

WYBRANE ZADANIENIA INICJACJI I WZROSTU PĘKNIĘĆ W POROWATYCH MATERIAŁACH CERAMICZNYCH

CHOSEN QUESTIONS OF CRACK INITIATION AND PROPAGATION IN POROUS CERAMIC MATERIALS

W pracy przedstawiono propozycję opisu wzrostu pęknięć w materiałach ceramicznych zawierających mikropory. Szczególną uwagę poświęcono zagadnieniom inicjacji pęknięć powodowanej obecnością porów. Analizy oparto na danych materiałowych i wynikach eksperymentalnych dla Al_2O_3 . Wyznaczono krzywe zależności współczynnika energii uwalnianej od zawartości porów oraz kąta propagacji pęknięcia.

In the paper a tentative description of crack propagation in ceramic materials with pores was presented. Special attention was given to questions of pore-induced crack initiation. Analyses were done according to material data and experimental results for Al_2O_3 . The relation of energy release rate vs. porosity and an angle of crack propagation was established.

1. Wprowadzenie

Materiały ceramiczne odznaczają się dobrymi właściwościami mechanicznymi oraz cieplnymi. Współczesna technika znajduje dla nich coraz szersze pole zastosowań, począwszy od hutnictwa i przemysłu cementowego (wymurówki pieców), poprzez przemysł samochodowy (warstwy ceramiczne w korpusach silników) po technologie kosmiczne (osłony termiczne). Ze względu na kruchość ceramiki uzasadnione wydaje się poszukiwanie sposobu opisu zjawisk rozwoju mikrouszkodzeń oraz pęknięcia omawianych materiałów w różnorodnych warunkach obciążenia.

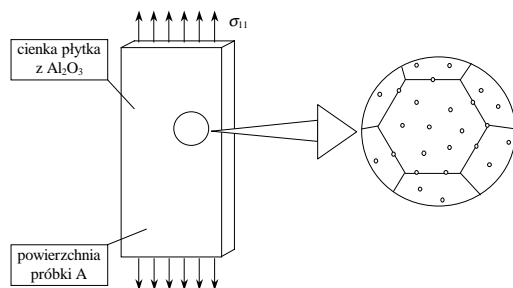
2. Opis materiału badawczego

Jedną z podstawowych ceramik polikrystalicznych jest porowaty tlenek glinu Al_2O_3 . Otrzymuje się go przez spiekanie proszków Al_2O_3 w temperaturze 1700 – 1900 °C. Uzyskany tą drogą materiał ceramiczny jest złożony z ziaren o wielkości 20 – 30 μm . Materiał lity (bez porów) posiada wysoki moduł Younga rzędu 410 GPa [7]. W rzeczywistym materiale, zwłaszcza spiekany swobodnie, występują pory – mikropustki o średnicach 1 – 4 μm . Porowatość może zmieniać się w zakresie 0 – 20%, a nawet 30%, co powoduje obniżenie sztywności matrycy sprężystej.

3. Modelowanie mikrostruktury porowatej

3.1. Opis porowatości materiału

Zagadnienie wzrostu pęknięć rozpatrzmy na przykładzie cienkiej płytki wykonanej z Al_2O_3 poddanej jednoosiowemu quasi-stacycznemu rozciąganiu (rys.1).



Rys. 1. Schemat obciążenia i mikrostruktura badanej ceramiki

W ogólnym przypadku struktura polikrystalicznej ceramiki jest niejednorodna, gdyż zawiera statystycznie rozmieszczone pory, mikropęknięcia, granice ziaren. Dla uproszczenia zagadnienia przyjmijmy, że pory mają kształt cylindryczny i są równomiernie rozproszone na całej powierzchni próbki. Zgodnie z [4] można wprowadzić następujący skalarny parametr porowatości:

$$p = \frac{1}{A} \sum_{s=1}^{N_{po}} r_{(s)}^2 \quad (1)$$

gdzie $r_{(s)}$ jest promieniem “s-tego” pora, A oznacza powierzchnię próbki, a N_{po} jest całkowitą liczbą porów.

Porowatość obniża tzw. efektywny moduł Younga (tab. 1) [3, 6, 7], przez co rośnie podatność matrycy sprężystej.

Tab. 1. Efektywny moduł Younga ($E_0 = E_{eff}(p=0)$)

Autor	$f_1(p)$	$E_{eff}(p)$
Kachanov, 1973	$f_1(p) = (1+3p)^{-1}$	$E_{eff}(p) = E_0 \cdot f_1(p)$
Ostrowski-Rödel, 1999	$f_1(p) = (1-2p)^{1,35}$	
Pampuch, 1988	$f_1(p) = (1-2p)$	

3.2 Powstawanie i wzrost pęknięć

Niezwykle istotny jest wpływ porów na zjawisko pęknięcia ceramiki [8]. Pory stanowią koncentratory naprężeń, które wskutek różnych czynników, np. naprężeń cieplnych przy spiekaniu, stają się źródłami mikropęknięć [2], będących połączeniem prostego pęknięcia z centralnym porem (rys. 2). Powstałe mikropęknięcie może dalej propagować się, jeśli współczynnik energii uwalnianej G jest równy podwójonej krytycznej wartości energii powierzchniowej pęknięcia [7]:

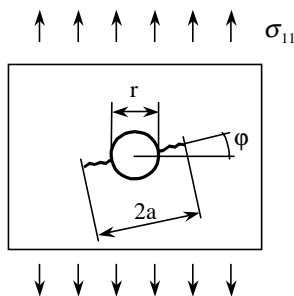
$$G_c = 2\gamma_{eff} \quad (2)$$

Rozważmy pojedynczy por osadzony w matrycy sprężystej, charakteryzującej się pewnym efektywnym modułem Younga [3], z którego propagują się dwa prostoliniowe pęknięcia pod kątem (rys. 2).

Ze względu na współczynnik intensywności naprężeń, por z prostymi pęknięciami można traktować jak zwykle proste pęknięcie [5, 1], jeśli: $a/r > 1.22$.

W rozpatrywanym przypadku mamy do czynienia z mieszanym schematem pęknięcia (połączone mody I oraz II). Sumując współczynniki energii uwalnianej [4] otrzymujemy:

$$G(p, a, \varphi, \sigma_{11}) = \frac{K_I^2 + K_{II}^2}{E_0} f_1(p) \quad (3)$$



Rys. 2. Pęknięcia proste spowodowane koncentracją naprężeń wokół pora.

gdzie K_I , K_{II} oznaczają współczynniki intensywności naprężeń dla odpowiednich schematów pęknięcia materiału bez porów.

Z analizy stanu naprężeń w układzie odniesienia związanym ze szczeliną wynika, że wartość współczynnika energii uwalnianej G silnie zależy od kąta φ , zgodnie z równaniem:

$$G(p, a, \varphi, \sigma_{11}) = \frac{\pi a}{E_0} f_1(p) \left(\cos^4 \varphi + \frac{1}{4} \sin^2 2\varphi \right) (\sigma_{11})^2 \quad (4)$$

Funkcja $f_2(\varphi) = \cos^4 \varphi + \frac{1}{4} \sin^2 2\varphi$ osiąga maksimum dla

$\varphi = 0^\circ$, więc uprzywilejowanym kierunkiem propagacji pęknięcia jest kierunek prostopadły do obciążenia. Osiągnięcie przez pęknięcie długości krytycznej a_{cr} bezpośrednio poprzedza makroskopowe zniszczenie materiału.

4. Przykład obliczeniowy

Do wyznaczenia rozkładu funkcji G przyjęto dane materiałowe zebrane w tabelicy 2. Rysunek 3 przedstawia wpływ porowatości oraz kąta nachylenia pęknięcia na wartość współczynnika energii uwalnianej G dla E_{eff} obliczonego zgodnie z [3].

Na rys. 4 przedstawiono wpływ zawartości porów na krytyczną wartość współczynnika energii uwalnianej, gdzie (materiał bez porów), zaś G_c oznacza krytyczny współczynnik energii uwalnianej dla materiału zawierającego pory, przy czym ich wpływ na podatność materiału oceniono w oparciu o tablicę I.

5. Podsumowanie i wnioski

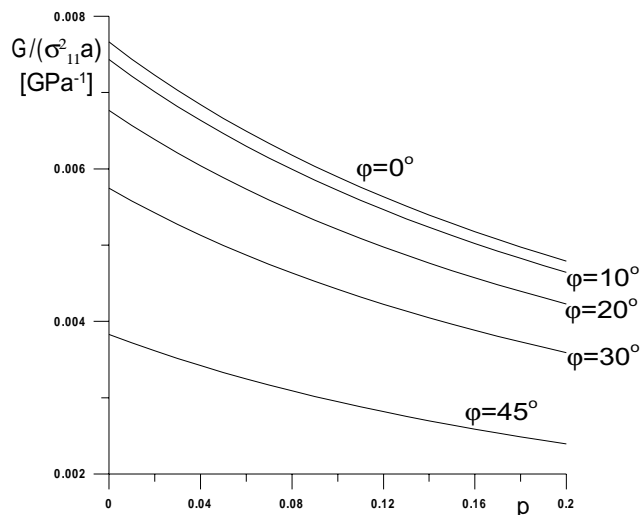
W pracy przeanalizowano wpływ porowatości na krytyczny współczynnik uwalniania energii G_c . Występowanie porów znacznie obniża odporność na pęknięcie polikrystalicznych materiałów ceramicznych. Ponadto przedyskutowano model rozwoju pęknięć powstających na skutek koncentracji naprężeń na brzegu pora.

6. Literatura

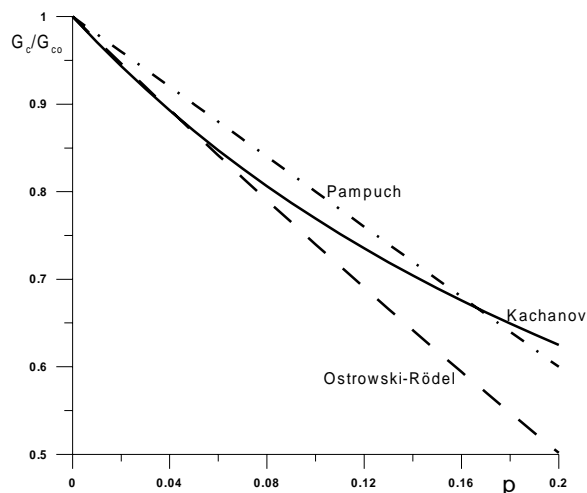
- [1] Broek D.: *Elementary engineering fracture mechanics*. Noordhoff International Publishing, Leyden 1974r.
- [2] Fett T., Munz D.: *Why can microcracks in ceramics propagate at extremely low stress intensity factors?*. Journal of Materials Science Letters, 11(1992), 257-260.
- [3] Kachanov M.: *On the effective moduli of solids with cavities and cracks*. Int. J. Fracture, 59(1973), R17-R21.
- [4] Lawn B. R., Wilshaw T. R.: *Fracture of brittle solids*. Cambridge University Press, Cambridge 1975r.
- [5] Murakami Y.: *Stress Intensity Factors Handbook*. Pergamon Press, Oxford 1988r.
- [6] Ostrowski T., Rödel J.: *Evolution of Mechanical Properties of Porous Alumina during Free Sintering and Hot Pressing*. J. AM. Ceram. Soc., 82(1999)11, 3080-86.
- [7] Pampuch R.: *Materiały ceramiczne. Zarys nauki o materiałach nieorganiczno-niemetalicznych*. PWN, Warszawa 1988r.
- [8] Sammis C. G., Ashby M. F.: *The failure of brittle porous solids under compressive stress states*. Acta metall., 34(1986)3, 511-526.

Tab. 2. Dane materiałowe badanej ceramiki

Wielkość	Oznaczenie	Wartość	Jednostka
Moduł Younga materiału rodzimego	E_0	410	GPa
Energia powierzchniowa pęknięcia	γ_0	20	J/m ²
Porowatość	p	0 ÷ 0,20	-
Średni promień porów	r_{sr}	1	μm



Rys. 3. Zależność współczynnika energii uwalnianej G od zawartości porów przy różnych kątach propagacji pęknięcia



Rys. 4. Zależność krytycznego współczynnika energii uwalnianej G_c od zawartości porów dla jednoosiowego rozciągania