

Właściwości mechaniczne kompozytów narzędziowych z tlenku glinu, wzmocnianych węglikoazotkiem tytanu

Mechanical properties of titanium carbonitride reinforced alumina tool composites

MAGDALENA SZUTKOWSKA
 MAREK BONIECKI
 MARCIN PODSIADŁO
 ANDRZEJ KALINKA*

DOI: <https://doi.org/10.17814/mechanik.2018.5-6.55>

Przedstawiono właściwości mechaniczne kompozytów na osnowie z tlenku glinu, wzmocnianych Ti(C,N) w ilości 30% masy, wytworzonych na bazie proszków komercyjnych, o mikrometrycznych i nanometrycznych rozmiarach cząstek. Zastosowano bezciśnieniowe spiekanie PS w próżni i spiekanie reakcyjne SPS. Wykonano pomiary: twardości Vickersa, gęstości, modułu Younga i odporności na ścieranie. Odporność na pękanie (K_{IC}) wyznaczono w temperaturze pokojowej i podwyższonej do 1073 K – charakterystycznej dla pracy narzędzia. Właściwości fizyczne i mechaniczne kompozytów $Al_2O_3/Ti(C,N)/ZrO_2$, wytworzonych na bazie mikroproszków, porównano z właściwościami kompozytów zawierających proszki mieszane, mikrometryczne i nanometryczne, z udziałem proszków nanometrycznych od 17% do 36% masy. Kompozyty $Al_2O_3/Ti(C,N)/ZrO_2$ z udziałem proszków nanometrycznych wykazują w temperaturze otoczenia niższe wartości K_{IC} (o ok. 10÷30%) w porównaniu z kompozytami wytworzonymi na bazie proszków mikrometrycznych. Natomiast w temperaturze podwyższonej do 1073 K ich odporność na pękanie wzrasta nawet o 30%. Obserwacje mikrostruktury badanych kompozytów przeprowadzono za pomocą skaningowej mikroskopii elektronowej.

SŁOWA KLUCZOWE: kompozyty ceramiczne $Al_2O_3/Ti(C,N)/ZrO_2$, nanoproszki, mikroprosutki, spiekanie reakcyjne SPS, spiekanie bezciśnieniowe PS, odporność na pękanie

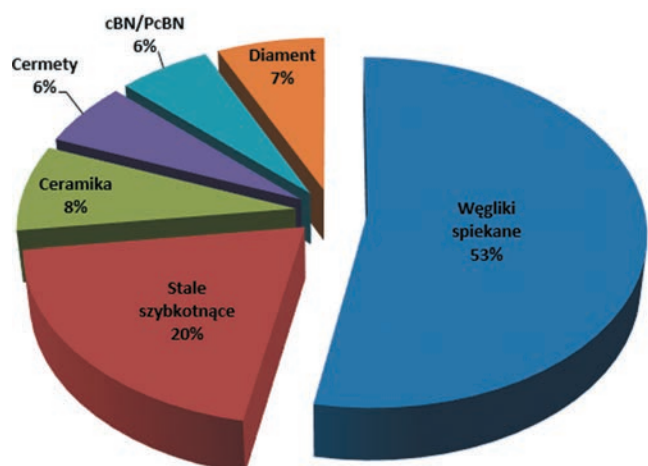
composites based on powders in microscale. However, in the elevated temperatures their fracture toughness increases up to 30%. The observation of the microstructure of tested composites was carried out using scanning electron microscopy.
KEYWORDS: ceramic composites $Al_2O_3/Ti(C,N)/ZrO_2$, nanopowders, micropowders, reaction sintering SPS, pressureless sintering PS, fracture toughness

Kompozyty ceramiczne na osnowie z tlenku glinu, stosowane na narzędzia skrawające

W obróbce skrawaniem metali nadal dominują narzędzia z węglików spiekanych i ze stali szybko tnącej, lecz do celów specjalnych (do pracy przy dużych prędkościach skrawania i posuwu) stosuje się ceramiczne materiały narzędziowe na osnowie z tlenku glinu. Według danych firmy Dedalus Consulting New York na rynku światowym w 2013 r. wśród materiałów używanych do produkcji narzędzi skrawających węgliki spiekane stanowiły 53%, a stale szybko tnące – jedynie 20% (rys. 1) [1].

Udział materiałów ceramicznych wyniósł 19%, jednak prognozy na 2018 r. są jeszcze bardziej optymistyczne i zakładają wysokie tempo wzrostu twardych oraz super-twardych materiałów skrawających, w tym ceramiki PcBN i PCD [2].

The present study reports mechanical properties obtained by reinforcing alumina composites with Ti(C,N) in amount 30 wt.% prepared on the basis micro and nanoscale trade powders. The pressureless sintering PS in a vacuum and SPS method of sintering were used. Vickers hardness, density, Young modulus, wear resistance were evaluated. Fracture toughness (K_{IC}) at ambient and elevated temperatures up to 1073 K, characteristic for tool work was measured. Physical and mechanical properties of the composites $Al_2O_3/Ti(C,N)/ZrO_2$ based on the powders in microscale were compared with composites containing nanoscale powders in a range from 17 to 36 wt.%. Tested composites with nanoscale powders content reveal lower K_{IC} (approx. 10÷30%) at ambient temperature in comparison to



Rys. 1. Udział materiałów stosowanych na narzędzia skrawające na rynku światowym w 2013 r. [1]

* Dr hab. inż. prof. IZTW Magdalena Szutkowska (szutkows@ios.krakow.pl), mgr inż. Marcin Podsiadło (marcin.podsiadlo@ios.krakow.pl), mgr inż. Andrzej Kalinka (andrzej.kalinka@ios.krakow.pl) – Instytut Zaawansowanych Technologii Wytwarzania; dr Marek Boniecki (marek.boniecki@itme.edu.pl) – Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych

Po materiałach funkcjonalnych, przeznaczonych do urządzeń szeroko pojętej elektroniki, najważniejszą grupę materiałów ceramicznych stanowią zaawansowane ceramiczne materiały konstrukcyjne: azotkowe, z węgla krzemu, z tlenku glinu i tlenku cyrkonu. Dzięki swym właściwościom nadają się do pracy w trudnych warunkach eksploatacyjnych.

Do wyrobów ze spieków ceramicznych, odpornych na zużycie zalicza się m.in. ostrza narzędzi do obróbki skrawaniem. W pobliżu ostrza narzędzia podczas skrawania powstają w materiale obrabianym wysokie naprężenia ścinające, dlatego materiał, z którego wykonuje się ostrze, musi być bardzo odporny na odkształcenie plastyczne i charakteryzować się wysoką twardością. Podczas pracy ostrza narzędzia skrawającego występują gwałtowne zmiany temperatury, więc istotna jest także jego odporność na wstrząsy cieplne (ostrze powinno się charakteryzować wysokim przewodnictwem cieplnym oraz niskim współczynnikiem rozszerzalności cieplnej). Jest to istotne zwłaszcza w przypadku obróbki skrawaniem przewodzonej w sposób nieciągły, gdy dochodzi do przejściowego ochładzania się ostrza narzędzia skrawającego.

Mimo że ceramiczne materiały konstrukcyjne charakteryzują się bardzo dobrymi właściwościami użytkowymi (trwałością termiczną i chemiczną, małą gęstością, wysoką twardością, sztywnością, odpornością na zużycie i dobrą wytrzymałością mechaniczną), to jednak niezbyt wysoka niezawodność tych materiałów ogranicza ich zastosowanie w warunkach długotrwałych obciążeń i wstrząsów cieplnych. Ceramika wykazuje bowiem niską odporność na kruche pękanie i duży rozrzut właściwości mechanicznych, wyrażony małą wartością modułu Weibulla m [3]. Znacznie lepsze właściwości mają materiały o bardziej złożonej budowie – kompozyty. Do ich wytworzenia wykorzystuje się technikę dyspersji cząstek drugiej fazy o współczynniku rozszerzalności cieplnej znacznie różniącym się od współczynnika materiału osnowy.

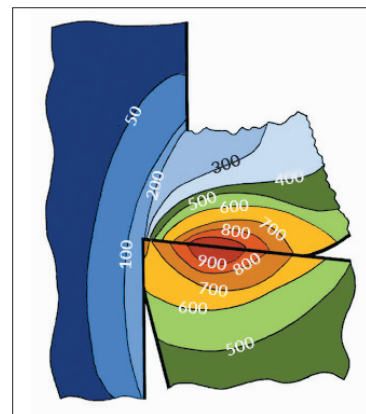
W wyniku modyfikacji mikrostruktury ceramiki, przez wprowadzenie do niej drugiej fazy z tlenku glinu, zmieniają się właściwości użytkowe materiału (wytrzymałość mechaniczna czy odporność na nagłe zmiany temperatury). Na podstawie badań stwierdzono, że kompozyty ceramiczne, w których osnowa z tlenku glinu jest dyspersyjnie wzmocniana fazą ceramiczną w postaci TiC, TiN, ZrO₂, WC, NbC, Ti(C,N), SiC czy TiB₂, charakteryzują się wysoką twardością, odpornością na zużycie i obojętnością chemiczną oraz wykazują wyższą wytrzymałość mechaniczną i odporność na pękanie w porównaniu z tlenkiem glinu [4–6].

Niektórzy autorzy [7] uważają, że Ti(C,N) jest idealną fazą wzmocniającą osnowę z tlenku glinu, ponieważ jako roztwór stały TiC i TiN ma wysoką twardość i bardzo dobrą odporność na zużycie. Roztwór stały Ti(C,N) ma zarówno wysoką twardość charakterystyczną dla TiC, jak i wysoką ciągliwość porównywalną z TiN [8]. Dzięki swoim właściwościom kompozyty ceramiczne na osnowie z tlenku glinu mogą pracować w trudnych warunkach, typowych dla wielu technologii, np. obróbki skrawaniem. Materiały te mają bowiem zdolność zachowywania dobrych właściwości mechanicznych w wysokiej temperaturze, osiągającej w warunkach pracy narzędzia nawet 1173 K (rys. 2) [9].

Do wytworzenia ceramicznych kompozytów narzędziowych o ulepszonych właściwościach mechanicznych stosuje się różne technologie spiekania [10–12]:

- spiekanie bezciśnieniowe – PS (*pressureless*),
- prasowanie na gorąco – HP (*hot pressing*),
- prasowanie izostatyczne na gorąco – HIP (*hot isostatic pressing*),

Rys. 2. Rozkład temperatury na ostrzu narzędzia [9]



- spiekanie mikrofalowe – MW (*microwave*),
 - spiekanie reakcyjne – SPS (*spark plasma sintering*).
- Spiekanie bezciśnieniowe materiałów ceramicznych o wysokiej gęstości wymaga stosowania małej szybkości grzania, wysokiej temperatury spiekania i długiego czasu wytrzymania, co znacznie podwyższa koszty procesu. Dzięki metodzie reakcyjnej SPS, opartej na równoczesnym zastosowaniu ciśnienia oraz impulsów prądowych, uzyskuje się bardzo dobre własności mechaniczne kompozytów ceramicznych, a jednocześnie zapewnia energooszczędność procesu.

W artykule skoncentrowano się na porównaniu właściwości fizycznych i mechanicznych kompozytów ceramicznych Al₂O₃/Ti(C,N)/ZrO₂ spiekanych bezciśnieniowo (PS) i reakcyjnie (SPS). Zastosowano proszki mieszane o mikrometrycznej i nanometrycznej wielkości cząstek do wytworzenia kompozytów ceramicznych na osnowie z tlenku glinu, wzmocnianych Ti(C,N). Określono wpływ udziału proszków o nanometrycznych rozmiarach cząstek na wybrane właściwości fizyczne i mechaniczne, decydujące o przydatności materiału ceramicznego na narzędzia skrawające.

Z dotychczasowych badań wynika, że wprowadzenie faz węglkowych o wielkościach nanometrycznych do materiałów narzędziowych na bazie tlenku glinu nie powoduje podwyższenia odporności na kruche pękanie w temperaturze pokojowej [13]. Zazwyczaj jako podstawowe kryterium oceny kruchości przyjmuje się odporność na pękanie K_{IC} , wyznaczoną dla temperatury otoczenia. Pomiary w temperaturze zbliżonej do osiąganego podczas pracy narzędzia wykonuje się sporadycznie, ze względu na konieczność stosowania specjalistycznej aparatury i pracochłonność pomiarów. Znajomość odporności na pękanie kompozytów ceramicznych w podwyższonej temperaturze, typowej dla warunków pracy narzędzia, pozwoli na bardziej precyzyjny dobór zakresu ich zastosowania.

Materiały i metodyka badań

Do wytworzenia kompozytów ceramicznych zastosowano proszki o zawartości 99,8% masy α -Al₂O₃, o wielkości cząstek poniżej 0,5 μ m, z gatunku A16SG, produkcji ALCOA (USA), oraz o nanometrycznych rozmiarach cząstek 40 nm, występujących w postaci aglomeratów ok. 150 nm i czystości 99,8%, produkcji Inframat Advanced Materials (USA). Węglikoazotek tytanu Ti(C,N) 30/70, produkcji H.C. Starck (Niemcy), w postaci proszku o mikrometrycznych i nanometrycznych rozmiarach cząstek ok. 40 nm, produkcji Neomat (Litwa), stanowił dodatek do bazowego proszku tlenku glinu. Proszek ZrO₂⁽ⁱ⁾ w odmianie jednoskośnej o rozmiarach mikrometrycznych, produkcji firmy Fluka (Szwajcaria), oraz o rozmiarach

nanometrycznych 30÷60 nm, produkcji Inframet Advanced Materials (USA), dodano do mieszanki proszków bazowych. Aby zapobiec rozrostowi ziarna tlenku glinu podczas spiekania, zastosowano niewielkie ilości proszku tlenku magnezu MgO o czystości 99,5%, produkcji Inframet Advanced Materials (USA). Mieszanki wykonano na bazie proszków (Al₂O₃+MgO) w ilości 68% masy, z dodatkami węglikoazotku tytanu w ilości 30% masy i tlenku cyrkonu w ilości 2% masy. Wyjściowe składy ilościowe i fazowe poszczególnych kompozytów zawarto w tabl. 1.

TABLICA 1. Wyjściowe składy ilościowe i fazowe badanych kompozytów

Próbki	Skład fazowy mieszanki, % masy						Udział nanoproszków, %
	Al ₂ O ₃ +MgO		Ti(C,N)		ZrO ₂ ^(m)		
	µm	nm	µm	nm	µm	nm	
C1/C4	68	–	30	–	2	–	0
C2	58	10	25	5	–	2	17
C3	34	34	30	–	–	2	36

Kompozyty ceramiczne na osnowie z tlenku glinu Al₂O₃/Ti(C,N) z dodatkiem ZrO₂, o zróżnicowanej wielkości proszków wyjściowych, spiekano w próżni w tych samych warunkach. Kompozyt bazujący na proszkach o wielkości mikrometrycznej oznaczono symbolem C1, a kompozyty bazujące na proszkach mieszanych o rozmiarach mikrometrycznych i nanometrycznych w ilościach 17 i 36% masy – symbolami C2 i C3 (tabl. 1). Próbkę wykonaną z mieszanki proszków o rozmiarach mikrometrycznych i składzie takim samym jak próbka C1 spiekano metodą SPS i oznaczono symbolem C4. Próbki o wymiarach 5,5 mm × 3,0 mm × 35,0 mm formowano wstępnie w matrycach stalowych pod ciśnieniem 100 MPa, a następnie dogęszczano izostatycznie pod ciśnieniem 200 MPa. Wypraski spiekano przez godzinę w piecu HTK8 G22 GERO w próżni, do temperatury 1973 K. Próbki bazujące na proszkach o wielkości mikrometrycznej (C4) poddano spiekaniu metodą SPS z wykorzystaniem impulsów prądowych i urządzenia FCT HP D5. Próbki przez 10 minut spiekano w argonie, pod ciśnieniem 35 MPa i w temperaturze 1923 K. Badania obejmowały:

- wyznaczenie gęstości metodą nasycania w próżni – zgodnie z normą PN-EN 623-2-2001 [14],
- pomiar twardości Vickersa przy obciążeniu 294,3 N za pomocą multitwardościomierza cyfrowego FLC-50V firmy Future-Tech Corp.,
- pomiar modułu Younga na podstawie prędkości rozchodzenia się fali poprzecznej i podłużnej, z wykorzystaniem defektoskopu ultradźwiękowego EPOCH III firmy Panamatrix, wyposażonego w głowice szerokopasmowe emitujące fale podłużne i poprzeczne.

Pomiary prędkości rozchodzenia się podłużnych fal ultradźwiękowych wykonano w dowolnych kierunkach. Moduł Younga wyznaczono według wzoru:

$$E = \rho C_T^2 \frac{3C_L^2 - 4C_T^2}{C_L^2 - C_T^2} \quad (1)$$

gdzie: E – moduł Younga, ρ – gęstość pozorna, C_L – prędkość fali podłużnej, C_T – prędkość fali poprzecznej.

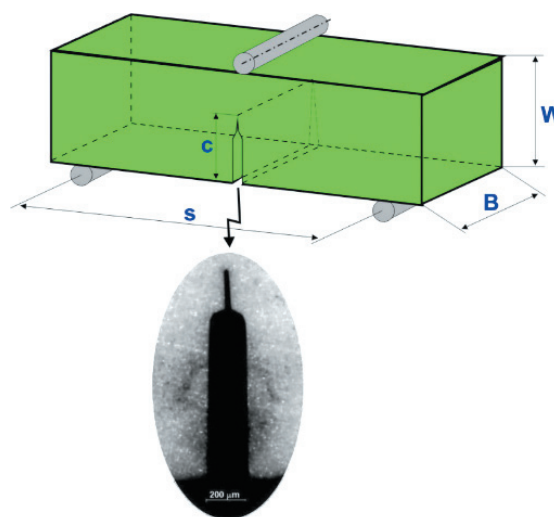
Odporność na zużycie ściernie wyznaczono według własnej metodyki, opartej na pomiarze prędkości ubytku masy próbki podczas jej ścierania na obracającej się tarczy z nasypem z SiC80. Zastosowano próbki o wymiarach 4,8 mm × 4,8 mm × 13 mm, które pod stałym obciążeniem 29,4 N przesuwali się spiralnie po tarczy. Czas trwania próby wynosił 1/60 h, co odpowiada 30 obrotom tarczy.

Droga ścierania wynosiła 10,3 m. Prędkość ubytku masy V_n wyznaczono według wzoru:

$$V_n = \frac{1000 \cdot \Delta m}{\rho_p \cdot F \cdot T} \quad \mu\text{m/h} \quad (2)$$

gdzie: ρ_p – gęstość pozorna próbki w g/cm³, T – czas pracy próbki w h, F – powierzchnia kontaktu próbki w mm², Δm – bezwzględne wagowe zużycie próbki w mg przy stałych parametrach.

Odporność na pękanie K_{IC} wyznaczono z próby trójpunktowego statycznego zginania próbek typu SENB, z karbem naciętym w sposób mechaniczny za pomocą pił z nasypem diamentowym. W połowie długości próbek w kształcie belek o wymiarach 1,5 mm × 4,0 mm × 30,0 mm nacinano karby piłą z nasypem diamentowym o grubości 200 µm na głębokość 900 µm. Na dnie karbu wykonano nacięcie piłą o grubości 25 µm na głębokość 200 µm. Uzyskane w ten sposób karby charakteryzowały się ostrym zakończaniem, które inicjowało pęknięcie. Kształt próbki typu SENB zastosowanej do wyznaczenia odporności na pękanie przedstawiono na rys. 3.



Rys. 3. Kształt próbki typu SENB zastosowanej do wyznaczenia odporności na pękanie metodą konwencjonalną

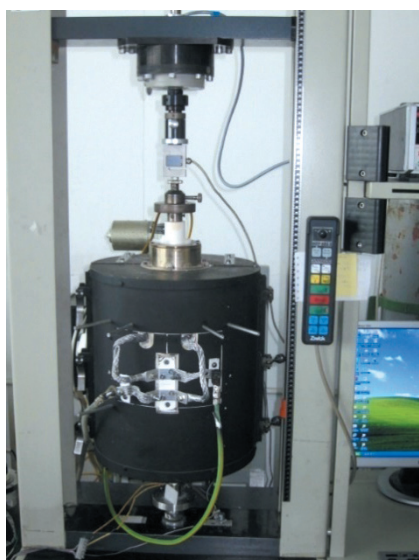
Do wyznaczenia odporności na pękanie zastosowano wzory [15, 16]:

$$K_{IC} = 1,5 \frac{P_c S}{W^2 B} Y_c^{1/2} \quad (3)$$

$$Y = \frac{\sqrt{\pi}}{(1-\alpha)^3} \left[0,3738\alpha + (1-\alpha) \sum_{i,j=0}^4 A_{ij} \alpha^i \left(\frac{W}{S} \right)^j \right] \quad (4)$$

gdzie: P_c – obciążenie, S – rozstaw podpór, W – szerokość próbki, B – grubość próbki, c – głębokość karbu, $\alpha = c/W$, A_{ij} – współczynniki podane przez Fetta [16].

Pomiary odporności na pękanie przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej ZWICK 1446 z głowicą 1 kN. Stosowano zginanie trójpunktowe (3PB) próbek, przy prędkości odkształcania 1 mm/min. Próby zginania próbek z karbem w podwyższonej temperaturze 873 K i 1073 K wykonano w Instytucie Technologii Materiałów Elektronicznych, na stanowisku zmontowanym w urządzeniu grzewczym umieszczonym na specjalnym wysięgniku w maszynie wytrzymałościowej (rys. 4).



Rys. 4. Stanowisko do pomiarów odporności na pękanie w podwyższonej temperaturze

Współczynnik tarcia wyznaczono za pomocą uniwersalnego testera mechanicznego typu UMT-2T w układzie Ball-On-Disc, z zastosowaniem kulek ze stali łożyskowej 100Cr6 o średnicy 3 mm. Mikrostrukturę próbek obserwowano na mikroskopie skaningowym produkcji japońskiej – JEOL JSM 6064. Identyfikację składu fazowego kompozytów na podstawie tlenku glinu wykonano z zastosowaniem dyfraktometru rentgenowskiego firmy PANalytical model Empyrean Series 2, wyposażonego w dwa detektory: paskowy PIXcel^{3D} i proporcjonalny ksenonowy.

Wyniki badań

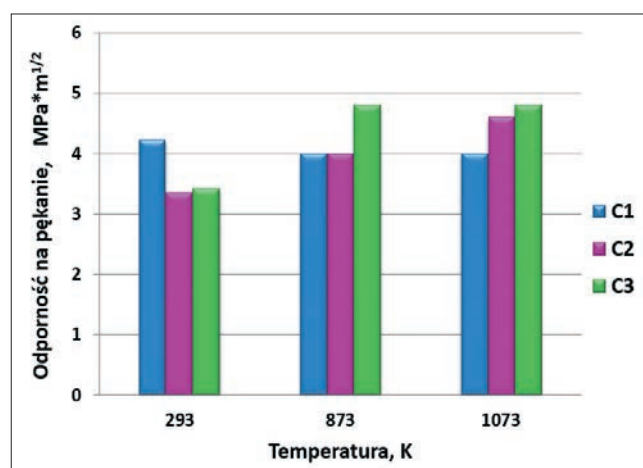
Wyniki uzyskane z pomiarów wybranych właściwości fizycznych i mechanicznych badanych kompozytów $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})/\text{ZrO}_2$ przedstawiono w tabl. II.

TABLICA II. Fizyczne i mechaniczne właściwości kompozytów $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})/\text{ZrO}_2$

Oznaczenie próbek	Gęstość ρ , g/cm^3	Twardość Vickersa HV30, GPa	Moduł Younga E , GPa	Odporność na pękanie K_{IC} w temperaturze 293 K, $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$	Prędkość ubytku masy $V_n \cdot 10^3$, $\mu\text{m}/\text{h}$
C1	4,18	17,5	385	4,22	4,9
C2	4,03	15,2	345	3,35	20,5
C3	3,90	12,4	310	3,43	41,5
C4	4,29	17,0	420	4,13	5,0

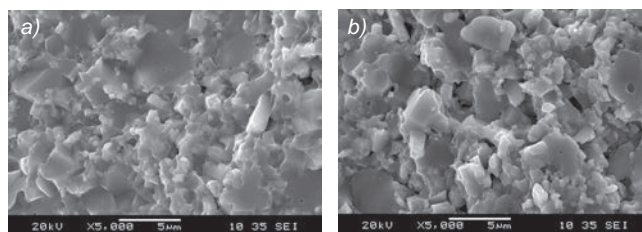
Wyniki uzyskane z pomiarów właściwości fizycznych i mechanicznych dla kompozytów typu $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})/\text{ZrO}_2$, bazujących na proszkach o rozmiarach mikrometrycznych C1 (spiekanych swobodnie) i C4 (spiekanych SPS) mają zbliżone wartości. Gęstość mieści się w zakresie od $4,18 \text{ g}/\text{cm}^3$ do $4,29 \text{ g}/\text{cm}^3$, twardość Vickersa – od 17,0 do 17,5 HV30, moduł Younga – od 385 GPa do 420 GPa, odporność na pękanie wyznaczona w temperaturze 293 K – od $4,13 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ do $4,22 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, a prędkość ubytku masy – od $4,9 \cdot 10^3$ do $5,0 \cdot 10^3 \mu\text{m}/\text{h}$. Udział proszków mieszanych o rozmiarach mikrometrycznych i nanometrycznych, oznaczonych symbolami C2 i C3, wpływa niekorzystnie na właściwości fizyczne i mechaniczne wyznaczone w temperaturze pokojowej.

Próbki te charakteryzują się niższymi własnościami fizycznymi i mechanicznymi w porównaniu do próbek bazujących na proszkach o rozmiarach mikrometrycznych. Różnice wartości dla twardości Vickersa, modułu Younga i odporności na pękanie wynoszą od 10% do 30%. Znaczny wzrost prędkość ubytku masy próbek bazujących na mieszanym udziale proszków nanometrycznych i mikrometrycznych wskazuje na ich niską odporność na zużycie. Natomiast wartości odporności na pękanie K_{IC} w zakresie temperatury od 873 K do 1273 K wzrastają o ok. 30% dla próbek oznaczonych symbolami C2 i C3, bazujących na proszkach mieszanych o rozmiarach nanometrycznych i mikrometrycznych (rys. 5). Takich zależności nie obserwuje się dla próbek wykonanych z proszków o rozmiarach mikrometrycznych, oznaczonych symbolami C1 i C4. Wartość współczynnika tarcia dla próbek bazujących na proszkach o rozmiarach mikrometrycznych, oznaczonych symbolem C4, wynosi 0,31 i wzrasta do wartości 0,45 dla próbek bazujących na proszkach mieszanych o rozmiarach nanometrycznych i mikrometrycznych, oznaczonych symbolem C2.



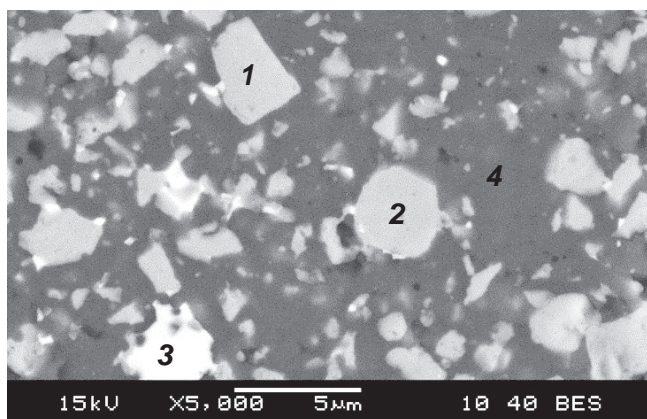
Rys. 5. Odporność na pękanie kompozytów na podstawie tlenku glinu w temperaturze pokojowej i temperaturze podwyższonej

Obserwacje mikrostruktury przełomów kompozytów typu $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})/\text{ZrO}_2$ bazujących na proszkach o rozmiarach mikrometrycznych (C1) i mieszanych – mikrometrycznych i nanometrycznych (C3) – przedstawiono na rys. 6.



Rys. 6. Mikrostruktura przełomów badanych kompozytów dla próbek bazujących na proszkach: a) o rozmiarach mikrometrycznych (C1), b) mieszanych – mikrometrycznych i nanometrycznych (C3)

Przełomy w badanych kompozytach mają charakter mieszany – zarówno transkystaliczny, jak i międzykystaliczny. Na podstawie obserwacji mikrostruktury kompozytów ceramicznych $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})/\text{ZrO}_2$, punktowej analizy składu chemicznego (EDS) i ilościowej analizy procentowego udziału pierwiastków w badanych mikroobszarach stwierdzono obecność faz: TiC, TiN, ZrO_2 i Al_2O_3 (rys. 7).

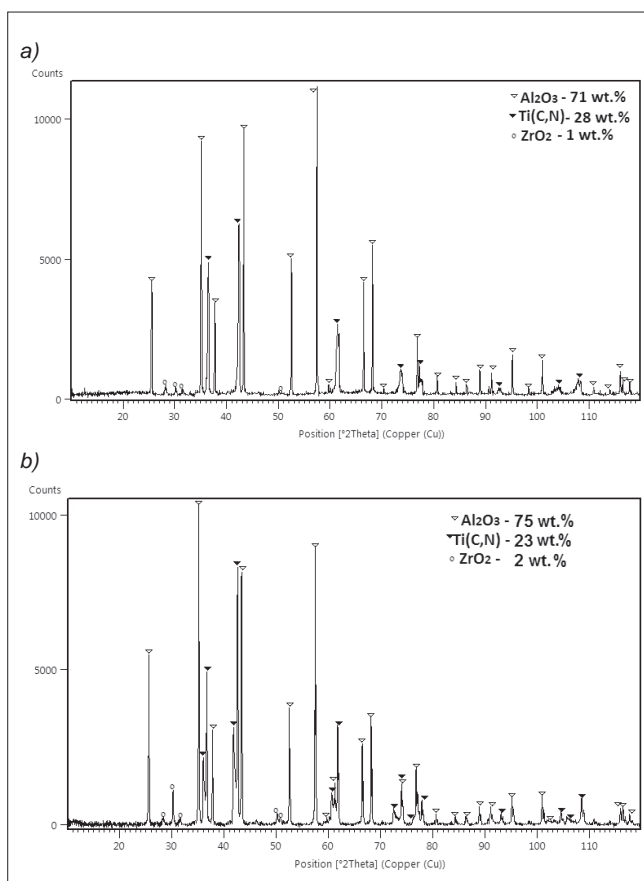


Rys. 7. Mikrostruktura kompozytu $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})/\text{ZrO}_2$ (próbka C4): 1 – TiC, 2 – TiN, 3 – ZrO_2 , 4 – Al_2O_3

Dyfrakcja rentgenowska kompozytów $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})/\text{ZrO}_2$ ujawniła występowanie (rys. 8):

- tlenku glinu w zakresie od 71 do 75% masy,
- $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ w zakresie od 23 do 28% masy,
- ZrO_2 w ilości od 1 do 2% masy.

Dyfraktogram rentgenowski kompozytu $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})/\text{ZrO}_2$ z zaznaczonymi zidentyfikowanymi fazami dla próbek C1 i C4 przedstawiono na rys. 8.



Rys. 8. Dyfraktogram rentgenowski z zaznaczonymi zidentyfikowanymi fazami kompozytu $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})/\text{ZrO}_2$ dla próbek bazujących na proszkach o rozmiarach mikrometrycznych, spiekanych: a) bezciśnieniowo PS (C1), b) reakcyjnie SPS (C4)

Na podstawie analizy wyników badań stwierdzono, że znaczny udział proszków nanometrycznych w ilości do 36% (głównie Al_2O_3), wprowadzonych do mieszanek o składzie $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Ti}(\text{C},\text{N})\text{--ZrO}_2$, jest niekorzystny, ponieważ powoduje obniżenie właściwości fizycznych i mechanicznych spieków. Dla celów porównawczych przy spiekaniu kompozytów $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})/\text{ZrO}_2$ zastosowano te

same parametry. Obecnie prowadzone są prace nad wyznaczeniem zależności właściwości kompozytów od ilości i składu fazowego proszków o nanometrycznych rozmiarach cząstek za pomocą nowoczesnych metod spiekania, z wykorzystaniem ciśnienia.

Podsumowanie

Kompozyty $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})/\text{ZrO}_2$ na osnowie z tlenku glinu, o zawartości 30% masy $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ i 2% masy ZrO_2 , bazujące na proszkach o mikrometrycznych rozmiarach cząstek, spiekane bezciśnieniowo (PS) i reakcyjnie (SPS), charakteryzują się najwyższymi i zbliżonymi właściwościami fizycznymi oraz mechanicznymi. Udział proszków o mieszanych rozmiarach cząstek (nanometrycznych i mikrometrycznych), wprowadzonych w ilości od 17 do 36% do mieszanek o składzie $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Ti}(\text{C},\text{N})\text{--ZrO}_2$, wpływa niekorzystnie na ich właściwości fizyczne i mechaniczne (obniża je o 10÷30%). Znaczny wzrost prędkości ubytku masy tych próbek wskazuje na ich niską odporność na zużycie. Natomiast wartość odporności na pęknięcie w zakresie temperatury 873÷1273 K wzrasta o ok. 30% w przypadku próbek bazujących na proszkach mieszanych o nanometrycznych i mikrometrycznych rozmiarach cząstek.

Praca finansowana w ramach projektu NCN (UMO-2016/21/B/ST8/01027) 2017–2020.

LITERATURA

1. N.N. Cutting Tools. New York: Dedalus Consulting, 2014, www.edalusconsulting.com.
2. Bobzin K. "High-performance coatings for cutting tools". *CIRP J. Manuf. Sci. and Tech.* 18 (2017): s. 1–9.
3. Pampuch R. „Kompozyty ceramiczne”. *Kompozyty (Composites)*. 2 (2002): s. 3–16.
4. Yin Z., Huanda Ch., Zoua B., Liua H., Zhua H., Wang J. "Preparation and characterization of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ micro-nano-ceramic tool materials". *Ceramics International*. 39, 4 (2013): s. 4253–4262.
5. Acchar W., Cairob C.A. "The influence of (Ti,W) C and NbC on the mechanical behavior of alumina". *Materials Research*. 9, 2 (2006): s. 171–176.
6. Song S.-X., Ai X., Zhao J., Huang Ch.-Z. " $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C}_{0.3}\text{N}_{0.7})$ cutting tool material". *Materials Science Engineering. A-Structure*. 356 (2002): s. 43–47.
7. Wu F., Chen T., Wang H., Liu D. "Effect of Mo on microstructures and wear properties of in situ synthesized $\text{Ti}(\text{C},\text{N})/\text{Ni}$ -based composite coatings by laser cladding". *Materials*. 10, 9 (2017): s. 1–12.
8. Peng Y., Miao H.Z., Peng Z.J. "Development of TiCN-based cermets: mechanical properties and wear mechanism". *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 39 (2013): s. 78–89.
9. Jemielniak K. „Obróbka skrawaniem”. Warszawa: Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, 1998.
10. Zengbin Y., Juntang Y., Zhenhua W., Hanpeng H., Yu Ch., Xiaoqi H. "Preparation and properties of an $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ micro-nano-composite ceramic tool material by microwave sintering". *Ceramics International*. 42 (2016): s. 4099–4106.
11. Xiong H., Zhi You Li., Gan X., Chai L. "Morphology evolution of TiC-based cermets via different sintering schedules". *Ceramics International*. 43 (2017): s. 5805–5812.
12. Zheng Y., Wang S., You M., Tan H., Xiong W. "Fabrication of nano-composite $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ -based cermet by spark plasma sintering". *Materials Chemistry and Physics*. 92 (2005): s. 64–70.
13. Szutkowska M., Smuk B., Boniecki M. "Titanium carbide reinforced composite tool ceramics based on alumina". *Advances in Science and Technology*. 65 (2010): s. 50–55.
14. PN-EN 623-2-2001. Techniczna ceramika zaawansowana. Ceramika monolityczna. Właściwości ogólne i strukturalne. Część 2: Oznaczenie gęstości i porowatości.
15. PN-EN ISO 15732:2005(U). Ceramika wysokiej jakości (ceramika zaawansowana, techniczna ceramika zaawansowana) – Metoda badania odporności na kruche pęknięcie ceramiki monolitycznej w temperaturze pokojowej metodą belki wstępnie pękniętej z jednej strony (SEPB).
16. Fett T., Munz D. "Subcritical crack growth of macrocracks in alumina with R-curve behavior". *Journal of American Ceramic Society*. 75, 4 (1992): s. 958–963.