

KRZYSZTOF PERKOWSKI*
MARCIN OSUCHOWSKI**
IRENA WITOSŁAWSKA***
GUSTAW KONOPKA****
BEATA MARCINIAK-MALISZEWSKA*****
ADAM WITEK*****

Wpływ technologii na wybrane właściwości ceramiki z węgliku krzemu (SiC)

Przedstawiono wstępne prace dotyczące określenia wpływu procesów jednostkowych na wybrane właściwości ceramiki z węgliku krzemu (SiC), otrzymanej z wykorzystaniem różnych technik zagęszczania. Uzyskano następujące serie próbek SiC: prasowane jednoosiowo dwustronnie oraz spiekane; prasowane jednoosiowo dwustronnie i dodatkowo zagęszczane izostatycznie na zimno (*Cool Isostatic Press*), a następnie spiekane swobodnie; prasowane jednoosiowo dwustronnie oraz spiekane, a następnie prasowane izostatycznie na gorąco (*Hot Isostatic Press*).

W wyniku przeprowadzonych badań została określona wytrzymałość na zginanie kształtek SiC, poddanych różnym procesom zagęszczania. Dodatkowe zagęszczanie izostatyczne spowodowało znaczny wzrost wytrzymałości mechanicznej spiekanych próbek SiC oraz zmniejszenie wielkości kryształów niektórych faz badanego materiału.

1. Wprowadzenie

Węglik krzemu (SiC) ze względu na swoje właściwości fizykochemiczne: małą gęstość ($3,21\text{g/cm}^3$), dużą twardość (30 GPa), niski współczynnik rozszerzalności cieplnej ($4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), wysokie przewodnictwo cieplne (na poziomie 150 W/m K), może być stosowany do produkcji elementów, które charakteryzują się bardzo dobrymi właściwościami mechanicznymi w wysokiej temperaturze.

* Dr inż., Instytut Ceramiki i Materiałów Budowlanych w Warszawie.

** Dr inż., Instytut Ceramiki i Materiałów Budowlanych w Warszawie.

*** Mgr inż., Instytut Ceramiki i Materiałów Budowlanych w Warszawie.

**** Mgr, Instytut Ceramiki i Materiałów Budowlanych w Warszawie.

***** Mgr, Instytut Ceramiki i Materiałów Budowlanych w Warszawie.

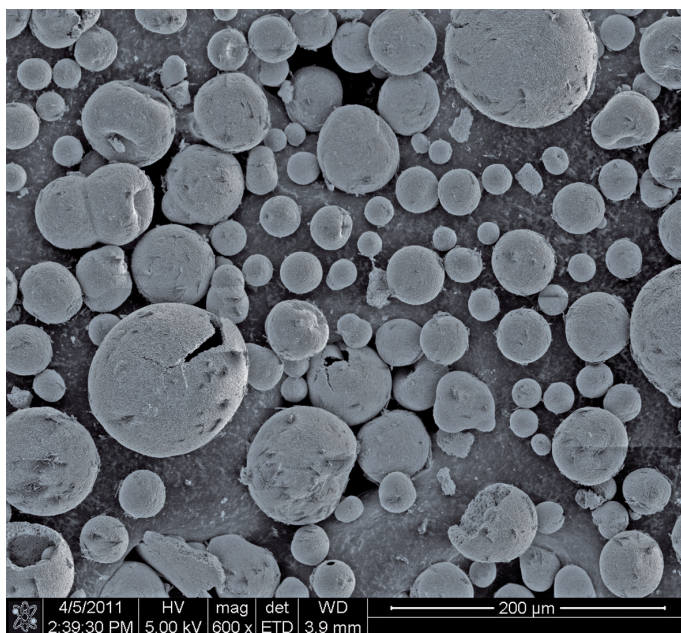
***** Dr hab. inż., Instytut Ceramiki i Materiałów Budowlanych w Warszawie.

Do wad tego materiału należy podatność na tzw. katastroficzne zniszczenie, w wyniku pojawienia się w materiale pęknięć lub wad strukturalnych. Otrzymanie materiałów litych z węgliku krzemu jest procesem trudnym, ze względu na stosunkowo niską spiekalność SiC. Sytuacja ta jest spowodowana tym, że węgiel krzemu nie topi się pod ciśnieniem normalnym (niska dyfuzja), natomiast powyżej temperatury 2700°C ulega sublimacji. Jedną z metod otrzymywania gęstych spieków z węgliku krzemu jest wprowadzanie dodatków spiekalniczych, które ułatwiają spiekalność materiału. Zastosowanie tlenkowych aktywatorów spiekania wpływa na zmniejszenie temperatury procesu spiekania (< 2000°C) oraz zmniejszenie kinetyki rozrostu ziaren poprzez powstanie fazy ciekłej [1]. Jako dodatki spiekalnicze stosowane są tlenki: Al_2O_3 , SiO_2 , Y_2O_3 oraz ich mieszaniny Al_2O_3 - Y_2O_3 - SiO_2 , Al_2O_3 - Y_2O_3 w różnych ilościach i proporcjach. Wprowadzenie dodatków tlenkowych do SiC powoduje powstanie w temperaturze eutektyku fazy ciekłej, która penetruje przestrzenie międzyziarnowe SiC, umożliwiając wzajemne przemieszczanie ziaren SiC, co prowadzi do zagęszczania i skurczu spiekane materiału [2]. Negatywnym zjawiskiem stosowania tlenkowych aktywatorów spiekania jest powstanie na granicy międzyziarnowej nowej fazy, która odznacza się m.in. mniejszą odpornością na korozję chemiczną i mniejszą żaroodpornością [3–4]. Zastosowanie dodatków spiekalniczych nietlenkowych, takich jak: bor B, węgiel C oraz węgiel boru B_4C , umożliwia uzyskanie spieków SiC charakteryzujących się gęstością bliską teoretycznej w temperaturze nieznacznie większej niż 2000°C [5–8]. Spiekanie SiC odbywa się bez powstania fazy ciekłej (proces spiekania w fazie stałej), która mogłaby obniżyć odporność chemiczną i termiczną powstałego materiału. Nietlenkowe dodatki ułatwiają spiekanie poprzez zmniejszenie energii powierzchniowej ziaren SiC (wpływ boru). Natomiast węgiel reaguje z reszkowym krzemem zawartym w SiC, tworząc węgiel krzemu [9–10].

2. Część eksperymentalna

2.1. Charakterystyka materiału

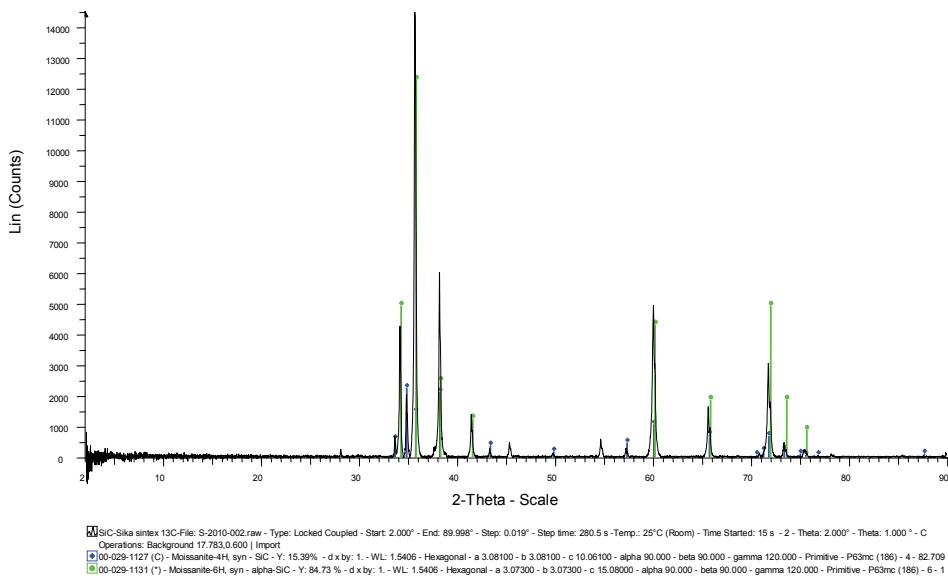
Do badań użyto węgliku krzemu w postaci granulatu *ready to press*, o symbolu SiC SIKA TECH FCP13 RTP firmy Saint Gobain. Zgodnie z informacjami podanymi przez producenta, materiał ten zawiera dodatki spiekalnicze węgiel oraz węgiel boru. Morfologię użytego granulatu przedstawiono na rycinie 1. Zdjęcie wykonano za pomocą wysokorozdzielczego mikroskopu elektronowego z emisją polową FEI Nova NanoSEM 200.



Źródło: Ryc. 1–14 opracowanie własne.

Ryc. 1. Morfologia granulatu SiC SIKA TECH FCP13 RTP firmy Saint Gobain

Na rycinie 2 przedstawiono dyfraktogram próbki granulatu SiC uzyskany przy użyciu dyfraktometru rentgenowskiego D8 Discover firmy Bruker AXS.

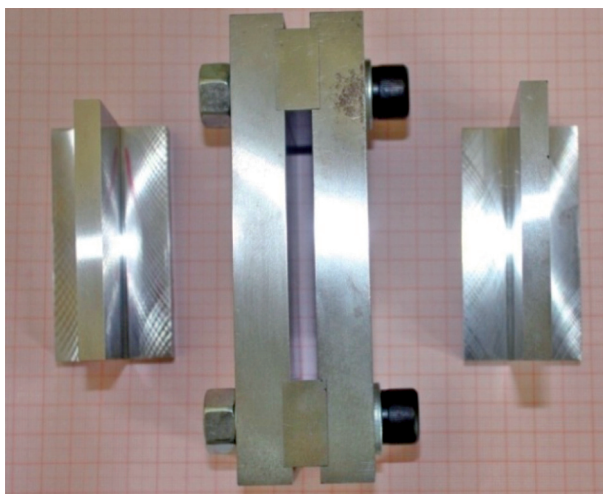


Ryc. 2. Dyfraktogram próbki SiC SIKA TECH FCP13 RTP firmy Saint Gobain

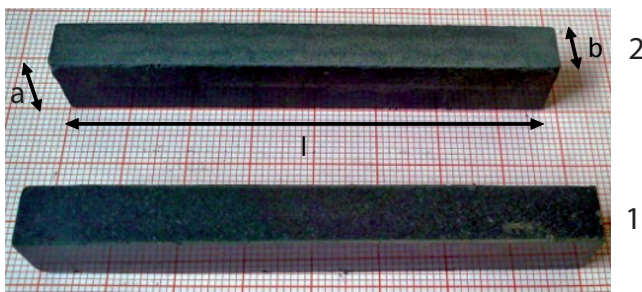
Analizę składu fazowego wykonano metodą dyfrakcji promieni X. Rejestrację danych przeprowadzono w zakresie kątowym $2-100^\circ 2\theta_{CuK\alpha}$, stosując krok $0,02^\circ$, czas zliczeń: 0,5 sekundy na krok. W próbce stwierdzono występowanie trzech odmian SiC: 6H (heksagonalna), 4H (heksagonalna) oraz 15R (trygonalna).

2.2. Przygotowanie próbek do badań

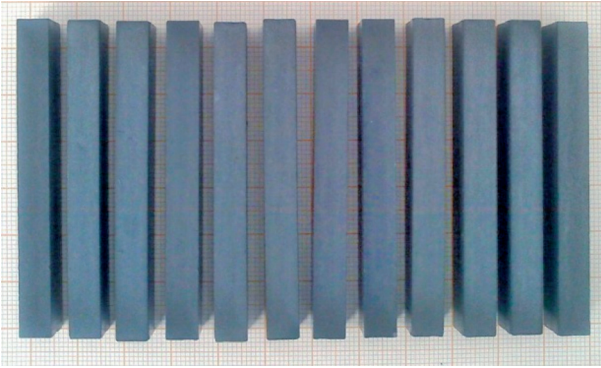
Z granulatu węgla krzemowego, metodą prasowania jednoosiowego dwustronnego, przygotowano 3 serie po 12 próbek w postaci prostopadłościanów, z użyciem formy przedstawionej na rycinie 3, przy ciśnieniu roboczym 100 MPa. Serię składającą się z 12 próbek poddano następnie dodatkowemu prasowaniu z użyciem niskotemperaturowej prasy izostaticznej Cool Isostatic Press (CIP), stosując ciśnienie 250 MPa. Na rycinie 5 przedstawiono serię wykonanych kształtek, a na rycinie 4 przykładową kształtkę wykonaną metodą prasowania jednoosiowego dwustronnego i kształtkę dodatkowo prasowaną z użyciem niskotemperaturowej prasy izostaticznej CIP. W tabeli 1 zestawiono wymiary kształtek przygotowanych do procesu spiekania.



Ryc. 3. Forma do prasowania



Ryc. 4. Przykładowe kształtki przygotowane do procesu spiekania:
1 – kształtka wykonana metodą prasowania jednoosiowego dwustronnego,
2 – kształtka dodatkowo prasowana z użyciem niskotemperaturowej prasy izostaticznej CIP



Ryc. 5. Seria kształtek przygotowanych do procesu dodatkowego prasowania z użyciem niskotemperaturowej prasy izostaticznej CIP



Tabela 1
Porównanie wymiarów kształtek przygotowanych do procesu spiekania

Parametr	1	2
Długość - l [mm]	80,24	77,48
Bok - a [mm]	8,63	8,07
Bok - b [mm]	11,65	12,15
Objętość - V [cm ³]	8,06	7,60
Masa - m [g]	14,50	14,50
Gęstość - [g/ cm ³]	1,80	1,91
$(V_1 - V_2)/V_1$ [%]	5,7	

Źródło: Opracowanie własne.

Tak przygotowane próbki wypalono w komorowym piecu elektrycznym firmy Nabertherm (ryc. 6), w atmosferze argonu.

Ryc. 6. Piec grafitowy Nabertherm VHT 822-GR

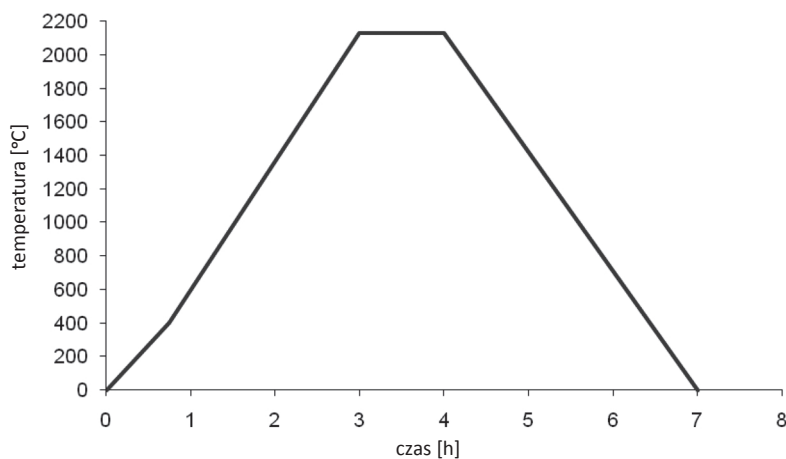
Parametry procesu spiekania podano w tabeli 2. Na rycinie 7 przedstawiono krzywą wypalania.

T a b e l a 2

Parametry procesu spiekania

Temperatura początkowa [°C]	Temperatura końcowa [°C]	Czas [h]	Szybkość grzania [°C/min]
20	400	0,75	10
400	2 130	2,25	10
2 130	2 130	1,00	-
2 130	20	3,00	15

Ź r ó d ł o: Jak w tab. 1.

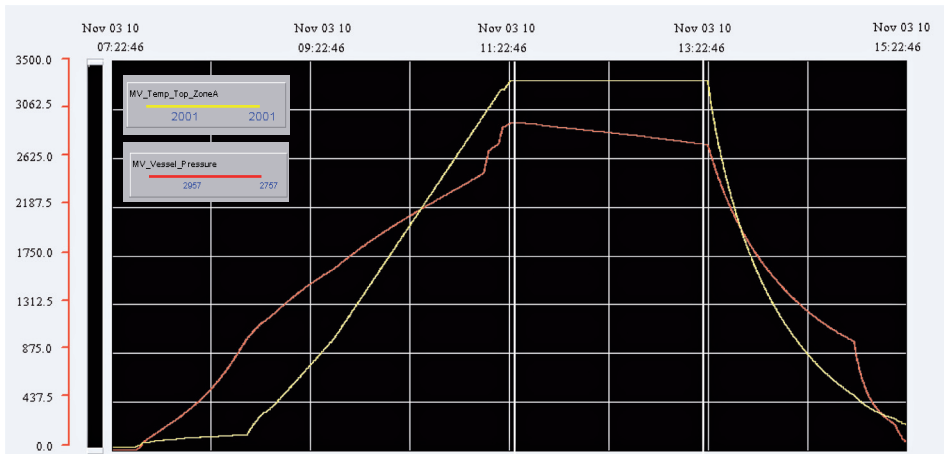


Ryc. 7. Krzywa wypalania kształtek z węglika krzemu

Serię próbek – 12 sztuk – poddano procesowi zagęszczania w wysokotemperaturowej prasie izostatycznej (HIP). Proces prowadzono w temperaturze 2000°C przy ciśnieniu izostatycznym argonu równym 300 MPa. Tak zadane parametry utrzymywano przez 2 godziny w urządzeniu pokazanym na rycinie 8. Na rycinie 9 zobrazowano wykres zależności czasowej ciśnienia i temperatury w procesie HIP.

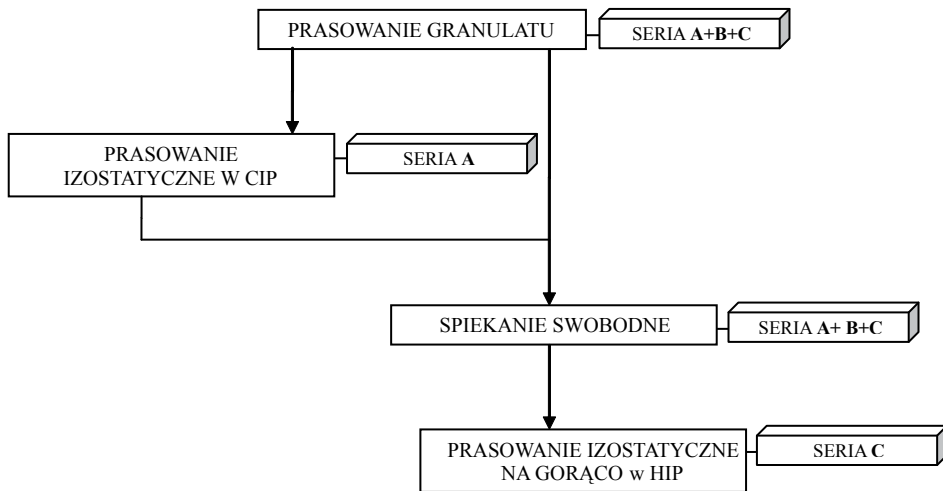


Ryc. 8. HIP uruchomiony w Zakładzie Nanotechnologii ICiMB



Ryc. 9. Zależność czasowa ciśnienia i temperatury w procesie HIP

Na rycinie 10 przedstawiono schemat procesów jednostkowych podczas przygotowania próbek.



Ryc. 10. Schemat procesów jednostkowych podczas przygotowania próbek

2.3. Wyniki badań

Dla przygotowanych próbek (zgodnie z podrozdziałem 2.2) wykonano badania:

- gęstości pozornej – dla wszystkich wykonanych próbek,
- składu fazowego – dla 3 próbek, po jednej z każdej serii,
- wielkości krystalitów – dla 3 próbek, po jednej z każdej serii,
- wytrzymałości na zginanie – dla wszystkich wykonanych próbek,
- mikrostruktury – dla 3 próbek, po badaniu wytrzymałości na zginanie, po jednej z każdej serii.

Wyniki badań gęstości pozornej

Gęstość pozorną ρ_p [g/cm³] oznaczono metodą hydrostatyczną i obliczano według zależności:

$$\rho_p = \frac{m_1 \cdot \rho_c}{m_1 - m_2} \quad (1)$$

w którym:

m_1 – masa próbki wysuszonej [g],

m_2 – masa próbki nasyconej cieczą [g],

m_3 – masa próbki nasyconej cieczą, zważonej w cieczy [g],

ρ_c – gęstość cieczy stosowanej do nasycania i hydrostatycznego ważenia [g/cm³].

Wartości gęstości pozornej dla poszczególnych spieków podano w tabeli 3.

T a b e l a 3

Wartości gęstości pozornej dla poszczególnych serii spieków

Nr próbki	ρ_p [g/cm ³]			$\rho_{wzgl.}$ [%]*		
	seria A	seria B	seria C	seria A	seria B	seria C
1	3,096	3,032	3,113	96,4	94,5	97,0
2	3,111	3,049	3,137	96,9	95,0	97,7
3	3,081	3,047	3,129	96,0	94,9	97,5
4	3,103	3,045	3,127	96,7	94,9	97,4
5	3,096	3,053	3,142	96,4	95,1	97,9
6	3,093	3,035	3,131	96,4	94,5	97,5
7	3,103	3,055	3,139	96,7	95,2	97,8
8	3,092	3,045	3,140	96,3	94,9	97,8
9	3,087	3,037	3,133	96,2	94,6	97,6
10	3,118	3,049	3,116	97,1	95,0	97,1
11	3,081	3,037	3,134	96,0	94,6	97,6
12	3,081	3,042	3,122	96,0	94,8	97,3
Średnia	3,095	3,044	3,130	96,4	94,8	97,5
Odchylenie standardowe	0,012	0,007	0,009			

* Przyjęto ρ teoretyczną = 3,21 [g/cm³].

Ź r ó d ł o: Jak w tab. 1.

Jak wynika z tabeli 4 najwyższą wartością gęstości charakteryzują się próbki po procesie zagęszczania w wysokotemperaturowej prasie izostatycznej (HIP). W stosunku do tej serii próbek, kształtki spiekane swobodnie mają gęstość średnio o 3% mniejszą, a próbki dodatkowo zagęszczane w niskotemperaturowej prasie izostatycznej (CIP) o 1%.

Wyniki badań składu fazowego i wielkości krystalitów w spiekach

Analizę składu fazowego jakościowego i ilościowego wykonano metodą dyfrakcji promieni X za pomocą dyfraktometru rentgenowskiego D8 Discover firmy Bruker AXS. Rejestrację danych przeprowadzono w zakresie kątowym 2–100° 2 θ CuK α , stosując krok 0,02°, czas zliczeń: 0,5 sekundy na krok. Zarejestrowane dyfraktogramy analizowano jakościowo poprzez porównanie zmierzonych refleksów z bazą danych PDF2 dostarczoną przez ICDD. Analiza ilościowa została przeprowadzona w programie TOPAS, po wcześniejszym określeniu stałych parametrów wiązki promieniowania rentgenowskiego na wzorcu NIST LaB₆ nr 660 a.

We wszystkich badanych próbkach stwierdzono występowanie trzech odmian SiC: 6H (heksagonalna), 4H (heksagonalna), 15R (trygonalna).

W tabeli 4 przedstawiono wyniki analizy ilościowej i jakościowej wraz z wielkością krystalitów i parametrami komórki elementarnej.

Tabela 4

Wyniki analizy ilościowej i jakościowej wraz z wielkością krystalitów i parametrami komórki elementarnej (wartości w nawiasach dotyczą dwóch ostatnich miejsc po przecinku)

Badana próbka	Faza krystaliczna	Wielkość krystalitów [nm]	Parametr a [Å]	Parametr c [Å]	Skład [%]
Granulat SiC SIKA TECH FCP13RTP	6H I	21,25 ± 0,61	3,08161 ± (34)	15,1551 ± (41)	34,35 ± 0,49
	6H II	231 ± 20	3,081866 ± (69)	15,12384 ± (56)	33,89 ± 0,44
	4H	61,1 ± 0,22	3,08151 ± (11)	10,08678 ± (59)	23,39 ± 0,32
	15R	45 ± 30	3,08226 ± (37)	37,8271 ± (61)	8,37 ± 0,30
Próbka z serii A	6H	600 ± 28	3,081184 ± (13)	15,11941 ± (12)	49,07 ± 0,20
	4H	585 ± 29	3,080383 ± (15)	10,084076 ± (81)	46,22 ± 0,21
	15R	213 ± 22	3,08075 ± (14)	37,8061 ± (19)	4,71 ± 0,13
Próbka z serii B	6H	756 ± 56	3,080841 ± (13)	15,11791 ± (12)	43,33 ± 0,21
	4H	997 ± 86	3,080072 ± (14)	10,083044 ± (71)	51,37 ± 0,22
	15R	192 ± 19	3,08044 ± (15)	37,8008 ± (20)	5,29 ± 0,14
Próbka z serii C	6H	463 ± 18	3,080677 ± (28)	15,11614 ± (24)	47,71 ± 0,29
	4H	575 ± 26	3,079831 ± (29)	10,08246 ± (14)	47,47 ± 0,29
	15R	257 ± 47	3,07996 ± (22)	37,7992 ± (36)	4,82 ± 0,22

Źródło: Jak w tab. 1.

Po procesie spiekania obserwowano rozrost ziaren, jest on dla poszczególnych faz SiC dla każdej serii inny. Dla próbek formowanych jednoosiowo, spiekanych swobodnie ziarna fazy heksagonalnej 6H i 4H są odpowiednio o 3 i 16 razy większe w stosunku do wyjściowych krystalitów w granulacie. Natomiast odmiana trygonalna 15R zwiększyła swoje wymiary 4-krotnie. W przypadku kształtek z serii A, które były dodatkowo poddane zagęszczaniu izostatycznemu w prasie CIP, rozrost krystalitów fazy 6H i 4H jest ~3 i 10-krotny w stosunku do krystalitów pierwotnych, ale i tak mniejszy niż w stosunku do próbek zagęszczanych jednokrotnie. Natomiast dla odmiany SiC 15R obserwowany jest 5-krotny rozrost krystalitów w odniesieniu do materiału wyjściowego. Dla kształtek poddanych dodatkowemu procesowi spiekania w wysokotemperaturowej prasie izostatycznej (HIP), zaobserwowano najmniejszy rozrost faz krystalicznych 6H i 4H w stosunku do krystalitów pierwotnych. Wielkość poszczególnych faz wzrosła odpowiednio 2- i 9-krotnie. W przypadku fazy 15R zmierzona wielkość krystalitów jest największa w odniesieniu do próbek z pozostałych serii. W wyniku procesu HIP rozmiary odmiany trygonalnej SiC uległy zwiększeniu o blisko 5 razy.

Wyniki badań wytrzymałości mechanicznej

Przeprowadzono badania wytrzymałości na zginanie otrzymanych próbek SiC. Badania wykonano na prasie typu LLOYD Instruments LR 10 K, metodą zginania trójpunktowego.

Zgodnie z instrukcją urządzenia wytrzymałość obliczano ze wzoru:

$$W_m = \frac{3 \cdot P \cdot l \cdot r}{4 \cdot b \cdot h \cdot R} \cdot 10^{-2} \quad (2)$$

gdzie:

- P [N] – siła łamiąca (obciążenie stałe),
- l [cm] – odległość między przyzmatami,
- r [cm] – odległość od punktu zerowego do punktu, w którym nastąpiło złamanie próbki,
- b [cm] – szerokość belki w miejscu złamania,
- h [cm] – wysokość belki w miejscu złamania,
- R [cm] – odległość między osią ruchomej dźwigni aparatu a środkiem górnego przyzmatu.

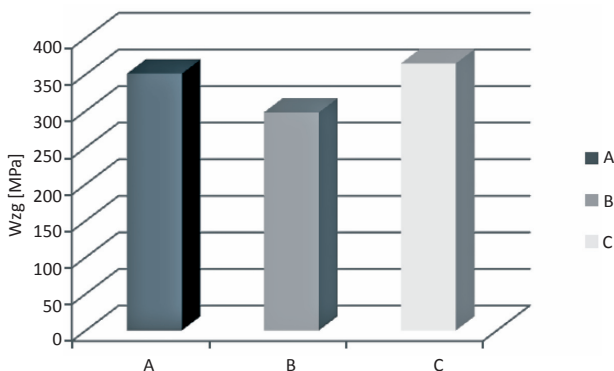
Na rycinie 11 przedstawiono wyniki wytrzymałości na zginanie, a w tabeli 5 podano średni wynik wytrzymałości na zginanie próbek SiC z danej serii.

T a b e l a 5

Wytrzymałość mechaniczna na zginanie próbek SiC

Seria próbek	W_{zg} [MPa]	Odchylenie standardowe
A (CIP)	351	36
B	298	58
C (HIP)	365	52

Ź r ó d ł o: Jak w tab. 1.

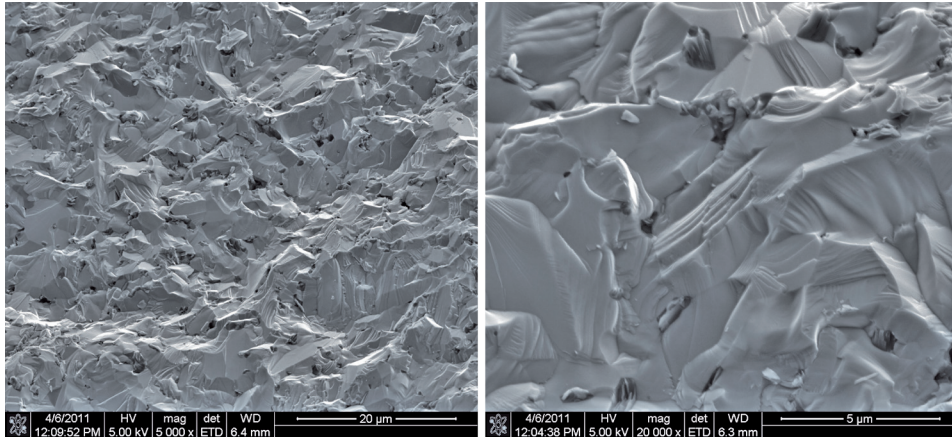


Ryc. 11. Wytrzymałość na zginanie próbek SiC serii: A – spiekane po dodatkowym prasowaniu w CIP, B – spiekane swobodnie, C – prasowane izostatycznie na gorąco w HIP

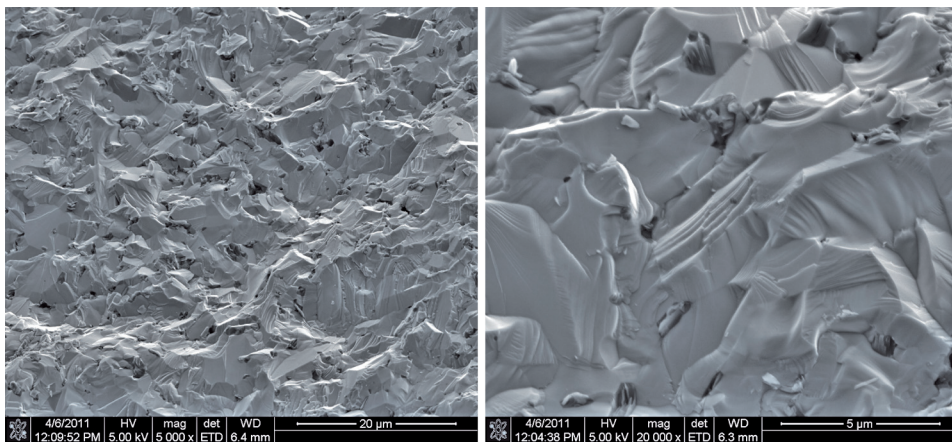
Próbki prasowane izostatycznie na gorąco oraz próbki spiekane swobodnie, ale poddane dodatkowemu zagęszczaniu izostatycznemu na zimno, wykazują wyższą wytrzymałość na zginanie niż próbki spieczone swobodnie po zwykłym prasowaniu jednoosiowo dwustronnie.

Wyniki badań przelamów próbek

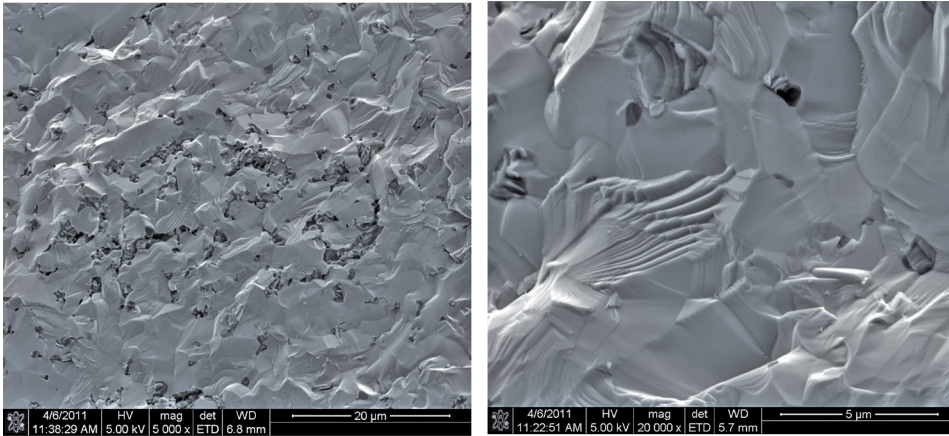
Badania wykonano na przelamach próbek SiC po testach wytrzymałościowych z wykorzystaniem wysorozdzielczego mikroskopu elektronowego z emisją polową FEI Nova NanoSEM 200 (ryc. 12–14).



Ryc. 12 Obraz przelamu próbki z serii A – spiekana po dodatkowym prasowaniu w CIP



Ryc. 13 Obraz przelamu próbki z serii B – spiekana swobodnie



Ryc. 14 Obraz przełamania próbki z serii C – prasowane izostatycznie na gorąco w HIP

Na podstawie obrazów przełamów wykonanych w mikroskopie skaningowym zaobserwowano podobieństwa w mikrostrukturze próbek formowanych jednoosiowo, spiekanych swobodnie oraz kształtek, które były dodatkowo poddane procesowi spiekania w warunkach zwiększonego ciśnienia. Wszystkie próbki są dobrze spieczone. Przełamy są transkrytaliczne, charakterystyczne dla materiału kruchego (brak odkształcenia plastycznego). Na zdjęciach widoczne są jednak miejsca (ciemne punkty – pory) świadczące o gorszym spieczeniu węgla krzemu (ryc. 12–14, powiększenie 5000 x). W przypadku kształtek spiekanych swobodnie obszary o mniejszym zagęszczeniu są rozmieszczone równomiernie, ale występują stosunkowo często.

3. Podsumowanie

Na podstawie wyników badań próbek stwierdzono, że:

- Seria próbek otrzymana w wyniku prasowania jednoosiowego dwustronnego oraz spiekana, a następnie prasowana izostatycznie na gorąco (*Hot Isostatic Press*), charakteryzowała się najwyższą wartością gęstości właściwej.
- Dla kształtek poddanych dodatkowemu procesowi spiekania w wysokotemperaturowej prasie izostatycznej (HIP) zaobserwowano najmniejszy rozrost faz krystalicznych 6H i 4H w stosunku do krystalitów pierwotnych.
- Próbki prasowane izostatycznie na gorąco oraz próbki spiekane swobodnie, ale poddane dodatkowemu zagęszczaniu izostatycznemu na zimno, wykazały wyższą wytrzymałość na zginanie niż próbki spieczone swobodnie po zwykłym prasowaniu jednoosiowym dwustronnym.

– Na podstawie obrazów przelamów wykonanych w mikroskopie skaningowym stwierdzono, że wszystkie wykonane próbki były dobrze spieczone.

Prace, wykonane w ramach zadania badawczego własnego pt.: „Optymalizacja warunków ciśnienie – temperatura w technice HIP w celu uzyskania ceramiki węgla krzemu odpornej na szoki termiczne i mechaniczne”, będą kontynuowane w celu określenia optymalnych warunków prowadzenia procesu zapewniających uzyskanie ceramiki całkowicie gęstej przy jednoczesnym uniknięciu rozrostu ziaren.

Literatura

- [1] Maitre A., Vande Put A., Laval J.P., Valette S., Troiliard G., *Role of boron on the Spark Plasma Sintering of an α -SiC powder*, „Journal of the European Ceramic Society” 2008, Vol. 28, s. 1881–1890.
- [2] Fukushima M., Zhou Y., Yoshizawa Y., *Fabrication and microstructural characterization of porous SiC membrane supports with Al_2O_3 - Y_2O_3 additives*, „Journal of Membrane Science” 2009, Vol. 339, s. 78–84.
- [3] Skybakmoen E., Gudbransen H., Stoen L.I., *Chemical resistance of sideling materials based on SiC and carbon in cryolithic melts – a laboratory study*, „Light Metals” 1999, s. 215–222.
- [4] Skybakmoen E., Gudbransen H., Stoen L.I., *Evaluation of chemical resistance–oxidation of Si_3N_4 -SiC sideling materials used in Al electrolysis cells*, [w:] *Proceedings of Unified Technical Conference on Refractories 3*, ed. T. Durán, Cancùn, Mexico 2001, s. 1330–1339.
- [5] Antonova N.D., Kalinina A.A., Kudryatsev V.I., *Preparation and some properties of materials based on silicon with boron and aluminium additions*, „Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics” 1962, No. 6, s. 444–450.
- [6] Prochazka S., *The role of boron and carbon in the sintering of silicon carbide*, „Special Ceramics” 1975, No. 6, s. 171–81.
- [7] Bind J.M., Biggers J.V., *Hot-pressing of silicon carbide with 1% boron carbide addition*, „Journal of the American Ceramic Society” 1975, Vol. 58, s. 304–306.
- [8] Magnani G., Beltrami G., Minocari G.L., Pilotti L., *Pressureless sintering and properties of SiC- B_4C composite*, „Journal of the American Ceramic Society” 2001, Vol. 21, s. 633–638.
- [9] Stobierski L., Gubernat A., *Sintering of silicon carbide. Effect of boron*, „Ceramic International” 2003, Vol. 29, s. 355–361.
- [10] Stobierski L., Gubernat A., *Sintering of silicon carbide. Effect of carbon*, „Ceramic International” 2003, Vol. 29, s. 287–292.

*KRZYSZTOF PERKOWSKI
MARCIN OSUCHOWSKI
IRENA WITOSŁAWSKA
GUSTAW KONOPKA
BEATA MARCINIAK-MALISZEWSKA
ADAM WITEK*

INFLUENCE OF TECHNOLOGY ON SELECTED QUALITIES OF
SILICONE CARBIDE CERAMIC (SiC)

In this paper we present introduction works which main goal is determination of influence unitary processes on selected properties silicon carbide (SiC) ceramics, that were obtained using different techniques of compaction. We obtained following series of silicon carbide samples (SiC): pressed uniaxial bilateral and next sintering, the second series – pressed uniaxial bilateral and additionally pressed cool isostatic press before sintering, the last series – pressed uniaxial bilateral, sintering and pressing isostatic in high temperature (Hot Isostatic Press).

As a result of the study was determined the flexural strenght of samples obtained differences ways. Additional isostatic press process caused rise of flexural strenght of sintering samples SiC and reduction crystallite sizes for some phases of the test material.