

OCENA USZKODZENIA POROWATEJ CERAMIKI POLIKRYSTALICZNEJ NA PODSTAWIE ANALIZY ODKSZTAŁCEŃ W STANIE JEDNOOSIOWEGO ŚCISKANIA

Sylwester SAMBORSKI*, Tomasz SADOWSKI**

* Katedra Mechaniki Stosowanej, Wydział Mechaniczny, Politechnika Lubelska, ul. Nadbystrzycka 36, 20-618 Lublin

** Katedra Mechaniki Ciała Stałego, WIBiS, Politechnika Lubelska, ul. Nadbystrzycka 40, 20-618 Lublin

s.samborski@pollub.pl, t.sadowski@pollub.pl

Streszczenie: W pracy przedstawiono wyniki badań doświadczalnych tworzyw ceramicznych (MgO i Al_2O_3) o porowatości od 3,3 do 38%. Przeprowadzono jednoosiowe ściskanie próbek walcowych. Procedurę obciążania-odciążania-dociążania prowadzono aż do zniszczenia próbek. Na podstawie analizy odkształceń wyznaczono bieżące wartości cech wytrzymałościowych (moduły Younga, współczynniki Poissona) i oceniono stan anizotropowego uszkodzenia poprzez wyznaczenie stanu odkształceń trwałych przy wielokrotnym odciążaniu materiału. Strukturę ceramiki scharakteryzowano poprzez obserwacje mikroskopowe (SME). Wyznaczono odporność na kruche pękanie materiału za pomocą prób trójpunktowego zginania beleczek z karbem.

1. WPROWADZENIE

Badania procesów uszkodzania materiałów ceramicznych należą do bardzo aktualnych na świecie zagadnień opisu zachowania się materiałów konstrukcyjnych. Dotychczas prowadzono głównie próby jednoosiowego rozciągania lub zginania ceramiki. Brakuje natomiast dokładniejszych wyników badań opisujących zachowanie się materiałów ceramicznych w stanach ściskania (Munz i Fett, 1999). Jest to przypadek obciążenia najczęściej występujący w praktyce inżynierskiej, np. jako skutek zmieniającego się ciśnienia działającego na wykładziny pieców hutniczych, warstwy ceramiczne łopatek turbin itp. (Oczkoś, 1996).

Istotny wpływ na wytrzymałość mechaniczną materiałów ceramicznych ma początkowa mikrostruktura, charakteryzowana poprzez wielkość ziaren, skład fazowy, pory, inkluzje itp. Ważną grupę materiałów ceramicznych stanowią ceramiki porowate, zaliczane do materiałów wielofazowych, w których drugą fazą jest gaz zawarty w porach (Pampuch, 1988; Rice, 1998). Są one szeroko stosowane w praktyce. Znajdują zastosowanie jako filtry, materiały termoizolacyjne i powłoki ciepłochronne oraz dźwiękochronne, czy też wymurówki pieców. Produkuje się coraz więcej tego typu materiałów, w których zadany z góry poziom zawartości porów ma zapewnić wymagane właściwości mechaniczne (Jayaseelan i inni, 2002; Wang i inni, 1997). Materiały ceramiczne o celowo wytworzonych porach znajdują zastosowania w medycynie oraz jako przegrody w ogniowach paliwowych (Ashby i Jones, 1996).

Zrozumienie i opisanie zależności pomiędzy cechami mikrostruktury a makroskopową odpowiedzią materiału jest wciąż dalekie od zadowalającego, choć od lat wielu badaczy poświęcało uwagę temu problemowi. Pory i rozwój mikrodefektów rozproszonych w materiałach ceramicznych, wokół których tworzą się koncentracje

naprężeń, mogą stanowić przyczynę inicjującą zniszczenie danego elementu konstrukcyjnego (Sammis i Ashby, 1986). Stan makroskopowego zniszczenia poprzedzony jest procesem wzrostu defektów (szczelin).

Ważnym zagadnieniem wydaje się być opisanie zachowania materiałów ceramicznych z uszkodzeniem narastającym pod wpływem obciążenia, poprzez wyznaczenie jego bieżących charakterystyk wytrzymałościowych: modułu Younga E , współczynnika Poissona ν , odporności na kruche pękanie K_{Ic} (Rice, 1993; Ostrowski i Rödel, 1999).

2. WPLYW PORÓW I PĘKNIĘĆ NA CECHY WYTRZYMAŁOŚCIOWE CERAMIKI

Pory o kształcie kulistym lub zbliżonym powstają podczas procesu wytwarzania ceramiki (spiekanie proszków). Pory stanowią jednak koncentraty naprężeń – obserwuje się propagację szczelin z porów (Sammis i Ashby, 1986; Sadowski i Samborski, 2003). Wzrost mikroszczelin w polikrystalicznej ceramice porowatej odbywa się wzdłuż prostych odcinków (tzw. segmentów) granic ziaren (Sadowski, 1994).

Wyróżnia się dwa rodzaje porowatości: wewnątrzziarnowa i międzyziarnowa. Większość porów o kształtach sferycznych występuje na granicach ziaren (rys. 2). Ich wymiary zawierają się w przedziale od jednego do kilku mikrometrów. Obydwa rodzaje porowatości wywierają silny wpływ na zachowanie się ceramiki pod obciążeniem. Zmniejsza się sztywność materiału E i łatwiejszy jest rozwój szczelin wzdłuż granic ziaren, wskutek obniżenia energii powierzchniowej pękania γ_{gb} (Papadopoulos i inni, 1994). Wpływ porów na moduł Younga można opisać za pomocą różnych zależności empirycznych. Kilka z nich podano w tabeli 1, oznaczając indeksami „0” i „M” odpowiednio: charakterystyki

materiału o gęstości teoretycznej i materiału o pewnej zawartości porów p .

Tab. 1. Wybrane zależności opisujące wpływ porów na charakterystyki wytrzymałościowe ceramiki

Nazwisko badacza, rok	Zależność
Pampuch, 1988; Munz i Fett, 1999	$E^M = E^0(1-p)^n$
Kachanov, 1993	$E^M = \frac{E^0}{1+3p}$; $\nu^M = \frac{p+\nu^0}{1+3p}$
Rice, 1998	$E^M = E^0(1-p)$

Warto wspomnieć, iż mogą występować także inne mechanizmy inicjacji szczelin w ceramice, np. mechanizm Zenera-Stroha (Sadowski, 1994). Prowadzi to do wystąpienia w tworzywie ceramicznym całego układu szczelin, które mogą się rozwijać, wraz ze wzrostem obciążenia, wzdłuż granic ziaren. Kierunki inicjacji i wzrostu pęknięć zależą od obciążenia zewnętrznego działającego na materiał.

3. RÓWNANIA KONSTITUTYWNE MATERIAŁÓW POROWATYCH Z USZKODZENIEM

Ponieważ niemożliwe jest określenie postaci równań konstytutywnych wyłącznie na podstawie wyników eksperymentalnych, istnieje potrzeba modelowania teoretycznego, uwzględniającego najistotniejsze cechy rozpatrywanego zjawiska, wynikające z doświadczeń. Przy zastosowaniu podejścia fenomenologicznego zaproponowano następującą formę równań konstytutywnych:

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl}(p, \mathbf{D}, \tilde{p})\sigma_{kl}, \quad (1)$$

gdzie: ε_{ij} jest tensorem odkształcenia, S_{ijkl} – tensorem podatności czwartego rzędu, będącym funkcją pewnego zestawu parametrów wewnętrznych: porowatości początkowej p , bieżącego stanu uszkodzenia opisanego tensorem odpowiedniego rzędu \mathbf{D} , czy też ewentualnych efektów plastycznych \tilde{p} ; σ_{kl} jest tensorem naprężenia.

W przypadku rozpatrywania zagadnienia dwuwymiarowego, indeksy wielkości tensorowych przyjmują wartości: $i, j, k, l = 1, 2$.

Uszkodzenie materiału w jednoosiowym stanie obciążenia można ocenić eksperymentalnie, na podstawie wartości modułu sprężystości przy odciążaniu (E^U). Wprowadza się skalarny parametr uszkodzenia (D), zdefiniowany następująco (Lemaitre, 1996):

$$D = 1 - \frac{E^U}{E^M}. \quad (2)$$

Stan anizotropowego uszkodzenia materiału opisuje się za pomocą tensora uszkodzenia rzędu drugiego lub wyższych rzędów (Skrzypek i Ganczarski, 1998). W przypadku uszkodzenia ortotropowego reprezentacja tego tensora ma postać macierzy diagonalnej (Sadowski i inni, 2005):

$$\{D_{ij}\} = \begin{Bmatrix} D_{11} & 0 \\ 0 & D_{22} \end{Bmatrix}. \quad (3)$$

Anizotropowe uszkodzenie próbek badanych w ramach niniejszej pracy opisano za pomocą tensorowego parametru uszkodzenia D_{ij} , dokonując uogólnienia skalarnego parametru uszkodzenia D na stany wieloosiowe.

$$D_{11} = 1 - \frac{E_1^U}{E^M}, \quad D_{22} = 1 - \frac{E_2^U}{E^M}, \quad (4)$$

gdzie: E_1^U i E_2^U są tzw. modułami odciążania w kierunkach osi x_1 i x_2 , Tensor uszkodzenia (\mathbf{D}), obok porowatości p ma istotny wpływ na wartości składowych tensora podatności \mathbf{S} , o czym świadczą wyniki badań doświadczalnych. Ze względu na małe całkowite odkształcenia powstające w obciążanej ceramice, dokonano dekompozycji tensora podatności:

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl}\sigma_{kl} = (S_{ijkl}^0 + S_{ijkl}^{po} + S_{ijkl}^D)\sigma_{kl}, \quad (5)$$

Ponadto, wprowadzono wielkość \mathbf{S}^M określającą podatność ceramiki porowatej bez uszkodzeń, tzn.:

$$S_{ijkl}^0 + S_{ijkl}^{po} = S_{ijkl}^M \quad (6)$$

Poszczególne części tensora podatności \mathbf{S} wyrażają się następująco:

$$\{S_{ijkl}^0\} = \begin{Bmatrix} \frac{1}{E^0} & -\frac{\nu^0}{E^0} & 0 \\ -\frac{\nu^0}{E^0} & \frac{1}{E^0} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1+\nu^0}{E^0} \end{Bmatrix}, \quad (7)$$

$$\{S_{ijkl}^M\} = \begin{Bmatrix} \frac{1}{E^M} & -\frac{\nu^M}{E^M} & 0 \\ -\frac{\nu^M}{E^M} & \frac{1}{E^M} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{(1+\nu^M)}{E^M} \end{Bmatrix}, \quad (8)$$

$$\{S_{ijkl}^{po}\} = \begin{Bmatrix} \frac{E^0 - E^M}{E^M E^0} & -\frac{\nu^M E^0 - \nu^0 E^M}{E^M E^0} & 0 \\ -\frac{\nu^M E^0 - \nu^0 E^M}{E^M E^0} & \frac{E^0 - E^M}{E^M E^0} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{(1+\nu^M)E^0 - (1+\nu^0)E^M}{E^M E^0} \end{Bmatrix}, \quad (9)$$

przy czym: E^0 , ν^0 to odpowiednio moduł Younga i współczynnik Poissona materiału ceramicznego bez szczelin i bez porów, zaś E^M , ν^M są zależnymi od porowatości początkowej charakterystykami materiału nieuszkodzonego. Ponadto:

$$\{S_{ijkl}^D\} = \left\{ \begin{array}{ccc} (2\kappa + 4\mathcal{G})D_{11} & \kappa(D_{11} + D_{22}) & 0 \\ \kappa(D_{11} + D_{22}) & (2\kappa + 4\mathcal{G})D_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 2\mathcal{G}(D_{11} + D_{22}) \end{array} \right\}. \quad (10)$$

Stałe κ i \mathcal{G} wynoszą:

$$\kappa = -\frac{\nu_{21}E^M - \nu^ME_2}{E^ME_2(D_{11} + D_{22})}, \quad \mathcal{G} = \frac{E^M(1 + \nu_{12}) - E_1(1 + \nu^M)}{(D_{11} + D_{22})E^ME_1} \quad (11)$$

Ze względu na przyjęte założenia o jednorodnym rozkładzie porów oraz o ortotropii stanu uszkodzenia, składowe globalnego tensora podatności wyrażono następująco:

$$\{S_{ijkl}\} = \left\{ \begin{array}{ccc} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{(1 + \nu_{12})}{E_1} \end{array} \right\}, \quad (12)$$

gdzie wielkości: E_1 , E_2 , ν_{12} i ν_{21} charakteryzują materiał porowaty z uszkodzeniem.

Zjawisko uszkodzenia jest procesem postępującym wraz z narastaniem stanu naprężenia lub odkształcenia w materiale. Jedną z metod wyznaczenia rozkładów D_{11} i D_{22} jest wykorzystanie koncepcji definiowania stanu uszkodzenia za pomocą modułu odciążania E^U (por. wzór (4)). Aby oszacować stan uszkodzenia w cylindrycznej próbce wykonanej z porowatej ceramiki, poddano ją procesowi quasi-statycznego obciążania z odciążaniem i następującym po nim dociążaniem. W kolejnych „cyklach” dociążania zwiększano maksymalne obciążenie zewnętrzne o pewną wartość (rys. 1). W rozpatrywanym przypadku jednoosiowego ściskania ($\sigma_{22} \neq 0$) próbki cylindrycznej, różne od zera pozostają następujące składowe tensora odkształcenia:

$$\left\{ \begin{array}{c} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \end{array} \right\} = \left\{ \begin{array}{c} -\frac{\nu_{21}}{E_2} \sigma_{22} \\ \frac{1}{E_2} \sigma_{22} \end{array} \right\} \quad (13)$$

Charakterystyki ν_{21} , E_2 zmieniają się w miarę rozwoju uszkodzenia w próbce. Stan uszkodzenia próbki walcowej dla n -tego cyklu odciążania wyznacza się następująco:

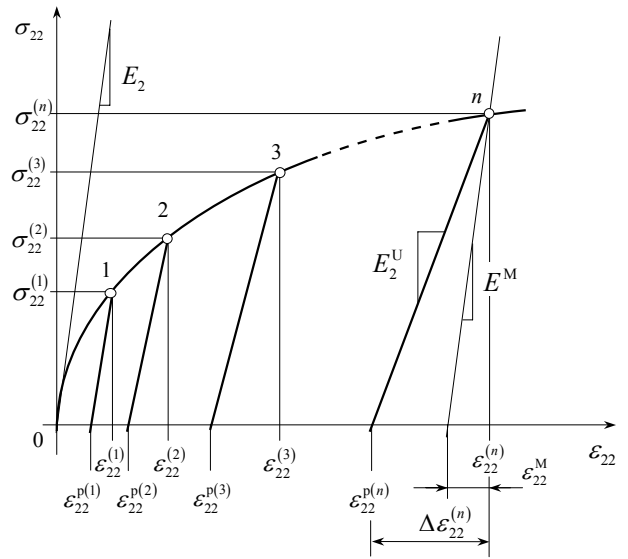
$$D_{22}^{(n)} = 1 - \frac{E_2^{U(n)}(\sigma_{22}^{(n)})}{E^M(p)}, \quad (14)$$

$$D_{11}^{(n)} = 1 - \frac{E_1^{U(n)}(\sigma_{22}^{(n)})}{E^M(p)}, \quad (15)$$

przy czym wielkość:

$$E_1^{U(n)} = E_2^{U(n)} \frac{\nu^M}{\nu_{21}^{(n)}} \quad (16)$$

jest umownie nazywana poprzecznym modułem Younga przy odciążaniu. Powyższa analiza prowadzi zatem do wyznaczenia składowych tensora uszkodzenia w próbce cylindrycznej na podstawie analizy odkształceń w stanie jednoosiowego ściskania z odciążaniem.



Rys. 1. Schemat procesu obciążania – odciążania

4. BADANIA DOŚWIADCZALNE

Przeprowadzono trzy rodzaje eksperymentów:

- jednoosiowe ściskanie próbek walcowych, według określonego schematu obciążania – odciążania,
- trójpunktowe zginanie beleczek z karbem,
- obserwacje mikrostruktury materiału za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego (SME).

4.1. Metodyka badań doświadczalnych

Podstawowym typem badań eksperymentalnych było przeprowadzenie serii prób jednoosiowego ściskania próbek z ceramiki porowatej. Próbki ceramiczne poddawano obciążaniu, zgodnie ze schematem przedstawionym na rys. 1. Do badań zostały przygotowane dwa zestawy próbek: z korundu (Al_2O_3), o porowatości nieprzekraczającej 40% oraz z magnezji (MgO), o zawartości porów do około 20%. Wykonawcą próbek był Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych w Warszawie. Próbki ceramiczne o wymiarach $\phi 14 \times 50mm$ obciążano za pomocą uniwersalnej maszyny wytrzymałościowej Zwick Z100, sterowanej programem komputerowym Test Expert. Dokładność pomiaru siły wynosiła 0,1 N przy zakresie pomiarowym do 100 kN, a przemieszczenia uchwytów – 0,01 μm . W prezentowanych badaniach dążono do uzyskania quasi-statycznego procesu obciążania, stąd prędkość przemieszczania uchwytów maszyny wytrzymałościowej ustalono na poziomie 100 $\mu m/min$. Pomiar odkształceń próbek prowadzono z wykorzystaniem techniki tensometrii oporowej. Na próbkach naklejano tensometry Vishay typu EA-06-240LZ350. Rozmieszczenie tensometrów w kierunku osiowym x_2 i poprzecznym x_1 pozwoliło na pomiary odkształceń ε_{22} i ε_{11} . Pomiary tensometryczne

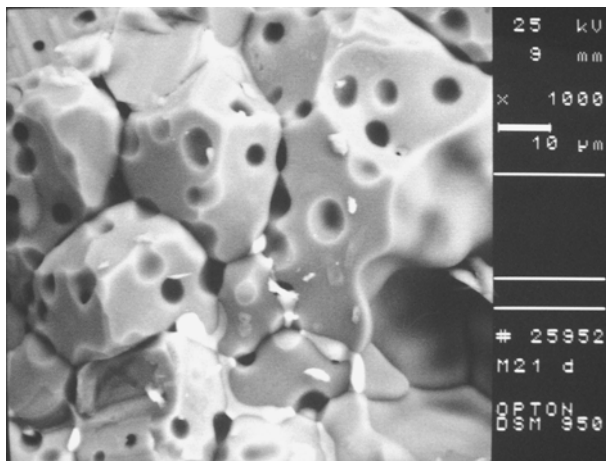
były rejestrowane przez system ESAM Traveller, złożony z wielokanałowego mostka oraz programu komputerowego, umożliwiającego ciągłą rejestrację wyników na twardym dysku komputera. Obciążanie prowadzono aż do zniszczenia próbek.

Badania trójpunktowego zginania beleczek z nacięciami miały na celu określenie wpływu porowatości początkowej p na odporność na kruche pękanie ceramiki K_{Ic} . Przygotowano beleczki z karbem, o wymiarach przekroju poprzecznego 3 x 4 mm i długości około 40 mm. Badania przeprowadzono za pomocą maszyny wytrzymałościowej Zwick Z100. W czasie badań rejestrowano wartości siły i przemieszczenia z dokładnością do 1 %. Deformację próbki kontrolowano sterując przemieszczeniem uchwytów.

Obserwacje mikroskopowe struktury wewnętrznej materiału pozwoliły na ocenę porowatości początkowej, określenie wymiarów ziaren i tekstury granic ziaren, a także ustalenie sposobu pękania materiału w mezoskali, poprzez badania powierzchni rozłamu. Badania przeprowadzono za pomocą mikroskopu OPTON DSM950 w Instytucie Technologii Materiałów Elektronicznych w Warszawie.

4.2. Wyniki badań i dyskusja

Jak pokazały obserwacje SEM (rys. 2) pory posiadały kształt kulisty i były równomiernie rozmieszczone wewnątrz ziaren lub na ich granicach. Obserwacje powierzchni przelomów próbek pozwoliły stwierdzić, że pękanie przebiegało głównie po granicach ziaren. W tabeli 2 zamieszczono informacje o średnich rozmiarach porów i ziaren testowanych ceramik.



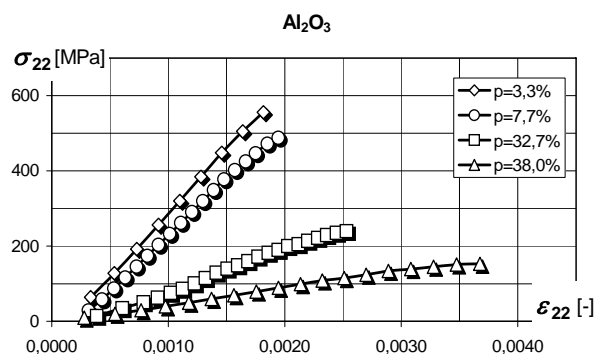
Rys. 2. Dominujący sposób pękania – po granicach ziaren

Uzyskane wyniki doświadczeń jednoosiowego ściskania stanowią dużą bazę danych na temat właściwości mechanicznych badanych tworzyw ceramicznych. Najważniejsze z tych wyników przedstawiono dalej w formie wykresów.

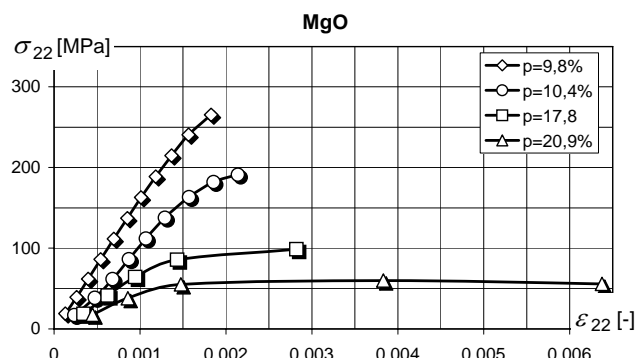
Tab. 2. Średnie wymiary porów i ziaren

Ceramika	Zakres porowatości, p [-]	Średni wymiar ziarna, d^{sr} [μm]	Średni wymiar pora, r^{sr} [μm]
Al_2O_3	0.033 – 0.380	34.99	2.21
MgO	0.098 – 0.209	25.41	1.44

Rysunki 3 i 4 przedstawiają wpływ porowatości początkowej na przebieg krzywych $\sigma - \epsilon$ dla ceramiki korundowej i magnezowej. Punkty to średnie wartości naprężenia i odkształcenia w górnych punktach zwrotnych kolejnych cykli obciążania – odciążania (por. rys. 1). Widoczne jest nieliniowe zachowanie ceramiki uszkodzonej.

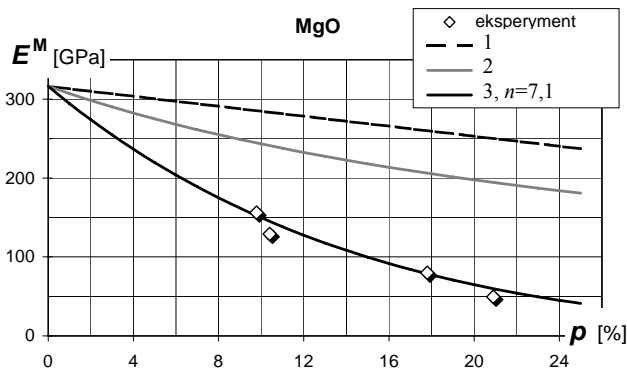


Rys. 3. Zależność naprężenia od odkształcenia dla korundu o różnej porowatości początkowej

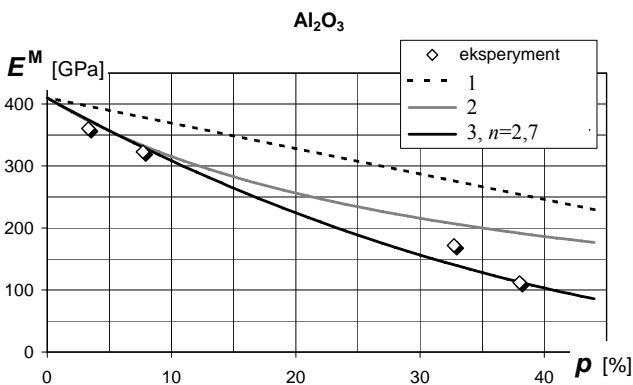


Rys. 4. Zależność naprężenia od odkształcenia dla magnezji o różnej porowatości początkowej

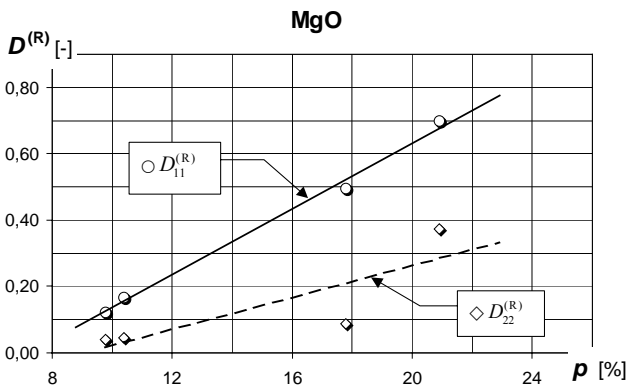
Na rysunkach 5 i 6 zamieszczono wartości początkowego modułu Younga i porównano je z zależnościami proponowanymi w literaturze (zob. tabela 1). Najlepsze przybliżenie rzeczywistego zachowania się ceramiki daje zależność potęgowa (nr 3) zaproponowana przez Pampucha (1988) oraz Munza i Fetta (1999). Na podstawie danych doświadczalnych wyliczono wartość wykładnika n : 7.1 dla MgO i 2.7 dla Al_2O_3 .



Rys. 5. Początkowe wartości modułu Younga MgO w funkcji porowatości (1 – Rice, 1998; 2 – Kachanov, 1993; 3 – Pampuch, 1988, Munz i Fett, 1999)



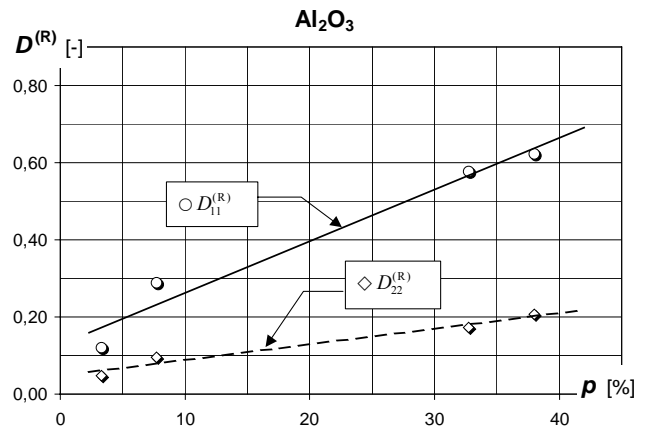
Rys. 6. Początkowe wartości modułu Younga Al₂O₃ w funkcji porowatości (1 – Rice, 1998; 2 – Kachanov, 1993; 3 – Pampuch, 1988, Munz i Fett, 1999)



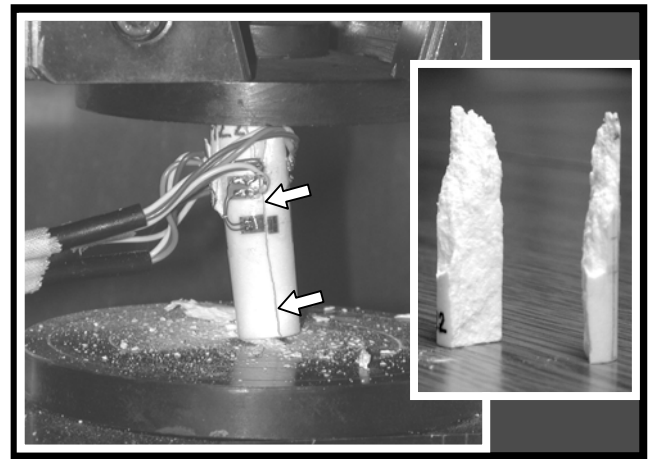
Rys. 7. Składowe tensora uszkodzenia MgO w chwili zniszczenia w kierunku poprzecznym ($D_{11}^{(R)}$) i osiowym ($D_{22}^{(R)}$)

Rysunki 7 i 8 przedstawiają wpływ porowatości początkowej na wartości składowych tensora uszkodzenia w cyklach bezpośrednio poprzedzających zniszczenie. Fakt, iż wartości $D_{11}^{(R)}$ są za każdym razem większe od $D_{22}^{(R)}$ dobrze odzwierciedla obserwowany w trakcie eksperymentów makroskopowy schemat zniszczenia próbek ceramicznych, tj. ich poosiowe rozłupywanie (rys. 9). Z kolei rysunki 10 i 11 pokazują wyniki doświadczalne (punkty) wartości współczynnika Poissona materiału porowatego nieuszkodzonego $\nu^M(p)$ oraz końcowe wartości (tuż przed zniszczeniem, $\nu^{(R)}(p)$).

Widoczny jest wzrost współczynnika z narastaniem stanu uszkodzenia. Wartość współczynnika Poissona jest więc funkcją dwóch parametrów: początkowej porowatości p i bieżącego stanu uszkodzenia D_{ij} .

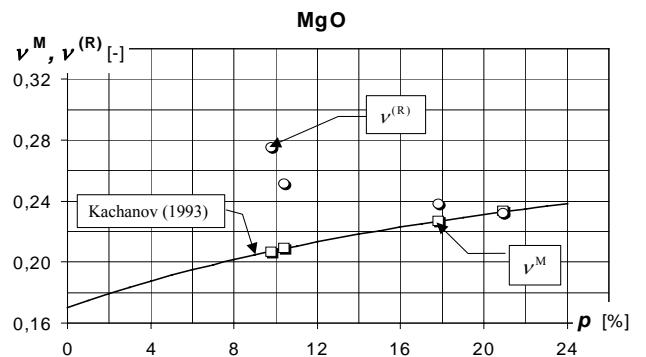


Rys. 8. Składowe tensora uszkodzenia Al₂O₃ w chwili zniszczenia w kierunku poprzecznym ($D_{11}^{(R)}$) i osiowym ($D_{22}^{(R)}$)

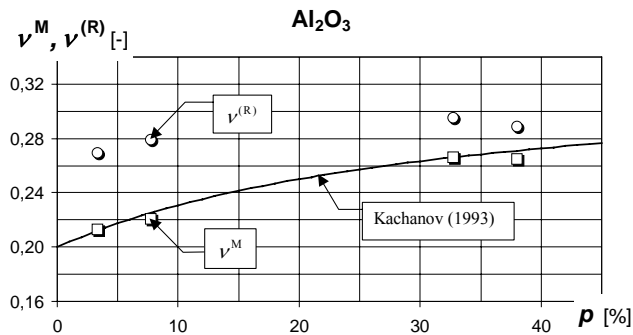


Rys. 9. Makroskopowy schemat zniszczenia próbek ceramicznych

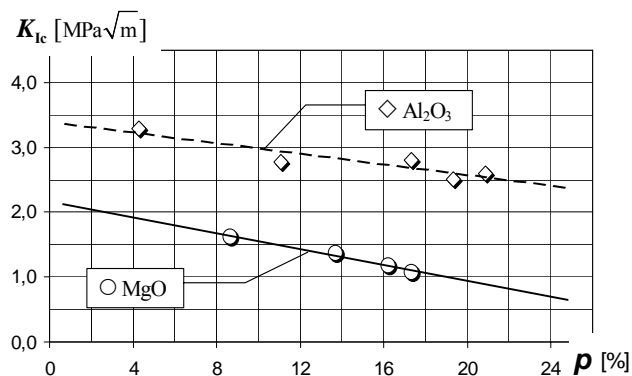
Ostatni wykres (rys. 12) to zależność K_{Ic} od porowatości dla obu testowanych ceramicznych. Ze wzrostem p odporność na kruche pęknięcie maleje, co jest zgodne z wynikami innych badaczy (np. Ostrowski i Rödel, 1999).



Rys. 10. Początkowe (ν^M) i końcowe ($\nu^{(R)}$) wartości współczynnika Poissona magnezyji w funkcji porowatości początkowej



Rys. 11. Początkowe (ν^M) i końcowe (ν^R) wartości współczynnika Poissona korundu w funkcji porowatości początkowej



Rys. 12. Wpływ zawartości porów na odporność na kruche pękanie ceramiki korundowej i magnezowej

5. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Wyniki przedstawione w niniejszej pracy wskazują, że występowanie porów oraz defektów strukturalnych w polikrystalicznej ceramice powoduje znaczące zmiany cech mechanicznych oraz końcowej wytrzymałości materiału. Podejście fenomenologiczne, wykorzystujące tensorową miarę uszkodzenia, pozwala na opisanie anizotropii uszkodzenia ceramiki o określonej historii obciążania. Możliwe jest także prognozowanie zachowania się porowatej polikrystalicznej ceramiki pod wpływem obciążenia zewnętrznego. Historia obciążania materiału w zasadniczy sposób wpływa na stan anizotropowego uszkodzenia materiałów ceramicznych. Przeprowadzone badania dostarczyły ponadto niezbędnych danych do modelowania w mezoskali, umożliwiając poznanie fizycznej strony zjawisk rozwoju uszkodzeń w polikrystalicznej ceramice. Istnieje potrzeba prowadzenia dalszych badań porowatych materiałów ceramicznych, służących ich lepszemu wykorzystaniu w konkretnych rozwiązaniach technicznych.

LITERATURA

1. Ashby M.F., Jones D.R.H. (1996), *Materiały inżynierskie cz. 2. Kształtowanie struktury i właściwości, dobór materiałów.*, WNT, Warszawa.

- Jayaseelan D., Kondo D., Brito M.E., Ohji T. (2002), High-Strength Porous Alumina Ceramics by the Pulse Electric Current Sintering Technique. *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 85, No 1, 267-69.
- Lemaitre J. (1996), *A Course on Damage Mechanics*, Springer, Berlin.
- Munz D., Fett T. (1999), *Ceramics. Mechanical Properties, Failure Behaviour, Materials Selection*, Springer, Berlin.
- Oczko K.E. (1996), *Kształtowanie ceramicznych materiałów technicznych*, Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów.
- Ostrowski T., Rödel J. (1999), Evolution of Mechanical Properties of Porous Alumina During Free Sintering and Hot Pressing. *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 82, No 11, 3080-3086.
- Pampuch R. (1988), *Materiały ceramiczne. Zarys nauki o materiałach nieorganiczno-niemetalicznych*, PWN, Warszawa.
- Papadopoulos G.A., Kytopoulos V.N., Sadowski T. (1994), Experimental Study of Fracture Process in MgO Polycrystalline Ceramics, W: *Proceedings of the Brittle Matrix Composites 4*, Warszawa 1994, 634-643.
- Rice R.W. (1993), Evaluating Porosity Parameters for Porosity-Property Relations. *J. Am. Ceram. Soc.*; Vol. 76, No 7, 1801-808.
- Rice R.W. (1998), *Porosity of Ceramics*, Marcel Dekker Inc., New York.
- Sadowski T. (1994), Modelling of Semi-Brittle MgO Ceramic Behaviour under Compression. *Mechanics of Materials*; Vol. 18, 1-16.
- Sadowski T., Samborski S. (2003), Modeling of Porous Ceramic Response to Compressive Loading. *J. Am. Ceram. Soc.*; Vol. 86, No 12, 2218-2221.
- Sadowski T., Samborski S., Librant Z. (2005), Damage Growth in Porous Ceramics, W: *Proceedings of the Fractography of Advanced Ceramics II Stara Lesna, Slovakia 2004*, Trans Tech Publications, Rotterdam, Netherlands, Vol. 290, 86-93.
- Sammis C.G., Ashby M.F. (1986), The Failure of Brittle Porous Solids under Compressive Stress States. *Acta Metall.*; Vol. 34, No 3, 511-526.
- Skrzypek J., Ganczarski A. (1998), Application of the Orthotropic Damage Growth Rule to Variable Principal Directions. *Int. J. Dam. Mech.*; Vol. 7, 180-206.
- Wang H.T., Liu X.Q., Meng G.Y. (1997), Porous α -Al₂O₃ Ceramics Prepared by Gelcasting. *Mat. Res. Bull.*; Vol. 32, No 12, 1705-1712.

DAMAGE ASSESSMENT OF POROUS POLYCRYSTALLINE CERAMICS ON THE BASIS OF STRAIN ANALYSIS IN UNIAXIAL COMPRESSION

Abstract: This article presents the outcomes of experiments on ceramics with porosity from 3.3 to 38%. Cylindrical samples of MgO and Al₂O₃ were loaded in compression. The loading-unloading-reloading procedure was conducted until rupture. On the basis of strain analysis the values of the mechanical characteristics were estimated (Young moduli, Poisson coefficients). Damage state was evaluated by estimation of permanent strains after multiple unloading of ceramic samples. Material structure was characterized by microscopic observations (SEM). Three point bending tests gave relations between porosity and fracture toughness for alumina and for magnesia.