

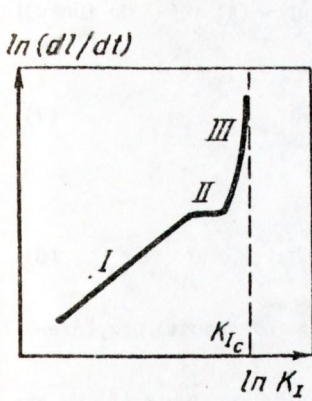
Jerzy RAABE, Ewa BOBRYK
POLITECHNIKA WARSZAWSKA, WYDZIAŁ CHEMICZNY
Witalij PETROWSKY
AKADEMIA NAUK UKRAIŃSKIEJ SRR
INSTYTUT PROBLEMÓW MATERIAŁOZNAWSTWA
Zbigniew RANACHOWSKI
INSTYTUT PODSTAWOWYCH PROBLEMÓW TECHNIKI PAN

Badanie kinetyki rozprzestrzeniania się pęknięć w tworzywach ceramicznych na podstawie zmian oporności i emisji akustycznej pod obciążeniem mechanicznym

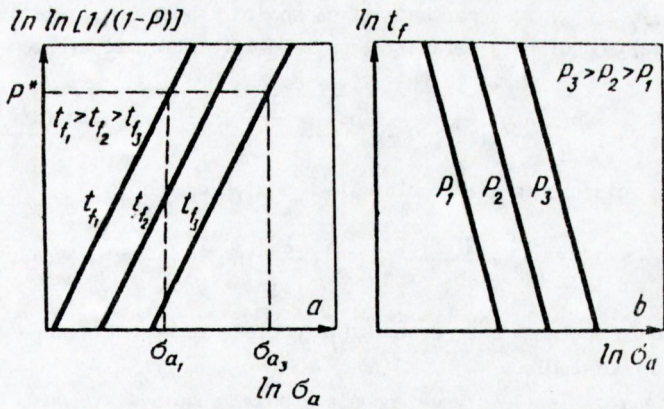
Przeprowadzono porównanie zmian oporności i emisji akustycznej. Stwierdzono, że zmiany oporności pozwalają wnioskować o zmianach stężenia objętościowego pęknięć w obciążanej próbce. Stwarza to możliwość wyznaczenia kinetyki rozprzestrzeniania się pęknięć i wyznaczenia parametrów potrzebnych do obliczania czasu życia badanych tworzyw ceramicznych. Do pomiarów zastosowano omomierz cyfrowy oraz opracowano odpowiedni program komputerowy umożliwiającą jednoczesną rejestrację siły obciążającej, sygnałów emisji akustycznej i zmian oporności.

1. WSTĘP

Wyroby ceramiczne ulegają podczas użytkowania, przy wartościach naprężeń statycznych lub dynamicznych niższych od wartości krytycznych, powolnemu zniszczeniu. Zjawisko to jest spowodowane wzrostem pęknięć pochodzących od istniejących w tworzywie defektów mikrostrukturalnych, do wartości krytycznych wskutek procesów korozji w obszarze wierzchołka pęknięcia. Dla ustalenia warunków właściwej eksploatacji wyrobów ceramicznych bardzo często zachodzi konieczność prognozowania czasu życia (trwałości) t_f , który określony jest czasem wzrostu pęknięć do wielkości krytycznej. Czas ten zależy od parametrów kinetycznych rozprzestrzeniania się pęknięć oraz wartości stosunku σ_a / σ_c - przyłożonego naprężenia σ_a do wytrzymałości materiału σ_c . Wielkość σ_c , wskutek kruchego charakteru ceramiki, może być wyznaczona jedynie statystycznie [1, 1a]. Dlatego też przy rozwiązywaniu problemów projektowania wyrobów ceramicznych do oceny czasu życia tworzywa wyznacza się funkcje: "wytrzymałość S - prawdopodobieństwo zniszczenia P - czas do zniszczenia T" (wykresy SPT i STP).



Rys. 1. Wykres ilustrujący kinetykę pęknięcia tworzyw ceramicznych



Rys. 2.

Wykres SPT

Wykres SIP

Powszechnie stosowane metody prognozowania czasu życia tworzyw ceramicznych opierają się głównie na rejestrowaniu kinetyki rozprzestrzeniania się pojedynczego pęknięcia o długości l_1 do wielkości krytycznej l_c , odpowiadającej przejściu do niestabilnego zniszczenia. Szybkość dl/dt rozprzestrzeniania się pęknięć w pierwszym stadium obciążenia, zgodnie z rys. 1, może być opisana wzorem empirycznym:

$$dl/dt = A \cdot K_I^n \quad (1)$$

gdzie A i n są to stałe. Po podstawieniu do wzoru (1) zależności $K_I = Y\sigma \cdot \sqrt{l}$, otrzymuje się:

$$B \sigma_c^{n-2} = \int_0^{t_f} \sigma^n(t) dt \quad (2)$$

gdzie: $B = 2/(n-2)AY^2K_{Ic}^{n-2}$ (3)

(Y - funkcja bezwymiarowa przy warunku $l_1 \leq l_c$).

Z wyrażenia (2) wynika [2], że przy obciążeniu statycznym ($\sigma(t) = \sigma_a$) czas do zniszczenia wynosi:

$$t_{fs} = B \sigma_c^{n-2} \sigma_a^{-n} \quad (4)$$

a przy dynamicznym obciążeniu monotonicznym ze stałą szybkością ($\sigma = \text{const}$) ten sam czas wynosi:

$$t_{fd} = B \sigma_c^{n-2} (n+1) (\sigma t_{fd})^{-n} \quad (5)$$

Rozkład wartości wytrzymałości σ_c tworzyw w środowisku obojętnym (niekorozyjnym) opisuje funkcja Weibulla, której postać dwuparametrowa określona jest wyrażeniem:

$$P = 1 - \exp \left[-(\sigma_c / \sigma_0)^m \right] \quad (6)$$

gdzie $\bar{\sigma}_n$ i m są parametrami danego rozkładu. Podstawienie wzorów (4) i (5) do funkcji (6) i odpowiednie przekształcenie pozwala otrzymać wyrażenia:

$$\ln \ln \frac{1}{1-P} = \frac{m}{n-2} \ln t_{fs} + \frac{nm}{n-2} \ln \bar{\sigma}_a - \frac{m}{n-2} \ln (B \bar{\sigma}_0^{n-2}) \quad (7)$$

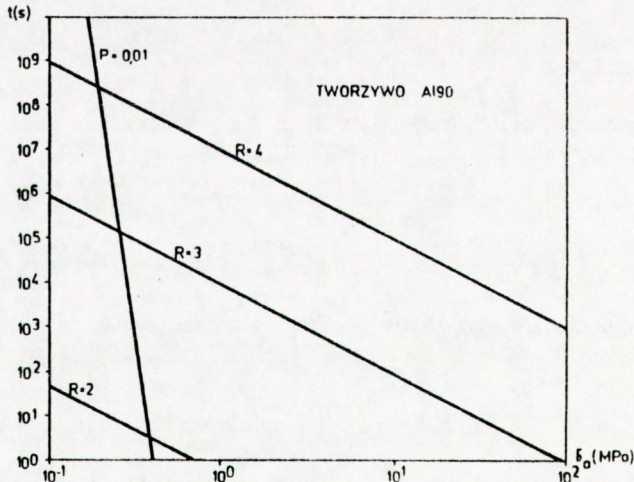
dla zniszczenia przy obciążeniach statycznych i

$$\ln \ln \frac{1}{1-P} = \frac{m(n+1)}{n-2} \ln \bar{\sigma}_a - \frac{m}{n-2} \ln \bar{\sigma} - \frac{m}{n-2} \ln |B(n+1)\bar{\sigma}_0^{n-2}| \quad (8)$$

dla zniszczenia przy dynamicznym obciążeniu ze stałą szybkością ($\bar{\sigma} = \text{const}$) przyłożenia obciążenia.

Wyrażenie (7) stanowi podstawę do wykonania wykresów SPT i STP, wyrażenie (8) do wykonania wykresu SPR (R - szybkość obciążania). Wykresy SPT są obecnie szeroko stosowane do prognozowania czasu życia węglików spiekanych [3], ceramiki z tlenku glinu [4], azotku krzemu [5] i innych materiałów [6]. Schematyczne wykresy SPT i STP przedstawiono na rys. 2. Nachylenie linii wykresu SPT jest proporcjonalne do stosunku $m/(n-2)$; odległość między liniami zwiększa się ze zwiększeniem modułu m funkcji rozkładu Weibulla i wykładnika potęgowego n z równania kinetycznego rozprzestrzeniania pęknięć. Nachylenie linii wykresu STP jest proporcjonalne do parametru n .

Wykres SPT wykorzystuje się w sposób następujący: zakłada się pewne prawdopodobieństwo zniszczenia wyrobu P [4]; zgodnie z wykresem SPT naprężenie zapewniające niezbędny czas pracy wyrobu t_f jest równe $\bar{\sigma}_a$. Krótkotrwała wytrzymałość wyrobu (czas do zniszczenia t_{f3}) wynosi $\bar{\sigma}_{a3}$. Tak więc dla materiałów z zadanymi parametrami m , $\bar{\sigma}_0$, n , B i $\bar{\sigma}_{a3} = \bar{\sigma}_c$, naprężenie eksploatacyjne dla zapewnienia minimalnego czasu pracy t_{f1} nie powinno przekraczać $\bar{\sigma}_{a1}$. Na rys. 3 podano przykład wykresu SPT dla ceramiki konstrukcyjnej z Al_2O_3 [7].



Rys. 3. Linie prognozowania trwałości tworzywa alundowego Al90 w zależności od naprężenia eksploatacyjnego dla różnych przetężeń R ($R = \bar{\sigma}_p / \bar{\sigma}_a$ - to jest stosunku naprężenia chwilowego $\bar{\sigma}_p$ do naprężenia eksploatacyjnego $\bar{\sigma}_a$) i prawdopodobieństwa zniszczenia $P=0.01$

Do wykonania wykresów SPT i STP konieczne jest oznaczenie parametrów kinetycznego rozprzestrzeniania się pęknięć i statystycznego rozkładu wytrzymałości w środowisku obojętnym σ_c .

Do wyznaczenia wykładnika potęgowego n w równaniu (1) stosowane są różne metodyki opierające się na badaniu próbki z pojedynczym makrodefektem, w tym belki dwuspornikowe [8], metody podwójnego skręcania płaskiej próbki [1], a także badania rozprzestrzeniania się pęknięć pod działaniem wgłębnika [9].

Zastosowanie metod rejestracji rozprzestrzeniania się pęknięć od wstępnie celowo wprowadzonych makrodefektów, podobnych swoim kształtem do pęknięcia (nacięć i pęknięć), jest ograniczone stosunkowo wysokimi szybkościami ich rozprzestrzeniania i poprawność ekstrapolacji na małe szybkości jest problematyczna.

Największe zastosowanie znalazły ostatnio metody badania próbek bez wprowadzonych wstępnie makroskopowych defektów na wytrzymałość dynamiczną lub cykliczną.

Metody zmęczenia dynamicznego są oparte na przeprowadzeniu badań próbek materiałów ceramicznych w zakresie szybkości obciążania $\dot{\sigma}$ lub deformacji $\dot{\epsilon}$ i wyznaczenia wartości n z zależności:

$$(\sigma_1/\sigma_2) = (\dot{\sigma}_1/\dot{\sigma}_2)^{1/(n+1)} \quad (9)$$

lub

$$(\sigma_1/\sigma_2) = (\dot{\epsilon}_1/\dot{\epsilon}_2)^{1/(n+1)} \quad (10)$$

gdzie σ_1 i σ_2 - wytrzymałość przy szybkościach obciążenia $\dot{\sigma}_1$ i $\dot{\sigma}_2$, i deformacji $\dot{\epsilon}_1$ i $\dot{\epsilon}_2$.

W szczególności metody te są wykorzystywane do wyznaczania parametru n , szybkości rozprzestrzeniania się pęknięć w spiekany pod ciśnieniem azotku krzemu w szerokim zakresie temperatur, a także w ceramice na osnowie dwutlenku cyrkonu.

Badania próbek na zmęczenie statyczne przeprowadza się poprzez obciążenie ich statycznym obciążeniem i zmierzenie czasu do zniszczenia t_f . Wartość n obliczana jest z zależności:

$$(t_{f1}/t_{f2}) = (\sigma_2/\sigma_1)^n \quad (11)$$

wynikającej ze wzoru (4), gdzie t_{f1} i t_{f2} są czasami do zniszczenia próbek odpowiednio przy obciążeniach σ_1 i σ_2 [7].

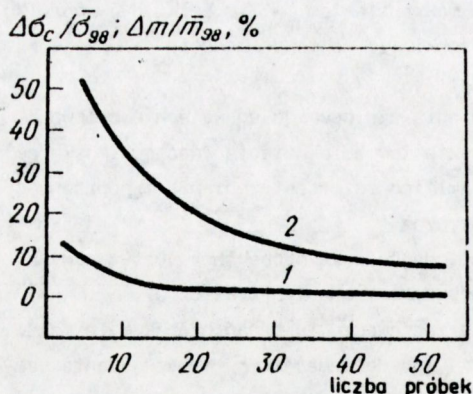
Badania ceramiki na zmęczenie cykliczne przeprowadza się stosunkowo rzadko, co jak wiadomo, jest związane z trudnościami doświadczalnymi.

Największe zastosowanie do określania parametru n znalazły metody badania na zmęczenie dynamiczne gładkich próbek, ponieważ nie wymagają one dużo czasu i są proste w realizacji.

Wartości wykładnika n oznaczone różnymi metodami nie zawsze są zgodne ze sobą. W pracach [10] i [11] stwierdzono na przykład, że metoda podwójnego skręcania nie daje poprawnych wyników pomiaru parametru A i n z równania (1).

Drugim podstawowym parametrem dla prognozowania długowieczności jest moduł m funkcji rozkładu Weibulla. Dokładność wyznaczenia m zależy od liczby badanych próbek.

Na rys. 4 przedstawiono zależność błędów oznaczenia wytrzymałości $\bar{\sigma}_c$ i modułu m funkcji rozkładu Weibulla w postaci dwuparametrowej [5] od liczby badanych próbek przy zginaniu trójpunktowym. Widać stąd, że dla poprawnego oznaczenia m konieczne jest zbadanie co najmniej 20-40 próbek.



Rys. 4. Rozrzut wartości wytrzymałości $\Delta \bar{\sigma}_c / \bar{\sigma}_{98}$ (1) i modułu $\Delta m / \bar{m}_{98}$ (2) funkcji rozkładu Weibulla dla ceramiki alundowej ($\bar{\sigma}_{98}$ i \bar{m}_{98} - średnie wartości wytrzymałości i modułu Weibulla dla partii 98 próbek)

Przedstawione powyżej metody wyznaczania czasu życia opierają się na założeniu, że zniszczenie elementu ceramicznego zachodzi wskutek wzrostu pewnego pojedynczego pęknięcia od wartości początkowej do krytycznej. Nie bierze się przy tym pod uwagę statystycznego charakteru rozkładu wyjściowych defektów w strukturze tworzywa. Teoria opierająca się na założeniu pojedynczego pęknięcia o krytycznym wymiarze może prowadzić do błędnych wyników, szczególnie w warunkach skomplikowanego stanu naprężeń. Na przykład, podczas badania na cykliczne zginanie, kiedy materiał poddawany jest w ciągu jednego cyklu działaniu naprężeń ściskających i rozciągających, uwzględnienie statystycznego rozkładu defektów prowadzi do znacznie krótszych czasów zniszczenia niż czasy wyliczane na podstawie teorii rozprzestrzeniania się pęknięć z pojedynczego defektu [3]. Ponadto przy takim podejściu nie uwzględnia się procesów koalescencji pęknięć opisanych w pracy [12].

2. BADANIA WŁASNE

Jednoczesne pomiary zmian oporności, emisji akustycznej i siły obciążającej próbkę ceramiczną podczas zginania trójpunktowego oraz badania na rozrywanie metodą ściskania osiowego przeprowadzono na stanowisku CerEA-2 opisanym w pracy [13]. Stanowisko to zostało uzupełnione omierzem cyfrowym - Multimeter V-563, a także opracowano odpowiedni program komputerowy umożliwiający jednoczesną rejestrację wszystkich mierzonych sygnałów.

Do określania stanów naprężonych w materiałach ceramicznych za pomocą zmian oporu elektrycznego oparto się na przybliżeniu stosowanym dla statystycznych mieszanin niejednorodnych.

W przypadku ogólnym materiał zawierający mikropełnienia można przedstawić jako jednolity materiał z porami. Do opisania takich materiałów Reynolds [14] zaproponował wzory do obliczenia uogólnionego przewodnictwa (elektrycznego, dielektrycznego, cieplnego):

$$\gamma_p = \gamma_{s2} + (\gamma_{s1} - \gamma_{s2}) \delta_1 f_{s1} \quad (12)$$

$$(\gamma_p - \gamma_{s1}) \delta_1 f_{s1} + (\gamma_p - \gamma_{s2}) \delta_2 f_{s2} = 0 \quad (13)$$

gdzie: f_{s1} - stosunek średnich wartości natężenia pola elektrycznego w składnikach do natężenia pola elektrycznego w materiale niejednorodnym,

γ_p - uogólnione przewodnictwo mieszaniny,

γ_{s1} - uogólnione przewodnictwo i-tej fazy,

δ_1 - objętościowe stężenie i-tej fazy

$$f_{s1} = \sum_{i=1}^3 \frac{\cos^2 \alpha_i}{1 + A_i (\gamma_s / \gamma_s - 1)}$$

gdzie: α_1 - kąt pomiędzy kierunkiem pola i osią sferoidalnej inkluzji (defektu), w tym przypadku pęknięcia,

γ_s - uogólnione przewodnictwo środowiska bezpośrednio otaczającego defekt.

Ścisłe rozwiązanie równania jest możliwe tylko przy rozpatrzeniu materiału warstwowego [15], w innym przypadku konieczne są uproszczenia, w wyniku których teoretycznie równoważne równania (12) i (13) przestają być równoważne sobie.

Przechodząc od pojęcia uogólnionego przewodnictwa do elektrycznej objętościowej oporności właściwej z uwzględnieniem rozważań przytoczonych w [16], dochodzi się do równania:

$$\left(\frac{1}{\rho_p} - \frac{1}{\rho_t}\right) = \left(\frac{1}{\rho_s} - \frac{1}{\rho_t}\right) (1 - C_p)^M \quad (14)$$

gdzie: ρ_p - objętościowa oporność właściwa materiału z pęknięciami,

ρ_t - objętościowa oporność właściwa pęknięć,

ρ_s - objętościowa oporność właściwa materiału bez pęknięć,

C_p - objętościowe stężenie pęknięć.

Jednoczesne przyłożenie do próbki ciśnienia i potencjału elektrycznego powoduje:

- zarodkowanie i rozprzestrzenianie się pęknięć w dowolnym kierunku w stosunku do kierunku pola elektrycznego,
- jonizację gazu w pęknięciu, jeżeli większy wymiar pęknięcia jest zorientowany prostopadle do pola elektrycznego (pęknięcia mają z zasady wydłużony kształt i małą szerokość rzędu 0.01+0.1 μm).

Elektryczna oporność właściwa pęknięcia zorientowanego równoległe do kierunku działania pola ma wielkość równą w przybliżeniu oporności gazu wypełniającego przestrzeń utworzoną przez pęknięcie, przy czym na ogół $\rho_t \gg \rho_s$ i równanie (14) upraszcza się do postaci:

$$\frac{1}{\rho_p} = \frac{1}{\rho_s} (1 - C_p)^M \quad (15)$$

Oporność właściwa izolowanego pęknięcia może mieć, w zależności od stopnia jonizacji, dowolną wartość $\rho_t < \rho_p$ aż do wartości zerowej i w związku z tym wartość tę należy uwzględnić w obliczeniach.

Do oznaczenia stałej M przeprowadzono badania [17] na próbkach modelowych wykonanych z parafiny, zawierającej domieszkę przewodzących cząstek miedzi (stosunek długości tych cząstek do ich średnicy wynosił 10:1) oraz węgliku krzemu (cząstki o kształcie bliskim regularnemu i wielkości 10 i 28 μm), a także na porowatych próbkach azotku krzemu z porami w przybliżeniu kulistymi o wielkości 1 μm . Ustalono, że dla domieszek o kształcie regularnym stała M wynosi w przybliżeniu 3, a dla cząstek wydłużonych wartość stałej M zwiększa się do 7+9.

Pomiar różnicy potencjałów elektrycznych przedstawiony w pracy [4] potwierdza możliwość wyznaczania z dobrą dokładnością długości mikropęknięcia pośrednią metodą elektryczną. Przy wykorzystaniu tej metody natężenie prądu, odległości pomiędzy punktami pomiaru różnic potencjałów elektrycznych z obu stron pęknięcia oraz wymiary próbek nie mają wpływu na wyznaczoną wielkość pęknięcia. Oznaczona w ten sposób wielkość pęknięcia odpowiada fizycznej (rzeczywistej) wielkości pęknięcia z dokładnością nie przekraczającą $\pm 5\%$.

Jeśli przyjmie się niezmiennosc wymiarów badanej próbki w trakcie pomiaru, to wzór (15) można przekształcić do postaci:

$$C_p = 1 - (R_o/R_p)^{1/M} \quad (16)$$

dla przypadku pęknięć zorientowanych wzdłuż linii pola, lub:

$$C_p = 1 - \left(\frac{R_o}{R_p} \frac{R_p - R_t}{R_o - R_t} \right)^{1/M} \quad \text{przy } R_t > 0 \quad (17)$$

dla pęknięć zorientowanych w poprzek linii pola. We wzorach tych:

R_o - wartość oporności próbek przed przyłożeniem obciążenia,

R_p - aktualna wartość oporności mierzonej próbki podczas działania obciążenia mechanicznego,

R_t - aktualna oporność pęknięcia.

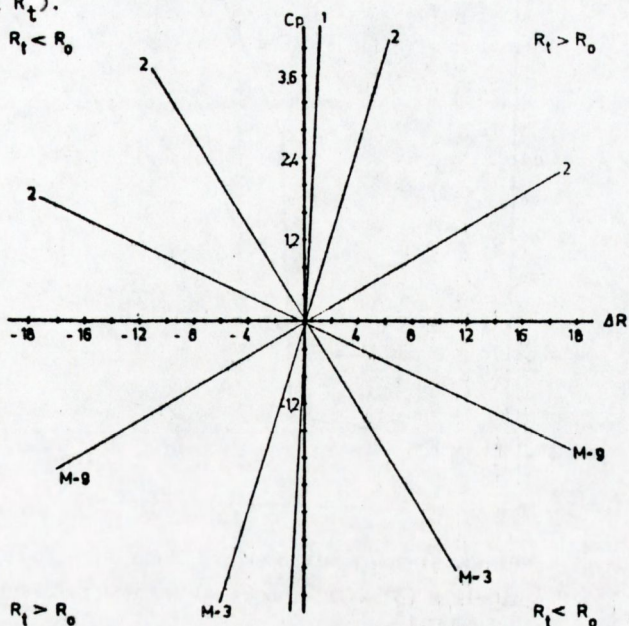
Oporność zjonizowanego pęknięcia, w zależności od jego orientacji w stosunku do kierunku pola, może wynosić od setnych części R_o do kilkuset R_o . W tym przypadku obliczona wartość stężenia pęknięć według równania (16) będzie miała tę samą wartość, choć będzie różniła się znakiem (rys. 5).

Wykorzystując wyżej przytoczone zależności, zbadano wpływ rodzaju obciążenia próbki (na ściskanie, rozrywanie i zginanie) przy różnych szybkościach obciążenia na oporność niektórych gęstych, polikrystalicznych tworzyw ceramicznych.

Obliczenia stężenia mikropęknięć dokonano według równania (17), pomijając znak. Na rys. 6 pokazano zależność stężenia mikropęknięć od czasu przy liniowo narastającym obciążeniu ścisakającym. Na wykresach wykonanych we współrzędnych $C_p = f(t)$ dobrze widać liniowe odcinki. Zgodnie z przyjętymi założeniami każdy z tych liniowych odcinków odpowiada stałej szybkości rozprzestrzeniania się pęknięć. Zmiana nachylenia następujących

po sobie odcinków jest prawdopodobnie związana:

- ze zmianą szybkości wzrostu pęknięcia,
- z rozgałęzianiem się pęknięć i zmianą ich orientacji w stosunku do linii sił pola elektrycznego (zmiana wielkości R_t).



Rys. 5. Zależność wartości obliczeniowych stężenia mikropeęknięć według równania (16) - 1 i (17) - 2 dla przypadków $R_t > R_0$ i $R_t < R_0$

Wiadomo, że przy obciążeniach ściskających obserwuje się znaczne rozgałęzianie się pęknięć. Porównanie rys. 6 i 7 potwierdza ten fakt. Na rys. 7 pokazano zmianę stężenia mikropeęknięć ceramiki z tlenku glinu przy badaniu cylindrycznych próbek na rozrywanie. Na wykresie próbki nr 2 obserwowane jest tylko jedno pęknięcie, szybkość ruchu tego pęknięcia szybko wzrosła (odcinek b), kiedy rozpoczął się proces zniszczenia próbki. Na wykresie próbki nr 3 widoczne jest występowanie trzech pęknięć do momentu jej zniszczenia, a dla próbki nr 1 obserwowano rozwidlenie się pęknięcia (odcinek c).

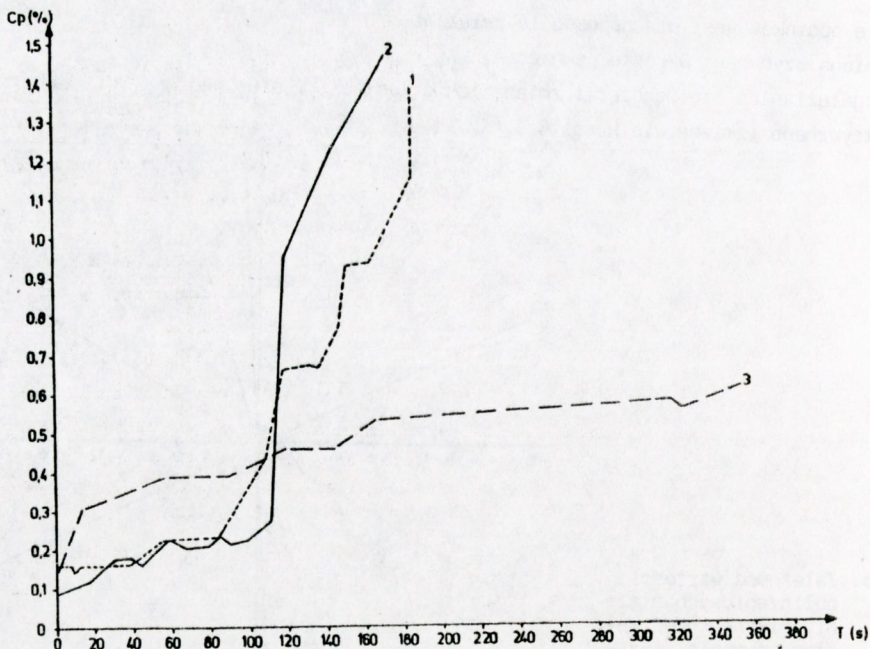
Z rys. 7 widać, że szybkość obciążenia określa czułość metody; optymalna jest szybkość obciążania w zakresie od 0.02 do 0.05 mm/min. Przy tych szybkościach przeprowadzono badania na zginanie z równoczesną rejestracją sygnałów emisji akustycznej i oporności dla ceramiki z ZnO i azotku krzemu (rys. 8), które wykazały, że:

- odcinki ruchu pęknięć ze stałą szybkością występują równocześnie z sygnałami emisji akustycznej, których intensywność koreluje się z nachyleniem prostoliniowego odcinka w zależności $C_p = f(t)$;
- metoda rejestracji przewodnictwa elektrycznego okazała się bardziej czułą (w warunkach pomiaru) na powstawanie pęknięć od metody rejestracji sygnałów emisji akustycznej.

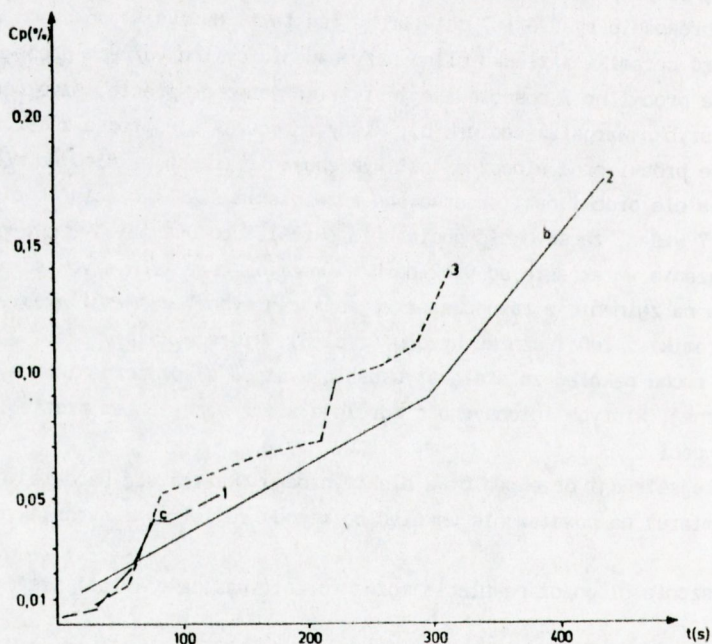
Powiększenie długości pęknięcia można rozpatrywać jako wzrost stężenia inkluzji, tak więc:

$$dl/dt \approx dC_p/dt$$

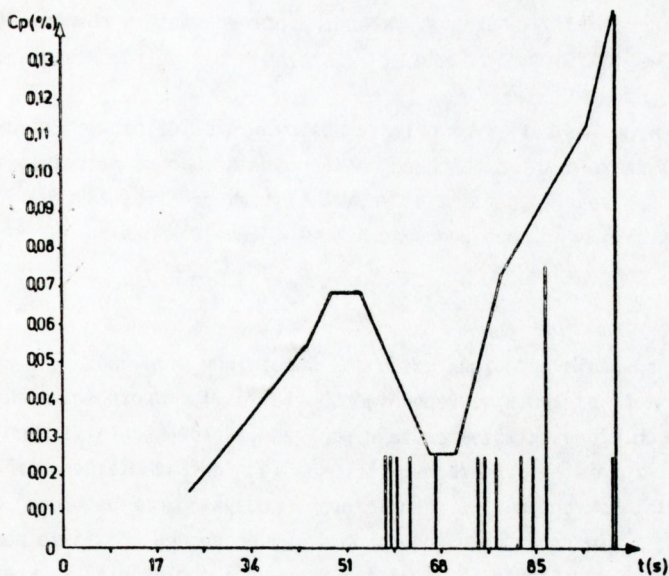
stąd szybkość rozprzestrzeniania się pęknięć będzie równa kątowemu współczynnikowi nachylenia prostej $\ln C_p = f(\ln t)$ przy działaniu na próbkę liniowo przyrastającego obciążenia



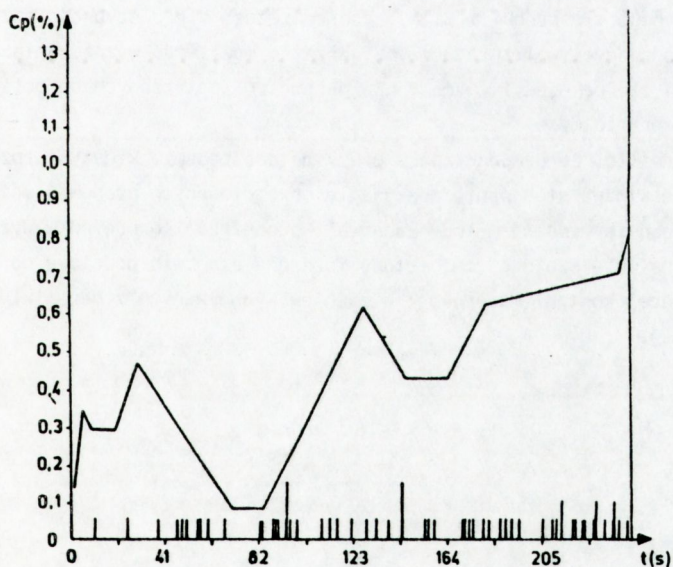
Rys. 6. Zmiany stężenia mikropeęknięć w ceramice $ZnO-ZrO_2-Al_2O_3$ (krzywe 1 i 2) oraz steatytu (3) w zależności od czasu przyłożenia obciążenia (szybkość ściskania 0.1 mm/min)



Rys. 7. Zmiany stężeń mikropeęknięć w ceramice na osnowie ZnO podczas badania próbek cylindrycznych na rozrywanie, szybkość obciążania: 0.1 mm/min - krzywa 1, 0.02 mm/min - krzywa 2, 0.05 mm/min - krzywa 3



Rys. 8. Zmiana stężenia mikropeknięć w próbce ceramiki na osnowie ZnO podczas badania na zginanie w zestawieniu ze zmianami sygnałów emisji akustycznej



Rys. 9. Zmiana stężenia mikropeknięć w próbce ceramiki na osnowie Si_3N_4 podczas badania na zginanie w zestawieniu ze zmianami sygnałów emisji akustycznej

zenia w czasie. Bezpośrednie określenie szybkości rozprzestrzeniania się mikropełnięć pozwala istotnie uprościć wyznaczenie wykładnika potęgowego n w równaniu (1) i wykorzystania zastosowania liniowej mechaniki zniszczenia dla obliczenia długowieczności wyrobów ceramicznych.

Określone z wykresu na rys. 9 nachylenie odcinków prostoliniowych szybkości wzrostu objętościowego stężenia pęknięć (proporcjonalnego do szybkości wzrostu pęknięć) wynoszą $2,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, co dobrze się zgadza z podanym w literaturze [18] zakresem szybkości wzrostu pęknięć w azotku krzemu, wynoszącym od 10^{-2} do 10^{-6} m/s .

3. PODSUMOWANIE

Wykorzystując równanie Reynoldsa opisujące uogólnione przewodnictwo, zaproponowano metodę pomiaru zmiany stężenia mikropełnięć poprzez pomiar oporności elektrycznej materiałów ceramicznych. Zbadano wpływ rodzaju obciążenia próbek ceramicznych (na ściskanie, rozrywanie i zginanie) przy różnych szybkościach obciążenia na oporność niektórych gęstych polikrystalicznych tworzyw ceramicznych. Korzystając z ustalonej zależności pomiędzy opornością i stężeniem pęknięć w próbce, wykonano, na podstawie pomiarów oporności próbek podczas obciążenia (przy stałej szybkości obciążania), wykresy $C_p = f(t)$. Wykresy te wykazały, że:

- prostoliniowe odcinki ruchu pęknięć ze stałą szybkością, występują równocześnie z sygnałami emisji akustycznej, których intensywność koreluje się z nachyleniem tych prostoliniowych odcinków na wykresach $C_p = f(t)$,
- metoda rejestracji oporności elektrycznej okazała się bardziej czułą (w warunkach pomiaru) na powstawanie pęknięć, od metody rejestracji sygnałów emisji akustycznej.

Szybkość wzrostu pęknięć określona z nachylenia prostoliniowych odcinków wykresu $C_p = f(t)$, wykonanego dla próbki z Si_3N_4 , dobrze zgadza się z szybkościami wzrostu pęknięć w Si_3N_4 podawanymi w literaturze. Stwarza to możliwość wyznaczania kinetyki rozprzestrzeniania się pęknięć i wyznaczania parametrów potrzebnych do obliczania czasu życia tworzyw ceramicznych.

Należy podkreślić, że proponowana w pracy metoda badania kinetyki rozprzestrzeniania się pęknięć nie wymaga stosowania specjalnie przygotowanych próbek i może stanowić podstawę do opracowania prostej metody badania koncentracji naprężeń w wyrobach ceramicznych. Z uwagi na dużą czułość tej metody może ona stanowić podstawę do opracowania metody nieniszczącej kontroli produkcji elementów wykonywanych z ceramiki elektronicznej i konstrukcyjnej.

BIBLIOGRAFIA

1. Ranachowski J., Rejmund F., Boniecki M., Librant Z.: Rozprawy Inżynierskie, PAN 32, 1984, 1
- 1a. Boniecki M., Librant Z., Włosiński W., Mikiel W., Ranachowski J., Ryll-Nardzowski H.: Szkło i Ceramika 1982, 22, 2, 29-43
2. Lauf S., Pabst R.: Ceramic Materials and Components for Engines - Bad Honnef: Verlag DKG, 1986, 961-977
3. Parilak L., Duna J.: VII Mezinárodní konference o Praskové Metalurii v CSSR, Pardubice, CSAV 1987, 3, 187-190
4. Gurumoorthy B., Kromp K., Prinz F.B., Bornhauser A.C.: J. Mat. Sci., 22, 11, 2051-2057
5. Chang J., Khandelwal P., Heitman P.: Ceram. Eng. Sci. Proc., 8, 1987, 7-8, 766-777
6. Hu X.Z., Mai Y.W., Cotterell B.: Philos. Mag. A 58, 1988, 2, 299-324
7. Raabe J., Bobryk E.: Materiały Elektroniczne, 1992 (w druku)
8. Pabst R., Popp G.: Fract. Mech. Ceram. v. 6, N.Y.- London, Plenum Press, 1983, 305-315
9. Evans A.G., Wiederhorn S.M.: Intn. J. Fract. 10, 1975, 3, 379-392
10. Cook R.F., Lawan B.R., Fairbanks C.J.: J. Am. Ceram. Soc. 69, 1985, 10, 604-607
11. Swain M.V.: Mater. Forum 9, 1986, 34-46
12. Konsztowicz J.K.: J. Am. Cer. Soc. 73, 1990, 3, 502-508
13. Raabe J., Bobryk E., Ranachowski Z.: Materiały Elektroniczne, 1990, 4 (72), 22-32
14. Reynolds J.W., Hongh J.M.: Proc. Phys. Soc. 1957, 70, 769-775
15. Morabin A., Tête A.: Revue Générale de électricite 76, 1967, 2, 1504-1512
16. Petrowskij W.Ya., Gerwic E.: Poroskovaja Metalurgia, 1980, 3, 65-73
17. Petrowskij W.Ya.: praca nie publikowana
18. Shinroku Saito, Fine Ceramics NY: Elsevier Sci. Publ. Co., Inc., 1985, 215-216

