

	<b>Organizatorzy:</b>  Politechnika Łódzka  Wydział Mechaniczny	<b>XXXVIII NAUKOWA SZKOŁA OBRÓBKİ ŚCIERNEJ</b> <b>Łódź - Uniejów</b> 09-11.09.2015	
	• Instytut Obrabiarek i Technologii Budowy Maszyn • Katedra Technologii Maszyn		

## Wpływ właściwości termicznych i mechanicznych spoiw szklanokrystalicznych na mechanizm zużycia ściernic z pcBN

The effect of thermal and mechanical properties of glass-crystalline binders on wear mechanism of pcBN grinding wheels

DANIELA HERMAN  
TOMASZ POBOL  
WIESŁAW WALKOWIAK \*

DOI: 10.17814/mechanik.2015.8-9.356

Zbadano wpływ przewodnictwa cieplnego, współczynnika rozszerzalności cieplnej i współczynnika odporności na kruche pękanie spoiw szklanokrystalicznych na przebieg zużycia ściernic z polikrystalicznego cBN w procesie szlifowania stali 100Cr6. Zastosowanie spoiwa szklanokrystalicznego o wyższym współczynniku odporności na kruche pękanie, zawierającego fazę krystaliczną o wysokim przewodnictwie cieplnym powoduje, że przebieg procesu ścierania może odbywać się przy określonych warunkach, bez zużycia adhezyjnego, a prawie wyłącznie według mechanizmu polegającego na pękaniu międzyziarnowym i mikroodpryskiwaniu spoiwa i ziarna ściernego.

**SŁOWA KLUCZOWE:** mikrokrystaliczny cBN, spoiwo szklano krystaliczne, zużycie

*The effects of the thermal conduction, the thermal expansion coefficient and the fracture toughness coefficient of glass-crystalline binders on wear of grinding wheels made of polycrystalline cBN in the process of grinding 100Cr6 steel were tested. The application of the glass crystalline binder with a higher fracture toughness coefficient, containing the crystalline phase with high thermal conductivity causes the process of wear may take place, under certain conditions, without adhesive wear, and almost exclusively with a mechanism involving the intercrystalline cracking and micro-chipping of the binder and abrasive grains.*

**KEYWORDS:** microcrystalline cBN, glass-crystalline binder, wear of grinding wheels

### Wprowadzenie

W analizie mechanizmów składających się na proces zużycia się narzędzi ściernych, tj. zużycia ściernego, pęknięcia mostków spoiwa, pęknięcia ziaren ściernych pod wpływem obciążeń mechanicznych i szoków termicznych, odrywania się ziaren ściernych spowodowane pękaniem na granicy ziarno ściernie-spoivo [4], coraz wyraźniej podkreśla się znaczenie właściwości spoiw. Właściwości takie jak przewodnictwo cieplne, oraz te, które głównie są związane z czynnikami mikrostrukturalnymi, takimi jak odporność na kruche pękanie i naprężeniami termicznymi (resztkowymi) mają istotny wpływ na dominujący mechanizm zużycia ściernic. Jednym z nich jest mechanizm związany z niekorzystnym zjawiskiem tworzenia się płaszczczyzn zużycia ziarn ściernych, będących m.in. skutkiem niskiej zdolności do odprowadzania ciepła ze strefy skrawania, zarówno przez ziarno jak i spoiwo. Analiza termiczna procesu szlifowania jest przedmiotem badań naukowych na całym świecie [1, 11], a ocena właściwości eksploatacyjnych ściernic z zianami z mikrokrystalicznego cBN, dotyczy głównie zużycia ziarn ściernych [2]. Wnioski płynące z tych prac sugerują potrzebę głębszej analizy problemu, uwzględniającą wpływ na proces szlifowania także właściwości termicznych spoiw. W niniejszym artykule przeanalizowano wstępnie zagadnienie zużycia ściernic z pcBN w kontekście wybranych właściwości termicznych i mechanicznych dwóch różnych typów spoiw szklanokrystalicznych.

### Metodyka eksperymentu

\*dr hab. inż. Daniela Herman (daniela.herman@tu.koszalin.pl)  
mgr inż. Tomasz Pobol (tomasz.pobol@gmail.com)  
dr inż. Wiesław Walkowiak (wieslaw.walkowiak@tu.koszalin.pl)

Tab. 1. Fizyko-mechaniczne właściwości materiałów zastosowanych do wytworzenia ściernic

Składniki masy ścierniej	Rodzaj fazy krystalicznej	Udział fazy krystalicznej, %	Twardość w skali Mohsa	$K_{Ic}$ MPa·m <sup>1/2</sup>	Współczynnik rozszerzalności termicznej $\alpha \cdot 10^{-7} \cdot K^{-1}$			Współczynnik przewodnictwa cieplnego $\lambda \cdot W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	
					spoiwo	faza krystaliczna	faza amorficzna	spoiwo	faza krystaliczna
pcBN 550	regularny azotek boru	-	9,5	6-9	-	48 [8]	-	-	1300 [8]
99A	korund	-	9	2,5	-	86 [3]	-	-	40 [12]
Spoiwo szklano-krystaliczne VA	gahnit	40,65	7,5-8,0	1,72	48,1	87-99 [9]	40,2	3,36	20-25 [7]
Spoiwo szklano-krystaliczne VB	diopsyd	29,02	5,5-6,5	1,15	68,5	92,6 [10]	30,4	2,32	3,1[5]

Przedmiotem badań były ściernice z polikrystalicznego ziarna ściernego cBN 550 B126 120/140 firmy GE Superabrasives, wykonane z udziałem dwóch rodzajów spoiw szklano-krystalicznych (VA i VB) opracowanych w Zakładzie Podstaw Nauki o Materiałach i Ceramiki Technicznej Politechniki Koszalińskiej do łączenia tego typu ziarn ściernych. Jako wypełniacz zastosowano ziarno elektrokorundowe 99A 100 firmy Norton. Podstawowe właściwości wymienionych składników zamieszczono w tabeli 1.

Z materiałów zamieszczonych w tabeli 1 wykonano ściernice o następujących charakterystykach:

1. T1 25×10×10 cBN550 B126 C100 Q6 VA (oznaczona dalej jako A),
2. T1 25×10×10 cBN550 B126 C100 Q6 VB (oznaczona dalej jako B).

Ściernice poddano obróbce termicznej w piecu komorowym PK – 4/1700 (Kanthal Super 1800 4/9) wyprodukowanym przez Przemysłowy Instytut Elektroniki, przy następujących parametrach:

1. Ściernica typu A : 980°C/2h;
2. Ściernica typu B: 920°C/2h.

Temperaturę obróbki termicznej ustalono na podstawie wartości kąta zwilżania określonego w mikroskopie wysokotemperaturowym firmy Leitz w zakresie temperatur od 20 do 1100°C. Obserwacje powierzchni roboczej ściernic dokonano w mikroskopie skaningowym JEOL JSM-5500 LY Japonia. Dyfuzyjność termiczną badanych próbek wyznaczono z wykorzystaniem aparatury firmy Netzach model 427 z laserowym pobudzeniem temperaturowym, umożliwiającym pomiar dyfuzyjności termicznej w zakresie temperatur od 20°C do 2000°C.

Próby szlifowania wzdłużnego przeprowadzono na szlifierce uniwersalnej RUP 28P przy następujących parametrach szlifowania:

- głębokość szlifowania  $a_e = 1$  mm,
- prędkość liniowa ściernicy  $v_s = 30$  m/s,

- prędkość obrotowa ściernicy  $n_s = 22\ 918$  min<sup>-1</sup>,
- prędkość liniowa materiału obrabianego  $v_w = 0,5$  m/s,
- prędkość obrotowa materiału obrabianego  $n_w = 227$  min<sup>-1</sup>,
- prędkość posuwu promieniowego  $v_{fr} = 0,1$  mm/min,
- prędkość posuwu osiowego  $v_{fo} = 40$  mm/s.

Szlifowano powierzchnie wewnętrzne pierścieni łożysk tocznych wykonane ze stali 100Cr6 o twardości 63±2 HRC. Pierścienie o długości 18 mm i średnicy wewnętrznej 42,5 mm mocowano w czteroszczękowym uchwycie szlifierki za pomocą tulei samocentrującej. Każdorazowo po zamocowaniu pierścienia dokonywano wyrównania jego powierzchni wewnętrznej w zabiegu szlifowania wstępnego z użyciem ściernicy na bazie elektrokorundu chromowego. Każdą ze ściernic przed szlifowaniem obciążano za pomocą jednoziarnistego obciążacza diamentowego.

Badania polegały na szlifowaniu ściernicami A i B do momentu, w którym zalepiona powierzchnia ściernicy nie mogła dalsze szlifowanie, lub do chwili przeszlifowania 30 pierścieni. Jako ciecz chłodząco-smarującą używano oleju Castrol Syntilo RH przeznaczonego do pracy z narzędziami na bazie cBN. Po każdym przeszlifowanym pierścieniu dokonywano pomiaru średnicy ściernicy za pomocą śruby mikrometrycznej.

Na podstawie uzyskanych wyników wyznaczono zużycie objętościowe ściernicy  $V_s$  [mm<sup>3</sup>] oraz wskaźnik szlifowania  $G = V_m/V_s$  (gdzie  $V_m$  – objętościowy ubytek materiału obrabianego). Uzyskane wyniki zestawiono w tabeli 2.

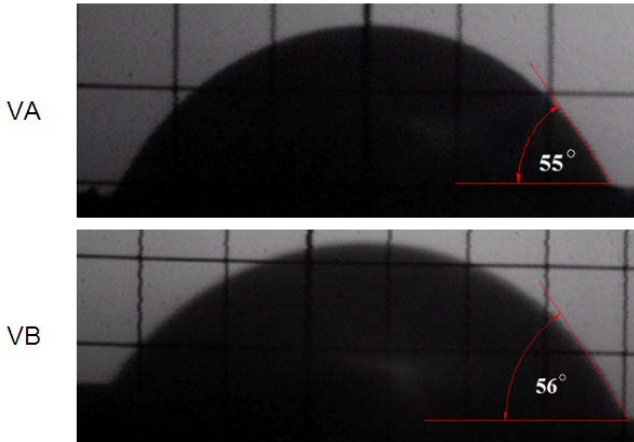
### Dyskusja wyników badań

Uzyskanie prawidłowo ukształtowanej struktury ściernicy ceramicznej jest uwarunkowane wytworzeniem ciągłego systemu mostków wiążących ziarna ściernic. Wytypowane spoiwa: VA z układu ZnO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> oraz VB z układu CaO-MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> dobrze zwilżają mieszanek cBN 550 B126 99A C100 (rys.1).

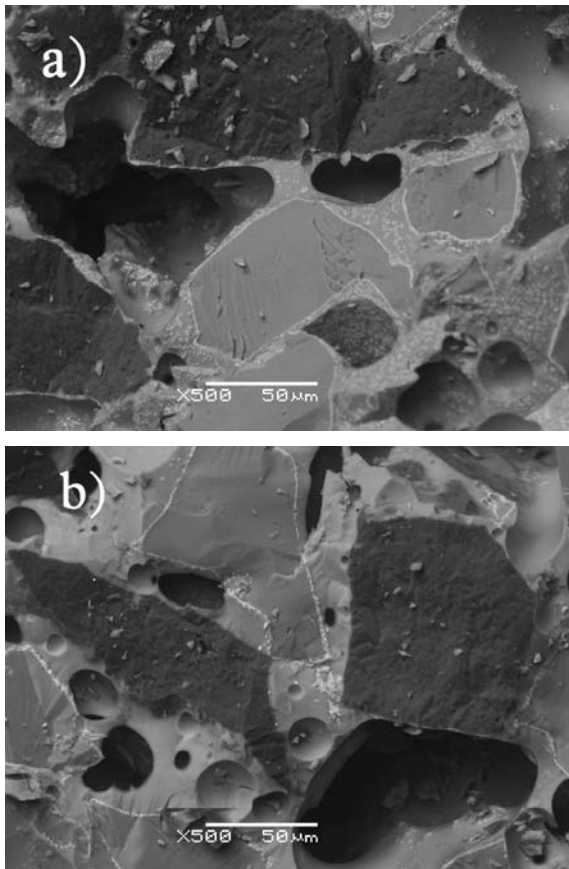
Tab. 2. Zestawienie wybranych wskaźników zużycia ściernic typu A i Typu B.

Lp.	Wskaźnik	Ściernica A				Ściernica B		
		Liczba przeszlifowanych otworów						
		1	7	16	30	1	7	16
1	$V_m$ [mm <sup>3</sup> ]	1187,5	8312,5	19000	249375	1187,5	8312,5	19000
2	$V_s$ [mm <sup>3</sup> ]	1,92	7,68	15,36	24,94	5,76	19,19	45,99
3	G	618,2	1082,2	1237,3	1428,4	206,1	433,1	413,1
4	$t_{sz}$ [s]	375	2580	5843	10949	382	2584	5493

Zbliżone wartości kąta zwilżania zawierające się w przedziale 30-60° umożliwiają tworzenia się prawidłowych mostków w strukturach ściernic związanych tymi spoiwami (rys. 2), w których powstaje charakterystyczna dla danego typu spoiwa mikrostruktura szklanokrystaliczna (rys.3).

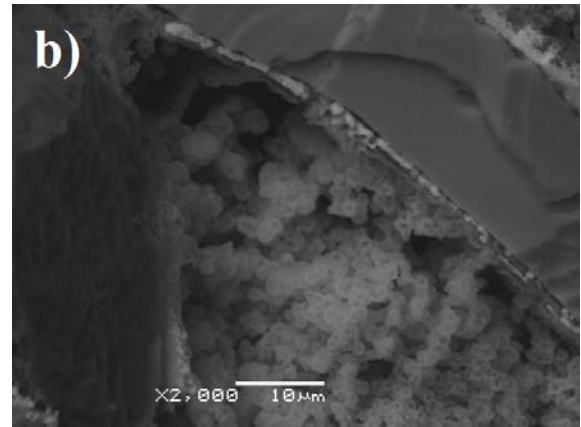
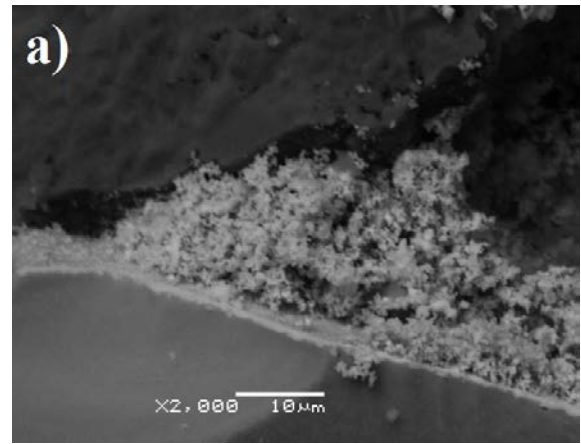


Rys. 1. Zmiana konturów spoiw szklanokrystalicznych na podłożu cBN550 99A

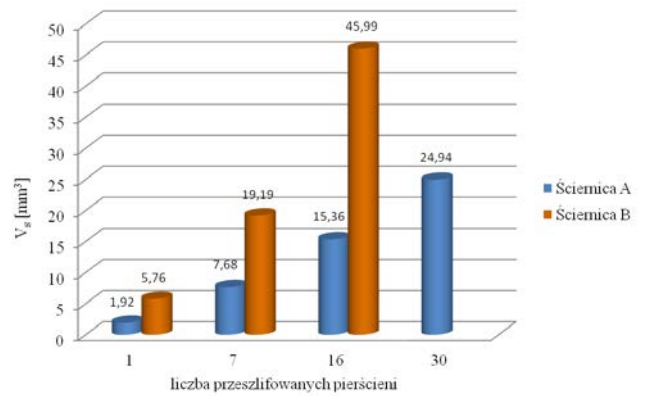


Rys. 2. Nietrawiona struktura ściernic przedstawiająca mostki wiążące w ściernicy: a) typu A, b) typu B

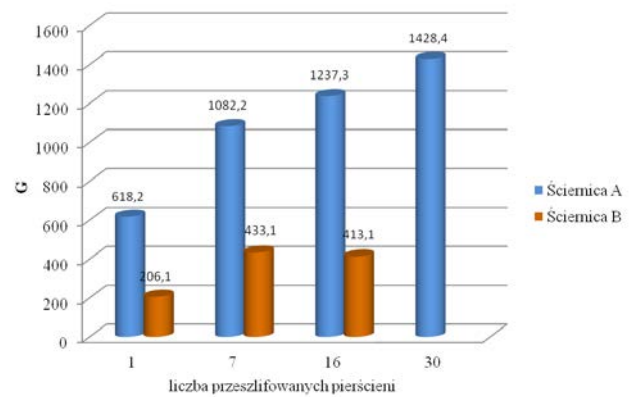
Średni rozmiar kryształków faz krystalicznych i ich twardość mają wpływ na stopień zużycia ściernic. Ściernica typu A, ze spoiwem szklano krystalicznym z fazą gahnitu charakteryzuje się dużo niższym ubytkiem objętościowym niżeli ściernica typu B, ze spoiwem szklano krystalicznym z diopsydową fazą krystaliczną. Po przeszlifowaniu szesnastu pierścieni ubytek objętościowy ściernicy typu A jest niemal trzykrotnie mniejszy niż ściernicy typu B (rys.4), co istotnie wpływa na wartość wskaźnika G (rys.5).



Rys.3. Mikrostruktura mostków wiążących w ściernicy VA (a) i w ściernicy VB ( b)

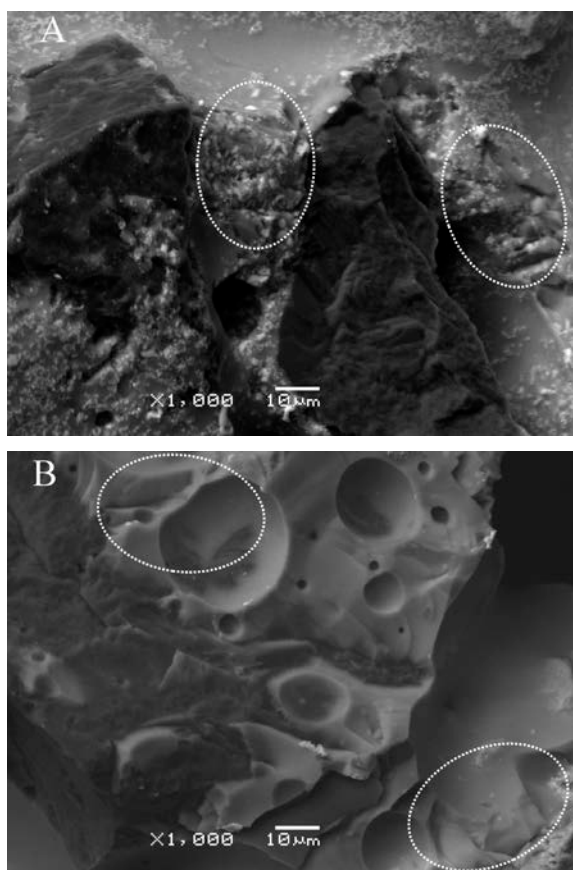


Rys. 4. Zestawienie zużycia objętościowego ściernic



Rys. 5. Zestawienie wskaźników szlifowania G

W przypadku szlifowania ściernicą A obserwuje się ciągły wzrost wskaźnika G, co jest przejawem równomiernego zużywania się zarówno spoiwa szklanokrystalicznego z drobnodispersyjnie rozmieszczoną fazą gahnitową jak i submikrokrystalicznego ziarna ściernego. Bardzo zbliżony sposób wykruszania się spoiwa i ziarna pcBN w tej ściernicy generuje mocno rozwiniętą powierzchnię obu składników (rys.6A) co sugeruje, że spoiwo szklanokrystaliczne z fazą gahnitową o średnim rozmiarze kryształów poniżej 1µm i wyższym współczynnikiem odporności na kruche pękanie ( $K_{Ic} = 1,72 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  wobec  $K_{Ic} = 1,15 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  dla spoiwa VB) istotnie wpływa na proces samoostrzenia się roboczej powierzchni ściernicy. Spinelowa faza krystaliczna o wyższej twardości niż osnowa szklista, skutecznie przyczynia się do dyssypacji energii pęknięć, jakie rozprzestrzeniają się w wyniku sił powstających podczas szlifowania.



Rys. 6. Powierzchnia czynna ściernic po procesie szlifowania ściernicą A i ściernicą B z zaznaczonymi, przykładowymi obszarami skali mikrowykruszeń

W przypadku ściernicy typu B nie obserwuje się tak istotnych zmian, a wskaźnik szlifowania przy szesnastym pierścieniu nieznacznie maleje na skutek szybszego zużywania się ściernicy, będącego konsekwencją wykruszania się większych fragmentów spoiwa oraz ziarna ściernego (rys. 6B) Przyczyną takiego zjawiska jest dużo większa zawartość fazy szklistej w tym spoiwie (tab.1) oraz większym średnim rozmiarem kryształów fazy krystalicznej (rys. 3b) w porównaniu do spoiwa VA. Istotnym jest również fakt, że obecną w spoiwie VB fazą krystaliczną jest diopsyd należący do grupy krzemianów łańcuchowych o stosunkowo niewielkiej twardości (5,5-6,5 w skali Mohsa), w porównaniu do gahnitu (7,5-8). Zaobserwowano również mniejsze rozwinięcie powierzchni co dodatkowo potwierdza dużo większe fragmenty jakie wykruszały się podczas szlifowania tą ściernicą.

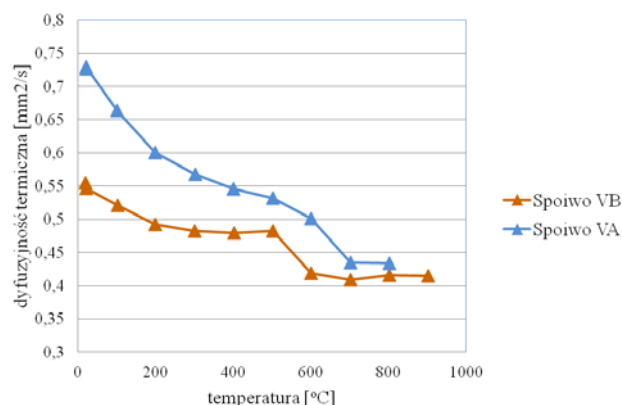
Niezwykle istotnym z punktu widzenia zdolności do inicjowania pęknięć jest rozkład naprężeń w ściernicy, będący konsekwencją nieprawidłowego dopasowania współczynników rozszerzalności liniowej  $\alpha$  ziarna i spoiwa oraz osnowy szklistej i faz krystalicznych w spoiwie szklanokrystalicznym. Współczynnik rozszerzalności objętościowej pozostałości szklistej obliczono wykorzystując zależność Winkelmann'a i Scotta[13]:

$$3\alpha = \sum a_i \alpha_i \quad (1)$$

gdzie:  $\alpha$  - współczynnik rozszerzalności objętościowej,  $\alpha_i$  - współczynnik rozszerzalności objętościowej i-tego składnika.

Współczynnik rozszerzalności termicznej spoiwa VB ( $68,5 \cdot 10^{-7} \text{ K}^{-1}$ ) jest wyższy od współczynnika rozszerzalności termicznej pcBN ( $48 \cdot 10^{-7} \text{ K}^{-1}$ ), w związku z czym, występują tu mniej korzystne z punktu widzenia właściwości mechanicznych, naprężenia rozciągające w spoiwie. Naprężenia te mogą być przyczyną powstawania mikropęknięć powodujących obniżenie energii pęknięcia materiału szklanokrystalicznego, prowadząc do jego szybszej dekohezji, o czym świadczy szybsze zużywanie się ściernicy, w porównaniu do ściernicy VA (rys.3). Natomiast wartości współczynników rozszerzalności liniowej faz krystalicznych oraz osnowy amorficznej dla spoiw VA i VB, są niższe od współczynników  $\alpha$  dla poszczególnych faz krystalicznych, tj. zarówno dla gahnitu jak i diopsydu, co sugeruje występowanie korzystnych naprężeń ściskających pomiędzy krystalitami a osnową. O wyższej skali mikrowykruszeń w spoiwie VB, decyduje zatem głównie większy udział pozostałości amorficznej tj. ok.71%, w porównaniu do zawartości tej fazy w spoiwie VA ok. 60%.

Większy udział osnowy amorficznej i rodzaj fazy krystalicznej w spoiwie typu VB ma też istotny wpływ na zjawiska energetyczne w strefie skrawania, powodujące szybszą utratę jej trwałości. Zdolność rozpatrywanego układu do odprowadzenia ciepła z miejsca obróbki zależy głównie od współczynników przewodnictwa cieplnego ziarna i spoiwa. Ponieważ do wykonania obu rodzajów ściernic użyto takiej samej mieszanki ziarna ściernego (cBN i 99A) można przyjąć, że jedynym czynnikiem wpływającym na zmianę szybkości odprowadzania ciepła jest spoiwo szklanokrystaliczne, a ściślej, rodzaj obecnych w nim faz krystalicznych, decydujących o zmianie przewodnictwa cieplnego struktury amorficznej. Potwierdzają to wyniki badań dyfuzyjności termicznej badanych spoiw VA i VB, które różnią się istotnie w zakresie temperatur od 20°C do ok. 700°C (rys.7).



Rys. 7. Dyfuzyjność termiczna badanych próbek

Spoiwo VA z udziałem fazy spinelowej, charakteryzuje się zdecydowanie większą dyfuzyjnością termiczną w tem-

peraturze do ok. 700°C, powyżej tej temperatury wartości dyfuzyjności termicznej są zbliżone, najprawdopodobniej ze względu na ustalającą się stałą wartość pojemności cieplnej  $C_p$  zgodnie z regułą Dulonga-Petita bliską 3R. Różnica dyfuzyjności termicznej spoiw VA i VB, jest efektem odmiennej budowy strukturalnej projektowanych tworzyw, których mikrostrukturę przedstawiono na rysunku 3.

Przewodzenie energii cieplnej ma odmienny charakter w obszarach o budowie amorficznej i krystalicznej. Biorąc pod uwagę, że proces przewodzenia energii cieplnej pod wpływem gradientu temperatury zależy od koncentracji energii przypadającej na jednostkę objętości, obecne w objętości fazy krystaliczne wywierają istotny wpływ na proces przewodnictwa energii cieplnej. Przewodnictwo cieplne materiałów ceramicznych jest zatem zależne m.in. od udziału fazy krystalicznej, jej koncentracji oraz przewodnictwa cieplnego poszczególnych elementów składowych. Tak więc całkowite przewodnictwo cieplne tworzywa szklano-krystalicznego, będzie zdeterminowane przede wszystkim przez gorszy przewodnik. Jeśli faza szklista posiada przewodnictwo cieplne  $\lambda_s$ , natomiast dyspersyjnie rozmieszczone fazy krystaliczne  $\lambda_k$ , wówczas całkowite przewodnictwo cieplne będzie opisane zależnością [6]:

$$\lambda_c = \lambda_s \frac{1 + 2x_k(1 - \lambda_s/\lambda_k)/(2\lambda_s/\lambda_k + 1)}{1 - x_k(1 - \lambda_s/\lambda_k)/(\lambda_s/\lambda_k + 1)} \quad (2)$$

gdzie:  $\lambda_c$ - przewodnictwo cieplne tworzywa szklano-krystalicznego,  $\lambda_s$ - przewodnictwo cieplne fazy szklistej,  $\lambda_k$ - przewodnictwo cieplne fazy krystalicznej,  $x_k$ - udział objętościowy fazy krystalicznej

W przypadku, gdy  $\lambda_s > \lambda_k$  całkowite przewodnictwo cieplne wynosi:

$$\lambda_c = [\lambda_s(1 - x_k)/(1 + x_k)] \quad (3)$$

Natomiast, gdy  $\lambda_s < \lambda_k$  wówczas całkowite przewodnictwo cieplne wynosi:

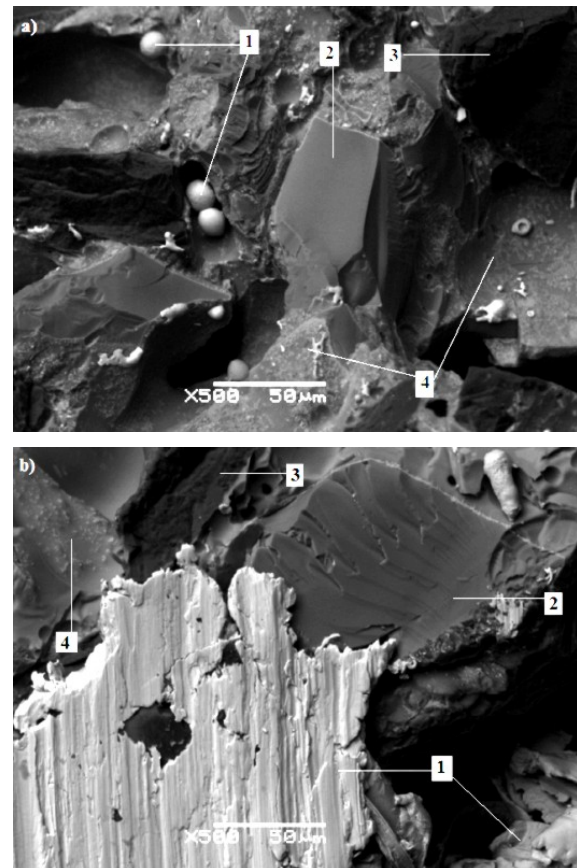
$$\lambda_c = [\lambda_s(1 + 2x_k)/(1 - x_k)] \quad (4)$$

Całkowite przewodnictwo cieplne  $\lambda_c$  obliczone na podstawie równania 2, wynosi dla próbki VB - 2,32 W/m·K, natomiast dla próbki VA - 3,36 W/m·K. Powszechnie stosowane spoiwa amorficzne, stosowane w materiałach kompozytowych i ceramicznych narzędziach ściernych charakteryzują się niższą wartością przewodnictwa cieplnego tj.  $\lambda \approx 1.04$  W/m·K. Można z dużym prawdopodobieństwem przypuszczać, że spoiwo VA z uwagi na około czterdziestoprocentową zawartość gahnitu ( $\lambda = 20-25$  W/m·K wobec 3,1 W/m·K dla diopsydu) lepiej odprowadza ciepło z miejsca obróbki, czego efektem mogą być sferyczne pozostałości materiału obrabianego w porach ściernicy widoczne na rysunku 8a.

### Podsumowanie

Dzięki submikrokrystalicznej strukturze spoiwa szklano-krystalicznego VA i wyższej jego przewodności cieplnej, proces szlifowania ściernicami z jego udziałem przebiega w warunkach dominującego mechanizmu mikrozużycia wytrzymałościowego. Na uwagę zasługuje, ważny w procesach szlifowania, fakt braku zwilżalności mostków tego spoiwa materiałem obrabianym. Utrzymywanie się materiału obrabianego w kształcie kulek, będącego skutkiem efektywniejszego odprowadzania ciepła ze strefy skrawania, istotnie wpływa na wyższą trwałość ściernicy, o czym świadczy,

w porównaniu do ściernicy VB, wysoki wskaźnik szlifowania G.



Rys. 8. Powierzchnia czynna ściernic po procesie szlifowania: a) ściernica A, b) ściernica B. 1 – pozostałości materiału obrabianego; 2 – ziarno 99A; 3- ziarno cBN; 4 – mostek wiążący. Powiększenie x500

### LITERATURA

1. Bianchi E.C., Aguiar P.R., Monici R.D., Neto L.D., Silva L.R., Analysis of the Performance of Superabrasive and Alumina Grinding Wheels with Different Bonds and Machining Conditions, *Materials Research*, Vol.6, No. 2, pp. 239 – 246, 2003.
2. Herman D., Krzos J., Influence of vitrified bond structure on radial wear of cBN grinding wheels, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209, Issue 14, pp. 5377 – 5386, 2009.
3. Herman D., Gołąbczak A., Dębowski R., Walkowiak W., Pobol T., Wytrzymałość ściernic cBN z korpusem ceramicznym i szklano-krystalicznym spoiwem w warstwie ściernic, *Mechanik*, Nr 9, s.151 – 156, 2014.
4. Jackson M.J., Mills B., Microscale wear of vitrified abrasive materials, *Journal of Materials Science*, No.39, pp. 2131 – 2143, 2004.
5. Kang M., Kang S., Effects of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> addition on physical properties of diopside based glass-ceramic for LED packages, *Ceramics International*, Vol. 38, Supplement 1, pp. S551 – S555, 2012.
6. Kingery W.D.; Introduction to Ceramics, 2nd Edition 1976C. Klausner, E.Huenges: Thermal conductivity of rocks and minerals, p.119.
7. Laag N.J., Snel M.D., Magusin P.C.M.M., With G., Structural, elastic, thermophysical and dielectric properties of zinc aluminate (ZnAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>), *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 24, Issue 8, pp. 2417 – 2424, 2004.
8. Olszyna A. R., Ceramika supertwarda, Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, Warszawa, 2011.
9. Petric A., Ling H., Electrical Conductivity and Thermal Expansion of Spinel at Elevated Temperatures, *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 90, Issue 5, pp. 1515 – 1520, 2007.

10. Pisciella P., Pelino M., Thermal expansion investigation of iron rich glass-ceramic, *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 28, Issue 16, pp. 3021 – 3026, 2008.
11. Rowe W.B., Black S.C.E., Mills B., Qi H.S., Morgan M.N., Experimental investigation of heat transfer in grinding, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, pp. 329–332, 1995.
12. Wada S., Piempermpon B., Nakorn P.N., Wasanapiarnpong T., Jinawath S., Thermal Conductivity of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ceramics: The Inconsistency between Measured Value and Calculated Value Based on Analytical Models for a Composite, *The Journal of Scientific Research Chulalongkorn University*, Vol. 30, No.1, 2005.
13. Winkelmann A., Schott O.; Über thermische Widerstandskoeffizienten verschiedener Gläser in ihrer Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung (Dependence of the thermal resistance of various glasses from the chemical composition); *Annalen der Physik*, 1894, vol. 287, issue 4, p 730-746 (in German).