

WPŁYW TLENKU CHROMOWEGO NA MIKROSTRUKTURĘ I WŁASNOŚCI TWORZYWA KORUNDOWEGO

1. WPROWADZENIE

Intensywny rozwój techniki w różnych dziedzinach przemysłu stwarza konieczność opracowywania i stosowania nowych materiałów konstrukcyjnych o specjalnych właściwościach mechanicznych, cieplnych, elektrycznych itp. Specyficzne, a zarazem bardzo korzystne dla wielu zastosowań walory użytkowe, reprezentują materiały ceramiczne, a wśród nich czołowe miejsca zajmują tworzywa korundowe. Ich wysoka wytrzymałość mechaniczna, korzystne właściwości cieplne i dobre parametry elektryczne, obok innych zalet, umożliwiają budowę wielu maszyn i urządzeń, których nie można wykonywać przy użyciu innych materiałów.

Technologia otrzymywania tworzyw korundowych przewiduje wprowadzanie do tlenku glinowego szeregu ściśle kontrolowanych ilości domieszek, celem modyfikacji własności gotowego spieku, których rola technologiczna polega na aktywacji lub pasywacji przebiegu procesu spiekania.

Czerepianow i Trieswiałskiej [1] podzielili dodatki technologiczne do tlenku glinowego na następujące 4 grupy:

1/ polepszające spiekalność (w znaczeniu obniżenia temperatury i czasu spiekania) i powodujące rozrost ziaren tlenku glinowego, np. TiO_2 , Ti_2O_3 , MnO , CaO ;

2/ wywierające nieznaczny wpływ na spiekalność i rekrytalizację, np. Fe_2O_3 , ZrO_2 ;

3/ obniżające spiekalność i skłonność ziaren do rozrostu, np. Cr_2O_3 , SiO_2 , NaF , CaF_2 ;

4, polepszające spiekalność, bez rozrostu ziaren tlenku glinowego, np.

MgO, MgF_2 .

Próby usystematyzowania tlenków zależnie od ich wpływu na uaktywnienie procesu spiekania tlenku glinowego podjął między innymi Pampuch [2]. Jako bazę odniesienia zaproponował on średnicę kationu dodawanego tlenku lub różnicę między średnicami kationów. Z tego punktu widzenia, proces spiekania tlenku glinowego uaktywniają tlenki o kationach różniących się nieznacznie od kationu glinowego. Na tej podstawie korzystny wpływ na spiekanie Al_2O_3 miałyby tlenki: SiO_2 , TiO_2 , Fe_2O_3 i Cr_2O_3 .

Wielu badaczy [3, 4, 5, 6] jest zdania, że domieszki - zależnie od zawartości i spełnienia warunku średnic jonów - tworzą najczęściej przy współudziale spiekanego tlenku glinowego odrębną fazę, występującą w temperaturze pokojowej jako składnik bezpostaciowy, zwaną potocznie fazą szklistą lub międzyziarnową. Jej rola w procesie spiekania tlenku glinowego zależy od składu chemicznego, a także od temperatury spiekania i zawartości w spieku, co w głównej mierze sprowadza się do problemu zwilżania stałych ziaren przez fazę ciekłą w temperaturach spiekania.

Jak wiadomo, w przypadku fazy ciekłej nie zwilżającej lub słabo zwilżającej jest ona fazą nieciągłą i tworzy odizolowane krople w ciągłym ośrodku fazy stałej. Spiekanie jest wówczas kontrolowane przez procesy zachodzące na styku ziaren krystalicznych, przynajmniej w początkowych i pośrednich stadiach spiekania. W stadiach rozrostu ziaren, wpływ odizolowanych kropli cieczy nie reagującej z krystalicznymi ziarnami na przebieg spiekania jest identyczny jak wpływ wtrąceń obcych faz stałych lub wtrąceń fazy gazowej. Zależnie od rozmiarów, wtrącenia te mogą unieemożliwić ruch granic międzyziarnowych lub zmniejszyć szybkość procesów wzrostu ziaren.

Najczęściej spotykany w tworzywach korundowych jest przypadek zwilżania stałych ziaren przez tworzącą się w procesie spiekania fazę ciekłą. Wówczas, z uwagi na mniejszą lepkość warstewek cieczy w porównaniu z najmniej nawet uporządkowanymi warstwami na granicach międzyziarnowych, przegrupowanie ziaren tlenku glinowego w obecności cieczy zachodzi łatwiej i w niższych temperaturach niż w fazie stałej. Zgodnie z tym, procesy przegrupowania ziaren rozpoczynają się z chwilą pojawienia się fazy ciekłej. Wpływ cieczy na proces spiekania obserwuje się już przy udziałach fazy ciekłej rzędu 0,01-0,5% molarowych, przy czym wzrost udziału cieczy nie powoduje już większych zmian.

Dodatkiem wywierającym specyficzny wpływ na własności spleków korundowych jest dwutlenek chromu. Jak wynika z przeprowadzonego przeglądu literatury, o wpływie tego tlenku na spiekanie tlenku glinowego opublikowano dość kontrowersyjne poglądy.

Smolthers i Reynolds [7] podali, że wprowadzenie 1% Cr_2O_3 do tlenku glinowego powoduje obniżenie gęstości materiału w stosunku do spieku z czystego

Al_2O_3 . Natomiast inni badacze [8] stwierdzili, iż Cr_2O_3 opóźnia rekrytalizację Al_2O_3 i przez to podwyższa gęstość spieków.

Cahoon i Christensen [9] podali, iż w zakresie udziałów 0,016-10% wag. Cr_2O_3 hamuje spiekanie tlenku glinowego, przy ilościach poniżej 2% powstrzymuje rozrost ziaren tlenku oraz zmienia ich kształty do prawie sferoidalnych przy udziale Cr_2O_3 powyżej 1%.

Hennicke i Sturhann [10] oraz Bunting [11] zauważyli, że w układzie Al_2O_3 - Cr_2O_3 w całym zakresie stężeń występuje roztwór stały. Tlenek chromu wchodzący w ten roztwór stały winien uaktywniać proces spiekania, jednakże przy niewłaściwym doborze parametrów spiekania można doprowadzić do nadmiernego rozrostu ziaren tlenku glinowego.

Interesujący jest również wpływ tlenku chromu na własności spieków z tworzyw korundowych. Korzystny wpływ odnosi się przede wszystkim do wytrzymałości w wysokich temperaturach.

Rasmussen i współpracownicy [12] zachęcają do obniżania się wytrzymałości na rozciąganie, w temperaturze pokojowej, tworzywa korundowego ze wzrostem udziału Cr_2O_3 . Wyrażają także dodatni wpływ Cr_2O_3 na twardość i oporność na ścieranie spieków na bazie Al_2O_3 .

Problem zastosowania układu Al_2O_3 - Cr_2O_3 w technologii wytwarzania elektrokorundu chromowego interesował również przemysł materiałów ściernych. Pojawiało się na ten temat szereg prac, również niezbyt zgodnych i jednoznacznych, jeśli chodzi o własności omawianego układu.

Roszkiewicz i Jaworska [13] podali, iż elektrokorund chromowy ma w porównaniu do elektrokorundu szlachetnego tylko nieznacznie lepszą zdolność ścierną, natomiast znacznie niższą wytrzymałość mechaniczną i mikrotwardość (tablica 1).

Według danych badaczy japońskich [14] mikrotwardość elektrokorundu chromowego rośnie z zawartością Cr_2O_3 w produkcie (tablica 2).

T a b l i c a 1

Własności mechaniczne elektrokorundu chromowego i elektrokorundu szlachetnego [13]

Rodzaj elektrokorundu	Zdolność ścierna w stosunku do wzorca monokrystal. (%)	Wytrzymałość mechaniczna w stosunku do wzorca (%)	Mikrotwardość (KG/mm^2)
Elektrokorund chromowy (0,5% Cr_2O_3)	95,0	71,0	2040
Elektrokorund szlachetny EA	92,0	83,0	2220

Wpływ wielkości dodatku Cr_2O_3 na mikrotwardość elektrokorundu [14]

Zawartość Cr_2O_3 (% wag)	Mikrotwardość wg Knoppa (KG/mm^2)
0	2154
0,5	2154
1,0	2277
2,0	2351
3,0	2351
5,0	2461

Większość prac podaje, że ze względów jakościowych i ekonomicznych wskazane jest produkowanie elektrokorundów o zawartości Cr_2O_3 od 0,7 do 0,9%. Wprowadzenie większych ilości Cr_2O_3 powoduje rozluźnienie struktury kryształów, co pociąga za sobą zwiększenie jego kruchości; po przekroczeniu 3% Cr_2O_3 , efekty stają się ujemne.

Woźniak i Leźnicka [15] potwierdzają, iż dodatek Cr_2O_3 do elektrokorundu w zasadniczy sposób poprawia własności eksploatacyjne ziarna ściernego (mikrotwardość, zdolność ścierną, ciągliwość), o optimum własności występuje dla dodatku Cr_2O_3 do władu piecowego w ilości 0,75-2,0% wag., co odpowiada zawartości 0,55-1,25% Cr_2O_3 w gotowym produkcie.

Wobec niejednoznacznych poglądów na temat wpływu tlenku chromu na procesa splekania tlenku glinowego i własności tworzyw korundowych autorzy niniejszego artykułu postanowili systematycznie przebadać wpływ ilości tegoż dodatku na mikrostrukturę i wybrane własności tychże tworzyw.

2. SPOSÓB PRZYGOTOWANIA PRÓBEK I PRZEPROWADZENIA BADAŃ

Do badań wytypowano tworzywo korundowe o 96% zawartości tlenku glinowego i pełnym składzie chemicznym zestawionym w tabelicy 3. Podstawowym składnikiem tworzywa był tlenek glinu Cera Alumina prod. British Aluminum Corp., uprzednio poddany mieleniu w młynie wibracyjnym przez okres 6 godzin.

T a b l i c a 3

Skład chemiczny badanego tworzywa korundowego

Składnik	Al_2O_3	SiO_2	CaF_2	MgO	BaF_2	inne
Udział (% wag)	95,98	1,57	0,90	0,66	0,52	0,37

Uziarnienie tlenku po mieleniu zestawiono w tabelicy 4. Zestaw podstawowego tworzywa korundowego wg składu z tabelicy 3 ujednorodniano przez mieszanie w młynku kulowym przez 12 godzin, po czym suszono do wilgotności równowagowej.

W celu przygotowania zestawów z dodatkami tlenku chromowego do tworzywa wyjściowego dodawano: 0,1; 0,15; 0,30; 0,50; 0,75; 1,0; 3,0 i 5,0% wag. Cr_2O_3 (czysty prod. POCH, Cielwice) i ponownie mieszano przez 12 godzin.

T a b l i c a 4

Uziarnianie tlenku glinowego po procesie mielenia

Przedziały wielkości ziaren Al_2O_3 (μm)	Poniżej						
	1	1 - 2	2 - 3	3 - 4	4 - 5	5 - 6	6 - 7
Udział (%)	17,4	56,1	11,9	8,5	3,5	1,7	0,9

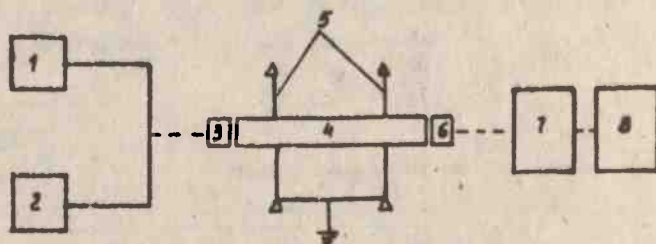
Do każdego z wysuszonych zestawów dodawano 6% obj. roztworu 5% alkoholu poliwinylowego w wodzie, rozcierano w moździerz i granulowano przez przecieranie przez sito 0,75 mm.

Z tak przygotowanych mas formowano przez prasowanie pod ciśnieniem 1400 kG/cm^2 belecзки do oznaczania wytrzymałości na zginanie i modułu Younga oraz walce o średnicach zależnych od typu badania. Wyprasowane kształtki poddawano wypalaniu w temperaturze 1250°C , po czym wypalano w temperaturze 1670°C i 1710°C w piecu elektrycznym oraz w temperaturze 1750°C w piecu gazowym. Kształtki po wypalaniu szlifowano do wymiarów przewidzianych metodykami oznaczania poszczególnych własności.

Wytrzymałość na zginanie oznaczano na beleczkach o wymiarach $10 \times 10 \times 80$ mm dla rozstawu podpór 50 mm przy wykorzystaniu maszyny wytrzymałościowej Instron - model TT-DM z rejestracją wykresu odkształcenia w funkcji obciążenia, stosując zakres obciążania 0-500 kG, przy prędkości obciążania 0,2 mm/min. Do oznaczania wytrzymałości na ściskanie zastosowano próbki w postaci walca o średnicy 10 mm i wysokości 10 mm.

Próbki ceramiczne, w tym przypadku, umieszczano między szlifowanymi krążkami stalowymi o wymiarach $\phi 38 \times 16$ mm (hartowanymi do 60 HRC). Między krążki stalowe a próbkę ceramiczną każdorazowo wkładano podkładki kartonowe o grubości 0,5 mm, a następnie przed przyłożeniem obciążenia dokładnie ustawiano w osi maszyny wytrzymałościowej Instron. Stosowano zakres obciążeń 0-20000 kG i prędkość obciążania 0,2 mm/min.

Moduł sprężystości wzdłużnej E badanych zestawów oznaczono metodą rezonansową przez pomiar prędkości rozchodzenia się fali sprężyste w próbkach ceramicznych na stanowisku przedstawionym na rysunku 1.

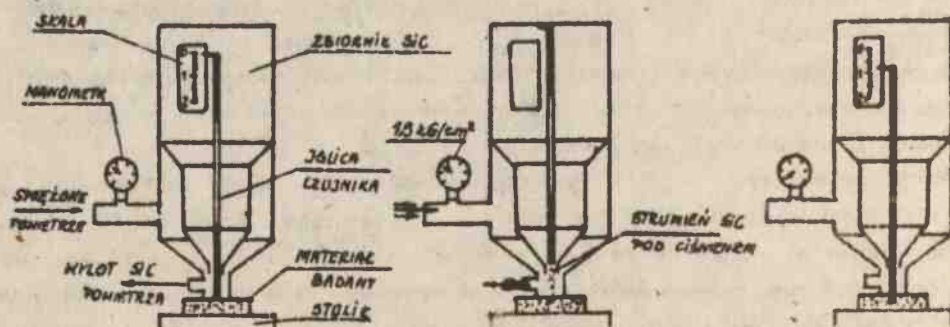


Rys. 1. Schemat stanowiska do oznaczania modułu Younga metodą rezonansową

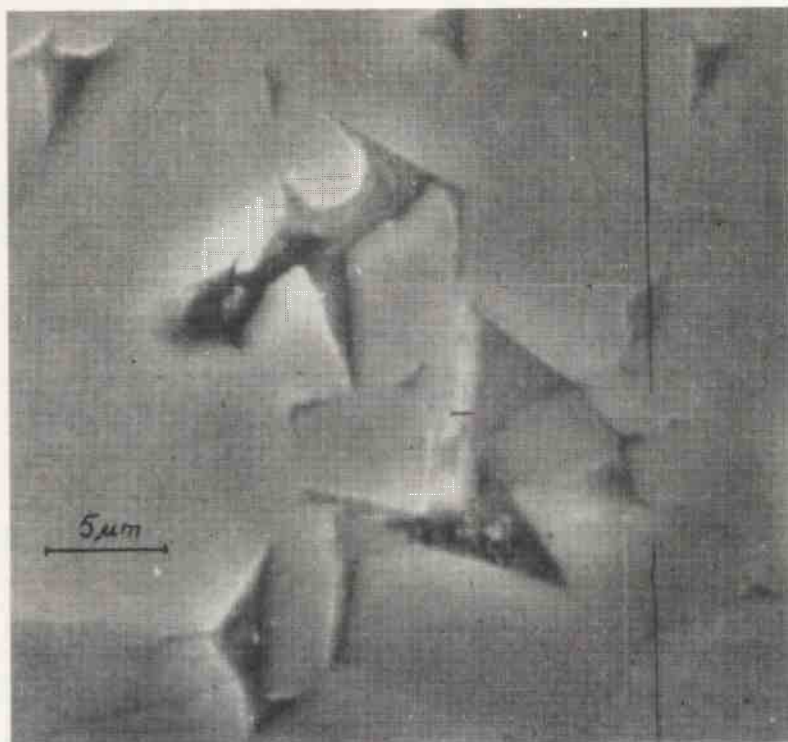
1 - generator drgań sinusoidalnych, 2 - cyfrowy miernik częstotliwości, 3 - przetwornik wzbudzający, 4 - próbka badania, 5 - druty podporowe, 6 - przetwornik odbiorczy, 7 - wzmacniacz, 8 - oscyloskop

Ponieważ do wzbudzenia i odbioru drgań zastosowano metodę pojemnościową, powierzchnie czołowe belek (o wymiarach 10 x 10 x 80 mm) i jedną z powierzchni bocznych pokrywano cienką warstwą metaliczną przez naniesienie i wypalenie w temperaturze 800°C warstwy pasty srebrowej.

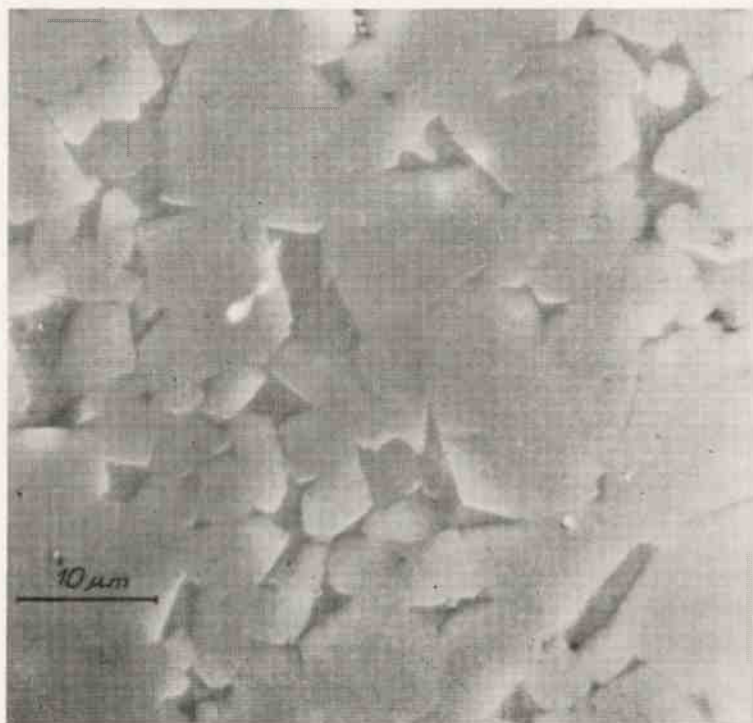
Oznaczenie ścieralności wg Mackensena badanych tworzyw przeprowadzono za pomocą dmuchawy Mackensena (rys. 2), przez działanie strumieniem węglna krzemu frakcji 500-630 μm , pod ciśnieniem 1,5 atm., stosując komorę o pojemności 28 cm^3 . Miarą ścieralności była głębokość wgłębienia wydmuchanego proszkiem ścierającym w badanym materiale, mierzona czujnikiem wbudowanym w głowicę aparatu i wakazywana na skali odczytowej. Głębokość ta każdorazowo



Rys. 2. Zasada działania dmuchawy Mackensena



Rys. 3. Powierzchnia nietrawionego zgładu wyjściowego tworzywa korundowego bez dodatku Cr_2O_3 . Temperatura wypalania 1750°C (SEM)



Rys. 4. Powierzchnia nietrawionego zgładu wyjściowego tworzywa korundowego z 1% dodatkiem Cr₂O₃. Temperatura wypalania 1750°C (SEM)

była ponownie mierzona po badaniu, za pomocą czujnika zegarowego, z dokładnością 0,005 mm.

Każdą z omawianych własności oznaczano na 5-10 próbkach, zaś dla oceny rozproszenia wyników w każdej serii badań obliczano odchylenie standardowe średniej arytmetycznej.

Gęstość pozorną tworzyw oznaczono przez pomiar objętości szlifowanych belek przeznaczonych dalej do oznaczania wytrzymałości na zgnięcie i modułu Younga oraz ich wagi. Dzięki równoległemu oznaczeniu ciężarów właściwych metodą pikometryczną, wyliczano wartości porowatości całkowitej próbek wypalanych w omawianych warunkach. Z tych samych próbek, za pomocą płyty typu "Isomet" wycinano preparaty do obserwacji mikroskopowych, po czym w wyniku kolejnych operacji szlifowania i polerowania otrzymano zgłady do badania za pomocą mikroskopu skaningowego typu Jeol JSM-2.

Do oceny stopnia penetracji granic międzyzłarnowych tlenku glinowego w badanych zestawach tworzyw korundowych i wpływu na tę cechę dodatku Cr_2O_3 przez tworzącą się w temperaturach spiekania fazę ciekłą, zastosowano metodykę zaproponowaną przez Jacksona i współpracowników [16]. W tym celu ze zdjęć nietrawionych zgładów poszczególnych zestawów o wymiarach 100 x 100 i liniowym powiększeniu 1800 i 3000 x mierzono, za pomocą specjalnego kątomierza, kąty dwuścienne tworzone przez fazę międzyzłarnową pomiędzy ziarnami tlenku glinowego. Za wartość kąta dwuściennego uważano wartość najczęściej występującą w pomiarach wszystkich mierzonych kątów. W pracy tej, kąty dwuścienne oceniano każdorazowo na podstawie histogramu konstruowanego na podstawie 400-500 pomiarów.

Z nietrawionych zgładów tworzyw, za pomocą mikroskopu Quantimet - 720 oceniano porowatość oraz zawartość fazy międzyzłarnowej. Celem oceny rozkładu wielkości ziaren tlenku glinowego za pomocą tego samego urządzenia, zgłady poddawano trawieniu termicznemu w powletrzu w temperaturze 1550°C przez 10-15 minut.

W celu wyjaśnienia wpływu Cr_2O_3 na zmiany mikrostruktury tworzywa korundowego, równolegle przygotowano mieszaniny tlenku glinowego z tlenkiem chromowym w ilości 0,1; 0,5; 0,75; 1,0 i 5,0% wag., bez udziału pozostałych składników. Poddano je tym samym zabiegom technologicznym i badaniom, co zestawy wcześniej omawiane.

3. WYNIKI BADAŃ I DYSKUSJA

Jak powszechnie wiadomo, zdolność do penetracji granic stałych ziaren tworzywa korundowego przez fazę ciekłą zależy od układu składowych napięć powierzchniowych na granicach ziarno/ziarno i ziarno/faza ciekła. Idealne warunki do penetracji granic ziaren przez fazę ciekłą występują wtedy gdy

$$\gamma_{zz} \gg 2\gamma_{zc} \quad (1)$$

gdzie γ_{zz} jest napięciem powierzchniowym na granicy ziarno/ziarno, a γ_{zc} jest napięciem powierzchniowym na granicy ziarno/faza ciekła.

Oczywiście, gdy $\gamma_{zz} < 2\gamma_{zc}$, penetracja ziaren przez fazę ciekła nie następuje. Warunki równowagi sił powierzchniowych osiągane są wówczas gdy

$$\gamma_{zz} = 2\gamma_{zc} \cos \phi / 2 \quad (2)$$

gdzie ϕ jest kątem dwuściennym tworzoną przez granice ziarn stałych i fazę ciekłą. Jest widocznym z relacji (2), że gdy wzrasta γ_{zc} lub obniża się γ_{zz} , będzie wzrastała wartość kąta dwuściennego, tj. będzie malała tendencja fazy ciekłej do penetracji stałych ziaren tlenku.

Kąty dwuścienne obserwowane na płaskich przekrojach zmieniają się wokół stałej rzeczywistej wartości, dlatego że zglądy są przypadkowymi przekrojami trójwymiarowej struktury. Stąd też, kąty pomiędzy dwiema płaszczyznami w strukturze, zależnie od ich orientacji w stosunku do płaszczyzny przekroju, mogą mieć wartości pomiędzy 0° a 180° .

Jak wykazali Harker i Parker [18] oraz Jackson [16], za prawdziwą wartość kąta dwuściennego można uważać najczęściej występujący kąt histogramu zmierzonych kątów dwuściennych, wykreślonego jako wielkość kąta w funkcji częstości jego występowania.

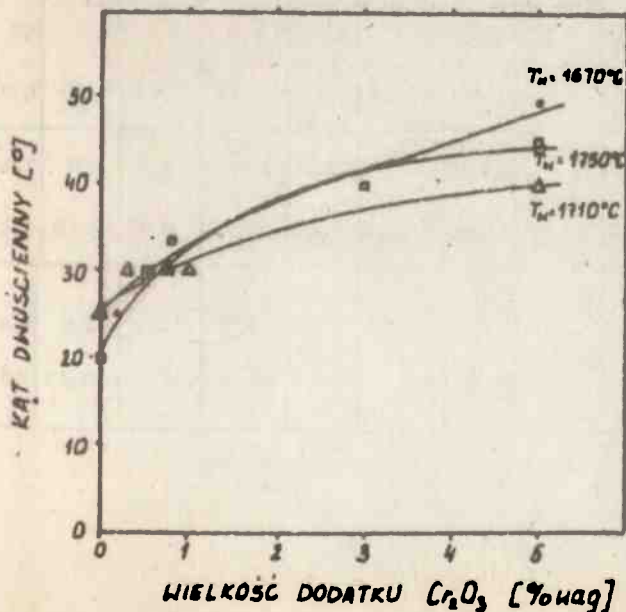
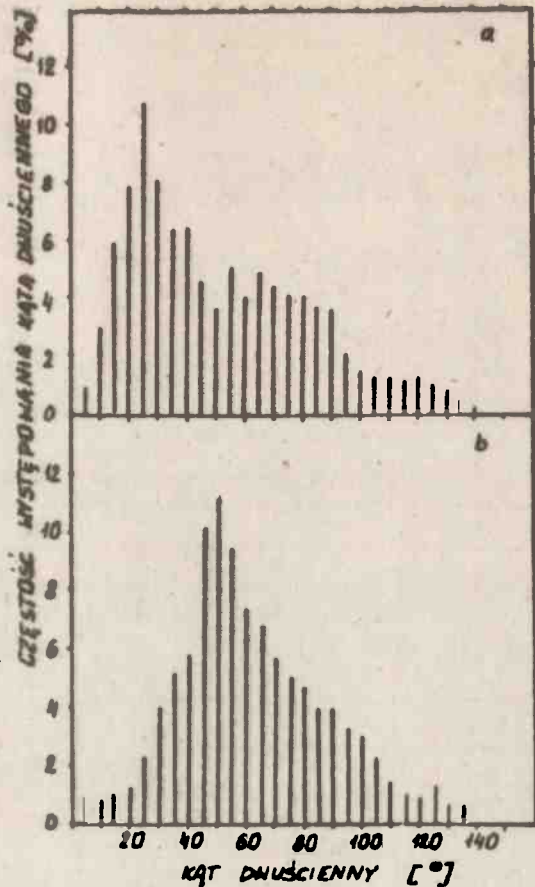
Stosując powyższą metodykę, pomiarzono w niniejszej pracy kąty dwuścienne ze zdjęć nletrawionych zglądów poszczególnych zestawów. Przykładowe zdjęcia powierzchni wyjściowego tworzywa korundowego bez dodatku Cr_2O_3 i z 1% dodatkiem, wypalonych w temperaturze 1750°C , zamieszczono na rysunkach 3 i 4. Prawdziwe wartości kątów dwuściennych otrzymano przez konstrukcję histogramów kątów obserwowanych na przekrojach. Dwa typowe histogramy przedstawiono na rys. 5a i b, zaś na rysunku 6 zmiany wielkości prawdziwej wartości kąta dwuściennego w funkcji wielkości dodatku Cr_2O_3 do wyjściowego tworzywa korundowego.

Jak widać na rysunku 6, ze wzrostem dodatku Cr_2O_3 wzrasta wartość kąta dwuściennego zestawów dla wszystkich temperatur wypalania. Efekt ten wiązać się będzie z obniżeniem tendencji fazy ciekłej, powstającej w temperaturach spiekania, do penetracji granic ziarnowych tlenku glinowego, a zatem i z pogarszaniem dodatniego wpływu fazy ciekłej na spiekanie tworzywa korundowego.

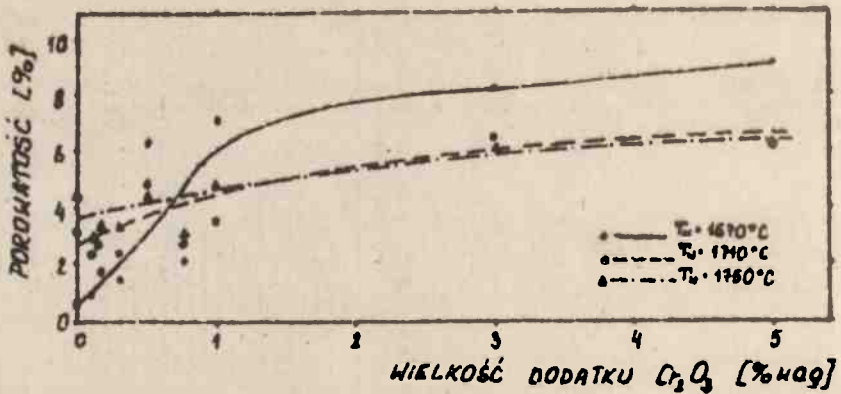
Obserwowane zjawisko ma szczególne znaczenie dla próbek wypalanych w temperaturze 1670°C , czego potwierdzeniem jest istotny wzrost porowatości próbek towarzyszących wzrostowi udziału Cr_2O_3 (rys. 7).

W związku z obecnością MgO w wyjściowym składzie tworzywa korundowego, nie stwierdzono istotnego wpływu Cr_2O_3 na średnią wielkość Al_2O_3 (tablica 5) i wielkość różnicy między maksymalną wielkością ziarna i wielkością średnią ($D_{\text{max}} - \bar{D}$). Celem określenia wpływu Cr_2O_3 na wzrost ziaren Al_2O_3 w nieobecności MgO , przygotowano zestawy Al_2O_3 i Cr_2O_3 .

Rys. 5. Typowe histogramy otrzymane z pomiarów kątów dwuściennych z nieleakowanych powierzchni zglądów badanych tworzyw: a/ wyjściowe tworzywo korundowe bez dodatku Cr_2O_3 . Temperatura wypalania 1670°C . Najczęściej występujący kąt dwuścienny wynosi 25° ; b/ wyjściowe tworzywo korundowe z 5% dodatkiem Cr_2O_3 . Temperatura wypalania 1670°C . Najczęściej występujący kąt dwuścienny wynosi 50° .



Rys. 6. Wpływ wielkości dodatku Cr_2O_3 do wyjściowego tworzywa korundowego na prawdziwą wartość kąta dwuściennego tworzonego przez fazę ciekłą pomiędzy ziarnami tlenku glinowego



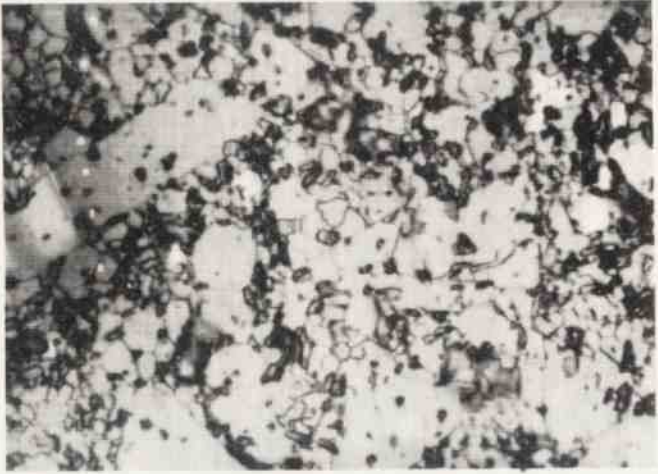
Rys. 7. Zmiany porowatości próbek badanego tworzywa korundowego ze wzrostem udziału Cr₂O₃

Tablica 5

Wyniki pomiarów wielkości ziaren Al₂O₃ w badanym tworzywie korundowym z dodatkami Cr₂O₃

Temperatura wypalania °C	Wielkość dodatku Cr ₂ O ₃ (% wag)	Parametr mierzony									
		0,0	0,1	0,15	0,30	0,50	0,75	1,0	3,0	5,0	
1670	średnia wielkość ziaren \bar{D} (μm)	1,7	2,2	1,9	2,3	1,9	1,9	2,1	2,9	2,8	
	$(D_{\text{max}} - \bar{D})_{[\mu\text{m}]}$	6,55	8,02	10,05	11,15	9,35	11,05	7,54	7,60	9,20	
1710	średnia wielkość ziaren \bar{D} (μm)	2,4	3,0	3,2	2,7	2,1	3,4	1,6	2,0	2,8	
	$(D_{\text{max}} - \bar{D})_{[\mu\text{m}]}$	11,93	11,80	11,85	11,15	7,65	12,35	8,88	8,48	10,0	
1750 /	średnia wielkość ziaren \bar{D} (μm)	5,1	4,9	4,5	5,8	4,0	5,2	4,6	4,8	3,9	
	$(D_{\text{max}} - \bar{D})_{[\mu\text{m}]}$	21,0	21,2	15,3	20,3	16,7	18,2	17,9	20,41	18,6	

a)

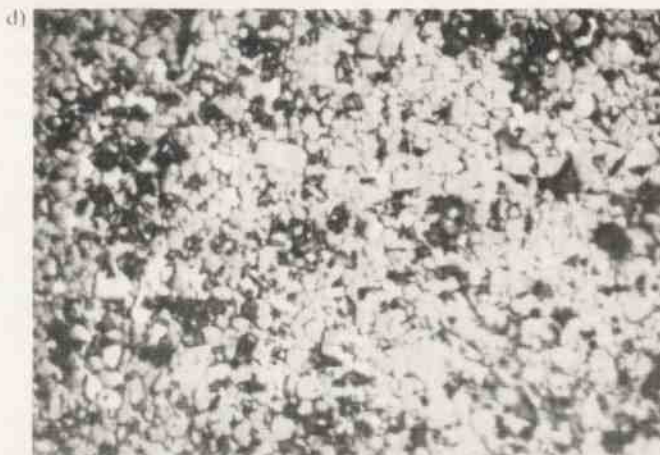


b)



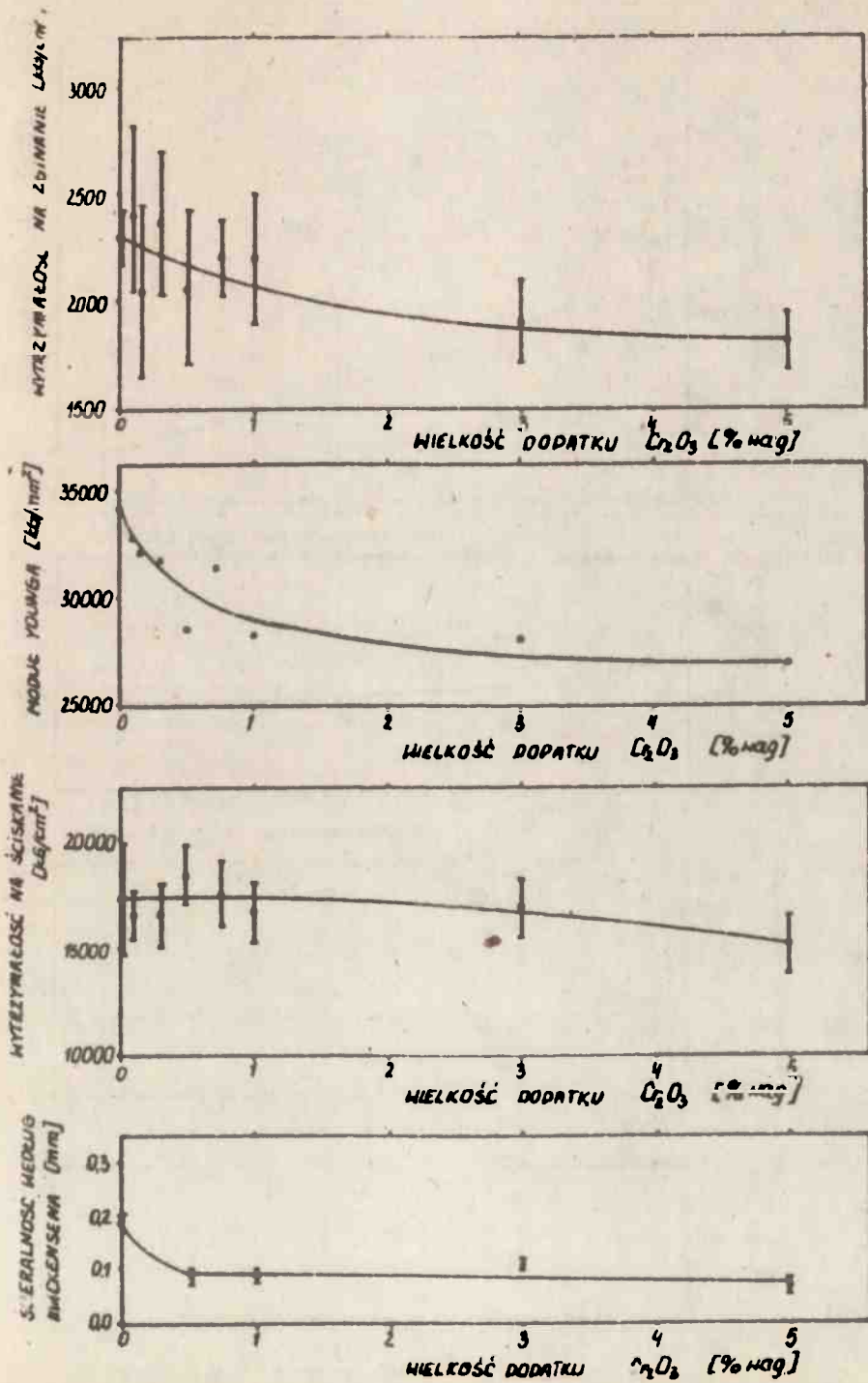
c)



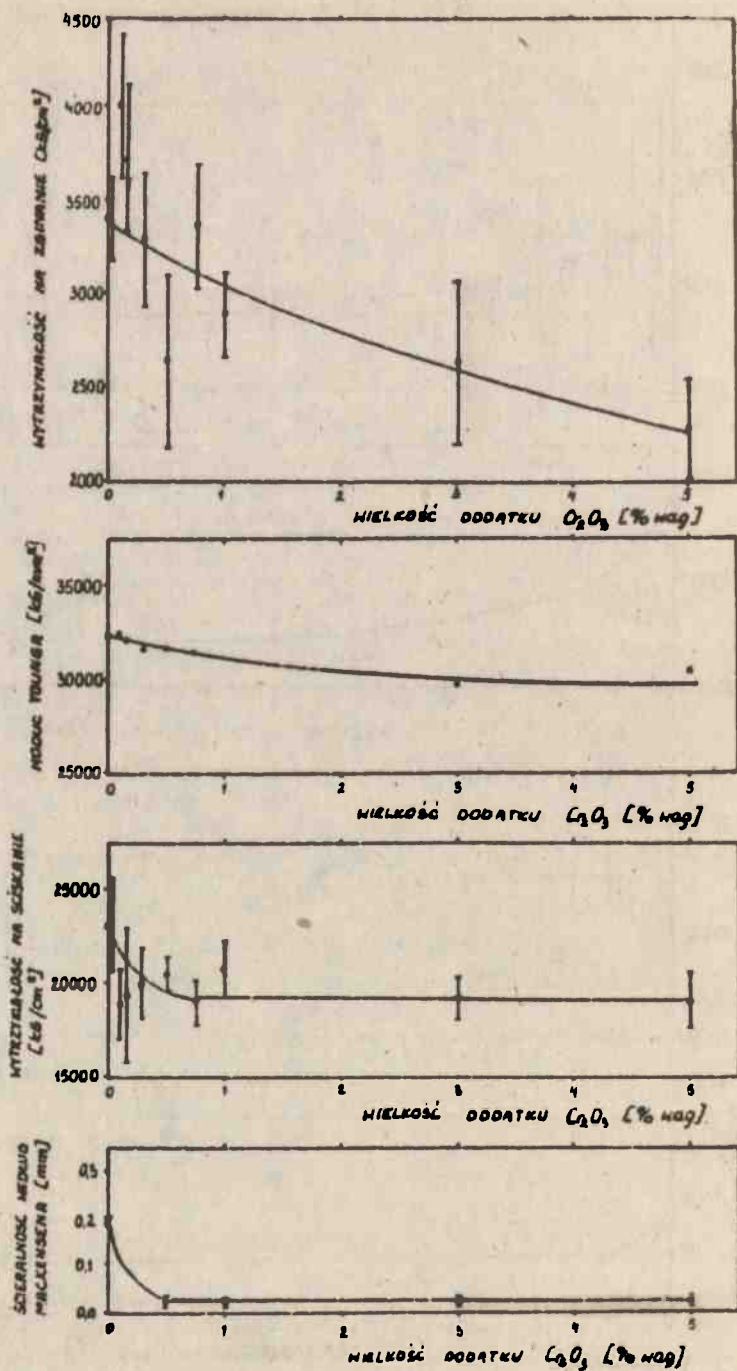


Rys. 8. Zdjęcia powierzchni trawionych zglądów mieszanin tlenku glinowego z Cr_2O_3 wypalanych w temperaturze 1670°C (pow. 600x)

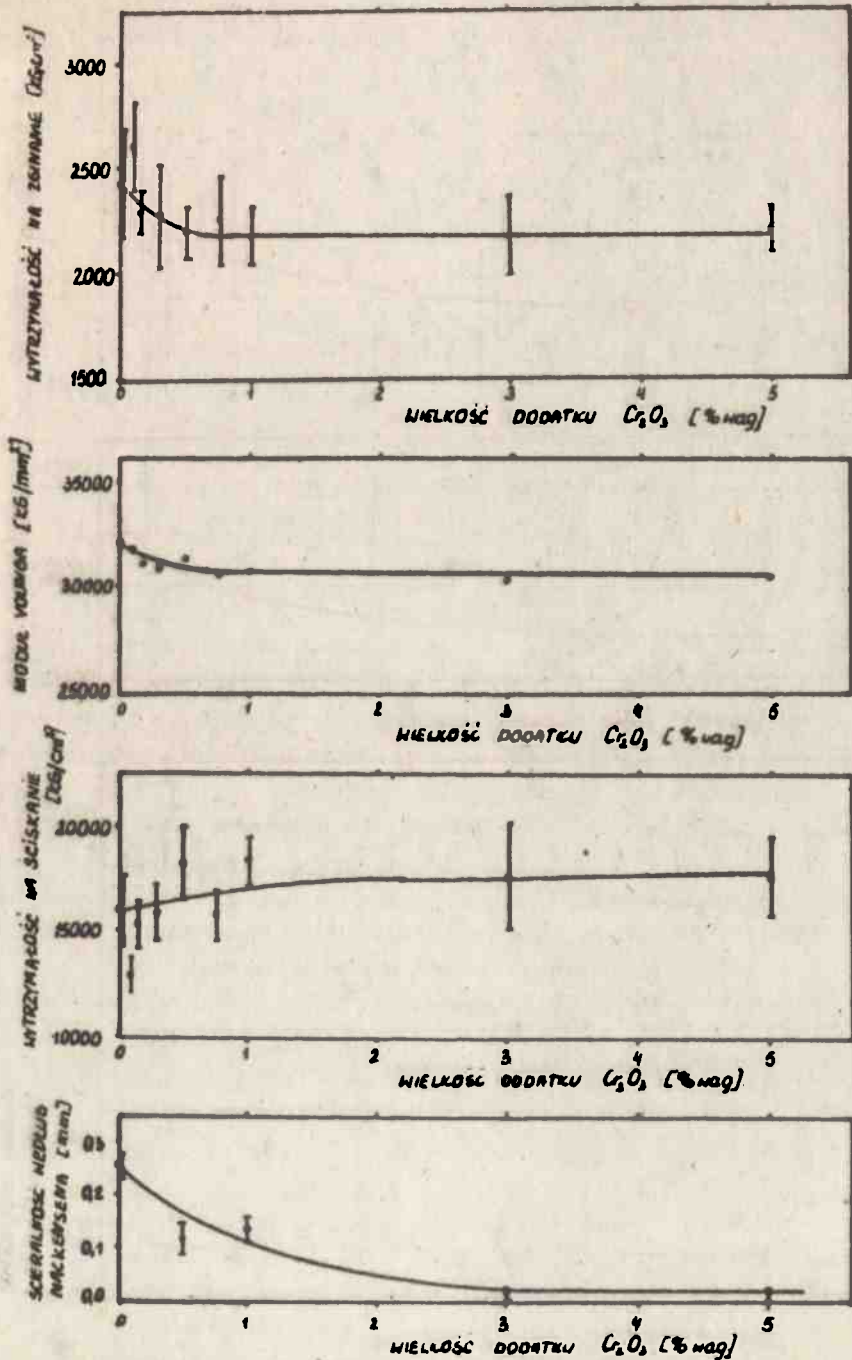
a/ 0,0 % Cr_2O_3 , b/ 0,1 % Cr_2O_3 , c/ 0,5 % Cr_2O_3 , d/ 1,0 % Cr_2O_3 ,
e/ 5,0 % Cr_2O_3



Rys. 2. Zmiany własności mechanicznych badanego tworzyna korundowego ze wzrostem dodatku Cr_2O_3 . Temperatura wypalania 1670°C



Rys. 10. Zmiany własności mechanicznych badanego tworzywa korundowego ze wzrostem dodatku Cr_2O_3 . Temperatura wypalania $1710^{\circ}C$



Rys. 11. Zmiany własności mechanicznych badanego tworzywa korundowego ze wzrostem dodatku Cr₂O₃. Temperatura wypalania 1750°C

T a b l i c a 6

Wyniki pomiarów wielkości ziaren Al_2O_3 w zestawach tlenek glinu - tlenek chromu

Temperatura wypalania $^{\circ}C$	Wielkość dodatku Cr_2O_3 [% wagl] Parametr mierzony	0,0	0,1	0,5	0,75	1,0	5,0
		1670	średnia wielkość ziaren \bar{D} [μm]	1,70	3,70	1,70	1,63
	$(D_{max} - \bar{D})$ [μm]	74,7	11,55	11,00	5,87	5,77	8,0
1750	średnia wielkość ziaren \bar{D} [μm]	20,04	3,2	5,0	4,14	3,35	4,02
	$(D_{max} - \bar{D})$ [μm]	68,0	20,8	48,0	33,15	26,65	29,13

Jak wynika z tabeli 6, Cr_2O_3 istotnie obniża wielkość różnicy $(D_{max} - \bar{D})$, a zatem wpływa hamująco na rozrost ziaren tlenku glinowego. Wzrostowi udziału Cr_2O_3 towarzyszy również zmiana pokroju ziaren Al_2O_3 , z podłużnych do sferoidalnych (rys. 8). Nie stwierdzono jednakże istotnych zmian porowatości (a zatem i gęstości) tak przygotowanych zestawów.

Wynikiem niekorzystnego wpływu Cr_2O_3 na splekanie badanego tworzywa korundowego jest wyraźne pogorszenie się własności mechanicznych tworzywa, takich jak wytrzymałość na zginanie, ściskanie i modułu sprężystości wzdłużnej (rys. 9, 10, 11). Zmiany te są wiążące dla niższych temperatur wypalania - $1670^{\circ}C$ i $1710^{\circ}C$, co potwierdza wcześniej przedstawioną tezę.

Pozytywny wpływ Cr_2O_3 zaobserwowano w przypadku ścieralności wg Mackensena. Jak widać, istotnie wzrasta odporność na ścieranie badanego tworzywa w zakresie badanych wielkości dodatków Cr_2O_3 .

4. PODSUMOWANIE

Jak wynika z przeprowadzonych badań, Cr_2O_3 wpływa niekorzystnie na splekanie tlenku glinowego z udziałem fazy ciekłej w wyniku pogarszania penetracji granic ziaren tego tlenku przez fazę ciekłą. W zestawach bez udziału MgO i fazy ciekłej, Cr_2O_3 powyżej 0,5% wag. ogranicza wzrost ziaren Al_2O_3 i zmienia pokrój ziaren na sferoidalny, nie powoduje jednakże podwyższenia gęstości gotowych spleków.

W rezultacie takiego działania Cr_2O_3 , obserwuje się wyraźny spadek włas-

ności mechanicznych tworzywa korundowego, poza odpornością na ścieranie. Ta ostatnia właściwość ma istotne znaczenie przy wykorzystaniu badanych tworzyw jako elementów narzędzi skrawających.

(Wpłynęło 20.II.1981)

LITERATURA

1. Cesareplanow A.M., Triswitskij S.G.: Wyszokognieupornyje materialy i izdelije is oklawow, Moskwa 1964, wyd. Metalurgije.
2. Pampuch R.: Spiekanie krysztaficznych proszkow, Zeszyty Naukowe AOH, nr 10, 1962.
3. Khejgorodski J.: Das Glas in der Keramik, Silikattechnik, nr 8, str. 410, 1958.
4. Burke J.: Grain growth in ceramics, "Kinetics of high - temperature processes", New York, 1969, wyd. J. Wiley.
5. Bron W.A.: O spiekaniu glinocima putiom jego rakriyalizacii, Ognieupory, nr 7, str. 312, 1981.
6. Pampuch R.: Zarys nauki o materialach, PWN, Warszawa 1977.
7. Smothers W.J., Reynolds H.J., J. Amer. Ceram. Soc. 12, str. 586, 1954.
8. Kukolaw O.W.: Fiziko-chimiceskije osnovy spiekanija w uschnologiji ognieuporow i keramiceskich materialow, Żurn. Wses. Chim. Obščestwa, 5, str. 134, 1940.
9. Cahoon H.P., Christensen C.J.: Sintering and grain growth of alpha-alumina, J. Amer. Ceram. Soc. 39 (10), 337, 1956.
10. Henricke W.H., Sturhahn H.H.: Tonindustrie Ztg und Keram. Rund. 95, 5, 127, 1971.
11. Bunting B.N.: Bur. Standards J. Research, 6, 6, 946, 1931.
12. Raamussen J., Stringfellow G., Culler J.: Effect of impurities on the strength of polycrystalline magnesia and alumina, J. Amer. Ceram. Soc., 3, 146, 1956.
13. Roaskiewica J., Jaworski H.: Zagadnienia technologiczne związane z wytworzeniem nowych materialow ścieranych, Krdjowe Konf. Nauk. Techn. - Łódź 1971.
14. Okada Syojiro J. Jap. Soc. Precie Eng. 26, 155, 1973.
15. Woźniak K., Leśnicka J.: Badania nad wpływem dodatku Cr_2O_3 na własności elektrokorundu, Przemysł Chemiczny 54/C, 523, 1976.
16. Jackson T., Ford W.F., White J.: The influence of Cr_2O_3 and Fe_2O_3 on the wetting of periclase grains by liquid silicates, Trans. Brit. Ceram. Soc. 62, 577, 1963.
17. Grem W., Schwab P.: Computer assisted indexing of electron diffraction patterns, Pract. Metallography, vol XV No 8, str. 369 (1977).
18. Marker B., Parker E.R.: Trans. A.C.M. 34, 156, 1945.