

PRACA PĘKANIA CERAMIKI KORUNDOWEJ I CYRKONOWEJ ORAZ KOMPOZYTÓW KORUNDOWO-CYRKONOWYCH

Marek Boniecki¹⁾, Zdzisław M. Librant¹⁾, Henryk Tomaszewski¹⁾,
Wacław M. Rećko²⁾

Opracowano metodę pomiaru pracy pęknięcia polecaną szczególnie do materiałów ceramicznych kompozytowych o złożonej mikrostrukturze, dla których parametry materiałowe wyliczane na podstawie liniowo-sprężystej mechaniki pęknięcia nie wystarczają do ich prawidłowego opisu. Zastosowana metoda wymagała precyzyjnej techniki przygotowywania próbek szczególnie w zakresie wprowadzania karbu i bardzo wolnego obciążania belki. Na podstawie prób przeprowadzonych za pomocą maszyny wytrzymałościowej Zwick 1446 wykazano, że w przypadku materiałów o jednorodnej strukturze (w szczególności dla ceramiki korundowej) praca pęknięcia jest zbliżona do powierzchniowej energii pęknięcia liczonej na podstawie odporności na pęknięcie K_{Ic} . Dla materiałów o złożonej mikrostrukturze, a przede wszystkim dla kompozytu warstwowego, gdzie obserwowany profil pęknięcia jest linią łamaną, powierzchniowa energia pęknięcia jest prawie dwukrotnie większa od zmierzonej pracy pęknięcia. Tak więc praca pęknięcia jest niezbędnym parametrem charakterystyki własności mechanicznych ceramicznych tworzyw kompozytowych.

1. WPROWADZENIE

Pojęcie pracy pęknięcia *work of fracture* (WOF) wprowadzono dla opisu „całościowej wytrzymałości” materiału. Jest ona zdefiniowana jako praca wykonana dla uzyskania dwóch powierzchni przełamania w próbce:

$$WOF = W_w / 2S_p \quad (1)$$

gdzie W_w to praca wykonana przez układ sił zewnętrznych na próbce, S_p to powierzchnia przełamania.

¹⁾ Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych, ul. Wólczyńska 133, 01-919 Warszawa

²⁾ Instytut Szkła i Ceramiki, ul. Postępu 9, 02-676 Warszawa

Praca pęknięcia jest jak widać pojęciem dobrze zdefiniowanym pomiarowo w przeciwieństwie do pojęć określonych przez liniowo-sprężystą mechanikę pęknięcia [1,2], powierzchniowej energii pęknięcia γ , którą wyznacza się z pośrednich pomiarów:

$$\gamma = \frac{K_{Ic}^2 (1 - \nu^2)}{2E} \quad (2)$$

gdzie ν – liczba Poissona, E - moduł Younga. Czynniki zawierający liczbę Poissona jest często opuszczany ponieważ błędy wyznaczania K_{Ic} są znacznie większe ($0,1 \leq \nu \leq 0,25$).

Praca pęknięcia może być użytecznym narzędziem porównawczym w opisie zachowania się materiału w obecności naprężenia niszczącego, a jej małą stosunkowo popularność w środowisku badawczym można przypisać problemom, które nie zostały jeszcze wyjaśnione. Wg Barinova i Sakai [3,4] są to następujące kwestie:

- a) ilościowa relacja WOF i pojęć definiowanych przez liniowo-sprężystą mechanikę pęknięcia,
- b) zależność od wymiarów i geometrii próbki, a także warunków pomiaru,
- c) wpływ krzywej R na WOF,
- d) przełożenie wyniku pomiaru WOF na wnioski praktyczne w inżynierii materiałowej.

W niniejszym artykule przedstawiono metodykę i wyniki pomiarów *pracy pęknięcia* dla ceramiki korundowej i cyrkonowej oraz dla dwu typów kompozytów korundowo-cyrkonowych, dyspersyjnego i warstwowego. Dla pełniejszej charakterystyki badanych ceramik wykonano pomiary modułu Younga, wytrzymałości na zginanie i krytycznego współczynnika intensywności naprężeń.

2. MATERIAŁY

Belki z ceramiki korundowej wytwarzano z tzw. proszku aluminowego tlenku glinu produkcji Zakładu nr 2 CNPME w Skawinie o średniej wielkości krystalitów ~ 0,5 μm . W celu rozbicia aglomeratów i ujednorodnienia składu, proszek mielono 24 godziny w młynku kulowym w alkoholu wprowadzając dodatki 0,2% wag. tlenku magnezu cz.d.a. firmy Reachim i 0,25% wag. tlenku itru cz.d.a. firmy Merck. Po wysuszeniu masę granulowano na sicie 0,1 mm, a następnie formowano płytki o wymiarach 65 x 41 x 8 mm stosując ciśnienie jednoosiowe 15 MPa za pomocą prasy hydraulicznej. Tak uzyskane wypraski dogęszczano izostatycznie w prasie firmy Autoclave Engineers 5000 przy ciśnieniu 150 MPa. Płytki wypalano na biskwit w temperaturze 1373 K, następnie cięto wzdłuż dłuższego boku na belki o przekroju kwadratowym. Wypalanie końcowe belek wykonywano w piecu elektrycznym SECO/

WARWICK 1,18/1800 w temperaturze 1973 K. Czas przebywania wsadu w temperaturze maksymalnej wynosił 1,5 godziny.

Wypalone belki szlifowano dla uzyskania jednakowych dla danej populacji wymiarów $4 \times 4 \times 50$ mm, za pomocą szlifierki do płaszczyzn SPC20a, uzbrojonej w tarczę z nasypem diamentowym. Zastosowane narzędzia pozwoliły na uzyskanie klasy chropowatości powierzchni R_a , w granicach 0,8 - 1,0 μm . Nacięcia karbu wykonywano precyzyjną piłą tarczową LoadPoint 3AV. Pierwsze nacięcie wykonywano tarczą o grubości 0,2 mm na głębokość ~ 1 mm a następnie dno karbu nacinano tarczą o grubości 0,025 mm na głębokość $\sim 0,2$ mm.

Belki z ceramiki cyrkonowej wytwarzano z proszku dwutlenku cyrkonu z zawartością 12% mol. CeO_2 o wielkości krystalitów $\sim 0,3$ μm , produkcji firmy TOSOH (Japonia), techniką podobną do opisanej wyżej dla ceramiki korundowej. Temperatura i czas przetrzymania w temperaturze maksymalnej wynosiły w tym przypadku odpowiednio 1873 K i 2 godziny.

Identycznie wykonano belki z mieszaniny 50% obj. dwutlenku cyrkonu stosowanego do ceramiki cyrkonowej oraz 50% tlenku glinu, gatunku AKP-53, o wielkości krystalitów 0,29 μm , firmy SUMITOMO (Japonia).

Kompozyt warstwowy przygotowywano metodą sekwencyjnego wirowania wodnych zawiesin proszków materiału osnowy (ZrO_2 -12% CeO_2 firmy TOSOH) i warstwy barierowej (Al_2O_3 typu AKP-53 firmy SUMITOMO). W tym celu zawiesiny wodne zawierające 5 do 10% suchej substancji i pH równym 4, dozowano do pojemnika ultrawirówki (Hermle typ Z382) i wirowano przez 10 minut z prędkością 3000 obr/min. Po odwirowaniu dekantowano wodę z nad warstwy osadzonej na dnie naczynia, a następnie dozowano następną porcję materiału, wirowano itd. Operacje powyższe powtarzano, aż do uzyskania krążka o grubości ~ 10 mm. Po osiągnięciu żądanej grubości, krążki suszono w kontrolowanych warunkach wilgotności i temperatury, a następnie dogęszczano izostatycznie pod ciśnieniem 120 MPa. Wypalanie wstępne prowadzono w temperaturach 1073 K po czym krążki cięto na beleczki, które następnie poddawano wypalaniu w temperaturze 1873 K przez okres 2 godzin.

3. METODY BADAŃ

Pomiar modułu Younga E wykonywano na belkach o grubości $B = 1$ mm, wysokości $W = 4$ mm i długości ~ 50 mm przy rozstawie podpór $L = 40$ mm. Taki wybór geometrii próbek powodował, że mierzona podatność próbki była $\sim 100x$ większa od podatności układu pomiarowego, co umożliwiało pominięcie tej ostatniej przy obliczaniu wartości E . Pomiar polegał na rejestracji odkształcenia próbki w funkcji przykładanego obciążenia. Wykonywano go (podobnie jak i resztę omawianych pomiarów) na maszynie wytrzymałościowej ZWICK typ 1446, stosując do pomiaru siły głowicę o zakresie 1000 N, do pomiaru odkształcenia czujnik indukcyj-

ny VISTRONIK CE-3 sprzężony z układem sterowania maszyny. Zastosowano prędkość przesuwu głowicy obciążającej 0,1 mm/min. Na podstawie danych zarejestrowanych na dysku komputera, podczas obciążania, obliczano podatność C_0 próbki, tzn. tangens kąta utworzonego przez część prostoliniowego przebiegu siły w funkcji odkształcenia. Moduł Younga wyliczano z zależności:

$$E = \frac{L^2}{W^2 BC_0} \left[\frac{L}{4W} + \frac{(1+\nu)W}{2L} \right] \quad (3)$$

Wynik uśredniano z pomiarów dla 5 próbek.

Pomiar wytrzymałości na zginanie σ przeprowadzano na próbkach o wymiarach 4 x 4 x 50 mm przy rozstawie podpór 40 mm i szybkości przesuwu głowicy 0,1mm/min. Wytrzymałość σ wyliczano z zależności:

$$\sigma = \frac{3FL}{2BW^2} \quad (4)$$

gdzie F - siła niszcząca. Wynik uśredniano z pomiarów 7-10 próbek.

Pomiary krytycznego współczynnika intensywności naprężeń K_{Ic} wykonywano na próbkach o wymiarach 4 x 4 x 50 mm z naciętym karbem z rozstawem podpór 40 mm. Podstawowym problemem eksperymentalnym przy tego rodzaju pomiarach jest wprowadzanie karbu. Nishida i in. [5] wykazali, że krytyczny współczynnik intensywności naprężeń K_{Ic} zależy istotnie od promienia zaokrąglenia dna karbu. Przy zmianie wartości tego promienia od 0,01 do 1,00 mm, różnica w wartości pomiaru K_{Ic} dochodziła do 100% (od 3,8 do 7,8 MPa m^{1/2}). Dla wartości promieni zaokrąglenia dna karbu poniżej 10 μ m, wartość K_{Ic} jest już od niego niezależna.

W przedstawionych badaniach karb wykonywano przez nacięcie beleczki tarczą, której grubość wynosiła 25 μ m. Nacięcie wykonywano precyzyjną piłą tarczową LoadPoint 3 AV do głębokości od 1,12 do 1,28 mm.

Pomiar prowadzono z szybkością przesuwu głowicy 1 mm/min aż do złamania próbki.

Dla zginania trójpunktowego krytyczny współczynnik intensywności naprężenia przedstawia zależność:

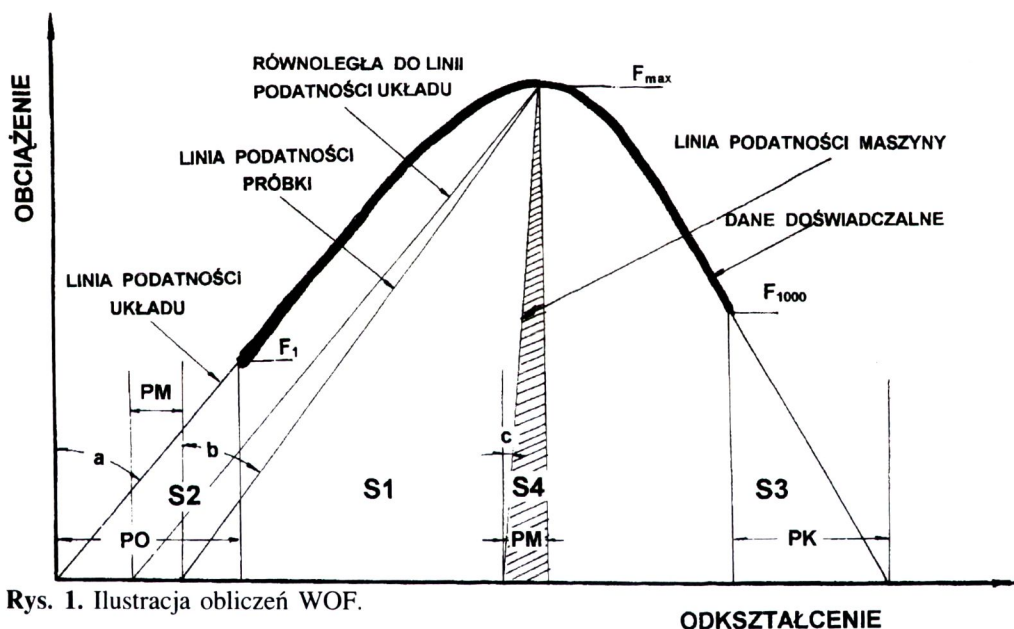
$$K_{Ic} = \frac{3FL}{2BW^2} \sqrt{a} Y(a/W) \quad (5)$$

gdzie: F - siła łamiąca, i wysokość i grubość beleczki, L - rozstaw podpór, Y(a/W) - funkcja konfiguracji obciążenia, wg Fetta i Munza [6] ma ona postać:

$$Y(a / W) = \frac{\sqrt{\pi}}{(1 - (a / W))^{3/2}} \left[0,3738(a / W) + (1 - a / W) \sum_{i,j=0}^4 A_{ij} (a / W)^i (W / L)^j \right] \quad (6)$$

Współczynniki A_{ij} podane są ww. publikacji [6].

Pomiar pracy pęknięcia wykonano w układzie trójpunktowego zginania belki (wymiarów belek jak dla pomiaru K_{Ic}). Szybkość przesuwu głowicy wynosiła 1 mikron na minutę. Podczas pomiaru uzyskiwano zbiór danych zawierający, mierzona co 0,02 s, siłę w niutonach (najmniejszy odczyt 0,1N) i odkształcenie w milimetrach (najmniejszy odczyt 0,0001 mm). Rejestrację rozpoczynano od siły ~ 20 N aby skrócić czas pomiaru. Na wykresie, obciążenie vs. odkształcenie pole pomiędzy krzywą doświadczalną (z ekstrapolacją początku i końca pomiarów; patrz dalej), a osią odkształcenia jest proporcjonalne do pracy W_c wykonanej przez maszynę. Rys.1 przedstawia przykładowe dane oraz sposób ekstrapolacji początku i końca pomiarów.



Rys. 1. Ilustracja obliczeń WOF.

Fig. 1. Graphical presentation of data required for numerical calculations.

Konieczność ekstrapolacji początku jest oczywista - dla skrócenia czasu pomiaru, rejestrację rozpoczyna się od pewnej wartości przyłożonej siły. Maszyna wytrzymałościowa jednak rozpoczyna rejestrację odkształcenia od zera; dlatego aby

otrzymać poprawną wartość podatności układu, do zarejestrowanego odkształcenia należy dodać wartość odkształcenia, która byłaby zarejestrowana przez maszynę, gdyby rejestrację odkształcenia prowadzono od wartości siły równej zero. Poprawkę tę, na Rys. 1, oznaczono odcinkiem PO.

Przyczyną tego, że nie zawsze uzyskuje się rejestrację zakończenia procesu pęknięcia, tzn. rejestracji odkształcenia belki aż do siły bliskiej zero, jest jego bardzo szybki przebieg. Ponieważ w kilku próbkach podczas końca tego procesu zarejestrowano jeden lub kilka punktów pośrednich przyjęto, że ekstrapolacja końca danych jest zgodna z rzeczywistym przebiegiem procesu.

Pracę wykonaną przez maszynę W_c można rozdzielić na: pracę pęknięcia próbki WOF i pracę wynikającą z podatności układu pomiarowego maszyny W_m :

$$W_c = WOF + W_m \quad (7)$$

W tak napisanym wzorze WOF jest całością energii jaka została przekazana próbce przez maszynę wytrzymałościową. Energia ta prawie w całości zostaje przekształcona w pracę pęknięcia, to znaczy w energię potrzebną do utworzenia dwu nowych powierzchni w próbce. Część jej jednak jest rozpraszana w postaci ciepła powstającego z nieadiabaticznych efektów sprężystości próbki, energii akustycznej emitowanej przy pękaniu lub w postaci efektu piezoelektrycznego. Udziały te są małe i ponieważ błędy pomiarowe znacznie je przewyższają nie są one uwzględniane w obliczeniach.

Pracę W_m (praca maszyny) wynikającą z podatności układu pomiarowego wyznacza się zakładając, że mierzona podatność C (tj. stosunek odkształcenie/siła) jest sumą podatności:

$$C = C_M + C_P \quad (8)$$

gdzie C_M - jest podatnością układu pomiarowego maszyny wytrzymałościowej, a C_P - jest podatnością próbki [6].

Obliczenia pracy pęknięcia przebiegały w dwu etapach. - w pierwszym przygotowano dane do obliczeń, a w następnym przeprowadzono obliczenia właściwe.

3.1. Przygotowanie danych do obliczeń

Maszyna wytrzymałościowa ZWICK podczas trójpunktowego zginania belki wytwarza plik w kodzie ASCII, w którym linia odpowiadająca jednemu pomiarowi zawiera: odczyt czasu, pole puste, odczyt obciążenia (siły) i odczyt odkształcenia. Odpowiedni program zamienia plik na paskalowski plik liczbowy. Program usuwa powtarzające się pomiary, lecz nie uzupełnia średnimi pomiarów opuszczonych.

Średnio na 3000 pomiarów zdarza się jedno powtórzenie, a co 5000 jedno opuszczenie. Liczba pomiarów dla badanych próbek waha się od 20000 do 175000, co odpowiada czasom pomiaru od 400 s do 3500 s.

Następnie (innym programem) usuwa się część pomiarów początkowych - są to pomiary, w których nie ustalili się „stan stacjonarny” oraz część pomiarów końcowych - mianowicie te pomiary, w których próbka jest złamana lecz czujniki siły i odkształcenia nie wyłączyły się. W niektórych próbkach maszyna rejestrowała siłę i odkształcenie poza punkt przegięcia wykresu obciążenie vs odkształcenie. Jak pokazała analiza zależności $\log(da/dt)$ vs. $\log(K_1)$ (da/dt jest prędkością rozwoju pęknięć podkrytycznych) pomiary te są нефizyczne: K_1 maleje, a da/dt rośnie. Pomiary położone poza punktem przegięcia były więc odrzucane.

3.2. Obliczenia właściwe

Obliczenia wykonuje program WOF_HT13, przebiegają one następująco:

- obliczane jest 1000 punktów funkcji obciążenie vs. odkształcenie, punkty reprezentują przebieg doświadczenia. Jest to „zabieg techniczny” ułatwiający obliczenia:

- obliczane jest pole pod danymi doświadczalnymi (pole S1 na Rys.1) jako całka pod krzywą z 1000 punktów (zastosowano metodę trapezów),

- ekstrapolowane są dane pomiaru do początku układu współrzędnych i obliczane pole pod odcinkiem ekstrapolowanym (pole S2 na Rys. 1). Aby obliczyć pole pod odcinkiem ekstrapolującym do początku układu współrzędnych, program wyznacza metodą najmniejszych kwadratów, współczynnik korelacji liniowej obciążenie-odkształcenie, z pierwszych 150 punktów reprezentujących pomiary. Jest to współczynnik kierunkowy prostej:

$$\text{OBCIĄŻENIE} = A_p * \text{ODKSZTAŁCENIE} + B_p \quad (9)$$

Pole S2 z Rys. 1 jest równe:

$$S2 = \frac{1}{2A_p} F_1^2 \equiv \frac{1}{2} PO * F_1 \quad (10)$$

gdzie F_1 - jest wartością siły w pierwszym (z ww. tysiąca) punkcie. Obliczana jest poprawka, która jest równa $PO = \left| -B_p/A_p \right|$ i jest dodawana do zarejestrowanego odkształcenia.

W podobny sposób obliczane jest pole S3 pod odcinkiem ekstrapolującym koniec zakresu pomiarowego. Współczynnik korelacji liniowej obciążenie - odkształcenie A_{pk} obliczany jest metodą najmniejszych kwadratów z 50 ostatnich punktów reprezentujących pomiary:

$$S3 = \frac{1}{2|A_{pk}|} F_{1000}^2 \equiv \frac{1}{2} PK * F_{1000} \quad (11)$$

Do obliczenia pracy układu pomiarowego maszyny wytrzymałościowej z równania prostej (11) obliczanej dla pierwszych 150 punktów otrzymujemy podatność układu C , które jest równe $1/A_p$ i jest sumą podatności maszyny wytrzymałościowej i podatności próbki. Podatność próbki C_p obliczana jest z zależności podanych przez Fetta i Munza [6]:

$$C_p = \frac{L^2}{W^2 EB} \left[\frac{9}{2} \left(\frac{\alpha}{1-\alpha} \right)^2 \sum_{i=0}^5 \sum_{j=0}^3 B_{ij} \alpha^i \left(\frac{W}{L} \right)^j + \frac{L}{4W} + \frac{(1+\nu)W}{2L} \right] \quad (12)$$

gdzie $\alpha = a/W$; a to głębokość nacięcia na belce; współczynniki B_{ij} podane są w publikacji Fetta i Munza [6]. Stąd praca wykonana przez układ pomiarowy maszyny wynosi:

$$S4 = F_{max}^2 \frac{(C - C_p)}{2} \equiv \frac{1}{2} PM * F_{max} \quad (13)$$

gdzie F_{max} jest maksymalną zarejestrowaną siłą. Na Rys.1 obszar zakreślony to $S4$.

Przebieg obliczeń pokazano na Rys.1. Tangensy kątów „a”, „b” i „c” pomiędzy osią obciążenia, a linią podatności układu, linią podatności próbki i linią podatności maszyny to odpowiednio: podatność całości układu C , podatność próbki obliczona (12) z wzorów Fetta C_p i podatność maszyny wytrzymałościowej C_M . Mamy więc zgodnie z wzorem (8):

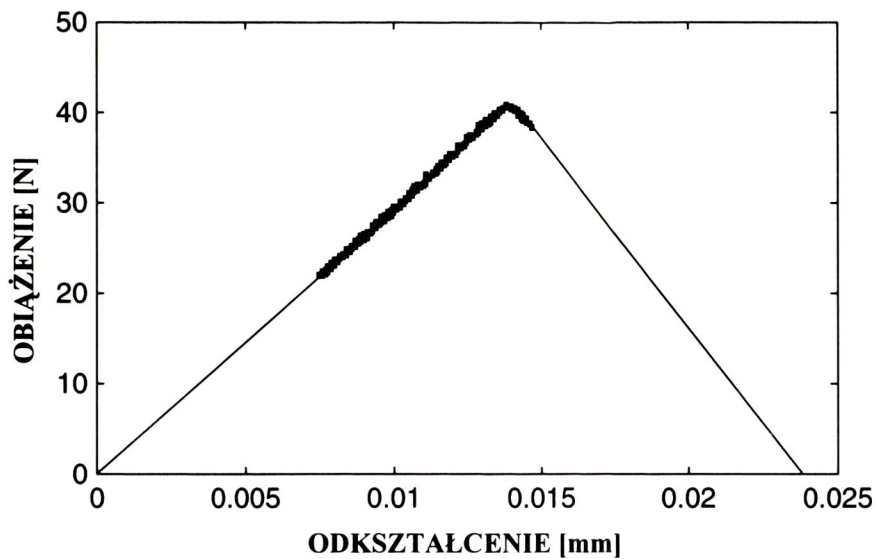
$$\text{tg}(a) = \text{tg}(b) + \text{tg}(c) \quad (14)$$

Z powyższych oznaczeń wynika, że praca pęknięcia WOF dana jest zależnością:

$$\text{WOF} = \frac{(S1 + S2 + S3 - S4)}{2(W - a)B} \quad (15)$$

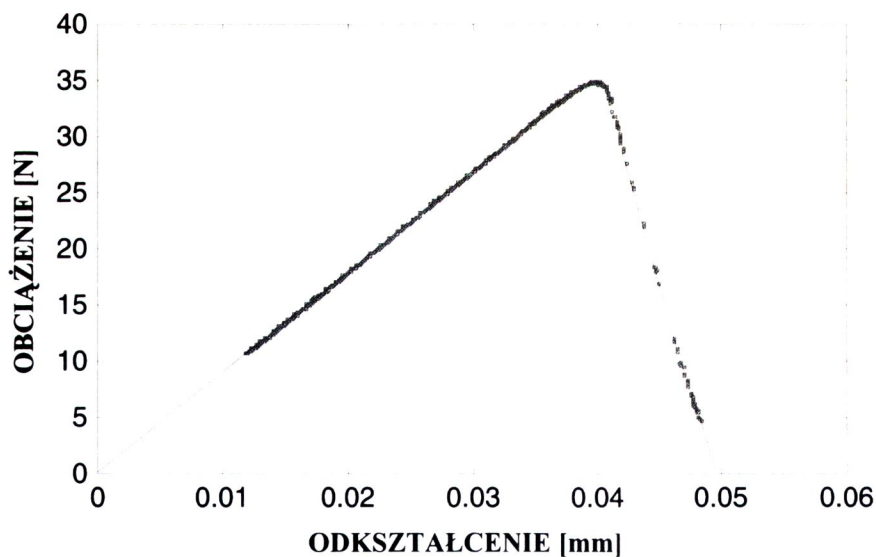
4. WYNIKI BADAŃ

Kształt typowych przebiegów zależności obciążenie-odkształcenie, przedstawiono na Rys.2 - 3 dla czystego tworzywa korundowego i tworzywa cyrkonowego.



Rys. 2. Obciążenie w funkcji odkształcenia dla belki z karbem wykonanej z ceramiki korundowej.

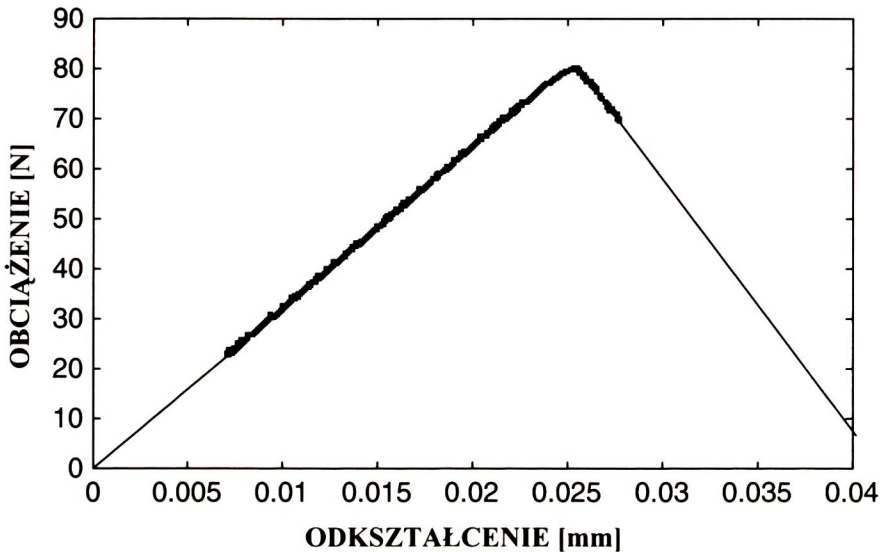
Fig. 2. Load vs deflection for *single-edge notched beam* (SENB) of alumina.



Rys. 3. Obciążenie w funkcji odkształcenia dla belki z karbem wykonanej z ceramiki cyrkonowej.

Fig. 3. Load vs deflection for single SENB specimen of zirconia ceramics.

W porównaniu do dwóch pierwszych tworzyw, przebieg pęknięcia kompozytu dyspersyjnego (Rys. 4), nie różni się istotnie. Jest to w oczywisty sposób warunkowane mikrostrukturą, która mimo składu dwufazowego, składa się z ziaren o porównywalnej wielkości. Nie odchylają one ani nie rozgałęziają propagującego się pęknięcia, nie ma więc zróżnicowanych fizycznych przeszkód dla w miarę swobodnej propagacji. Znaczące różnice daje się dopiero zaobserwować w kompozycie warstwowym (Rys.5), gdzie w wierzchołku krzywej obciążenie-odkształcenie można zauważyć wręcz quasiplastyczne zachowanie się materiału.



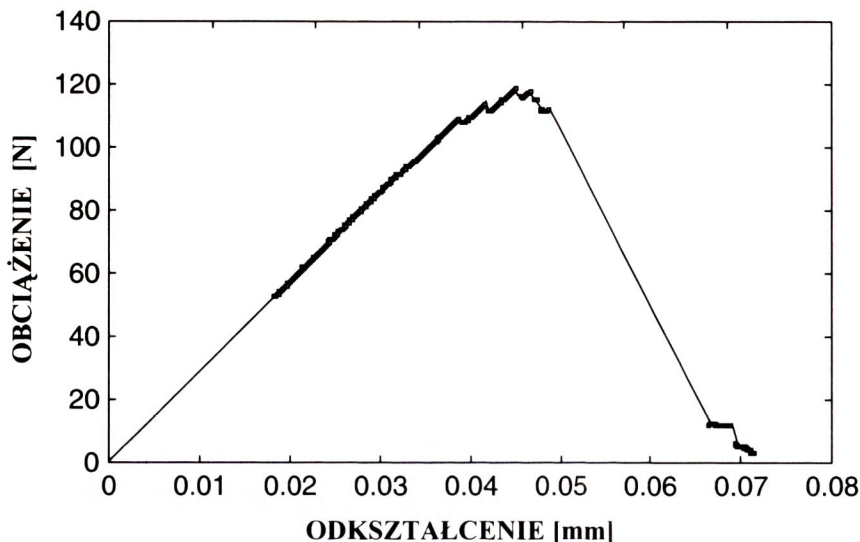
Rys. 4. Obciążenie w funkcji odkształcenia dla belki z karbem wykonanej z kompozytu dyspersyjnego $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2 (\text{CeO}_2)$.

Fig. 4. Load vs deflection for SENB specimen of $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2 (\text{CeO}_2)$ dispersion composite.

W Tabeli 1 zestawiono średnie wartości parametrów materiałowych zmierzonych dla badanych tworzyw. Podstawowy parametr to oczywiście *praca pęknięcia* WOF, oznaczona za pomocą metody przedstawienie której było celem niniejszego artykułu. Porównano tę pracę z powierzchniową energią pęknięcia, obliczoną z zależności (2).

Zgodność (w granicach błędów) powierzchniowej energii pęknięcia (obliczonej) i pracy pęknięcia (zmierzonej) obserwuje się jedynie dla ceramiki korundowej. W przypadkach pozostałych tworzyw różnice są znaczne, dotyczy to szczególnie kompozytu warstwowego. Należy przypuszczać, że znaczna część energii wprowadzanej do próbki w postaci odkształcenia sprężystego, jest pochłaniana w procesach hamujących propagację pęknięcia w obszarze wierzchołka pęknięcia, czego potwierdzenie

niem są obserwacje mikroskopowe rozwoju pęknięć opisane w [7].



Rys. 5. Obciążenie w funkcji odkształcenia dla belki z karbem wykonanej z kompozytu warstwowego $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2(\text{CeO}_2)$.

Fig. 5. Load vs deflection for SENB specimen of $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2(\text{CeO}_2)$ layered composite.

Należy podkreślić że obliczona powierzchniowa energia pęknięcia jest mniejsza od zmierzonej *pracy pękania* WOF dla wszystkich badanych tworzyw z wyjątkiem kompozytu warstwowego.

Tabela 1. Wartości modułu sprężystości E , wytrzymałości na zginanie trójpunktowe σ , odporności na pęknięcie K_{ic} , powierzchniowej energii pęknięcia γ_i oraz pracy pęknięcia WOF, dla badanych ceramik i kompozytów ceramicznych.

Table 1. Young modulus E , three point bending strength σ , fracture toughness K_{ic} , surface fracture energy γ_i and work of fracture for ceramics and ceramic composites.

Rodzaj materiału	E GPa	σ MPa	K_{ic} MPa m ^{1/2}	γ_i J m ⁻²	WOF J m ⁻²
ceramika korundowa	380±0,5	309±5	4,23±0,05	22,1	24,4±0,4
ceramika cyrkonowa	195,4±1,0	616±22	6,80±0,09	111,2	185,4±12
kompozyt dyspersyjny	285,0±1,5	576±60	5,71±0,11	53,6	64,3±4,8
kompozyt warstwowy	286,4±5,7	811±19	11,6±0,7	220	137,8±8,1

5. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

Opracowano metodę pomiaru *pracy pęknięcia* (WOF) dla materiałów ceramicznych i kompozytowych, dla których parametry materiałowe wyliczane z liniowo-sprężystej mechaniki pęknięcia nie wystarczają do ich prawidłowego opisu. Zastosowana metoda wymaga precyzyjnej techniki przygotowania próbek szczególnie w zakresie wprowadzania karbu i prędkości obciążania belki.

Na podstawie przeprowadzonych pomiarów można sformułować następujące wnioski:

1. Dla poprawnego wykonania pomiaru *pracy pęknięcia* WOF konieczne jest zarejestrowanie procesu odkształcenia próbki jak najdalej poza maksimum obciążenia. W przeciwnym wypadku pomiar WOF obarczony jest dużym błędem.

2. Jedynie dla ceramiki korundowej o wyjątkowo jednorodnej strukturze dla charakterystyki odporności na pęknięcie wystarcza szybki w stosunku do pomiaru WOF, pomiar krytycznego współczynnika intensywności naprężeń. Wartości powierzchniowej energii pęknięcia γ i WOF są bliskie.

3. Praca pęknięcia WOF inaczej „energia łamania” jest niezastąpionym parametrem materiałowym w przypadku charakterystyki tworzyw o złożonej mikrostrukturze, gdzie może występować wiele mechanizmów rozpraszania wprowadzonej energii sprężystej i gdzie droga propagującego pęknięcia jest skomplikowana. Dla tych materiałów nie zaleca się prowadzenia pomiarów krytycznego współczynnika intensywności naprężenia ze względu na trudności w interpretacji zmierzonej wartości.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Lawn B. Fracture of brittle solids. Cambridge University Press, 1993
- [2] Librant Z. Ceramika konstrukcyjna w zastosowaniach elektronicznych. Warszawa WNT, 1992
- [3] Barinov M.: Work-of-fracture determination for brittle materials. J.Mater.Lett., 12, 1993, 674-676
- [4] Barinov M., Sakai M.: The work-of-fracture of brittle materials: principle, determination and application, J.Mater.Res., 9 (6), 1994, 1412-1425
- [5] Nishida T., Hanaki Y., Pezzotti G.: Effect of notch-root radius on the fracture toughness of a fine-grained alumina. J.Amer.Ceram.Soc., 77 (2), 1994, 606-608
- [6] Fett T., Munz D.: Subcritical crack growth of macrocracks in alumina with R-curve behavior. J. Amer. Ceram. Soc., 75 (4), 1992, 958-963
- [7] Tomaszewski H.: Nowe mikrowarstwowe kompozyty ceramiczne. Warszawa ITME 1997. Projekt badawczy KBN nr - 7 S201 046 07

WORK-OF-FRACTURE DETERMINATION FOR ALUMINA, ZIRCONIA, AND ALUMINA-ZIRCONIA COMPOSITES

SUMMARY

The work-of-fracture, considered as total energy required to produce a unit area of fracture surface during complete fracture, was determined for several ceramics having a composed microstructure. The special procedure of specimen preparations and loading was applied. Single-edge-notched beams were used to obtain of load-displacement curve by means of Zwick 1446 universal testing machine. It was found that for ceramics having homogenous microstructure (especially pure alumina) values of surface fracture energy (related to critical stress intensity factor) and work-of-fracture are nearly the same. For ceramics having composed microstructure (alumina-zirconia disperse and layered composite), surface fracture energy and work-of-fracture are quite different. For layered ceramic composite, where multiple crack arrest may be observed (crack path is rather complicated), surface fracture energy calculated is nearly twice higher than work-of -fracture measured. These results show that it is not sufficient to evaluate surface fracture energy of ceramics and composites basing on the critical stress intensity factor only. The work-of-fracture containing total energy balance during fracture is a valuable material property and allows also to avoid confusion at critical stress intensity factor measurements.