Marek BONIECKI
Zakład Unikalnych Metod Pomiarowych

INSTYTUT TECHNOLOGII MATERIAŁÓW ELEKTRONICZNYCH
ul.Wólczyńska 133, 01-919 Warszawa

WERYFIKACJA MODELI ODPORNOŚCI NA PĘKANIE, NA PRZYKŁADZIE CERAMIKI KORUNDOWEJ 99.5% AL_2O_3

W artykule przedstawiono, na podstawie literatury i prac własnych, opis modeli, odporności na pękanie tworzyw korundowych oparty na teorii stref mikropęknięć i teorii mostków. Metodą numeryczną MES określono w tworzywie wartości wewnętrznych naprężeń cieplnych, które zastosowano następnie przy liczeniu tzw. krzywych T. Stwierdzono możliwość stosowania modelu "mostkowego" do ceramik z ziarnem o wielkości $D \leq 85\mu m$ i modelu z mikropęknięciami do ceramik z ziarnem większym od $85\mu m$.

1. WSTĘP

Do opisu odporności na pękanie tworzyw korundowych stosuje się dwie teorie [1]:

- teorię powstawania stref mikropęknięć,
- teorię mostków.

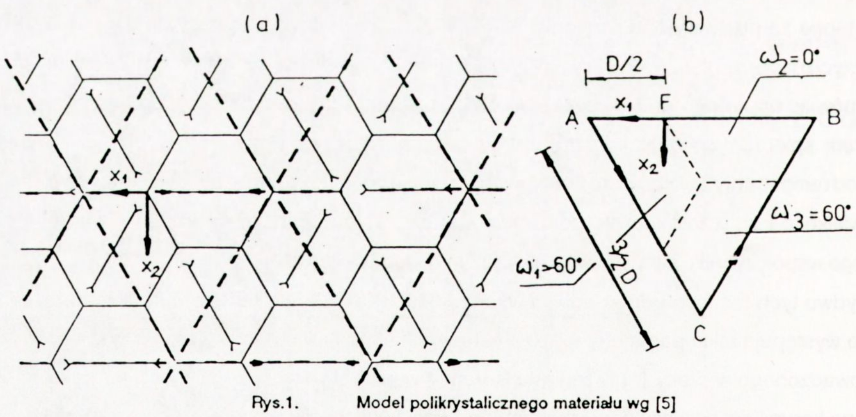
Obydwie teorie za punkt wyjścia przyjmują istnienie w polikrystalicznym tworzywie na osnowie korundu wewnętrznych naprężeń cieplnych. Korund krystalizuje w układzie heksagonalnym, co powoduje anizotropię (a ściśle mówiąc ortotropię - anizotropię w dwóch kierunkach) własności fizycznych. Ceramika korundowa jest zbiorem spieczonych ze sobą ortotropowych ziaren o przypadkowej orientacji. Ostudzenie takiej struktury od temperatury spiekania do pokojowej powoduje powstanie w materiale wewnętrznych naprężeń, których wielkość i znak jest funkcją położenia. Odporność na pękanie, charakteryzowana za pomocą krytycznego współczynnika intensywności naprężeń K_{Ic} lub powierzchniowej energii pękania γ, opisywana jest w obydwu tych teoriach odpowiednimi wzorami [1,2,3], w których oprócz wartości naprężenia wewnętrznego występują takie parametry mikrostruktury materiału, jak wielkość ziaren, czy długość pęknięć. Z przeprowadzonego w pracy [1] przeglądu literatury wynika dwoistość odporności na pękanie tworzyw opartych na korundzie, aczkolwiek w ostatnich publikacjach częściej prezentowany jest model mostkowy. Jedno jest pewne; obydwa nie opisują wiernie rzeczywistości, gdyż odpowiednie wzory wyprowadzone są przy dość dużych uproszczeniach, a także szereg stałych tam występujących nie ma ściśle określonych wartości. Celem artykułu było wprowadzenie poprawek do istniejącego już modelu mostkowego, który lepiej wiąże odporność na pękanie z parametrami mikrostruktury tworzywa, niż model uwzględniający mikropęknięcia [2]. Dla doświadczalnej weryfikacji modeli wybrano tworzywa korundowe o zawartości ok.99.5% Al_2O_3.

2. OSZACOWANIE WIELKOŚCI I ROZKŁADU WEWNĘTRZNYCH NAPRĘŻEŃ CIEPLNYCH, W POLIKRYSTALICZNYM, JEDNOFAZOWYM TWORZYWIE KORUNDOWYM

Na podstawie literatury można stwierdzić, że do tej pory próbowano analizować wewnętrzne naprężenia cieplne na dwa sposoby:

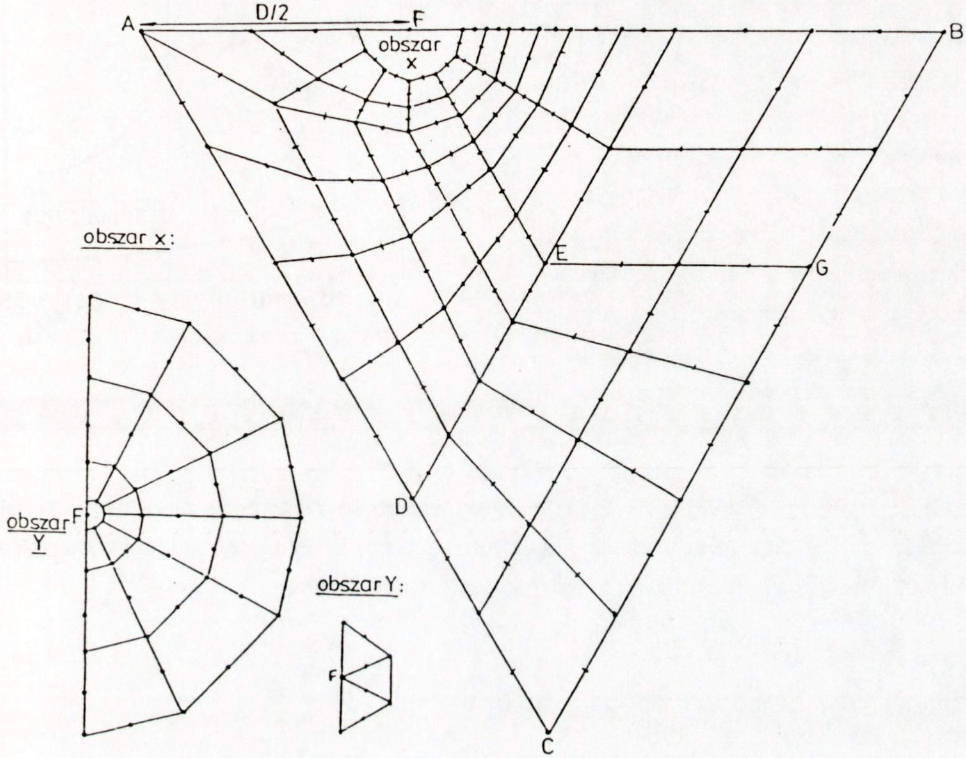
1. metodą doświadczalną - poprzez pomiary spektroskopowe oszacowano średnią wartość σ_R na ok. 100MPa [4],
2. metodą obliczeniową [5].

Druga metoda wydaje się lepsza gdyż pozwala oszacować osobno wartości naprężeń sciskających i rozciągających i te dopiero stosować w odpowiednich wzorach, a nie posługiwać się bliżej niesprecyzowanym naprężeniem średnim. Innym istotnym powodem tego wyboru jest fakt burzliwego rozwoju w ostatnich latach metody numerycznej, stosowanej początkowo głównie w mechanice, zwanej metodą elementów skończonych (MES). Dostępność mikrokomputerów przyczyniła się do znacznego spopularyzowania tej metody i skłoniła do stosowania jej nie tylko do szacowania naprężeń w typowych zagadnieniach mechanicznych, ale również w dziedzinie inżynierii materiałowej. Autorzy pracy [5] rozważali model polikrystalicznego ciała w postaci zbioru heksagonalnych ziaren o jednakowych rozmiarach o osiach ortotropii leżacych w jednej płaszczyżnie i kątach orientacji (w tzw. układzie globalnym x_1, x_2) $\omega_1 = -60°$, $\omega_2 = 0$, $\omega = 60°$ (rys.1).



Rys.1. Model polikrystalicznego materiału wg [5]
(a) zbiór ziaren,
(b) analizowany trójkąt

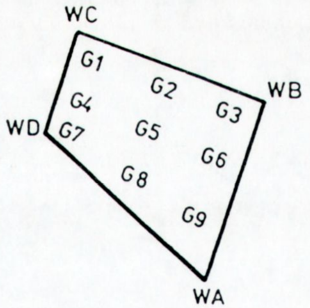
Problem sprowadza się przy tych założeniach do zagadnienia płaskiego. Struktura taka da się podzielić na powtarzalne fragmenty (równoboczne trójkąty o boku 3/2D) wewnątrz których istnieje taki sam stan naprężeń i odkształceń. Wystarczy w takiej sytuacji analizować tylko jeden trójkąt (rys.1). Jak widać obejmuje on fragmenty trzech ziaren o różnej orientacji ortotropii. Analizowany obszar dzieli się następnie na elementy tak, aby żaden z nich nie przecinał granic ziaren i liczy się następnie naprężenia wewnątrz każdego z nich. Zespół pracowników WAT pod kierunkiem dr. Tadeusza Niezgody opracował niezbędny do przeprowadzenia obliczeń program komputerowy [6]. Na rys.2 przestawiono siatkę składającą się z 69



Rys.2. Siatka elementów przyjęta w obliczeniach numerycznych wg [6]

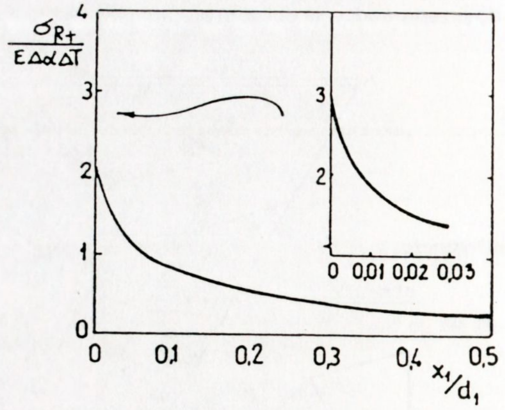
elementów na które podzielono analizowany trójkąt. Elementy te są ośmiowęzłowe. Przemieszczenia liczone są w węzłach, a naprężenia w 9 tzw. punktach Gaussa leżacych wewnątrz elementu (rys.3). Zgodnie z sugestią w pracy [5] siatka jest silnie zagęszczona w pobliżu punktu F (rys.1 i 2) tzw. punktu potrójnego, gdzie zbiegają się granice trzech ziaren. W punkcie tym jak wykazały obliczenia [5] występuje osobliwość w postaci silnego spiętrzenia naprężeń rozciągających.

Opracowany program składa się z dwóch podprogramów. Pierwszy służy do wczytania danych wejściowych tzn. listy węzłów, elementów, wartości stałych materiałowych i utworzenia zbioru danych do przeprowadzenia obliczeń; wskazuje również niektóre błędy po-



Rys.3. Pojedyńczy element w MES:
WA, WB, WC, WD
- węzły w narożach elementów,
G1, G2, ..., G9
- punkty Gaussa

pełnione przez użytkownika progamu przy projektowaniu modelu obliczeniowego. Drugi podprogram wykonujo obliczenia i tworzy zbiór wyników. Przeprowadzone obliczenia potwierdziły rozkład naprężeń rozciągających na odcinku AF (rys.1 i 2), będącym granicą międzyziarnową, opublikowany w pracy [5]. Na rys.4. w postaci wykresu przedstawiono granicę międzyziarnową. W obliczeniach przyjęto następujące wartości stałych materiałowych dla ceramiki korundowej: moduł Younga E = 380 GPa, stała Poissona $\nu = 0.25$, współczynniki rozszerzalności termicznej w kierunkach osi ortotropii wg [2], $\alpha_a = 8.6 \cdot 10^{o}C^{-6}$, $\alpha_c = 9.5 \cdot 10^{-6o}C^{-1}$, $\Delta T = 1000^oC$ (powyżej 1000^oC naprężenia termiczne są relaksowane przez zjawisko pełzania). Nic uwzględniono ortotropii stałych sprężystości. Największą wartość naprężenia rozciągającego $\sigma_{R+} = 502$ MPa znaleziono w jednym z trzech elementów, których wspólnym węzłem jest punkt F (rys.2 obszar Y).



Rys.4. Znormalizowany wykres naprężenia σ_{R+} prostopadłego do granicy międzyziarnowej AF na podstawie obliczeń własnych i [5] ($d_1 = D/2$)

Analizowano również pozostałe granice międzyziarnowe oznaczone na rys.2 odcinkami EF, BG, CD i DE. Stwierdzono, że największe naprężenia ściskające, prostopadłe do granicy międzyziarnowej, występują na odcinku DE. Oszacowano średnią wartość tych naprężeń $\sigma_{R-} = 212$ MPa.

3. ZAPROPONOWANE MODELE ODPORNOŚCI NA PĘKANIE

W modelu opartym o teorię powstawania stref mikropęknięć przyjęto [2] następujący wzór, który wiąże powierzchniową energię pękania γ z wielkością ziarna ceramiki D:

$$\gamma = \gamma_0 \left(1 - \frac{D}{D_s}\right) + \frac{C_p}{E} \sigma_{R+}^2 \left[(D_s D)^{\frac{1}{2}} - D\right] \qquad (1)$$

gdzie: γ_0 - powierzchniowa energia pękania dla $D \leq 1 \mu m$,

D_s - krytyczna wielkość ziarna, przy której mikropęknięcia pojawiają się jedynie pod wpływem naprężeń wewnętrznych,

C_p - stała proporcjonalności, która jest miarą liczby generowanych mikropęknięć,

E - moduł Younga.

W pracy [3] wyprowadzono w oparciu o teorię mostków zależności, które opisują krytyczny współczynnik intensywności naprężeń K_{Ic} jako funkcję długości **a** pęknięcia lub wady istniejącej w materiale. W miejsce K_{Ic} wprowadza się oznaczenie T dla rozróżnienia pomiędzy wyznaczanym z pomiarów współczynnikiem K_{Ic}, a wyliczanym w funkcji parametrów mikrostruktury materiału współczynnikiem T.

$$T(a) = T_0 - Y\sigma_{R+} a^{\frac{1}{2}} \qquad \text{dla} \quad a \le d \tag{2a}$$

$$T(a) = T_0 - Y\sigma_{R+} a^{\frac{1}{2}}(1-X_d) + Y p_m a^{\frac{1}{2}} X_d\left[1-0.5\left(\frac{a}{a_*}\right)^{\frac{1}{2}} X_d\right] \qquad \text{dla} \quad d \le a \le a_* \tag{2b}$$

$$T(a) = T_0 + 0.5\, Y p_M a_*^{\frac{1}{2}} = T_\infty \qquad \text{dla} \quad d \le a \le a_* \tag{2c}$$

gdzie: T_0 – współczynnik T dla osnowy materiału, do którego umownie wprowadza się wzmacniające mostki,

T_∞ – maksymalna wartość T,

X_d = $(1 - \alpha_d^2 D^2/a^2)^{1/2}$,

a_* ≈ $[\varepsilon_L \alpha_L E/(1-\nu^2) D/(2YT_0)]^2$,

p_M = $\alpha_\lambda \varepsilon_L \alpha_L \mu \sigma_{R-}(1-1/(2\alpha_d^2))$,

α_d = d/D,

d – odległość między mostkami,

α_L = L/D,

L – długość mostka,

α_λ = λ/D,

λ – obwód przekroju mostka,

ε_L = $2u_*/L$,

u_* – rozwarcie szczeliny pęknięcia, przy której mostki ulegają zerwaniu,

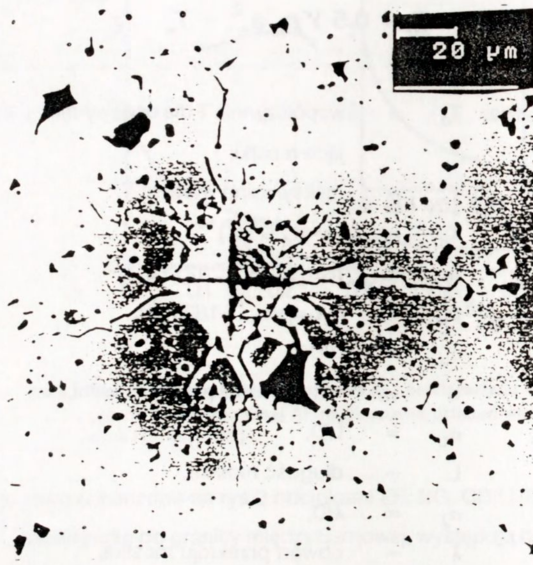
μ – współczynnik tarcia między ścianką mostka a osnową.

Modyfikacja wyprowadzonych w [3] zależności polegała na wprowadzeniu naprężeń rozciągających i ściskających w miejsce naprężenia średniego proponowanego w [3]. Składniki zależności (2) zawierające naprężenie rozciągające σ_{R+} są istotne przy krótkich pęknięciach ($a \le d$), a naprężenia ściskające σ_{R-} - przy dłuższych pęknięciach ($a > d$). Ziarna poddane naprężeniom ściskającym pełnią rolę mostków, a reszta materiału rozważana jest jako osnowa. Mostki te przeciwstawiają się rozszerzaniu szczeliny pęknięcia zwiększając tym samym odporność materiału na pękanie.

4. WERYFIKACJA MODELI ODPORNOŚCI NA PĘKANIE

Weryfikacje przedstawionych powyżej modeli odporności na pękanie autor przeprowadził na przykładzie dwóch tworzyw korundowych. Z pierwszego o składzie: 99.5% Al_2O_3, 0.4% MgO, 0.1% Y_2O_3 (oznaczanego dalej jako Al-99.5) wykonano krążki (wg technologii opisanej w [1]) o średnicy 24.5mm i grubości 2.1mm spolerowane z jednej strony pastami diamentowymi do gładkości optycznej (gładkość wyrażona współczynnikiem Ra ≈ 0.25μm). Wielkość ziaren badanego tworzywa zmierzona za pomocą mikroskopu optycznego wynosiła D = 4.5 + 3.8μm. Na krążkach tych przeprowadzono pomiary wytrzymałości w funkcji wielkości wprowadzonej za pomocą wgłębnika wady Vickers'a.

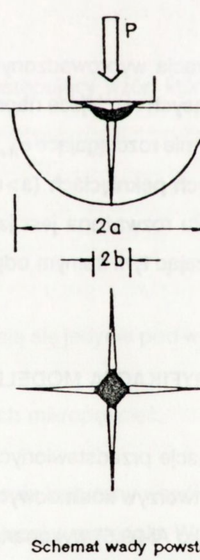
Drugie tworzywo o składzie: 99.55% Al_2O_3, 0.2% MgO, 0.25% Y_2O_3 **(oznaczane dalej jako Al-99.55)** było badane przez Henryka Tomaszewskiego - ITME, a wyniki badań opublikowano w pracy [7]. W pracy tej pomierzono wytrzymałość na zginanie oraz odporność na pękanie (współczynnik K_{Ic}) tworzywa w funkcji wielkości ziaren na belkach o wymiarach 5 x 5 x 50 mm (K_{Ic} - na belkach z karbem). Autor artykułu skorzystał z tych wyników weryfikując modele odporności na pękanie próbek, z tego samego materiału, różniących się między sobą wielkością ziaren, oraz wad na skutek wygrzewania.



Rys.5. Obraz odcisku piramidki Vickers'a uzyskanego przy sile nacisku 15N na ceramice Al-99.5 (zdjęcie z mikroskopu skaningowego)

4.1. Badania wytrzymałości i odporności na pękanie tworzywa, w funkcji wielkości wady wprowadzanej wgłębnikiem Vickers'a

Próbki z tworzywa Al-99.5 podzielono na cztery grupy po 15 sztuk. Trzy grupy próbek nagniatano piramidką Vickers'a w środku polerowanej powierzchni z siłą P wynoszącą odpowiednio 5, 15, 50 N. Próby przeprowadzono za pomocą maszyny wytrzymałościowej z szybkością przykładania obciążenia ok. 1μm/s. Szybkość tę dobrano na podstawie informacji literaturowych [8] oraz badań własnych. Zbyt duża prędkość opuszczania piramidki na powierzchnię próbki powodowała wybijanie na niej trudnych do interpretacji dziur. Z tego względu nie można stosować, w tym wypadku, standardowych twardościomierzy, w których ramię z wgłębnikiem opuszcza się z prędkością ok. 0.3mm/s. Przykładowy obraz odcisku piramidki Vickers'a uzyskanego dzięki zastosowaniu maszyny wytrzymałościowej przedstawia rys.5. Wada materiałowa ma postać dwóch prostopadłych do siebie pęknięć (półkolistych w przekroju poprzecznym) o długości **a**, wychodzących zwykle z naroży odcisku (rys.6). Odcinek 2b na rys.6 oznacza długość przekątnej odcisku, na podstawie której oblicza się twardość materiału.



Rys.6. Schemat wady powstałej przy nagniataniu powierzchni próbki piramidką Vickers'a wg [10]

Następnie badano wytrzymałość krążków na dwuosiowe zginanie (rys.7). Próbki były podparte w trzech równoodległych punktach leżacych na okręgu o średnicy 2R = 18.6mm, a z góry, były naciskane przez trzpień o średnicy 2r = 4mm. Wytrzymałość próbek σ_c liczono ze wzoru podanego w pracy [9]:

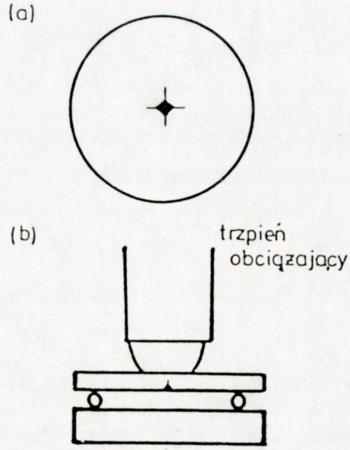
$$\sigma_c = \frac{A\,F_k}{h^2} \tag{3}$$

gdzie: A = $(3/4\pi)[2(1+\nu)\ln(R/r)+(1-\nu)(2R^2-r_2)/2r_p{}^2+(1-\nu)]$,

F_k - siła niszcząca,

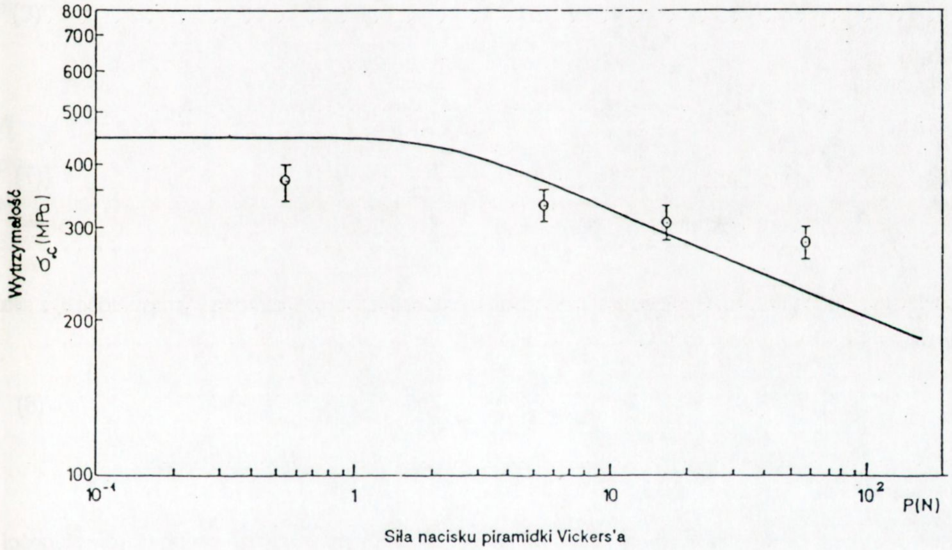
h - grubość próbki,

r_p - promień próbki.



Rys.7. Schemat układu do badania wytrzymałości krążków na dwuosiowe zginanie:
(a) krążek nagnieciony piramidką Vickers'a,
(b) rzut boczny uchwytu do zginania

Próbki obciążano z szybkością 0.1mm/s. Po przełamaniu próbki oglądano pod mikroskopem optycznym; nie brano pod uwagę wyników dla tych próbek, w których pęknięcie nie przechodziło przez odcisk wykonany piramidką Vickers'a. Uzyskane wyniki wytrzymałości przedstawiono na wykresie (rys.8) w funkcji siły nacisku piramidki Vickers'a.



Rys.8. Wytrzymałość σ_c w funkcji siły nacisku P piramidki Vickers'a dla ceramiki Al-99.5 (punkt doświadczalny dla 0.5N odpowiada próbkom nienagniatym piramidką Vickers'a; wykres poprowadzono przyjmując założenia teorii mostkowej)

Wygniecenie przez wgłębnik pewnej objętości materiału powoduje powstanie wokół odcisku pola naprężeń, które istnieje również po odjęciu obciążenia P. Można je opisać za pomocą współczynnika intensywności naprężeń K_r następująco [10]:

$$K_{Ir} = \frac{\chi P}{a^{3/2}} \tag{4}$$

gdzie: $\chi \approx (E/H)$,

H - twardość (w MPa).

Jeśli do uprzednio nagniatanej próbki zostanie przyłożone zewnętrzne obciążenie, to pęknięcie będzie podlegało działaniu jednocześnie naprężenia szczątkowego (od nagniecenia) i przyłożonego. Wypadkowy współczynnik intensywności naprężeń K_I ma w tej sytuacji postać [10]:

$$K_I = K_{Ia} + K_{Ir} = Y\sigma_a a^{1/2} + \frac{\chi P}{a^{3/2}} \tag{5}$$

gdzie: σ_a - przyłożone naprężenie zewnętrzne.

Dla krótkich pęknięć wpływ przyłożonego naprężenia σ_a na wielkość K_I może być niewielki i co najwyżej może powodować rozwój pęknięć podkrytycznych. Przy większych długościach pęknięć wpływ ten znacznie wzrasta, co może powodować prowadzący do zniszczenia gwałtowny rozwój pęknięcia gdy $K_I = K_{Ic}$ i $dK_I/da = 0$.

Zastosowanie tych warunków do równania (5) umożliwia znalezienie krytycznej długości pęknięcia a_c i naprężenia niszczącego σ_C:

$$a_c = \left(\frac{4\chi P}{K_{Ic}}\right)^{2/3} \tag{6}$$

$$\sigma_c = 0.75\,\frac{K_{Ic}}{Y a_c^{1/2}} \tag{(7}$$

Na podstawie tych równań otrzymuje się zależność wiążącą bezpośrednio mierzoną wytrzymałość σ_c z siła nacisku wgłębnika P:

$$\sigma_C = B\,K_{Ic}^{4/3}\,P^{-1/3} \tag{8}$$

gdzie: $B = 0.75/[Y(4\chi)^{1/3}]$

Na podstawie zależności (8) można wyznaczyć wartość K_{Ic} bez potrzeby optycznych pomiarów długości pęknięcia. Analiza zależności σ_c od P dla badanych próbek (rys.8) wykazuje, że wyniki nie układają się wzdłuż prostej o nachyleniu -1/3 (we współrzędnych logarytmicznych) z czego wynika, że K_{Ic} nie jest stałe w funkcji wielkości pęknięcia. Oznacza to, że dla opisu odporności na pękanie można spróbować zastosować tzw. krzywe T(a) omówione w rozdz.3; czyli K_{Ic} we wzorach (6,7,8) zostaje zastąpione wyrażeniem T(a). Parametry krzywej T(a) ustalono stosując następującą procedurę obliczeniową:

a) przyjęto następujące wartości stałych materiałowych:

$E = 380\text{GPa}$, $\nu = 0.25$, $\sigma_{R+} = 502\text{MPa}$, $\sigma_{R-} = 212\text{MPa}$, $D = 4.5\mu\text{m}$, $T_0 = 2.5\text{MPa}\,\text{m}^{1/2}$, $\alpha_d = 1.5$, $\varepsilon_L = 0.1$, $\mu = 1$

oraz stałych związanych z rodzajem wady: $Y = 1.24$, $\chi = 0.018$ wg.[11] i następnie policzono T(a) wg wzorów (2),

b) na podstawie (6) przyporządkowywano P określonemu a (w (6) $a_c \rightarrow a$) a tym samym T(a),

c) ze wzoru (7) wyliczano $\sigma\ (P)_w$

(W obliczeniach uwzględniano fakt istnienia maksimum wyliczanego $\sigma\ (P)_w$ dla określonego a_M; dla wartości a, leżacych w przedziale (a_H, a_M) wyliczane wartości wytrzymałości są mniejsze od $\sigma_{c\,max}$, ale w rzeczywistości jest tak, że w tym przedziale σ_c nie zmienia się w funkcji a. Poniżej pewnej wartości a_H, dla bardzo małych pęknięć, praktycznie nie występujących w materiałach, wytrzymałość przewyższa $\sigma_{c\,max}$. Szczegółowa dyskusja opisanego powyżej zjawiska znajduje się w pracach [1,12,13]),

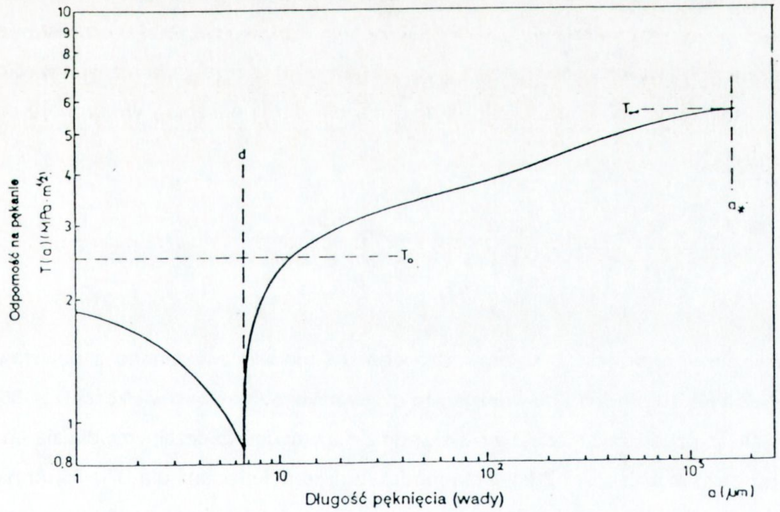
d) porównywano wyliczone $\sigma_c(P)_w$ z mierzonymi σ_c dla danego P szacując wartość następującego wyrażenia:

$$s = \sum_{i=1}^{4} \left(\sigma_{c_i}(P)_w - \sigma_{c_i} \right)^2 \tag{9}$$

e) zwiększano wartość parametrów ε i μ o ok.10% i powtarzano cała opisaną procedurę od a) do e) aż do uzyskania minimum wyrażenia (9). Następnie zmieniano wartości tych parametrów o ok.1% i powtarzano procedurę od a) do e).

W wyniku tych kolejnych przybliżeń otrzymano następujące wartości: $\varepsilon = 0.135$, $\mu = 1.4$. "Poprawianie" przyjętych wg [3] na początku obliczeń wartości T_0 oraz α_d okazało się niepotrzebne.

Na rys.9 zamieszczono wykres krzywej T(a) dla badanej ceramiki.



Rys.9. Przebieg krzywej T(a) dla ceramiki Al-99.5

Na wykresie $\sigma_c = f(P)$ na rys.8 naniesiono krzywą wyliczoną na podstawie przyjętego przebiegu T(a).

4.2. Badania wytrzymałości i odporności na pękanie tworzywa w funkcji wielkości ziaren

W pracy [7] próbki z tworzywa Al-99.55 wygrzewano w piecu próżniowym w temp 2173K w różnych czasach uzyskując materiał o rozmiarach ziaren od 3.8 do 467μm. Na próbkach mierzono σ_c oraz K_{Ic}(na belkach z karbem - opis metody w [1]). Na podstawie [11] policzono wielkości krytyczne wad a_c wg wzoru:

$$a_c = \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_c Y}\right)^2 \tag{10}$$

gdzie: Y - stała geometryczna zależna od kształtu wady i sposobu przyłożenia obciążenia.

Przyjęto Y = 1.93 (dla belki zginanej [1]) przy założeniu, że pęknięcie ma postać rysy na powierzchni belki o głębokości a<<h (h - grubość belki). Następnie wartości a_c wstawiano w miejsce **a**, we wzorach (2) licząc T(a), a następnie $\sigma_c(a)_w$. Do wyznaczenia parametrów wyrażenia T(a) posłużono się procedurą kolejnych przybliżeń, analogiczną do opisanej wcześniej, zakładając, że otrzymane parametry powinny być takie same dla wszystkich wielkości ziaren. Szukano minimum wyrażenia:

$$s = \sum_{i=1}^{k}\left(\sigma_{c_i}(a)_w - \sigma_{c_i}\right)^2 \tag{11}$$

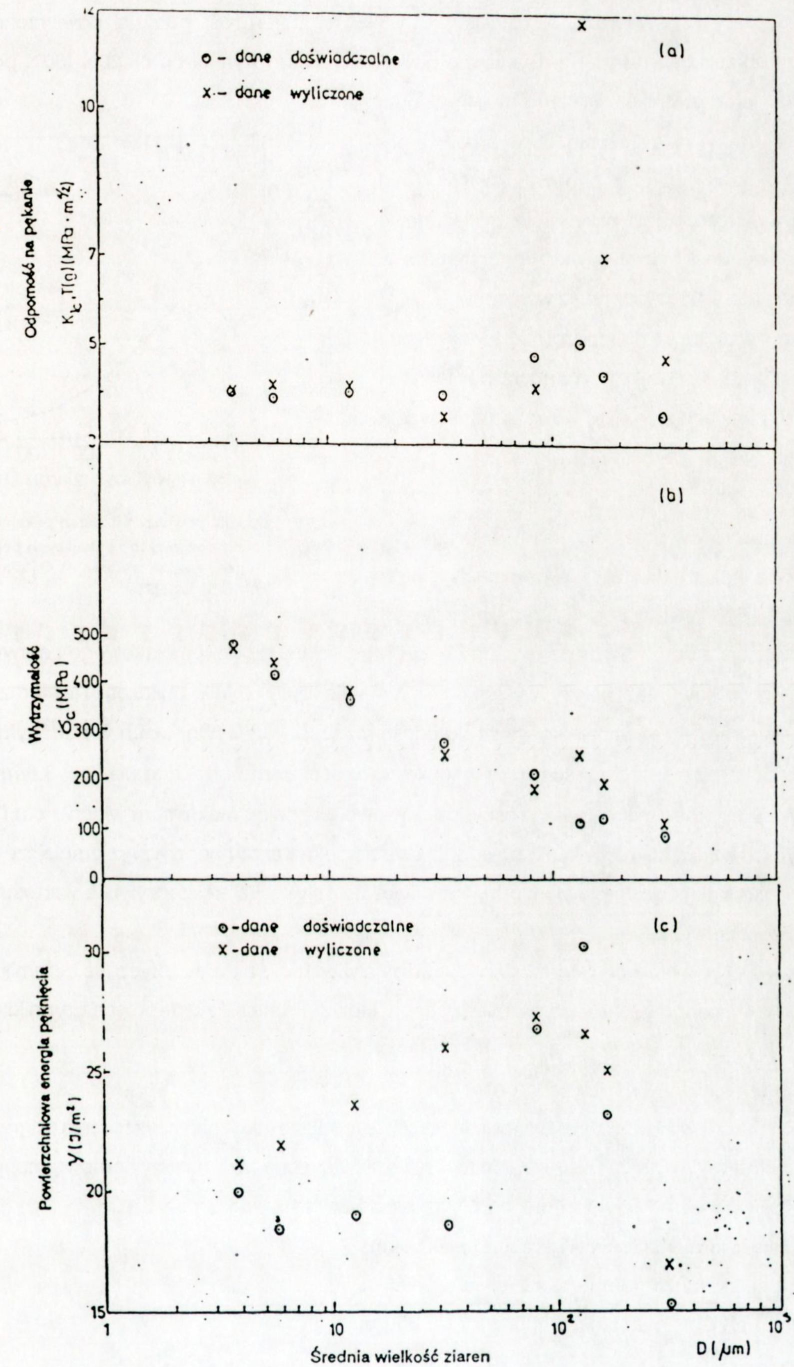
gdzie: k - liczba badanych grup próbek o różnych wielkościach ziaren,

Otrzymano następujące wartości poszukiwanych parametrów:

$T_0 = 2.5\mathrm{MPam}^{1/2}$, $\alpha_d = 1$, $\varepsilon = 0.135$, $\mu = 3.8$; wartości σ_{R+} i σ_{R-} przyjęto odpowiednio 522 i 220 MPa (większy moduł E niż w tworzywie Al-99.5), E = 395GPa, $\nu = 0.25$. Na rys.10a i b przedstawiono porównanie doświadczalnych i wyliczonych wartości tj. K_{Ic} z T(a) oraz σ_c z $\sigma_c(a)_w$ dla różnych wielkości ziaren. Dodatkowo na rys.10c porównano wartości powierzchniowej energii pękania γ wyliczonej z danych doświadczalnych wg wzoru:

$$\gamma = (1-\nu^2)\frac{K_{Ic}^2}{2E} \tag{12}$$

z wynikami obliczeń γ ze wzoru (1) wyprowadzonego dla modelu związanego z powstawaniem mikropęknięć. Analiza rys.10 prowadzi do wniosku, że dla tworzyw z ziarnem o wielkości D $\leq$ 85μm można uzyskać zadowalającą zgodność modelu mostkowego z danymi doświadczalnymi; dla ziaren większych pojawiają się już duże rozbieżności. Z kolei dla modelu z mikropęknięciami dla D < 85μm nie ma praktycznie zgodności teorii z doświadczeniem. Dla tworzyw z ziarnami większymi od 85μm można stwierdzić, że z grubsza model ten opisuje rzeczywistość. Wyjaśnienia tych faktów należy szukać w sposobie pękania

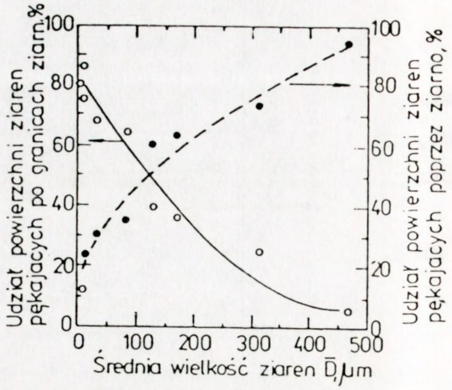


Rys.10. Porównanie danych eksperymentalnych z [7] dla ceramiki Al-99.55 z wynikami obliczeń opartymi na modelu mostkowym (a) i (b) i modelu stref mikropęknięć (c):

(a) odporność na pękanie K_{Ic} i T(a),

(b) wytrzymałość $_c$ i $_c(a)_w$

(c) powierzchniowa energia pękania (wartości wyliczone na podstawie parametrów przyjętych w [2] $_{R+}$ = 200MPa, D_s = 540μm, $_0$ = 17J/m^2 oraz C_p = 1) tworzywa. W pracy [7] stwierdzono, że w funkcji wielkości ziaren rośnie udział powierzchni materiału pękającego poprzez ziarna (rys.11). Dla ziaren o wielkości 3.8μm wynosi on ok.20% (80% po granicach ziaren), a dla ziaren o wielkości 467μm ok.94%. Model mostkowy opiera się na założeniu, że w procesie pękania mostki są wyrywane z osnowy, ale same nie pękają. Nie wykluczone jest oczywiście śródziarnowe pękanie osnowy. Jeśli udział powierzchni mostków w przekroju materiału, określony przez wyrażenie $1/(2\alpha_d^2)$ (gdzie α_d określa stosunek odległości między mostkami do wielkości ziarna) jest większy, niż udział powierzchni przełomu po granicach ziaren, to wówczas stosowanie modelu mostkowego staje się nieuzasadnione.



Rys.11. Udział powierzchni ziaren pękających po granicach ziarnowych i pękających poprzez ziarno w funkcji wielkości ziaren Al_2O_3 dla ceramiki Al-99.55 wg. [7]

Dla rozważanej ceramiki $\alpha_d = 1$ z czego 50% to udział powierzchni mostków w przekroju. Jak wynika z rys.11 udział powierzchni pękającej po granicach ziaren spada poniżej 50% dla ziaren o średnicy powyżej 100μm, co koreluje z notowanymi na rys.10a i b rozbieżnościami modelu mostkowego i danymi eksperymentalnymi. Dodatkowo też należy wyjaśnić ekstremalnie duży wynik obliczeń T(a) oraz $\sigma_c(a)_w$ dla D = 129μm. W pracy [7] określono gęstość i długość mikrospękań występujących w badanym tworzywie. Stwierdzono, że ich średnia długość rośnie w funkcji wielkości ziarna od 23μm dla D = 3.8μm do 568μm dla D = 467μm. Gęstość mikrospękań rośnie początkowo osiągając maksimum właśnie dla D = 129μm, po czym szybko maleje. Mikrospękania powodują osłabienie materiału poprzez np. zmniejszenie wartości parametru μ określającego tarcie pomiędzy mostkiem a osnową i stąd rzeczywiste wartości K_{Ic} i σ_c są mniejsze od wyliczanych.

Na podstawie prac własnych i literaturowych można stwierdzić, że dane dotyczące ceramiki alundowej o zawartości Al_2O_3 ponad 99% różnią się między sobą. Można wymienić następujące czynniki decydujące o późniejszych własnościach tworzywa:

1 - skład chemiczny wyjściowych surowców.

   Domieszki wprowadzone świadomie bądź występujące jako zanieczyszczenia odgrywają potem istotną rolę w procesie spiekania tworzywa. Tworzą one fazę międzyziarnową mającą decydujący wpływ na własności mechaniczne tworzywa [14],

2 - stopień uziarnienia tworzywa przed spiekaniem,

3 - warunki spiekania (temperatura, czas spiekania),

4 - sposób obróbki mechanicznej próbek do badań.

W tab. I zebrano wartości parametrów używanych w modelu mostkowym. W przypadku badań własnych wartości σ_{R+} i σ_{R-} otrzymano przy pomocy metody MES, a resztę parametrów (poza E mierzonym metodą akustyczną) wyliczano metodą kolejnych przybliżeń. W cytowanych w tab.I pozycjach bibliograficznych wyliczano również $\sigma_{R+} = \sigma_{R-} = \sigma_R$.

Tab. I Wartości parametrów niezbędne do wyliczania przebiegu krzywych T(a) dla tworzyw korundowych na podstawie badań własnych i literaturowych

dane	T_0 MPam$^{1/2}$	α_d	c_L	μ	σ_{R+} MPa	σ_{R-} MPa	E GPa
autora	2.5	1.5	0.135	1.4	502	212	380
wyliczone wg [7]	2.5	1.0	0.135	3.8	522	220	395
[3]	2.5	1.5	0.135	1.8	155	155	393
[15]	2.15	1.5	0.120	1.8	155	155	387
[11]	2.75	1.0	0.040	1.6	380	380	383

5. PODSUMOWANIE

W przedstawionym powyżej artykule autor podjął próbę udoskonalenia i weryfikacji modeli odporności na pękanie tworzyw korundowych (jako przykładu anizotropowych materiałów ceramicznych). Polegała ona na:

1 - zastosowaniu metody numerycznej MES do określenia wartości wewnętrznych naprężeń cieplnych ściskających i rozciągających,

2 - przetestowaniu dwóch modeli - pierwszego opartego o teorię powstawania stref mikropęknięć, a drugiego o teorię mostków, na przykładzie dwóch tworzyw korundowych.

Dla tworzywa z ziarnem o średnicy D = 4.5μm, gdzie mierzono wytrzymałość w funkcji wielkości wady wprowadzonej wgłębnikiem Vickers'a, stwierdzono zależność odporności na pękanie od wielkości pęknięcia (wady) i wyznaczono w oparciu o teorię mostkową tzw. krzywą T(a). Wyliczony na tej podstawie wykres wytrzymałości w funkcji siły nacisku wgłębnika Vickers'a z grubsza przebiega w pobliżu danych doświadczalnych. Drugie tworzywo badano w pracy [7] w funkcji wielkości ziaren. Na podstawie analizy otrzymanych wyników wytrzymałości i odporności na pękanie stwierdzono, że dla wielkości ziaren D $\leq$ 85μm odporność na pękanie można opisywać modelem mostkowym, a dla D > 85μm modelem z mikropęknięciami.

BIBLIOGRAFIA

1. Boniecki M.: Rola mikrostuktury i wewnętrznych naprężeń cieplnych w zwiększeniu odporności na pękanie ceramiki na bazie Al_2O_3. Prace ITME 1991 z.35
2. Rice R.W.,Freiman S.W.: Grain-size dependence of fracture energy in ceramics: II, A model for noncubic materials, J.Am.Ceram.Soc. 64, 1981, 6, 350-354
3. Bennison S.J., Lawn B.R.: Role of interfacial grain-bridging sliding friction in the crack-resistance and strength properties of nontransforming ceramics. Acta Metall. 37, 1989, 10, 2659-2671
4. Blendell J.E., Coble R.L.: Measurement of stress due to thermal expansion anizotropy in Al_2O_3. J.Am.Ceram.Soc. 65, 1982, 3, 174-178

5. Tvergaard V., Hutchinson J.W.: Microcracking in ceramics induced by thermal expansion or elastic anisotropy. ibid., 71, 1988, 3, 157-166
6. Niezgoda T. i inni: Opracowanie metodyki i programu obliczeń do analizy wewnętrznych naprężeń termicznych w szczególnych przypadkach aniz otropii materiałów ceramicznych. Sprawozdanie z pracy WAT. Warszawa 1991
7. Tomaszewski H.: Wpływ mikrostruktury tworzywa korundowego na jego właściwości termomechaniczne. Inżynieria Materiałowa 1990, 5, 130-134
8. Cook R.F., Pharr G.M.: Direct observation and analysis of indentation cracking in glasses and ceramics,J.Am.Ceram.Soc. 73, 1990, 4, 787-817
9. Marshall D.,B.: An improved biaxial flexure test for ceramics Am.Ceram.Soc.Bull. 59, 1980, 5, 551-553
10. Anstis G.R., Chantikul P., Lawn B.R. Marshall D.B.: A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I. Direct crack measurements, II. Strength method, J.Am.Ceram.Soc. 64, 1981, 9, 533-543
11. Chantikul P., Bennison S.J., Lawn B.R.: Role of grain size in the strength and R-curve properties of alumina, ibid. 73, 1990, 8, 2419-2427
12. Mai, Y-W., Lawn B.R.: Crack-interface grain bridging as fracture resistance mechanism in ceramics: II. Theoretical fracture mechanics model, ibid., 70, 1987, 4, 289-294
13. Bennison S.J., Lawn B.R.: Flaw tolerance in ceramics with rising crack resistance characteristics. J.Mat.Sci. 1989,24, 3169-3175
14. Tomaszewski H.: Wpływ postaci fazy międzyziarnowej na własności termomechaniczne tworzywa korundowego. Inżynieria Materiałowa, 1987,1,25-30
15. Lathabai S., Lawn B.R.: Fatigue limits in noncyclic loading of ceramics with crack-resistance curves. J.Mat.Sci. 1989,24,4298-4306.