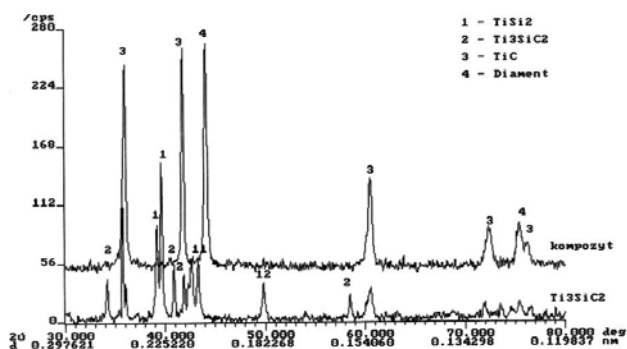
Skład fazowy kompozytów określono na drodze dyfrakcji rentgenowskiej za pomocą dyfraktometru XRD7 Seifert. Stosowano filtrowane promieniowanie lampy o anodzie Cu przy napięciu 40 kV i natężeniu 30 mA oraz pomiar krokowy  $0,05 \text{ deg}$  w czasie 5 s. Identyfikacji zapisów dyfraktometrycznych dokonano z użyciem oprogramowania firmy Seifert. Obserwacje mikrostruktury kompozytów, przygotowanych w postaci cienkich folii, prowadzono w IMiM PAN w Krakowie na mikroskopie transmisyjnym Philips CM20 TWIN (200 kV) z przystawką EDS firmy EDAX. W przypadku zastosowania mikroskopu transmisyjnego

w połączeniu z dyfrakcją elektronową uzyskano cenne informacje o zjawiskach zachodzących na granicach ziaren.

Gęstość pozorną  $\rho_p$  mierzono metodą hydrostatyczną. Twardość kompozytów wyznaczono na zglądach metalograficznych metodą Vickersa przy obciążeniu 294,2 N za pomocą twardościomierza Frankoskop i cyfrowego miernika twardości FM-7 firmy Future Tech. Corp. Do badań tych przygotowano zglądy metalograficzne z wykorzystaniem urządzeń i środków polerskich firmy Struers. Do pomiarów wytrzymałości na ściskanie zastosowano metodę ściskania średnicowego. Polega ona na obciążaniu próbki wzdłuż średnicy. W metodzie tej stosuje się próbki w kształcie dysków. Kształt i wielkość otrzymywanych kompozytów diamentowych stanowią ograniczenie dla badań właściwości wytrzymałościowych. Badania wytrzymałości metodą ściskania średnicowego przeprowadzono za pomocą maszyny wytrzymałościowej Instron TTDML. W przeprowadzonych pracach obliczenia modułu Younga wykonano na podstawie pomiarów częstotliwości drgań własnych materiału. Do badań wykorzystano aparaturę ZVUK - 107.

## WYNIKI BADAŃ I ICH OMÓWIENIE

Rysunek 2 przedstawia dyfraktogram proszku wyjściowego  $Ti_3SiC_2$ , otrzymanego metodą SHS, oraz kompozytu diamentowego z 30% masy tego węglika. Analiza składu fazowego kompozytów diamentowych z wprowadzonym  $Ti_3SiC_2$  wykazała obok diamentu obecność TiC,  $TiSi_2$  oraz śladowe ilości  $Ti_3SiC_2$ .

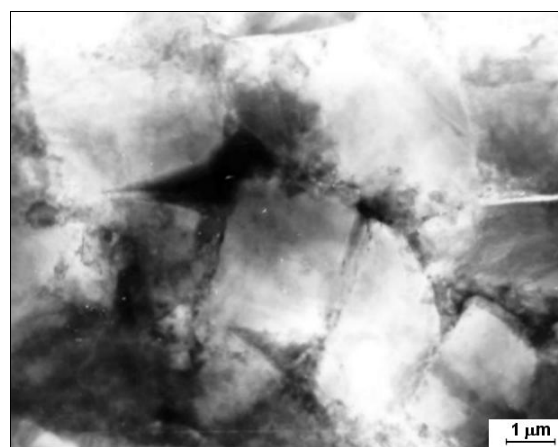


Rys. 2. Zapis dyfraktometryczny proszku  $Ti_3SiC_2$  oraz kompozytu diamentowego z 30% masy  $Ti_3SiC_2$

Fig. 2. X-ray diffraction pattern of  $Ti_3SiC_2$  powder particles and the diamond composite with 30 wt.%  $Ti_3SiC_2$

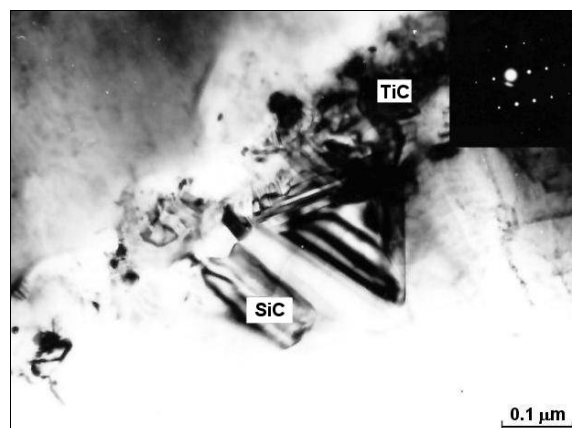
Mikrostrukturę kompozytu przedstawia rysunek 3, natomiast strefę połączenia diamentu z fazą wiążącą rysunek 4. Granica między diamentem a fazą wiążącą zbudowana jest z gruboziarnistych kryształów, przylegających bezpośrednio do diamentu, a następnie mieszaniny drobnych kryształów. Dyfrakcja elektronowa wykazała, że gruboziarnistą strefę fazy wiążącej stanowią

kryształy SiC o wielkości do  $0,45 \mu m$ , o strukturze regularnej i parametrach sieci krystalograficznej  $a = b = c = 0,43260 \text{ nm}$ . Dobrze ukształtowane kryształy SiC skupiają się w pobliżu granicy z diamentem. Wyraźne skupienie krzemu na granicy faz z diamentem świadczy o dyfuzji krzemu do diamentu, natomiast rozkład tytanu jest równomierny w całej objętości fazy wiążącej. Kryształy SiC cechują charakterystyczne zbliżnienia (rys. 3). Obecność krzemków tytanu potwierdzono dyfrakcyjnie w strefie, w której występują gruboziarniste ziarna TiC. W obszarze fazy wiążącej nieprzylegającej bezpośrednio do ziarna diamentowego występują drobniejsze ziarna kryształów TiC o zróżnicowanej wielkości do około  $0,2 \mu m$  i parametrach sieci krystalograficznej wynoszących  $a = b = c = 0,43176 \text{ nm}$ .



Rys. 3. Mikrostruktura elektronowa (TEM) kompozytu diamentowego z 30% masy  $Ti_3SiC_2$

Fig. 3. TEM microstructure of the diamond composite with 30 wt.% of  $Ti_3SiC_2$



Rys. 4. Mikrostruktura elektronowa (TEM) granicy pomiędzy diamentem a fazą wiążącą w kompozycie diamentowym z 30% masy  $Ti_3SiC_2$

Fig. 4. TEM microstructure of the interface between diamond and the bonding phase in diamond composite with 30 wt.%  $Ti_3SiC_2$

TABELA 1. Wybrane właściwości fizyczne i mechaniczne kompozytów diamentowych z 30% masy  $Ti_3SiC_2$   
TABLE 1. Selected physical and mechanical properties of diamond composites with 30 wt.%  $Ti_3SiC_2$

Gęstość g/cm <sup>3</sup>	Twardość* HV <sub>1</sub> GPa	Moduł Younga** GPa	R <sub>śc</sub> *** MPa	K <sub>IC</sub> **** MPa · m <sup>1/2</sup>
3,608	34,1 ± 4,32	487,7	253,98	8,0

\* Średnia z pięciu pomiarów z przedziałem ufności na poziomie  $\alpha = 0,05$ .

\*\* Średnia pomiarów dla trzech próbek.

\*\*\* Wytrzymałość na ściskanie średnicowe, średnia z trzech pomiarów.

\*\*\*\* Krytyczny współczynnik intensywności naprężeń - metoda belki z karbem.

Wydłużony kształt ziaren SiC wskazuje na obecność w spiekonym kompozycie fazy ciekłej. Faza ciekła powstaje w czasie procesu spiekania w wyniku topnienia TiSi<sub>2</sub>, który tworzy się na skutek rozkładu termicznego węgla Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>. Anizotropia kształtu ziaren SiC wywołana jest w tym przypadku ułatwioną, dzięki obecności cieczy, krystalizacją na kierunkach szybkiego wzrostu. W kompozycie nie występuje grafit, co korzystnie wpływa na jego właściwości mechaniczne. Zastosowanie Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> jako fazy wiążącej w kompozytach diamentowych podniosło wytrzymałość na ściskanie średnicowe do 253,98 MPa dla kompozytu z 30% udziałem masy fazy wiążącej. Wykonano także badania odporności temperaturowej tych kompozytów. Wyżarzanie przeprowadzono w piecu firmy Balzers w próżni 0,08 Pa, próbki wytrzymały w temperaturze 1473 K przez 30 minut. Odporność tego typu kompozytów określa się głównie różnicą twardości przed i po procesie wyżarzania. Różnica twardości wynosiła 5,9 GPa, co wskazuje na bardzo dobrą odporność na działanie podwyższonych temperatur tych kompozytów.

Przeprowadzono wstępne próby zagęszczania metodą osadzania w wirówce szybkoobrotowej UP65 M (produkcji niemieckiej). Wykorzystano różnice czasów opadania ziaren o zróżnicowanej wielkości ziarna, zastosowano proszki diamentowe o wielkości 15÷30 μm (gęstość 3,5 g/cm<sup>3</sup>) i proszki Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> o wielkości 3 μm (gęstość 4,5 g/cm<sup>3</sup>). Przygotowano zawiesiny mieszanek proszków w czterech rodzajach ośrodków dyspersyjnych. Jako podstawowe kryterium decydujące o zastosowaniu konkretnego ośrodka dyspersyjnego przyjęto zwilżanie i rozpraszanie przez zastosowaną ciecz cząstek diamentowych. Dla wybranych ośrodków dyspersyjnych nie wykazano zjawiska koagulacji proszków. Założono koncentrację cząstek stałych w cieczy wynoszącą 0,1, co odpowiada koncentracjom przyjmowanym przy rozdziale proszków diamentowych na frakcje ziarnowe metodą wirówkową. We wstępnych badaniach przyjęto szybkości i czasy wirowania określone we wcześniejszych badaniach zespołu [5]. Dobór ośrodka dyspersyjnego ma zasadnicze znaczenie w procesie zagęszczania wirówkowego. Próby zagęszczania zostały przeprowadzone pomyślnie. Badania w zakresie wpływu ośrodka dyspersyjnego na proces spiekania

i właściwości kompozytów, mające na celu ustalenie ośrodka zapewniającego najlepsze zagęszczenie proszków, będą kontynuowane.

## PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Otrzymany kompozyt diamentowy z 30% masy Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> charakteryzuje się doskonałymi właściwościami przewyższającymi komercyjne materiały z kobaltową fazą wiążącą pod względem wytrzymałości na ściskanie, odporności temperaturowej i odporności na kruche pękanie, przy nieznacznym obniżeniu twardości.

Wstępne próby zagęszczania wirówkowego wskazują na możliwość uzyskiwania doskonale zagęszczonych próbek o gradientie rozmieszczenia fazy diamentowej i węglkowej. Podstawowy problem tego typu techniki zagęszczania stanowi dobór ośrodka dyspersyjnego zapewniającego zwilżalność cząstek diamentowych i węglkowych, ich dyspersję oraz brak wpływu na spiekalność zagęszczonego tą metodą materiału.

## Podziękowania

*Autorzy składają podziękowania prof. drowi hab. inż. Ludosławowi Stobierskiemu za przygotowanie proszków Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> i doc. drowi hab. inż. Jerzemu Morgielowi za badania przeprowadzone na mikroskopie transmisyjnym.*

## LITERATURA

- [1] Osipov O.S., Diegues Skury A.L., Bobrovnichii G.S., Influence of high pressure on the microhardness and wear resistance of diamond powder and silicon carbide-based composites, *Materials Research* 2004, 7, 2, 335-337.
- [2] Lin T., Hood M., Cooper G.A., Residual stresses in polycrystalline diamond compacts, *J. Am. Soc.* 1994, 77, 6, 1562-68.
- [3] Trenker A., Seidemann H., High vacuum brazing of diamond tools, *Industr. Diamond Rev.* 2002, 1, 49-51.
- [4] Olesińska W. i in., Reactive metallic layers produced on AlN, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> and SiC ceramics, *J Mater. Sci.: Mater. Electron.* 2004, 15, 813-817.
- [5] Pampuch R., Lis J., Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> - A Plastic Material, *Ceramics: Charting the Future*, P.Vincenzini, Techna Srl, Italy, 1995.
- [6] Jaworska L., Migdał W., Klasyfikacja mikroziarn diamentowych o wielkości 3-28 mikrometrów, *Mat. VI Konf. Nauk.-Techn. nt. Obróbka ścierna*, JOTES, Łódź 1991.

Recenzent  
Marcin Leonowicz