INSTYTUT
TECHNOLOGII
MATERIAŁÓW
ELEKTRONICZNYCH

PRACE
ITME

ANALIZA WŁASNOŚCI MECHANICZNYCH MATERIAŁÓW CERAMICZNYCH METODAMI MECHANIKI PĘKANIA

1984

Zeszyt 14

INSTYTUT TECHNOLOGII
MATERIAŁÓW ELEKTRONICZNYCH

Marek BONIECKI
Zdzisław LIBRANT

ANALIZA WŁASNOŚCI MECHANICZNYCH MATERIAŁÓW CERAMICZNYCH METODAMI MECHANIKI PĘKANIA

Wydawnictwa Przemysłu Maszynowego WEMA

Adres redakcji
Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych
ul. Konstruktorska 6, 02-673 Warszawa
telefon 43 74 61

PL ISSN 0209-0066

WEMA – Warszawa 1985 – 200+30 – 738/84/K

Marek BONIECKI, Zdzisław LIBRANT - "Analiza własności mechanicznych materiałów ceramicznych metodami mechaniki pękania"

W pracy omówiono zagadnienia trwałości tworzyw ceramicznych w różnych środowiskach korozyjnych w warunkach przyłożonego naprężenia stałego. Przedstawiono metody wyznaczania niezbędnych parametrów propagacji pęknięć podkrytycznych.
Przedstawiono wyniki pomiarowe dla dwóch tworzyw korundowych oraz porcelany elektrotechnicznej.

Marek BONIECKI, Zdzisław LIBRANT - "Fracture mechanics analysis of mechanical properties of ceramic materials"

Problems of ceramic material lifetime in corrosive environmets under the constant stress are discussed in this article.
Several methods of determining necessary here subcritical crack propagation parameters are described. Results for two polycrystalline alumina materials and for porcelain specimens cut from power line insulators are presented.

Марек БОНЕЦКИ, Здзислав ЛИБРАНТ - "Анализ механических свойств керамических материалов при помощи механики хрупкого разрушения"

В статье описаны вопросы прочности керамических материалов в разных коррозийных средах под влиянием постоянного напряжения. Представлено несколько методов получения необходимых здесь параметров развития подкритических трещин.
Помещены результаты для двух алундовых керамик, а также электротехнического фарфора.

STOSOWANE OZNACZENIA

I. Litery łacińskie

a - długość pęknięcia

a_i - długość początkowa pęknięcia

a_f - długość końcowa pęknięcia

A - parametr propagacji pęknięć podkrytycznych

A_o - stała występująca w temperaturowej zależności parametru A

b - stała występująca w temperaturowej zależności parametru n

B - stała występująca w zależnościach na czas do zniszczenia;

$$B = 2/(n-2)\, AY^2 K_{Ic}^{\,n-2}$$

C - stała całkowania

d - grubość próbki P.S.

d_n - grubość próbki P.S. pod rowkiem

D_1, D_2 - stałe we wzorze na ugięcie y obciążonych punktów próbki na podwójne skręcanie /P.S./

E - moduł Younga

F - obciążenie próbki P.S.

J - parametr rozkładu Weibulla przedstawionego w postaci logarytmicznej;

$$J = -m \ln \sigma_w$$

K - współczynnik intensywności naprężeń

K_I - współczynnik intensywności naprężeń dla I sposobu niszczenia

K_{Ic} - krytyczny współczynnik intensywności naprężeń

K_{Ii} - współczynnik intensywności naprężeń K_I ohwili początkowej

L - długości próbki P.S.

m - parametr rozkładu Weibulla

n - parametr propagacji pęknięć podkrytycznych

n' - parametr zależności natężenia EA od K_I

N_e - liczba procesów pękania

N_m - liczba potencjalnych źródeł mikropęknięć

N_t - liczba impulsów emisji akustycznej

P, P_i - prawdopodobieństwo zniszczenia

r - odległość od krawędzi pęknięcia

R - stała gazowa

t - czas

t_β - wartość z tablic rozkładu t-Studenta

t_z - czas do zniszczenia

t_{min} - minimalny czas do zniszczenia

T - temperatura

V - prędkość propagacji pęknięć podkrytycznych

V^* - objętość aktywacji

V_m - objętość molowa ciała

W - szerokość próbki P.S.

W_m - odległość punktu podparcia od miejsca nacisku w próbce P.S.

y - ugięcie próbki P.S.

Y - stała geometryczna w definicji współczynnika K_I

Z - stała we wzorze na K_I dla próbki P.S.

$$Z = W_m\left[\frac{3(1+\nu)}{W\,d^3\,d_n}\right]^{\frac{1}{2}}$$

II. Litery greckie

α - parametr zależności natężenia EA od K_I

β - poziom ufności

γ - energia powierzchniowa pękania

$\gamma_a, \gamma_0, \gamma_p$ - składniki energii powierzchniowej pękania

Θ - kąt inklinacji

ν - stała Poissona

ρ - promień krzywizny krawędzi pęknięcia

σ - naprężenie

σ_a - naprężenie eksploatacyjne

σ_c - naprężenie krytyczne

σ_f - naprężenie niszczące przy prędkości obciążania $\dot{\sigma}$

σ_0 - naprężenie stałe

σ_p - naprężenie próbne

σ_w - parametr rozkładu Weibulla

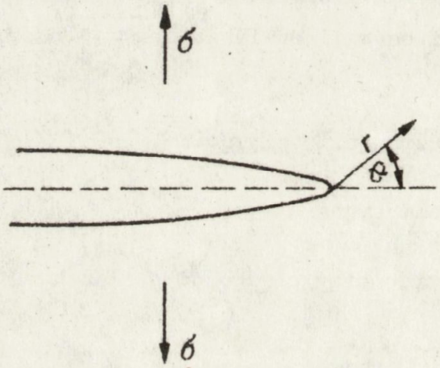
ϕ - liczba stopni swobody

ω - częstość kołowa

I. WPROWADZENIE

Cechą charakterystyczną materiałów ceramicznych jest ich kruche pękanie, tzn. pękanie bez deformacji plastycznej. W wierzchołkach istniejących w materiale mikropęknięć i wad koncentrują się naprężenia. W wyniku tego zjawiska następuje zniszczenie materiału przy przyłożonych naprężeniach około 100 razy mniejszych od wyliczonych teoretycznie /tzn. przy rozważaniu rozsuwania dwóch płaszczyzn w materiale/.

Współczesne teorie wytrzymałości materiałów kruchych analizują rozkład naprężeń dokoła eliptycznego pęknięcia w materiale, umieszczonego w jednorodnym jednoosiowym polu naprężeń /rys. 1/.



Rys. 1. Szczelina Griffith'a o długości 2a według [2]

Na podstawie pierwszej zasady termodynamiki otrzymamy kryterium Griffitha na pękanie materiału według [1]:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi a}} \qquad /1/$$

gdzie:

σ_c - krytyczne naprężenie rozciągające powodujące powiększanie rozważanego na rys. 1 pęknięcia o długości 2a,

E - moduł Younga,

γ - energia powierzchniowa pękania, definiujemy ją jako stosunek sumy różnych rodzajów energii wyzwalanych w trakcie propagacji pęknięcia do powierzchni utworzonych w tym procesie.

Warunek /1/ dla dowolnych wymiarów i kształtu szczeliny oraz przyłożonego naprężenia można napisać:

$$\sigma_c = \frac{1}{Y}\sqrt{\frac{2E\gamma}{a}} \qquad /2/$$

gdzie:

Y - stała zależna od wymiarów i kształtu szczeliny oraz od wielkości i kierunku obciążenia itp.

Wielkość γ można przedstawić jako sumę następujących składników według [2]:

$$\sigma_c = \psi\gamma_0 + \gamma_p + \gamma_a \qquad /3/$$

gdzie:

γ_0 - zmiana potencjału termodynamicznego nowo utworzonych powierzchni,

ψ - czynnik zależny od orientacji płaszczyzn pękania,

γ_p - praca odkształcenia plastycznego,

γ_a - bliżej nie określony składnik związany z efektami cieplnymi, akustycznymi i innymi.

Irwin i Williams analizowali stan naprężeń w pobliżu wierzchołka pęknięcia w zależności od kształtu tego pęknięcia i przyłożonego obciążenia.

Pola naprężeń σ_{ij} w pobliżu wierzchołka szczeliny z rysunku 1 można przedstawić według [1, 2] jako:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{(2\pi r)^{1/2}} \cdot f_{ij}(\theta) \qquad /4/$$

gdzie:

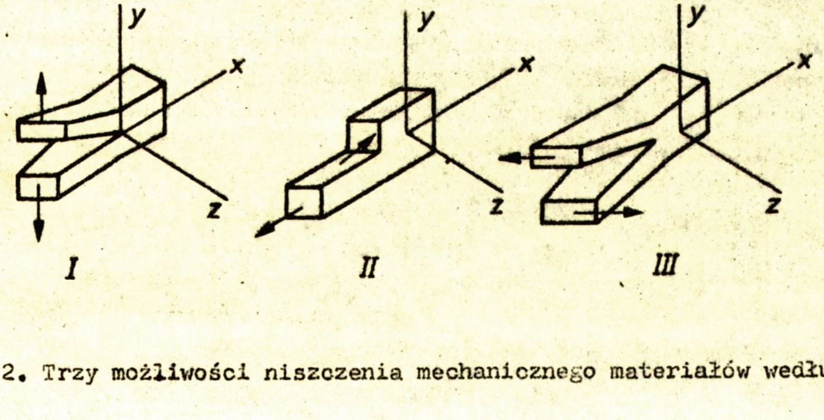
K - współczynnik intensywności naprężeń, który charakteryzuje stan naprężeń w wierzchołku pęknięcia.

$$K = \sigma \cdot Y\sqrt{a} \qquad wg[2] \qquad /5/$$

gdzie:

σ - przyłożone naprężenie,

Y - stała zależna od wymiarów i kształtu szczeliny oraz od wielkości i kierunku obciążenia itp.



Rys. 2. Trzy możliwości niszczenia mechanicznego materiałów według [1]

Rozróżniamy trzy sposoby niszczenia materiałów /rys. 2/ według [1 i 2]:

I - "otwieranie",

II - "poślizg krawędziowy",

III - "rozdzieranie".

Dla materiałów ceramicznych ważny jest sposób I /mała wytrzymałość na rozciąganie/ i w związku z tym $K = K_I$. Wartość krytyczną współczynnika K_I, dla którego występuje zniszczenie materiału, oznaczamy K_{Ic}. K_{Ic} jest stałą materiałową zależną od składu chemicznego, struktury krystalicznej oraz mikrostruktury badanego materiału. Pod tym ostatnim pojęciem rozumiemy budowę materiału obserwowaną pod mikroskopem. W wypadku materiałów polikrystalicznych są to takie cechy według [1] jak:

- rodzaj i udział poszczególnych faz,
- wielkość i kształt ziaren,
- rozkład, orientacja i kształt ziaren,
- liczba, wielkość i kształt porów.

Stwierdzono również wpływ środowiska korozyjnego na wielkość K_{Ic}.

Pomiędzy energią powierzchniową pękania γ a wielkością K_{Ic} istnieje związek według [1]:

$$\gamma = \frac{(1-\nu^2) K_{Ic}^2}{2E} \qquad /6/$$

gdzie:

ν - współczynnik Poissona.

Liczne obserwacje wykazały, że w wypadku materiałów ceramicznych występują zjawiska zniszczenia opóźnionego lub zmęczenia statycznego. Polegają one na tym, że materiał obciążony pod naprężeniem $\sigma < \sigma_c$ ulega po pewnym czasie zniszczeniu lub jego wytrzymałość zmniejsza się. Środowisko zawierające wodę znacznie przyspiesza ten proces. Zjawisko to tłumaczymy rozszerzaniem się przy naprężeniach podkrytycznych mikropęknięć, aż do osiągnięcia takiego stanu, w którym jest spełniony warunek Griffitha /2/. Istnieje kilka teorii wyjaśniających mechanizm rozszerzania się tych mikropęknięć.

Teoria Charlesa i Hilliga [1] zakłada, że jest to spowodowane reakcją chemiczną indukowaną naprężeniem. Zjawisko to występuje głównie w wierzchołku pęknięcia /tzw. korozja naprężeniowa/.

Na podstawie rozważań termodynamicznych tej teorii prędkość rozchodzenia się pęknięć podkrytycznych wynosi [1]:

$$V = V_0 \exp(-E^* + V^*\sigma - V_m \gamma/\varsigma) RT \qquad /7/$$

gdzie:

V_0 - prędkość rozchodzenia się pęknięć w warunkach niekorozyjnych,

E^* - energia aktywacji reakcji chemicznej bez działania naprężenia,

V^* - objętość aktywacji,

V_m - objętość molowa ciała,

W obszarze I na rys. 3 zależność między V i K_I jest wykładnicza /8/ lub potęgowa /9/.

$$V = A K_I^n \qquad /9/$$

Z danych literaturowych wynika, że znacznie częściej stosuje się zależność /9/. Z praktyki własnej wynika, że w wielu wypadkach w wąskich przedziałach wartości K_I punktom pomiarowym można przyporządkować zarówno zależność /8/, jak i /9/. Stopień skorelowania zmiennych log V, log K_I jest prawie taki sam, jak zmiennych log V i K_I. Wielkość V jest również funkcją temperatury, wzór /7/. Według [3] stałe A i n ze wzoru /9/ można przedstawić w funkcji temperatury następująco:

$$n = n_o + \frac{b}{RT} \qquad /10/$$

$$A = A_o \exp\left(- \frac{U}{RT}\right) \qquad /11/$$

gdzie:

n_o, A_o, b - stałe zależne od rodzaju materiału i środowiska,

U - energia aktywacji.

Zależność V od K_I umożliwia znalezienie związku pomiędzy czasem do zniszczenia a przyłożonym naprężeniem dla danego materiału. Załóżmy, że przykładamy do badanego elementu naprężenie będące jakąś funkcją czasu $\sigma = \varphi(t)$. Zróżniczkujemy teraz po czasie zależność /5/ na K_I

$$\dot{K}_I = \dot{\sigma} Y a^{1/2} + \frac{Y}{2a^{1/2}} \dot{a} \qquad /12/$$

gdzie:

$\dot{K}_I$, $\dot{\sigma}$, $\dot{a}$ - pochodne odpowiednich funkcji po czasie,

po podstawieniu:

$$\dot{a} = V = A K_I^n \qquad z\ /9/$$

$$a^{1/2} = \frac{K_I}{\sigma Y} \qquad z\ /5/$$

otrzymujemy

$$\dot{K}_I = \frac{\dot{\sigma}}{\sigma} K_I + \frac{\sigma^2 A Y^2}{2} K_I^{n-1} \qquad /13/$$

Jest to równanie Bernoulliego, które sprowadzamy do równania liniowego dzieląc je przez K_I^{n-1} i wprowadzając nową zmienną

$$Z = K_I^{-(n-2)} \qquad /14/$$

Otrzymujemy:

$$\dot{Z} + Q_1 Z = Q_2 \qquad /15/$$

gdzie:

$$Q_1 = (n-2)\frac{\dot{\sigma}}{\sigma} \qquad /16/$$

$$Q_2 = -\frac{n-2}{2} A Y^2 \sigma^2 \qquad /17/$$

Rozwiązanie takiego równania można przedstawić w postaci:

$$Z = \left(e^{-\int Q_1 dt}\right)\left(\int Q_2 e^{\int Q_1 dt} dt + C\right) \qquad /18/$$

Po podstawieniu do /18/, /16/, /17/ otrzymujemy:

$$Z = \sigma^{-(n-2)}\left(-\frac{n-2}{2} A Y^2 \int \sigma^n dt + C\right) \qquad /19/$$

stąd

$$K_I = \sigma \Big/ \left(f(t) + C\right)^{1/n-2} \qquad /20/$$

gdzie

$$f(t) = -\frac{n-2}{2} A Y^2 \int \sigma^n dt \qquad /21/$$

Stałą C wyprowadzamy z warunków początkowych dla t = 0

$$K_I = K_{Ii} = \frac{K_{Ic}\sigma_0}{\sigma_c} \qquad /22/$$

Zależność /22/ otrzymujemy z podzielenia stronami zależności

$$K_{Ii} = \sigma_0 Y a_i^{1/2} \qquad /23/$$

$$K_{Ic} = \sigma_c Y a_i^{1/2} \qquad /24/$$

gdzie:

a_i - 1/2 długości początkowej pęknięcia.

Aby znaleźć czas do zniszczenia, wstawiamy w równaniu /20/ $K_I = K_{Ic}$.

Rozważmy poszczególne przypadki zależności $\sigma = \varphi$ /t/.

1. $\sigma = \sigma_0$

$$K_I = \sigma_0 \Big/ \left[\left(\frac{\sigma_0}{K_{Ii}}\right)^{n-2} - \frac{n-2}{2} A Y^2 \sigma_0^n t\right]^{1/n-2} \qquad /25/$$

Po odpowiednich przekształceniach dla $K_I = K_{Ic}$ otrzymujemy zależność na czas do zniszczenia:

$$t_z = \frac{B}{\sigma_o^2}\left[\left(\frac{K_{Ic}}{K_{Ii}}\right)^{n-2} - 1\right] \qquad /26/$$

gdzie: $B = 2/(n-2)\ AY^2\ K_{Ic}^{\ n-2}$ /27/

Ponieważ dla rozważanych materiałów $9 < n < 50$ a $K_{Ii} < 0{,}9\ K_{Ic}$, to wzór /26/ można zapisać:

$$t_z = \frac{B}{\sigma_o^2}\left(\frac{K_{Ic}}{K_{Ii}}\right)^{n-2} \qquad /28/$$

a podstawiając K_{Ii} /22/

$$t_z = \frac{B\,\sigma_c^{\ n-2}}{\sigma_o^{\ n}} \qquad /29/$$

gdzie:

σ_c – średnia wytrzymałość materiału zmierzona w środowisku niekorozyjnym przy szybkim obciążaniu próbek, tak, aby zniszczenie ich nie było poprzedzone rozwojem pęknięć podkrytycznych.

2. $\sigma = \sigma_o + \dot{\sigma} t$ gdzie $\dot{\sigma}$ = const.

$$K_I = \sigma \Big/ \left[C - \frac{(n-2)AY^2\sigma^{n+2}}{2(n+1)\dot{\sigma}}\right]^{1/n-2} \qquad /30/$$

$$C = \left(\frac{\sigma_c}{K_{Ic}}\right)^{n-2} + \frac{(n-2)AY^2\sigma_o^{\ n+1}}{2(n+1)\dot{\sigma}} \qquad /31/$$

Załóżmy teraz $\sigma_o = 0$, $K_I = K_{Ic}$ dla $\sigma = \sigma_f = \dot{\sigma}\, t_z$

Po odpowiednim przekształceniu wzoru /30/ otrzymujemy:

$$\sigma_f^{\ n+1} \Big/ B(n+1)\,\dot{\sigma} = \sigma_c^{\ n-2} - \sigma_f^{\ n-2} \qquad /32/$$

gdzie:

B – jak w /27/

$\sigma_c > \sigma_f$ i dla dużych n wzór /32/ można zapisać:

$$\sigma_f^{\ n+1} = B(n+1)\,\sigma_c^{\ n-2}\,\dot{\sigma} \qquad /33/$$

3. $\sigma = \sigma_c + \sigma_m \sin\omega t \qquad \sigma_m < \sigma_o$

Stosujemy tu przybliżenie i wyrażenie podcałkowe we wzorze /21/ rozwijamy w szereg, który urywamy na drugim wyrazie.

$$K_I = \sigma \Big/ \left[C - \frac{n-2}{2} AV^2 \left(\sigma_o^n t - \frac{n\sigma_m \sigma_o^{n-1}}{\omega} \cos\omega t \right) \right]^{1/n-2} \qquad /34/$$

$$C = \left(\frac{\sigma_c}{K_{Ic}} \right)^{n-2} - \frac{n(n-2)AV^2 \sigma_o^{n-1} \sigma_m}{2\omega} \qquad /35/$$

Przekształcając tę zależność w celu wyliczenia czasu do zniszczenia, po rozwinięciu w szereg i urwaniu na drugim wyrazie wyrażenia σ^{n-2}, otrzymujemy równanie przestępne:

$$(n-2)\,\sigma_o^{n-3}\sigma_m \sin\omega t_c - \frac{n\sigma_o^{n-1}\sigma_m}{B\omega} \cos\omega t_c = \qquad /36/$$
$$= K_{Ic}^{n-2} C - \sigma_o^{n-2} - \sigma_c^{n-2} \frac{t_c}{t_s}$$

gdzie:

t_c - czas do zniszczenia przy obciążeniu cyklicznym.

$t_s = t_z$ dla przypadku statycznego tzw. $\sigma = \sigma_o$ /wzór 29/.

Po podzieleniu równania /36/ przez σ_c^{n-2} okazuje się, że wyrażenia przy funkcjach trygonometrycznych, a także wyrażenie $\sigma_o^{n-2}/\sigma_c^{n-2}$ są bliskie zeru. Po ich pominięciu i wstawieniu wartości C ze wzoru /35/ otrzymujemy:

$$\frac{t_c}{t_s} = 1 - \frac{n\sigma_m}{\omega t_s \sigma_o} \qquad /37/$$

Dla zależności typu /9/ $V = A\, e^{nK_I}$ ograniczamy się tylko do przypadku $\sigma = \sigma_o$. Po wstawieniu tej zależności do równania /12/ i scałkowaniu go po rozdzieleniu zmiennych otrzymujemy zależność na czas do zniszczenia:

$$t_z = (2/AV^2 n^2 \sigma_o^2) \cdot \left[(nK_{Ii} + 1)\exp(-nK_{Ii}) - \right. \qquad /38/$$
$$\left. - (nK_{Ic} + 1)\exp(-nK_{Ic}) \right]$$

II. PROGNOZOWANIE TRWAŁOŚCI TWORZYW CERAMICZNYCH

Aby przewidzieć czas do zniszczenia dla konkretnego elementu wykonanego z tworzywa ceramicznego poddanego stałemu lub cyklicznemu obciążeniu, jest potrzebna wartość K_{Ii}, wzór /26/.
Ze wzoru /23/ wynika, że musimy znać wielkość wady, której powiększanie się spowoduje zniszczenie elementu. Posługując się z kolei wzorem /22/ na K_{Ii}, musimy znać σ_c dla danego elementu. Zwykle dysponujemy wartością uśrednioną σ_c dla danego materiału. Wiadomo, że wielkość ta podlega rozkładowi statystycznemu Weibulla.

Aby przezwyciężyć te trudności, stosuje się następujące metody:
- test przeciążeniowy,
- powiązanie czasu życia z prawdopodobieństwem zniszczenia z rozkładu wytrzymałości σ_c,
- zastosowanie emisji akustycznej.

Dwie pierwsze metody omówiono poniżej, a trzecią w rozdziale poświęconym emisji akustycznej.

II.1. Test przeciążeniowy

Do badanego elementu przykładamy naprężenie próbne σ_p takie, że

$$\sigma_a < \sigma_p < \sigma_c \qquad /39/$$

gdzie:

σ_a - naprężenie eksploatacyjne.

Musi być spełniony warunek

$$K_{Ic} > K_{Ip} = \sigma_p Y \sqrt{a_i} \qquad /40/$$

gdzie:

a_i - 1/2 długości największej szczeliny, wady po zakończeniu testu przeciążeniowego, a przed rozpoczęciem eksploatacji.

W momencie rozpoczęcia eksploatacji

$$K_{Ii} = \sigma_a Y \sqrt{a_i} \qquad /41/$$

Dzieląc stronami /40/ przez /41/ otrzymujemy nierówność:

$$K_{Ii} < \frac{\sigma_a}{\sigma_p} K_{Ic} \qquad /42/$$

Gdy nierówność /42/ wstawimy do wzoru /28/ i zmienimy $\sigma_o \to \sigma_a$, to otrzymamy:

$$t_2 > \frac{B}{\sigma_a^2}\left(\frac{\sigma_p}{\sigma_a}\right)^{n-2} = t_{min} \qquad /43/$$

gdzie:

t_{min} - minimalny czas do zniszczenia badanego elementu po teście przeciążeniowym.

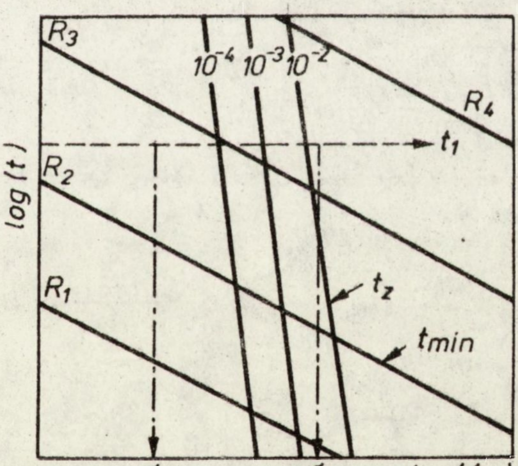
Zależność /43/ można przedstawić we współrzędnych log /t_{min}/, log σ_a w postaci szeregu prostych odpowiadających różnym

$R = \frac{\sigma_p}{\sigma_a}$ i o nachyleniu -2 /rys. 4/.

Gdy nierówność /42/ wstawimy do /38/, to otrzymamy t_{min} dla zależności wykładniczej /8/:

$$t_{min} = \frac{2}{AV^2 n^2 \sigma_a^2}\left[\left(n\frac{\sigma_a}{\sigma_p}K_{IC}+1\right)\exp\left(-n\frac{\sigma_a}{\sigma_p}K_{IC}\right) - \right.$$
$$\left. -\left(n K_{IC}+1\right)\exp-\left(n K_{IC}\right)\right] \qquad /44/$$

Zależność /44/ można przedstawić na wykresach podobnie jak /43/.



$R_4 > R_3 > R_2 > R_1$

Rys. 4. Wykresy prognozowania trwałości tworzywa ceramicznego w zależności od naprężenia eksploatacyjnego σ_a dla różnego $R = \sigma_p / \sigma_a$ i prawdopodobieństwa zniszczenia P_i według [2]

II.2. Czas do zniszczenia przy zadanym prawdopodobieństwie zniszczenia

Według prac [2, 4] wytrzymałość materiałów kruchych podlega rozkładowi Weibulla, który można przedstawić w postaci

$$P_i = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_i}{\sigma_w}\right)^m\right] \qquad /45/$$

gdzie:

P_i - prawdopodobieństwo zniszczenia dla naprężenia σ_i,

σ_w i m - parametry rozkładu.

W postaci zlogarytmowanej rozkład /45/ można przedstawić:

$$\ln\ln\left(\frac{1}{1-P_i}\right) = m \ln \sigma_i + J \qquad /46/$$

gdzie

$$J = -m \ln \sigma_w \qquad /47/$$

Jeśli zlogarytmujemy równanie /29/ i zamienimy zmienne $\sigma_o \to \sigma_a$ i $\sigma_c \to \sigma_i$, to otrzymamy:

$$\ln t_z = (n-2)\ln \sigma_i - n \ln \sigma_a + \ln B \qquad /48/$$

Do równania /48/ wprowadzamy $\ln \sigma_i$ z rozkładu /46/ i otrzymujemy:

$$\ln t_z = \frac{n-2}{m} \ln\ln\left(\frac{1}{1-P_i}\right) - \frac{(n-2)J}{m} - n \ln \sigma_a + \ln B \qquad /49/$$

dla $P_i < 0{,}1$ korzystając z rozwinięcia w szereg funkcji typu $(1-x)^{-1}$ i $\ln(1+x)$ otrzymujemy:

$$\ln\ln\left(\frac{1}{1-P_i}\right) \approx \ln\ln(1+P_i) \approx \ln P_i \qquad /50/$$

Czyli dla zależności potęgowej /9/ V od K_I otrzymujemy:

$$\ln t_z = \frac{n-2}{m} \ln P_i - n \ln \sigma_a - \frac{(n-2)J}{m} + \ln B \qquad /51/$$

Równanie /51/ można przedstawić łącznie z wyrażeniem /43/ we współrzędnych logarytmicznych dla różnych P_i /rys. 4/.

Naniesione na jeden diagram $t_{min} = f\left(\sigma_a, \frac{\sigma_p}{\sigma_a}\right)$ oraz $t_z = f(\sigma_a, P_i)$ pozwalają szybko zorientować się, dla jakiego przypadku jest celowe stosowanie testu przeciążeniowego. Ilustruje to rysunek 4. Jeżeli jakiś element ma wytrzymać czas t_1 pod naprężeniem σ_1, to przewidziane prawdopodobieństwo zniszczenia w tym czasie jest mniejsze niż 10^{-4}. Jest ono tak małe, że wykonanie testu przeciążeniowego jest zbędne. Jeśli zaś naprężenie eksploatacyjne zwiększy się do σ_2, to $P_o > 10^{-2}$ i wykonanie testu przeciążeniowego dla $\sigma_p/\sigma_a \approx R_5$ będzie konieczne.

Dla zależności wykładniczej /8/ V od K_I otrzymujemy ze wzoru /38/ przez podstawienie /22/ dla $\sigma_o \to \sigma_a$ i $\sigma_c \to \sigma_i$

$$t_z = \frac{2}{AY^2 n^2 \sigma_a^2}\left[\left(n\frac{\sigma_a}{\sigma_i}K_{Ic}+1\right)\exp\left(-n\frac{\sigma_a}{\sigma_i}K_{Ic}\right) - \left(nK_{Ic}+1\right)\exp\left(-nK_{Ic}\right)\right] \quad /52/$$

dla $\sigma_a < \sigma_i$

$$t_z \approx \frac{2}{AY^2 n^2 \sigma_a^2}\left(n\frac{\sigma_a}{\sigma_i}K_{Ic}+1\right)\exp\left(-n\frac{\sigma_a}{\sigma_i}\cdot K_{Ic}\right) \quad /53/$$

po zlogarytmowaniu

$$\ln t_z \simeq -2\ln\sigma_a + \ln\frac{2}{nAY^2} + \ln\left(nK_{Ic}\frac{\sigma_a}{\sigma_i}+1\right) - nK_{Ic}\frac{\sigma_a}{\sigma_i} \quad /54/$$

Do wzoru /54/ wstawiamy wartość liczbową σ_i wyznaczoną z rozkładu Weibulla /45/ dla danego P_i.

III. METODY WYZNACZANIA STAŁYCH PROPAGACJI PĘKNIĘĆ PODKRYTYCZNYCH

Jak wykazano w poprzednim rozdziale, do sporządzenia wykresów prognozowania trwałości tworzyw są potrzebne parametry n i A zdefiniowane w równaniach /8/ i /9/ oraz K_{Ic}.

Istnieją dwie zasadnicze grupy metod wyznaczania tych parametrów: bezpośrednia i pośrednia.

Przy bezpośrednich metodach z badanego materiału wykonuje się specjalne próbki, na których można bezpośrednio mierzyć prędkość rozchodzenia się pęknięć V w funkcji współczynnika intensywności naprężeń K_I. Parametry n i A wyznacza się z wykresów $V = f(K_I)$ wykonanych we współrzędnych logarytmicznych lub metodą najmniejszych kwadratów. Zaletą tej grupy metod jest to, że nie zakładamy z góry typu zależności /może być wykładnicza /8/, potęgowa /9/, lub inna/ oraz możemy sam proces pękań podkrytycznych szczegółowo obserwować.

Wadą jest to, że obserwowany proces może przebiegać nieco inaczej, niż w pracujących pod obciążeniem elementach konstrukcyjnych.

W wypadku metod pośrednich przeprowadza się badania wytrzymałościowe dwojakiego rodzaju:

- mierzy się czas do zniszczenia w funkcji stałego przyłożonego obciążenia,
- mierzy się naprężenie niszczące w funkcji prędkości przykładania obciążenia.

Z danych wytrzymałościowych otrzymuje się parametry n i A przy założeniu zależności potęgowej V od K_I. Pomiary przeprowadza się na próbkach do badań wytrzymałości na zginanie lub rozciąganie.

III.1. Metody bezpośrednie wyznaczania parametrów propagacji pęknięć

Badania przeprowadza się na próbkach o różnych kształtach. Ich przegląd podaje praca [2]. Wszystkie przypadki, oprócz jednego, charakteryzują się tym, że współczynnik K_I jest funkcją długości pęknięcia a bardziej skomplikowaną, niż wynikałoby to ze wzoru /5/, gdyż również stała geometryczna Y zależy od a. Fakt ten oraz potrzeba liczenia prędkości V zmusza eksperymentatora do śledzenia długości pęknięcia, co w wypadku materiałów nieprzezroczystych lub umieszczonych w środowiskach korozyjnych jest niemożliwe.

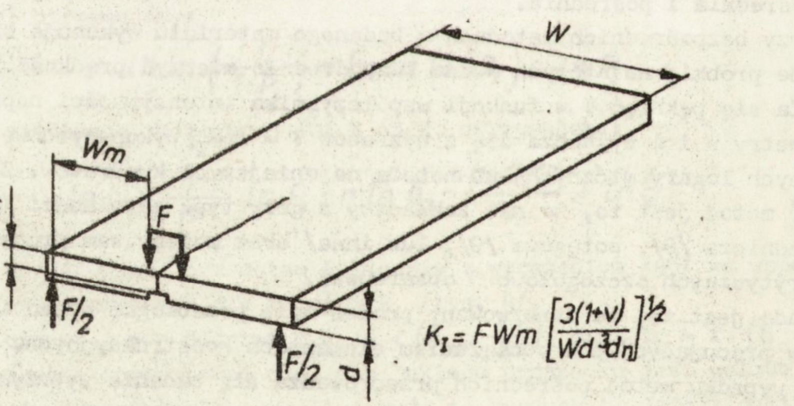
Warunek niezależności K_I od a spełnia próbka obciążana w układzie tzw. podwójnego skręcania /w skrócie P.S./ - rys. 5, prace [2, 5]. Dla tego układu

$$K_I = FW_m \left[\frac{3(1+\nu)}{Wd^3 d_n} \right]^{1/2} \qquad /55/$$

gdzie:

ν - stała Poissona, a inne oznaczenia według rys. 5.

Zależność /55/ jest słuszna w przedziale wartości a określonych warunkami według [6 i 7]:



Rys. 5. Metoda podwójnego skręcania. Geometria obciążania próbki

$$\frac{a}{w} > 0{,}55 \quad \text{oraz} \quad \frac{L-a}{w} > 0{,}65 \qquad /56/$$

gdzie:

L - długość próbki z rys. 5,

a - całkowita długość pęknięcia.

Czyli pęknięcie nie może być zbyt krótkie lub zbyt długie w porównaniu z wymiarami próbki. Według pracy [8] ugięcie y obciążanych punktów próbki z rys. 5 wynosi:

$$y = F\left(D_1 a + D_2\right) \qquad /57/$$

gdzie:

D_1, D_2 - stałe zależne od rodzaju materiału i wymiarów geometrycznych próbki.

Według [9]

$$D_1 = \frac{6W_m^2(1+\nu)}{Wd^3E} \qquad /58/$$

gdzie:

E - moduł Younga; pozostałe oznaczenia zdefiniowane wcześniej.

Jeżeli równanie /57/ zróżniczkujemy po czasie, to otrzymamy:

$$\frac{dy}{dt} = \left(aD_1 + D_2\right)\frac{dF}{dt} + D_1FV \qquad /59/$$

gdzie:

$$V = \frac{da}{dt}$$

III.1.1. Metoda relaksacji obciążenia

Jeśli założymy, że w czasie eksperymentu ugięcie y=const., to

$$V = -\frac{\left(D_1a+D_2\right)}{D_1F}\,\frac{dF}{dt}, \qquad /60/$$

ponieważ dla tego przypadku

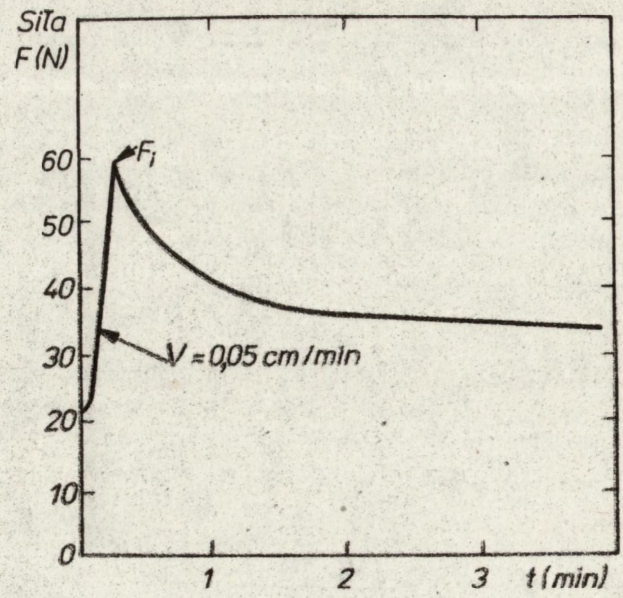
$$F\left(D_1a + D_2\right) = F_i\left(D_1a_i + D_2\right) \qquad /61/$$

gdzie:

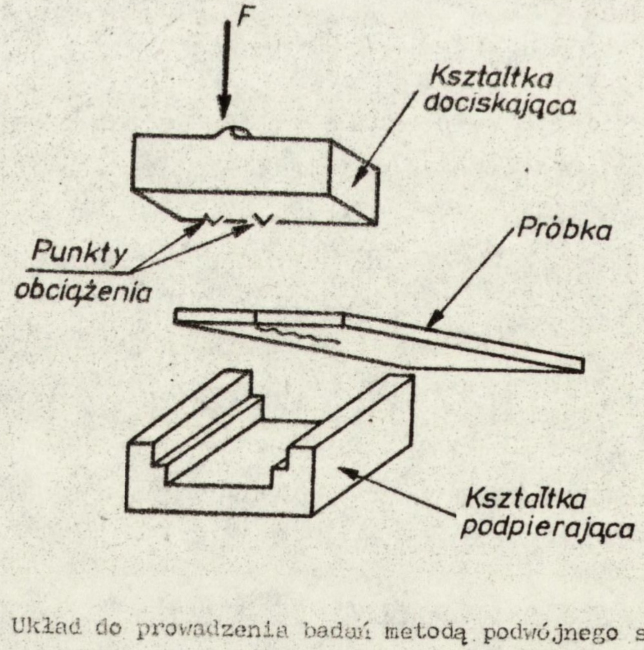
a_i i F_i - odpowiednia długość pęknięcia i siła w chwili początkowej.

Podstawiając /61/ do /60/ otrzymujemy:

$$V = -\frac{F_i}{F^2}\left(a_i + \frac{D_2}{D_1}\right)\frac{dF}{dt} \qquad /62/$$



Rys. 6. Wykres relaksacji obciążenia w funkcji czasu dla próbki z przeświecalnego tworzywa korundowego na podstawie zapisu na taśmie rejestratora maszyny wytrzymałościowej Instron



Rys. 7. Układ do prowadzenia badań metodą podwójnego skręcania

dla dużych a_i redukujemy to do równania

$$V = -\frac{a_i F_i}{F^2} \frac{dF}{dt} \qquad /63/$$

Opisany sposób postępowania można nazwać metodą stałego odkształcenia lub metodą relaksacji obciążenia. Wzory /55/ oraz /62/ lub /63/ pokazują, że zależność V od K_I można wyznaczyć posługując się jedynie wykresami relaksacji obciążenia F.

Przykładowy wykres takiej relaksacji dla przeświecalnego tworzywa korundowego przedstawia rys. 6.

Test ten realizuje się w ten sposób, że umieszczoną w odpowiednim uchwycie, np. pokazanym na rys. 7, próbkę /rys. 6/ obciąża się do momentu, w którym pęknięcie zacznie się powiększać. Wskaźnikiem tego, że pęknięcie zaczęło się powiększać może być, np. seria impulsów emisji akustycznej. W tym momencie zatrzymuje się głowicę maszyny wytrzymałościowej i rejestruje zmniejszającą się siłę nacisku w wyniku przesuwania się pęknięcia. Gdy układ osiągnie stan równowagi tzn. obciążenie F_f, dla którego nie zwiększa się długość pęknięcia a, test przerywa się.

Próbki przed testem powinny mieć wprowadzone pęknięcie wstępne a_i spełniające warunek /56/. Robi się to używając maszyny wytrzymałościowej o bardzo wolnym przesuwie głowicy /mniejszym niż 0,01 mm/min/ lub nacinając próbkę cienką piłką.

W celu obliczenia wielkości D_2/D_1 we wzorze /62/ w próbkach po pomiarach wyznacza się długość końcową pęknięcia a_f. Z równania /61/ otrzymujemy:

$$\frac{D_2}{D_1} = \frac{F_f\, a_f - F_i a_i}{F_i - F_f} \qquad /64/$$

Próbki użyte do sporządzenia wykresów relaksacji obciążenia można wykorzystać do pomiarów K_{Ic}.

Próby przeprowadza się przy możliwie dużej prędkości przykładania obciążenia i w miarę możliwości w środowisku niekorozyjnym.

Konkretne wartości V w funkcji K_I otrzymuje się przez wybranie 5 do 10 punktów pomiarowych na wykresie relaksacji z rys. 6, następnie liczy się graficznie lub analitycznie /po rozpoznaniu typu funkcji opisującej krzywą relaksacji/ pochodne w tych punktach a dalej wartości V według wzoru /62/ lub /63/. Ze wzoru /55/ liczy się odpowiadające danym wartości K_I.

Mając powyższe dane sporządza się wykresy V od K_I we współrzędnych logarytmicznych dla każdej próbki osobno i wyznacza się z nich poszukiwane parametry n i A. Można je też wyliczyć metodą najmniejszych kwadratów. Następnie liczy się średnie wartości n i log A dla danego materiału według wzorów:

$$\bar{n} = \frac{1}{N}\sum_{j=1}^{N} n_j \qquad /65/$$

$$\log A = \frac{1}{N}\sum_{j=1}^{N} \log A_j \qquad /66/$$

gdzie:

N - liczba próbek.

Uśrednione wartości parametrów n, log A oraz K_{Ic} wprowadzamy do wzorów /43/ bądź /44/, a także /51/ w celu sporządzenia wykresów prognozowania trwałości badanego materiału.

III.1.2. Metoda stałej prędkości odkształcania

Dla każdej prędkości odkształcania $dy/dt = \dot{y}$ próbek w układzie P.S. ustala się w pewnym momencie stan, w którym pęknięcie rozszerza się przy stałym w przybliżeniu obciążeniu /poza wypadkiem bardzo dużej prędkości odkształcania/, inaczej mówiąc zwiększenie odkształcania y jest w całości kompensowane przez zwiększenie długości pęknięcia a /wzór 57/. Dla tego wypadku ze wzoru /59/ mamy:

$$V = \frac{\dot{y}}{D_1 F} \qquad /67/$$

Zmieniając wartości $\dot{y}$ możemy otrzymywać V w funkcji F i tym samym K_I. Wartość D_1 liczymy ze wzoru /58/. Wadą tej metody jest jej nieekonomiczność - z jednej próbki otrzymuje się tylko jeden punkt pomiarowy. Jej zaletą jest nieczułość na wpływ niestabilności temperatury otoczenia.

Przy założeniu, że $V = A K_I^n$

$$K_I = Z F \qquad /68/$$

gdzie

$$Z = W_m \left[\frac{3(1+\nu)}{W d^3 d_n}\right]^{1/2} \qquad /69/$$

mamy dla dwu różnych $\dot{y}_1$ i $\dot{y}_2$ z /67/ i /68/

$$A Z^n F_1^{n+1} = \frac{\dot{y}_1}{D_1} \qquad /70/$$

$$A Z^n F_2^{n+1} = \frac{\dot{y}_2}{D_1} \qquad /71/$$

Po podzieleniu stronami /70/ i /71/ oraz zlogarytmowaniu otrzymujemy:

$$n = \left(\log \frac{\dot{y}_1}{\dot{y}_2} \Big/ \log \frac{F_1}{F_2}\right) - 1 \qquad /72/$$

dla zależności $V = A\, e^{nK_I}$

$$n = \ln \left(\frac{\dot{y}_1 F_2}{\dot{y}_2 F_1}\right) \Big/ Z \left(F_1 - F_2\right) \qquad /73/$$

czyli, jak wynika ze wzorów /72/ i /73/, metoda stałej prędkości odkształcania może stanowić dobre uzupełnienie czy sprawdzenie metody relaksacji obciążenia.

III.2. Metody pośrednie wyznaczania stałych propagacji pęknięć

Metody te zostały opisane dokładnie w pracach [4 i 5]. Jak stwierdzono wcześniej stosuje się tu dwie metody:

- pomiaru czasu do zniszczenia przy stałym obciążeniu,
- pomiaru naprężenia niszczącego przy różnych prędkościach przykładania obciążenia.

III.2.1. Pomiar czasu do zniszczenia w funkcji przyłożonego naprężenia stałego σ_a

Korzystamy tu z wyprowadzonego w rozdziale I równania /29/ na czas do zniszczenia dla σ = const.
W formie zlogarytmowanej /29/ ma postać:

$$\log t_z = (n-2) \log \sigma_c - n \log \sigma_a + \log B \qquad /74/$$

Wykonujemy serie pomiarów czasu do zniszczenia dla kilku wybranych wartości σ_a. Dla osobnej serii próbek mierzymy σ_c oraz K_{Ic}. Obliczamy średnie wartości mierzonych wielkości i sporządzamy wykres we współrzędnych $\log t_z$ oraz $\log \sigma_a$ i z niego albo metodą najmniejszych kwadratów wyznaczamy poszukiwane parametry n i B, a tym samym A.

W pracy [5] sugeruje się, że przedstawiony sposób postępowania może prowadzić do błędnych wyników, ponieważ nie uwzględnia faktu, że czas do zniszczenia przy stałym σ_a czy wytrzymałość przy stałej prędkości przykładania obciążenia podlegają pewnemu rozkładowi statystycznemu /rozdz. II.2./. Każdemu czasowi do zniszczenia bądź naprężeniu odpowiada określone prawdopodobieństwo zniszczenia. Można je określić następującym wzorem według [5]:

$$P_i = \frac{i}{N+1} \qquad /75/$$

gdzie:

i - numer miejsca w uporządkowanym szeregu N wyników od najmniejszej do największej wartości czasu do zniszczenia bądź naprężenia niszczącego dla danej serii pomiarowej.

Jeżeli porównujemy np. czasy do zniszczenia otrzymane dla różnych poziomów σ_a, to bierzemy tylko takie wartości t_z, którym odpowiadają w każdej z porównywanych grup jednakowe prawdopodobieństwa zniszczenia.

Przykładowo, mamy dwie serie pomiarów dla σ_{a1} i σ_{a2}. Równanie /74/ dla obu serii przedstawia się:

$$\log t_{i_1} = (n-2)\log \sigma_{c1} - n\log \sigma_{a1} + \log B \qquad /76/$$

$$\log t_{i_2} = (n-2)\log \sigma_{c2} - n\log \sigma_{a2} + \log B \qquad /77/$$

Po odjęciu stronami /77/ od /76/ otrzymujemy:

$$\log t_{i_1} = \log t_{i_2} + (n-2)\log \sigma_{c1}/\sigma_{c2} + n\log \sigma_{a2}/\sigma_{a1} \qquad /78/$$

gdzie:

σ_{c1} i σ_{c2} - wytrzymałości dla obu serii według definicji z rozdz. I.

Jeżeli serie pochodzą z tej samej próby, to $\sigma_{c1} = \sigma_{c2}$ i wtedy równanie /78/ ma postać:

$$\log t_{i_1} = \log t_{i_2} + n\log\left(\sigma_{a2}/\sigma_{a1}\right) \qquad /79/$$

Robiąc wykres we współrzędnych log t_{i_1}, log t_{i_2} sprawdzamy, czy jest spełniony warunek równości rozkładów wytrzymałości obu serii /nachylenie prostej powinno wynosić jeden/ oraz wyznaczamy stałą n.

W celu wyliczenia stałej B w równaniu /74/ wyznaczamy rozkład wytrzymałości σ_c. Następnie bierzemy wartości t_i i σ_{ci} odpowiadające tej samej wartości P_i z równania /74/:

$$\log t_i = (n-2)\log \sigma_{ci} - n\log \sigma_a + \log B \qquad /80/$$

Z wykresu sporządzonego we współrzędnych log t_i; log σ_{ci} wyznaczamy z nachylenia prostej n /powinno się zgadzać z wartością n wyznaczoną ze wzoru 79/, a z położenia prostej wyznaczamy stałą B. Jak w poprzednich wypadkach można zastosować metodę najmniejszych kwadratów.

III.2.2. Pomiar naprężenia niszczącego w funkcji prędkości przykładania obciążenia $\dot{\sigma}$

Posługujemy się tu wyprowadzoną w rozdziale I zależnością /33/ dla $\dot{\sigma}$ = const. W formie zlogarytmowanej /33/ ma postać:

$$\log \sigma_f = \frac{1}{n+2} \log \dot{\sigma} + \frac{1}{n+1} \log\left[B(n+1)\, \sigma_c^{\,n-2}\right] \qquad /81/$$

Postępujemy tu podobnie jak w rozdziale III.2.1. Robimy serie pomiarów σ_f dla różnych $\dot{\sigma}$, obliczamy średnie $\bar{\sigma}_f$ i sporządzamy wykresy we współrzędnych log σ_f i log $\dot{\sigma}$; z nachylenia prostych wyliczamy stałą n.

Mając pomierzone σ_c i K_{Ic} znajdujemy stałe B i A. Uwzględniając rozkłady wytrzymałości podobnie jak w rozdziale III.2.1 dla dwóch prędkości $\dot{\sigma}_1$ i $\dot{\sigma}_2$ otrzymujemy z /81/:

$$\log \sigma_{fi_1} = \log \sigma_{fi_2} + \frac{1}{n+1} \log \dot{\sigma}_1 / \dot{\sigma}_2 \qquad /82/$$

dla $\sigma_{c1} = \sigma_{c2}$.

Wykres we współrzędnych log σ_{fi1} i log σ_{fi2} powinien mieć nachylenie 1. Z położenia prostej można wyznaczyć stałą n. Do wyznaczenia stałych B i A określamy rozkład σ_c. Biorąc σ_{fi} i σ_{ci} dla jednakowego P_i otrzymujemy:

$$\log \sigma_{fi} = \frac{n-2}{n+1} \log \sigma_{c_i} + \frac{1}{n+1} \log \dot{\sigma} + \frac{1}{n+1} \log\left[B(n+1)\right] \qquad /83/$$

Na wykresie we współrzędnych log σ_{fi} i σ_{ci} znajdujemy z nachylenia prostych parametr n /potwierdzenie wyniku otrzymanego według wzoru 82/, a z położenia prostych stałą B.

Opisana tu metoda ze względu na prostotę i szybkość wykonania jest polecana i często stosowana przez badaczy /np. prace [4 i 10]/.

Wyliczone metodami z III.2.1 bądź III.2.2 stałe n i B wstawiamy do równania /43/ i /51/ w celu sporządzenia wykresów prognozowania trwałości badanego materiału.

IV. EMISJA AKUSTYCZNA - CHARAKTER ZJAWISKA, ZASTOSOWANIE

Emisja akustyczna /EA/ powstaje w wyniku rozchodzenia się fal sprężystych generowanych w materiale wskutek wyzwalania energii sprężystej. Może ona towarzyszyć różnym zjawiskom, np. przesuwaniu się defektów punktowych, dyslokacji, tworzeniu się mikropęknięć czy propagacji makropęknięć prowadzących do zniszczenia całego elementu konstrukcyjnego. Dla kruchych tworzyw ceramicznych są istotne tylko dwa ostanie wymienione zjawiska.

Natężenie EA, $\frac{dN_t}{dt}$ można zapisać w postaci:

$$\frac{dN_t}{dt} = N_a \frac{dN_e}{dt} \qquad /84/$$

gdzie:

N_a - stała aparaturowa,

N_e - liczba procesów pękania.

Jak udowodniono w pracy [2], wielkość N_a nie zależy praktycznie od wielkości czyli energii impulsu akustycznego, w związku z tym N_t jest dobrą miarą liczby procesów pękania.

IV.1. Emisja akustyczna wskutek propagacji pęknięć podkrytycznych

Wielkość $\frac{dN_e}{dt}$ można przedstawić w postaci:

$$\frac{dN_e}{dt} = \frac{dN_e}{d_a} \frac{da}{dt} \qquad /85/$$

gdzie:

a - połowa długości pęknięcia,

a $\frac{da}{dt}$ = V - prędkość propagacji pęknięcia.

Wielkość dN_e/da zależy od parametrów mikrostruktury tworzywa, np. średniej wielkości ziarna.

W pracy [11] pokazano, że:

$$\frac{dN_e}{da} \sim \frac{1}{G} \qquad /86/$$

gdzie:

G - średnia wielkość ziarna,

a więc natężenie EA można zapisać w postaci:

$$\frac{dN_t}{dt} = \alpha K_I^{n'} \qquad /87/$$

gdzie według danych literaturowych dla porcelany elektrotechnicznej [12] oraz ceramiki alundowej [13]

$$n' \approx n,$$

n - wykładnik potęgi w zależności V od K_I.
W pracach tych prowadzono jednoczesny pomiar emisji akustycznej oraz prędkości propagacji pęknięć w funkcji K_I na próbkach obciążanych w układzie P.S.

EA mierzono za pomocą przetwornika piezoelektrycznego mocowanego do mierzonych płytek. Wyniki przedstawiono na wykresach 8a i 8b /na wykresach EA $dN_t/dt \rightarrow dN/dt$ dla uproszczenia/.

Mając wyznaczoną zależność /87/ można z pomiaru emisji akustycznej określić bezpośrednio współczynnik K_I. Fakt ten można wykorzystać do przewidywania czasu do zniszczenia elementu z badanego materiału poddanego naprężaniu stałemu σ_a /o czym wspomniano w rozdz. II/. Z pomiaru EA wyznaczamy wartość K_{Ii} i wstawiamy do wzoru /26/:

$$t_z = \frac{B}{\sigma_a^2}\left\{K_{IC}^{n-2} \Big/ \left[\frac{\left(\frac{dN_t}{dt}\right)_i}{\alpha}\right]^{\frac{n-2}{n'}} - 1\right\} \qquad /88/$$

IV.2. Emisja akustyczna wskutek mikropęknięć

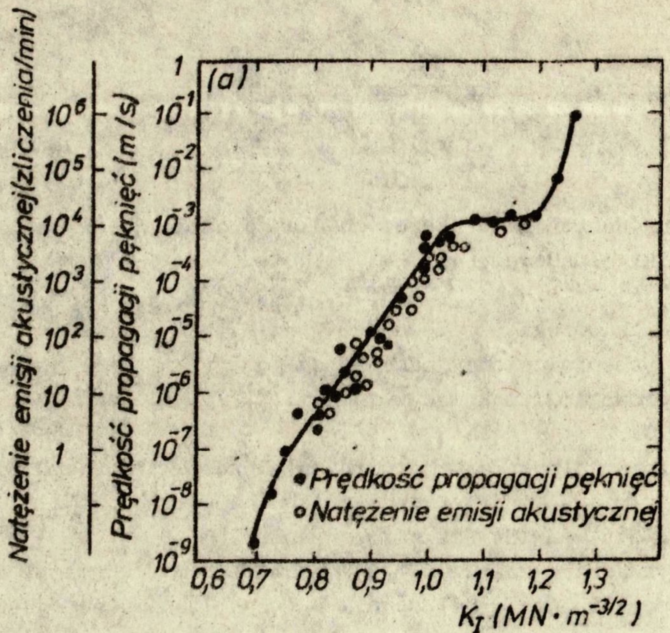
Ważnym źródłem EA są mikropęknięcia pojawiające się w materiałach ceramicznych pod wpływem przyłożonego naprężenia. Mikropęknięcia te wynikają z istnienia różnych wad, szczególnie w warstwie powierzchniowej materiału, np. porów, wtrąceń, rys itp. Poprzedzają one pojawienie się makropęknięcia, które prowadzi do zniszczenia. Przedstawiona analiza zależności EA wskutek mikropęknięć od czasu i przyłożonego naprężenia pozwoli na rozróżnianie obu źródeł emisji.

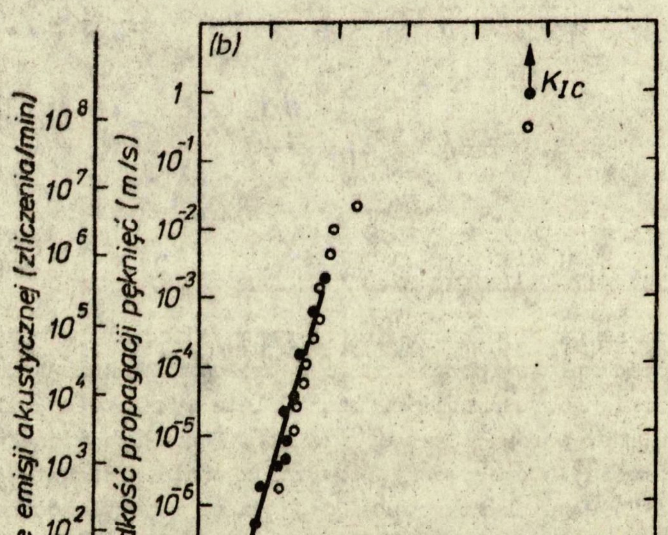
Liczba procesów pękania N_e jest proporcjonalna do prawdopodobieństwa P wystąpienia mikropęknięcia dla danego naprężenia. Prawdopodobieństwo to można opisać funkcją Weibulla /rozdz. II.2., wzór 45/ lub można przedstawić:

$$P = \frac{N_e}{N_m + 1} \qquad /89/$$

gdzie:

N_m - liczba potencjalnych źródeł mikropęknięć.





Rys. 8. Zależność prędkości propagacji pęknięć V oraz natężenia emisji akustycznej dN/dt od współczynnika intensywności naprężeń K_I dla: a/ porcelany, b/ ceramiki alundowej według [12 i 13]

Zwykle $N_e \ll N_m$ i wtedy można zastosować przybliżenie /56/ z rozdz. II.2 dla małych wartości P. Otrzymujemy:

$$N_e \sim \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_w}\right)^m \qquad /90/$$

Załóżmy teraz, że chcemy przeprowadzić test przeciążeniowy na elemencie wykonanym z badanego materiału. Test ten polega na tym, że przykładamy do badanego elementu obciążenie ze stałą prędkością do osiągnięcia czasu t_L określonego σ_p. Następnie przetrzymujemy ten element czas t_p pod stałym naprężeniem σ_p, potem odciążamy do zera przez czas t_u. Szczegółowa analiza takiego cyklu znajduje się w pracy [14]. Poniżej przedstawiono ją szkicowo. EA dla obszaru obciążenia powodują dwa rodzaje mikropęknięć [14]:

- występujące bez powiększania się pęknięć podkrytycznych /niezależne od czasu/, pochodzą z wewnętrznych obszarów materiału,
- występujące z powiększaniem się pęknięć podkrytycznych /zależne od czasu/, pochodzą z powierzchniowych warstw materiału mających styczność z otaczającym środowiskiem korozyjnym.

Dla pierwszego rodzaju natężenie EA wynosi według /84/ i /90/

$$\frac{dN_t}{dt} \sim \dot{\sigma}^m t^{m-1} = \sigma^{m-1}\dot{\sigma} \qquad /91/$$

gdzie:

$\sigma = \sigma_i = \dot{\sigma} t$

Z tego wynika, że dla $\dot{\sigma} = 0$; $\frac{dN_t}{dt} = 0$

Dla drugiego rodzaju korzystamy z równania /33/ przedstawiającego związek między wytrzymałością σ_f przy prędkości obciążenia $\dot{\sigma}$ przy założeniu udziału pęknięć podkrytycznych a wytrzymałością σ_c /zdefiniowaną jak w rozdz. I/.

Tak określone $\sigma_c = \sigma_i$ we wzorze /90/, z kolei $\sigma = \sigma_f = \dot{\sigma} t$. Wyznaczone σ_i ze wzoru /33/ wstawiamy do /90/ i po zróżniczkowaniu po czasie otrzymujemy na podstawie /84/:

$$\frac{dN_t}{dt} \sim \sigma^{\frac{(n+1)\cdot m-n+2}{n-2}} \dot{\sigma}^{\frac{n-m-2}{n-2}} \qquad /92/$$

Natężenie EA mierzone w trakcie obciążenia jest sumą /91/ i /92/. Dla $n \gg m$, co jest często spotykane w praktyce, we wzorze /92/:

$$\frac{/n+1/m - n+2}{n-2} \approx m - 1 \qquad /93/$$

i można założyć, że

$$\left(\frac{dN_t}{dt}\right)_{sum} \sim \sigma^{m-1} \qquad /94/$$

Dla odcinka cyklu, gdzie σ_p = const., posłużymy się równaniem /29/ wiążącym czas do zniszczenia elementu z przyłożonym do niego naprężeniem stałym. Wyliczone z niego $\sigma_c = \sigma_i$ przy $\sigma_o = \sigma_p$ wstawiamy do zależności /90/ i po zróżniczkowaniu po czasie otrzymujemy:

$$\frac{dN_t}{dt} \sim \sigma_p^{\frac{mn}{n-2}}\, t^{\frac{m-n+2}{n-2}} \qquad /95/$$

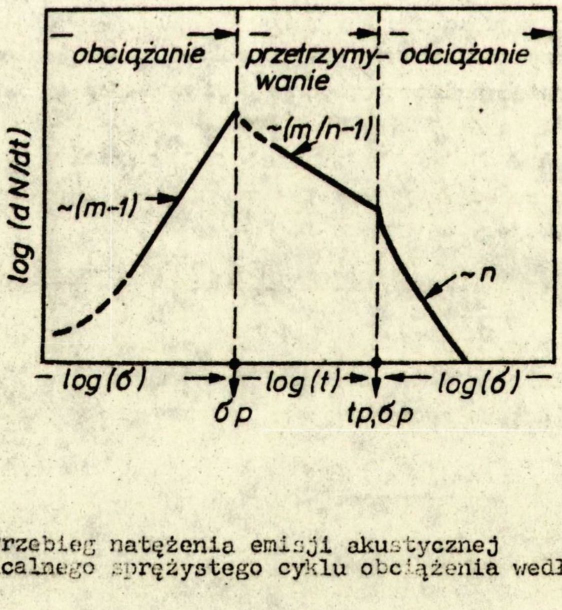
Ponieważ zwykle $n > m+2$, to z czasem natężenie EA maleje. Dla $n \gg m$ można zapisać:

$$\frac{dN_t}{dt} \sim t^{\frac{m}{n}-1} \qquad /96/$$

Dla odcinka cyklu odciążenie

$$\frac{dN_t}{dt} \sim \left(\frac{\sigma}{\sigma_p}\right)^n \qquad wg[14] \qquad /97/$$

Przebieg natężenia emisji akustycznej dla pełnego cyklu obciążanie-przetrzymywanie-odciążanie przedstawia rys. 9 z pracy [14] według zależności /94/, /96/ i /97/.

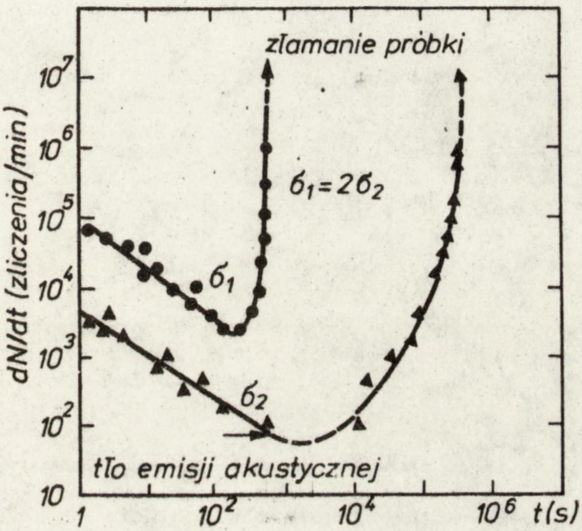


Rys. 9. Przebieg natężenia emisji akustycznej
dla odwracalnego sprężystego cyklu obciążenia według [14]

W praktyce przebieg natężenia EA może odbiegać od przedstawionego na rys. 9. W pracy [15] stwierdzono, że natężenie EA na odcinku odciążania jest większe od przewidzianego w zależności /97/.

Świadczy to o tym, że proces obciążenia nie był odwracalny, że w materiale istnieją jak gdyby "szczątkowe" naprężenia, które dają przy odciążeniu dodatkowy wkład do EA.

W pracy [13] /rys. 10/ pokazano wypadek, kiedy na odcinku stałego naprężenia σ_p pojawia się makropęknięcie.



Rys. 10. Natężenie emisji akustycznej w funkcji czasu pochodzącej z ceramiki z tlenku glinu /próbka poddawana czteropunktowemu zginaniu/ przy stałym naprężeniu według [13]

Lewa gałąź krzywej z rys. 10, związana z mikropęknięciami, jest opisywana zależnością /96/, prawa gałąź związana z propagacją makropęknięcia, następującym wzorem:

$$\frac{1}{\left(\frac{dN_t}{dt}\right)^{\frac{n-2}{n'}}} = \frac{1}{\left(\frac{dN_t}{dt}\right)_i^{\frac{n-2}{n'}}} - \frac{(n-2)AY^2\sigma_p^2 t}{2\alpha^{\frac{n-2}{n'}}} \qquad /98/$$

Wzór /98/ otrzymujemy ze wzoru /25/ i /87/ przy $\sigma_o = \sigma_p$.

Przy $\frac{n-2}{n'} \approx 1$

wykres we współrzędnych $\frac{1}{\frac{dN}{dt}t}$ i t

powinien być linią prostą z nachyleniem proporcjonalnym do σ_p^2.

IV.3. Zastosowania

Z przedstawionego powyżej omówienia wynikają następujące praktyczne zastosowania EA:

- jako czujnika sygnalizującego powstanie i powiększanie się makropęknięcia prowadzącego do zniszczenia badanego elementu /np. rys. 10 z [13]/,
- do przewidywania czasu do zniszczenia badanego elementu poddanego stałemu naprężeniu /wzór 88/,
- do określenia parametrów m i n.

V. OCENA BŁĘDU WYZNACZANIA CZASU DO ZNISZCZENIA

Zależność na czas do zniszczenia /43, 44, 49, 54, 88/ zawierają zmienne n, A, K_{Ic}, m, J obarczone błędem pomiarowym. Analizę błędów ograniczamy do przypadku zależności potęgowej V od K_I oraz do metody bezpośredniej wyznaczania parametrów n, A i K_{Ic}.

V.1. Metoda bezpośrednia wyznaczania parametrów n, A, K_{Ic}

Zależność na t_{min} /43/ można przepisać w postaci:

$$\ln t_{min} = (n-2)\ln\frac{\sigma_p}{\sigma_a} - \ln(n-2) - (n-2)\ln K_{Ic} - \ln A + \ln\frac{2}{Y^2\sigma_a^2} \qquad /99/$$

inaczej $$\ln t_{min} = f(n, \ln A, \ln K_{Ic}) \cdot \qquad /100/$$

Zgodnie z prawem propagacji błędów

$$var(\ln t_{min}) = \left(\frac{\delta f}{\delta n}\right)^2 var(\bar{n}) + \left(\frac{\delta f}{\delta \ln A}\right)^2 var(\overline{\ln A}) + \\ + \left(\frac{\delta f}{\delta \ln K_{Ic}}\right)^2 var(\overline{\ln K_{Ic}}) + 2\left(\frac{\delta f}{\delta n}\right)\left(\frac{\delta f}{\delta \ln A}\right) cov(\bar{n}, \overline{\ln A}) \qquad /101/$$

Zakładamy tu, że wariancje σ_a i σ_p są równe zeru /wielkości te mierzymy precyzyjnie/. Do zależności /101/ wstawiamy /99/ i otrzymujemy:

$$var(\ln t_{min}) = \left[\ln\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_p}K_{Ic}\right) + \frac{1}{n-2}\right]^2 var(\bar{n}) + var(\overline{\ln A}) + \\ + (n-2)^2 var(\overline{\ln K_{Ic}}) + 2\left[\ln\frac{\sigma_a}{\sigma_p}K_{Ic} + \frac{1}{n-2}\right] cov(\bar{n}, \overline{\ln A}) \qquad /102/$$

Policzymy poszczególne wariancje i kowariancję ze wzoru /102/

$$var\left(\overline{\ln K_{Ic}}\right) = \frac{1}{N_1(N_1-1)} \sum_{j=1}^{N_1} \left(\ln K_{Icj} - \overline{\ln K_{Ic}}\right)^2 \qquad /103/$$

gdzie:

N_1 - liczba pomiarów K_{Ic}

$$\overline{\ln K_{Ic}} = \frac{1}{N_1} \sum_{j=1}^{N_1} \ln K_{Icj} \qquad /104/$$

Wariancje wielkości n, ln A wyznacza się w zależności od sposobu przeprowadzania pomiaru V w funkcji K_I. Jeśli każdy punkt pomiarowy oznacza inną próbkę to znaczy, że są one statystycznie niezależne i wariancje n, ln A wyznacza się metodą najmniejszych kwadratów /praca [18]/. Dotyczy to, np. metody stałej prędkości odkształcania /rozdz. III.1.2./.

W wypadku metody relaksacji obciążenia /rozdz. III.1.1./ dla każdej próbki mamy kilka czy kilkanaście punktów pomiarowych.

Wtedy, jak sugerują prace [16, 17], należy wyznaczyć parametry n, A osobno dla każdej próbki. Otrzymujemy:

$$var(\bar{n}) = \frac{1}{N_2(N_2-1)} \sum_{j=1}^{N_2} \left(n_j - \bar{n}\right)^2 \qquad /105/$$

gdzie:

n_j - n dla j tej próbki

$$\bar{n} = \frac{1}{N_2} \sum_{j=1}^{N_2} n_j \qquad /106/$$

N_2 - liczba pomiarów $V = f(K_I)$

$$var\left(\overline{\ln A}\right) = \frac{1}{N_2(N_2-1)} \sum_{j=1}^{N_2} \left(\ln A_j - \overline{\ln A}\right)^2 \qquad /107/$$

gdzie:

ln Aj - ln A dla j tej próbki

$$\overline{\ln A} = \frac{1}{N_2} \sum_{j=1}^{N_2} \ln A_j \qquad /107a/$$

$$cov\left(\bar{n}, \overline{\ln A}\right) = \frac{1}{N_2(N_2-1)} \sum_{j=1}^{N_2} \left(n_j - \bar{n}\right)\left(\ln A_j - \overline{\ln A}\right) \qquad /108/$$

Wyrażenie na wiariancje i kowariancję wstawiamy do wzoru /102/. W czynnikach stojących przy wariancjach i kowariancji we wzorze /102/

w miejsce n, ln A, ln K_{Ic} wstawiamy odpowiednie wartości średnie.

Mając wyliczoną wartość var(ln t_{min}) możemy określić przedział ufności dla zadanego poziomu ufności β. Szerokość tego przedziału określa wyrażenie

$$\pm t_{\beta}\left[var(\ln t_{min})\right]^{1/2} \qquad /109/$$

gdzie t_{β} odczytujemy z tablic rozkładu Studenta. Liczbę stopni swobody ϕ potrzebną, oprócz wartości β, do określenia t_{β} otrzymujemy ze wzoru 110 /prace [10, 14, 15]/.

$$\frac{\left[var(\ln t_{min})\right]^2}{\phi} = \sum_l \frac{\left[var(l)\right]^2}{\phi_l} \qquad /110/$$

gdzie var (l) jest częścią var(ln t_{min}) ze względu na zmienną l, a ϕ_l jest liczbą stopni swobody dla var(l).

Dla naszego przypadku ϕ wyliczymy z wyrażenia

$$\frac{\left[var(\ln t_{min})\right]^2}{\phi} = \frac{\left[(n-2)^2 var(\ln K_{Ic})\right]^2}{N_1 - 1} + \frac{\left[var(n, \ln A)\right]^2}{N_2 - 2} \qquad /111/$$

gdzie:

N_1, N_2 - zdefiniowano poprzednio.

$$var(n, \ln A) = var(\ln t_{min}) - (n-2)^2\, var(\overline{\ln K_{Ic}}) \qquad /111a/$$

W podobny sposób można wyprowadzić zależności na szerokość przedziału ufności dla wzoru /49/ wiążącego czas do zniszczenia z prawdopodobieństwem zniszczenia P_i.

V.2. Podsumowanie analizy błędów

Mając określone przedziały ufności dla poszczególnych σ_p/σ_a oraz P_i na wykresach prognozowania trwałości tworzyw ceramicznych można z większą pewnością z nich korzystać.

Ilustruje to rys. 11 z pracy [17].

Przykładowo, dla $t_{min} = 10^5$s i $\sigma_a = 13$ MN/m^2 $\sigma_p/\sigma_a = 5{,}2$ bez uwzględnienia wyznaczonych przedziałów ufności; przy uwzględnieniu tego należałoby wziąć $\sigma_p/\sigma_a = 7$. Jeśli okazałoby się, że dla tak wyznaczonego σ_p występuje duże prawdopodobieństwo zniszczenia testowanych próbek należałoby zmniejszyć σ_a. Z zależności /43/ wynika, że:

$$\ln t_{min} \sim (n-2)\ln \sigma_p - n \ln \sigma_a \qquad /112/$$

czyli zakładając stałe σ_a można wyliczyć przyrost σ_p wynikający z analizy błędów:

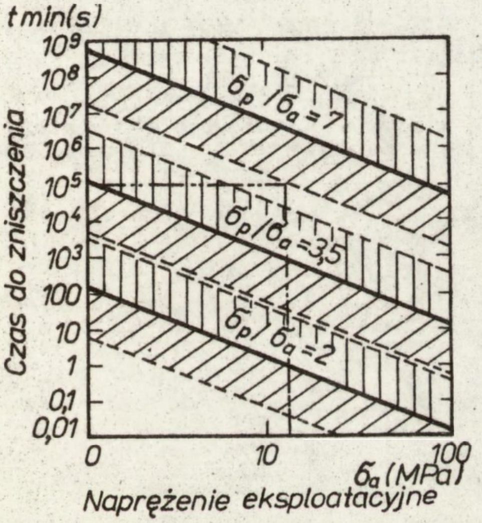
$$\Delta \ln \sigma_p = \frac{\Delta \ln t_{min}}{n-2} \qquad /113/$$

gdzie

$$\Delta \ln t_{min} = t_\beta \left[var(\ln t_{min})\right]^{1/2} \qquad /113a/$$

a zmniejszenie σ_a przy stałym σ_p wynosi:

$$\Delta \ln \sigma_a = \frac{\Delta \ln t_{min}}{n} \qquad /114/$$

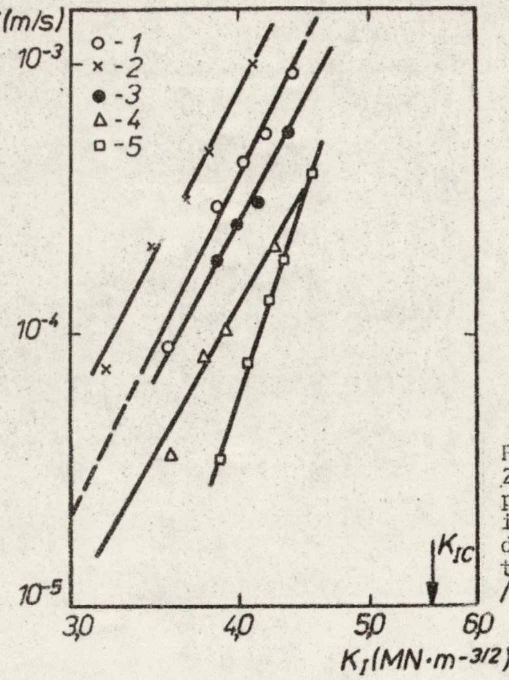


Rys. 11.
Krzywe prognozowania trwałości szkła sodowego liczone na podstawie bezpośrednich pomiarów parametrów n i A według [17] Przedziały ufności wyznaczone dla poziomu ufności 0,9

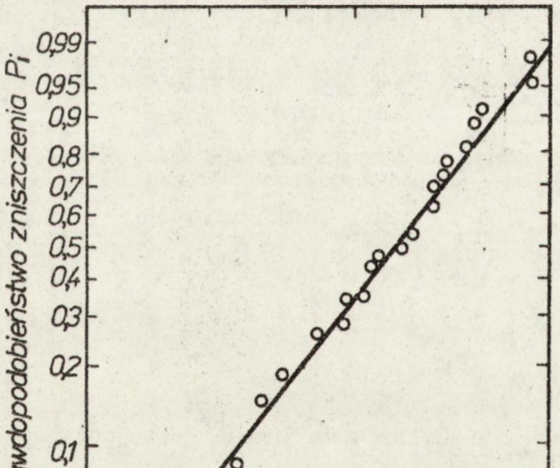
VI. PRZEGLĄD WYNIKÓW PRAC WŁASNYCH

Poniżej są przedstawione wyniki pomiarów na trzech rodzajach tworzyw ceramicznych:

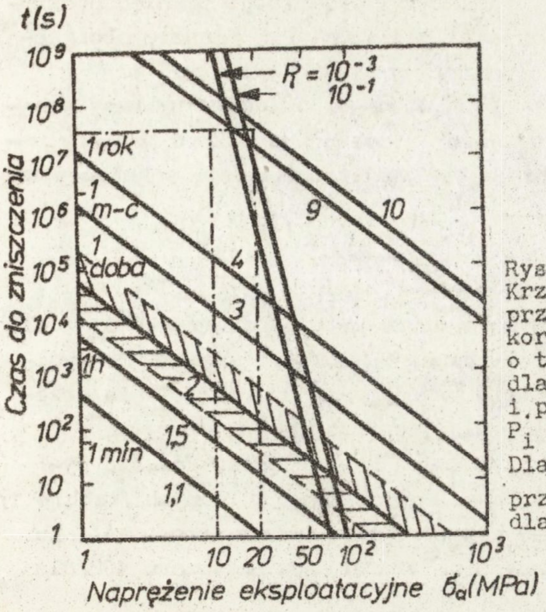
- przeświecalnym tworzywie korundowym (L), produkowanym w ITME, o zawartości ok. 99,6% Al_2O_3,.
- bioceramice o zawartości 99,7% Al_2O_3, przeznaczonej na endoprotezy stawu biodrowego, dostarczonej przez IMO w Gliwicach,
- porcelanie elektrotechnicznej stosowanej do produkcji izolatorów długopniowych typu VKLF 75/16 używanych na liniach przesyłowych wysokiego napięcia 110 i 220 kV.



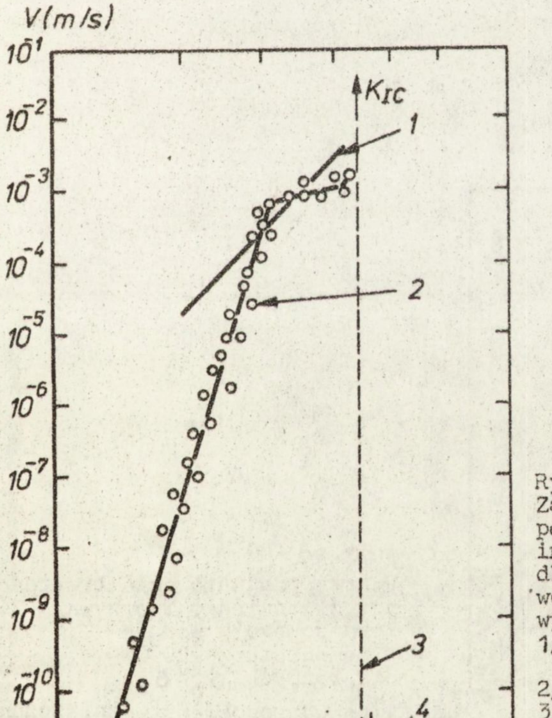
Rys. 12.
Zależność prędkości propagacji pęknięć V od współczynnika intensywności naprężeń K_I dla 5 próbek przeświecalnego tworzywa korundowego w powietrzu /temperatura 20°C, wilgotność 50%/



Rys. 13.
Rozkład wytrzymałości na zginanie przeświecalnego tworzywa korundowego przedstawiony na papierze probabilistycznym rozkładu Weibulla



Rys. 14.
Krzywe prognozowania trwałości przeświecalnego tworzywa korundowego w powietrzu o temperaturze 20°C, wilgotności 50% dla różnych σ_p / σ_a i prawdopodobieństwa zniszczenia $P_i = 10^{-1}, 10^{-3}$.
Dla $\sigma_p / \sigma_a = 2$ zaznaczono przedział ufności dla poziomu ufności 0,95



Rys. 15.
Zależność prędkości propagacji pęknięć V od współczynnika intensywności naprężeń K_I dla próbek z ceramiki alundowej według [8] z naniesionym wykresem autora
1/ zależność wyznaczona przez autorów w powietrzu,
2/ dane według [8],
3/ K_{Ic} według [8],
4/ K_{Ic} według autorów

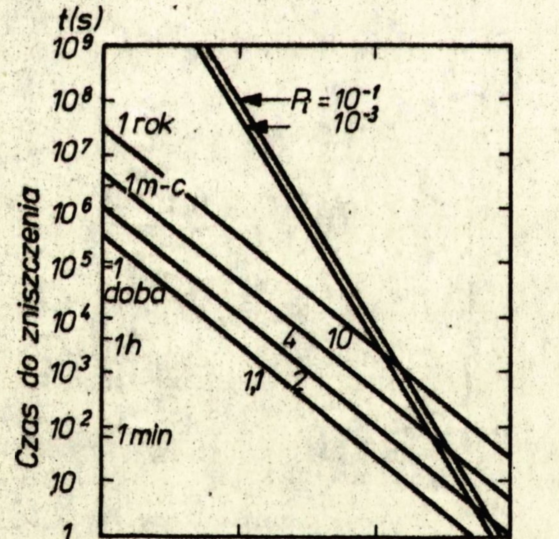
Na próbkach wykonywano pomiary parametrów propagacji pęknięć podkrytycznych metodą bezpośrednią relaksacji obciążenia w układzie obciążenia P.S. /rozdz. III.1./, a także pomiary wytrzymałości.

Na podstawie uzyskanych danych sporządzono odpowiednie wykresy prognozowania trwałości. W wypadku porcelany wykonano dodatkowo pomiary natężenia emisji akustycznej towarzyszącej rozchodzeniu się pęknięć podkrytycznych.

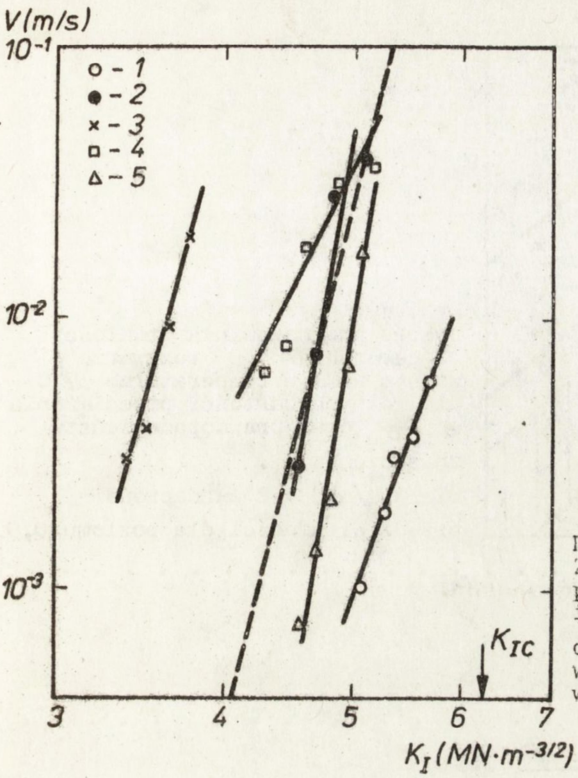
VI.1. Przeświecalne tworzywo korundowe /L/

Badania wykonywano w warunkach pokojowych w temperaturze 20°C i wilgotności 50%, a także w wodzie destylowanej w temperaturze 20°C. Wyniki pomiarów dla $V = f(K_I)$ w powietrzu przedstawia rys. 12, linia przerywana oznacza zależność uśrednioną dla 10 próbek.

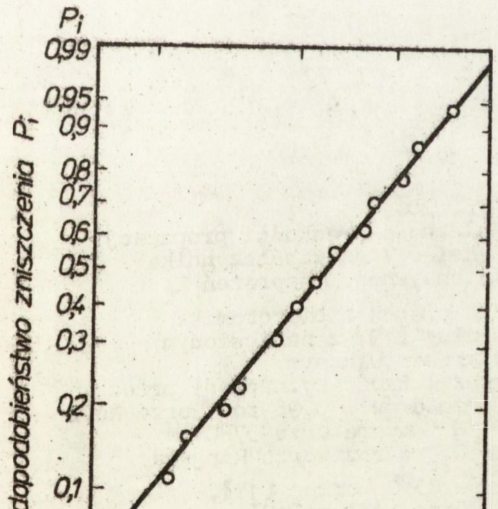
Przeprowadzono też pomiary wytrzymałości na zginanie. Rozkład wytrzymałości ilustruje rys. 13. Na podstawie uzyskanych danych /tabela 1/ skonstruowano według wzoru 43 i 51 wykres prognozowania /rys. 14/. Na wykresie przykładowo wyliczono przedział ufności według wzoru 102 dla $\sigma_p / \sigma_a = 2$.



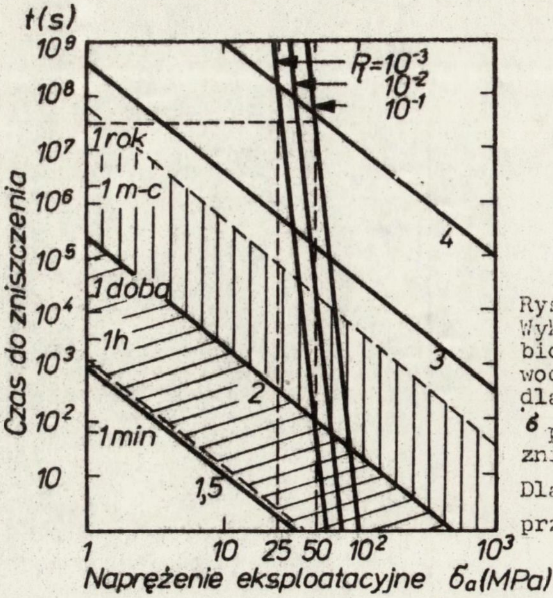
Rys. 16.
Wykres prognozowania trwałości przeświecalnego tworzywa korundowego w wodzie w temperaturze 20°C dla różnych σ_p / σ_a i prawdopodobieństw zniszczenia $P_i = 10^{-1}$; 10^{-3}



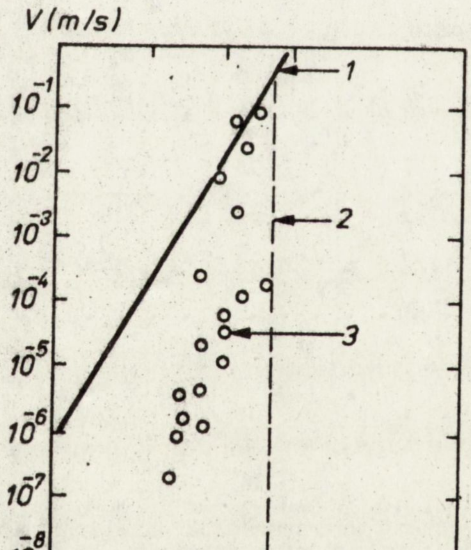
Rys. 17.
Zależność prędkości propagacji pęknięć V od współczynnika intensywności naprężeń K_I dla 5 próbek z bioceramiki w 0,9% roztworze wodnym NaCl w temperaturze 37°C



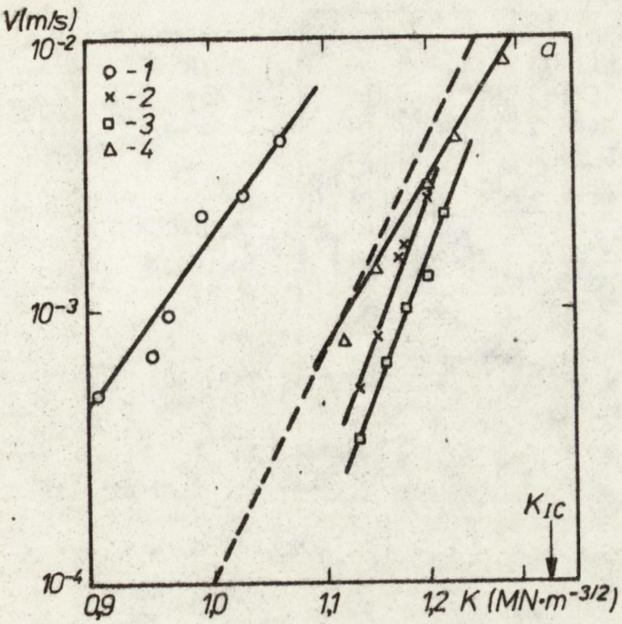
Rys. 18.
Rozkład wytrzymałości na zginanie bioceramiki przedstawiony na papierze probabilistycznym rozkładu Weibulla.
Próby wykonano w 0,9% roztworze wodnym NaCl w temperaturze 37°C

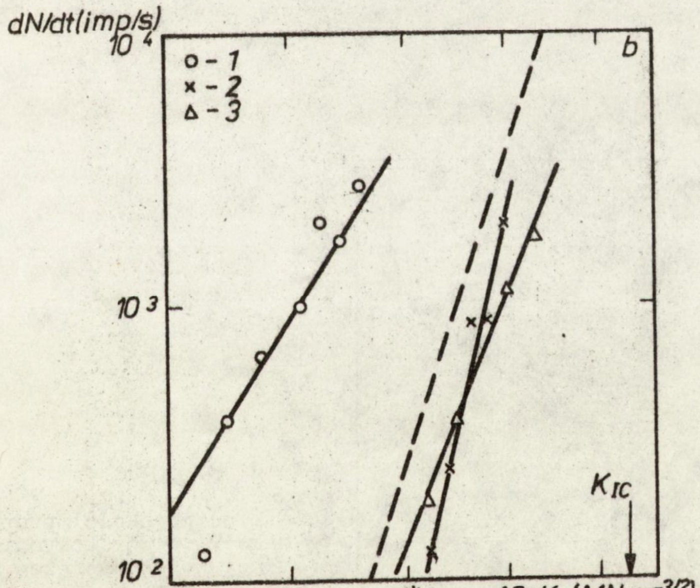


Rys. 19.
Wykres prognozowania trwałości bioceramiki w 0,9% roztworze wodnym NaCl w temperaturze 37°C dla różnych wartości przeciążenia σ_p/σ_a oraz prawdopodobieństw zniszczenia P_i.
Dla $\sigma_p/\sigma_a = 2$ zaznaczono przedział ufności dla poziomu 0,95

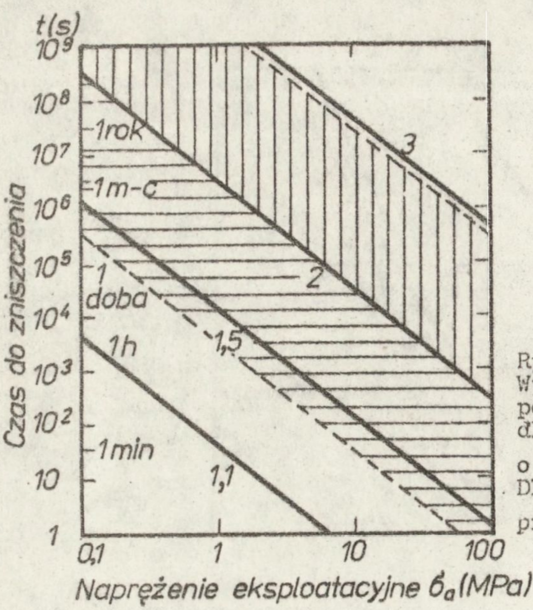


Rys. 20.
Zależność prędkości propagacji pęknięć V od współczynnika intensywności naprężeń K_I dla próbek z bioceramiki według [19] z naniesionym wykresem własnym
1/ zależność wyznaczona przez autorów w 0,9% roztworze NaCl w temperaturze 37°C
2/ K_{Ic} w roztworze Ringera w 25°C według [19],
3/ dane według [19],
4/ K_{Ic} wyznaczone przez autorów

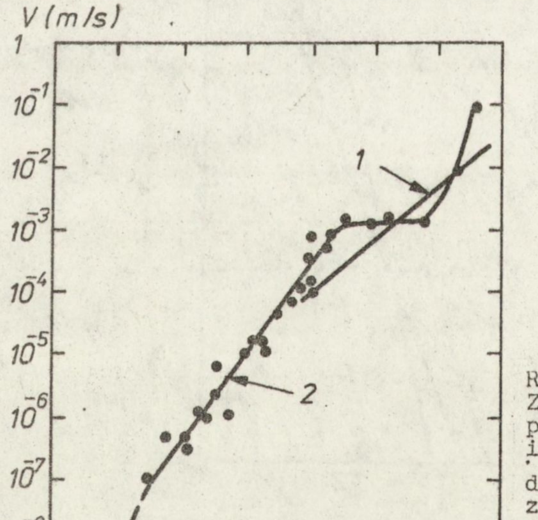




Rys. 21. Zależność prędkości propagacji pęknięć V /rys. a/ i natężenia emisji akustycznej dN/dt /rys. b/ od współczynnika intensywności naprężeń K_I dla próbek z porcelany elektrotechnicznej w powietrzu - temperatura 20°C, wilgotność 50%



Rys. 22.
Wykres prognozowania trwałości porcelany elektrotechnicznej dla różnych σ_p/σ_a w powietrzu o temperaturze 20°C, wilgotności 50%. Dla $\sigma_p/\sigma_a = 2$ zaznaczono przedział ufności dla poziomu 0,95



Rys. 23.
Zależność prędkości propagacji pęknięć V od współczynnika instensywności naprężeń K_I dla próbek z porcelany według [12] z naniesionym wykresem autora:
1/ zależność wyznaczona przez autora w powietrzu,
2/ dane według [12] wyznaczone w wodzie

Wyniki własne porównano z literaturowymi z pracy [8] na rys. 15. W pracy [8] wykonano pomiary metodą P.S. na próbkach z polikrystalicznej ceramiki alundowej i zawartości 95% Al_2O_3 w powietrzu w temperaturze 25°C przy wilgotności względnej 50%. Uśrednioną zależność $V = f(K_I)$ w wodzie dla 12 próbek zaznaczono na wykresach porównawczych /rys. 24, a w tabeli 1 dane liczbowe/.

Wykres prognozowania dla próbek w wodzie przedstawia rys. 16.

VI.2. Bioceramika

Badania wykonano w 0,9% roztworze wodnym NaCl w temperaturze 37°C. Miało to symulować wpływ środowiska organizmu ludzkiego na wytrzymałość tego tworzywa. Ze względu na małą liczbę dostarczonych próbek do pomiarów metodą P.S. nie zrobiono pomiarów porównawczych w warunkach pokojowych. Wyniki pomiarów $V = f(K_I)$ przedstawia rys. 17. Rozkład wytrzymałości na zginanie umieszczono na rys. 18.

Na rys. 19 przedstawiono wykresy prognozowania czasu do zniszczenia dla tego tworzywa. Dla wartości $\sigma_p/\sigma_a = 2$ zaznaczono przedział ufności dla poziomu ufności 0,95. Na rys. 20 porównano uśrednione wyniki własne z danymi literaturowymi z pracy [19].

VI.3. Porcelana elektrotechniczna

Badania wykonywano w warunkach pokojowych na próbkach wyciętych z kilku porcelanowych izolatorów, które uległy zniszczeniu w czasie eksploatacji. Jak zaznaczono wcześniej jednocześnie z pomiarami $V = f(K_I)$ prowadzono pomiary $dN_t/dt = f(K_I)$. Wyniki pomiarów dla wybranego izolatora pokazuje rys. 21a, b.

Na rys. 22 przedstawiono wykres prognozowania z zaznaczonym przedziałem ufności dla $\sigma_p/\sigma_a = 2$. Z braku dostatecznej liczby próbek do pomiarów wytrzymałości na zginanie nie wyznaczono rozkładu wytrzymałości a jedynie wartość $\sigma_c = 82 \pm 10$ MPa. Na rys. 23 porównano uśrednione wyniki własne z danymi literaturowymi z pracy [12].

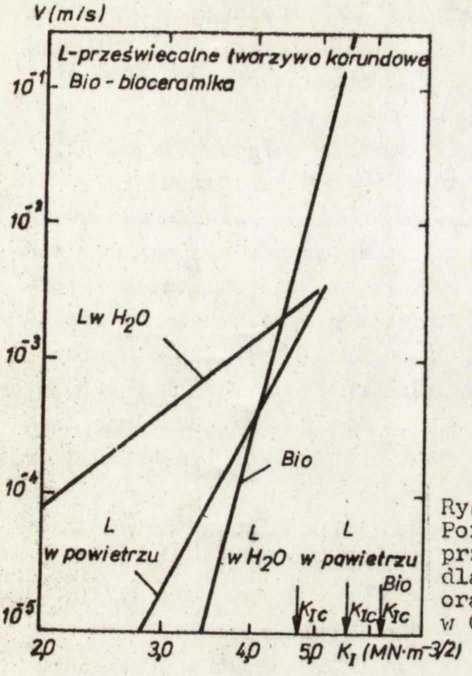
VI.4. Omówienie wyników pomiarów

Z uzyskanych wyników pomiarowych sporządzono tabelę uśrednionych danych, tzn. $\bar{n}$, $\overline{\log A}$, $\overline{K_{Ic}}$, m, σ_w, $\bar{n}$, $\overline{\log \alpha}$, a także gęstości d, oraz E i ν.

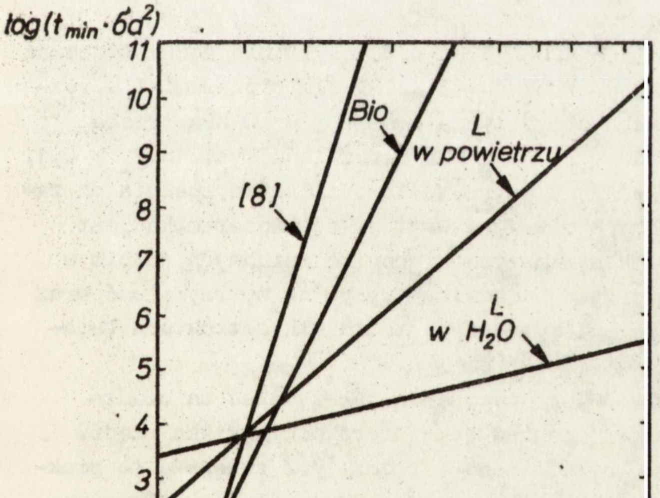
Z przedstawionych w tabeli danych wynika znaczny rozrzut wartości parametrów n i log A oraz n′ i log α /dla porcelany/, który ma wpływ na dużą wartość $var(\log t_{min})$ bądź $var(\log t_ż)$ i tym samym znaczną szerokość przedziałów ufności. Świadczy to o tym, że próbki wykonane z tego samego materiału miały różną odporność na pękanie podkrytyczne.

Tabela 1. Zbiorcze dane badanych tworzyw ceramicznych oraz dane literaturowe

Parametr	Przeświecalne tworzywo korundowe		Bioceramika w 0,9% roztworze NaCl 37°C	Porcelana elektrotechniczna w powietrzu	Ceramika alundowa 95% Al_2O_3 z [8] w powietrzu	Porcelana z [12] w wodzie	Bioceramika z [19] w roztworze Ringera 25°C
	w powietrzu	w wodzie					
d /$kg/m^3 10^3$/	3,95		3,91	2,21	-	-	-
E /GPa/	393		370	65,2	-	-	-
ν	0,28		0,21	0,19	-	-	-
$\bar{n}$	10±3	4,1±1,8	21±10	21±6	31	30±5	80
$\overline{\log A}$	-9,41±2,19	-5,35±1,05	-16,01±6,88	-4±0,93	-22,22	-3,5	-
K_{Ic} /$MN \cdot m^{-3/2}$/	5,6±0,35	4,7±0,3	6,21±0,65	1,35±0,05	5,3	1,3	5,6
m	14,7		6,6	-	-	-	-
σ_w /MPa/	180		280	-	-	-	-
$\vec{n}$	-	-	-	29±15	-	30±5	-
$\overline{\log \alpha}$	-	-	-	1,22±1,63	-	-	-



Rys. 24.
Porównanie uśrednionych przebiegów zależności V = f (K_I) dla tworzywa L w powietrzu i wodzie oraz bioceramiki w 0,9% roztworze wodnym NaCl w 37°C



Rys. 25.
Porównawcze wykresy prognozowania trwałości przeświecalnego tworzywa korundowego (L) w powietrzu i w wodzie w temperaturze 20°C, tworzywa 95% Al_2O_3 z [8], w powietrzu, o temperaturze 25°C, wilgotności 50% oraz bioceramiki w 0,9% roztworze wodnym NaCl w 37°C

Zwraca też uwagę fakt, że wartości n uzyskiwane przez autorów są z reguły mniejsze od wartości literaturowych dla podobnych materiałów. Na podstawie wykresów porównawczych z literaturą /rys. 15 i 23/ można przypuszczać, że głównym powodem tego jest prowadzenie pomiarów dla dużych wartości prędkości $V > 10^{-5}$ m/s w obszarze, gdzie zależność $V = f(K_I)$ przypuszczalnie nie jest już funkcją potęgową /rys. 3/.

Natomiast pomiary własne K_{Ic} zgadzają się z literaturowymi. Z tabeli 1 na przykładzie przeświecalnego tworzywa korundowego wynika też znaczny wpływ środowiska wodnego na powiększanie się pęknięć podkrytycznych. Widać to na wykresach porównawczych uśrednionych zależności $V = f(K_I)$ /rys. 24/ oraz na wykresach prognozowania we współrzędnych $\log(t_{min}\,\sigma_a^2)$, $\log(\sigma_p/\sigma_a)$ /wzór 43/, rys. 25/. Wykres ten pozwala na porównywanie tworzyw w różnych środowiskach lub różnych tworzyw i dlatego, np. na rys. 25 zamieszczono jeszcze dwa inne tworzywa, w których głównym składnikiem jest Al_2O_3, tzn. bioceramikę oraz materiał z pracy [8].

Mając określone t_{min} i σ_a można z tego wykresu odczytać wartość σ_p/σ_a dla testu przeciążeniowego. Dla przykładu przyjmijmy $t_{min} = 10^6$s przy $\sigma_a = 1$ MPa, to dla tworzywa z [8] $\sigma_p/\sigma_a = 1,8$, dla bioceramiki 2,2, dla L w powietrzu 2,9, a dla L w wodzie ≈ 17. Na wykresach 14 i 19 tworzywa L i bioceramiki zaznaczono przykłady, które pozwalają dodatkowo porównać omawiane tworzywa. Jeśli dla czasu życia równego 1 rok przyjmiemy dla tworzywa L w powietrzu $\sigma_a = 20$ MPa, to $P_i > 10^{-1}$ i musimy zastosować test przeciążeniowy $\sigma_p/\sigma_a \approx 10$. Z rozkładu z rys. 13 dla $\sigma_p = 200$ MPa $P_i = 1$, czyli nie można stosować tego tworzywa w wymienionych warunkach. Z kolei dla bioceramiki w roztworze wodnym dla tego samego czasu życia oraz $\sigma_a = 50$ MPa trzeba stosować $\sigma_p/\sigma_a = 4$; a dla $\sigma_p = 200$ MPa z rozkładu rys. 18 $P_i \approx 0,1$, czyli w wypadku, gdy dany element wytrzyma to obciążenie, spełnia on założone wymagania. Z powyższych rozważań wynika, że bioceramika jest materiałem dużo mocniejszym od tworzywa L, pomimo znikomych różnic w składzie chemicznym obu tworzyw. Zasadniczy wpływ na wytrzymałość oraz na powiększanie się pęknięć podkrytycznych ma tu mikrostruktura badanego tworzywa.

Przy rozpatrywaniu wykresów prognozowania należy mieć na uwadze przedziały ufności obejmujące niekiedy swą szerokością kilka rzędów wielkości t. Zgodnie z tym, co napisano w rozdz. V.2 zwiększa to praktycznie wartość stosowanego σ_p/σ_a. Przykładowo, dla porcelany według rys. 22 dla $t = 10^6$s i $\sigma_a = 0,1$ MPa $\sigma_p/\sigma_a \approx 2$, a nie 1,5, jakby to wynikało z wykresu bez zaznaczenia przedziału ufności dla $\sigma_p/\sigma_a = 2$.

VII. PODSUMOWANIE

Omówione wyniki pomiarów otrzymano metodą P.S. Charakteryzuje się ona, jak powiedziano w rozdz. III.1, dużą prostotą i wygodą w prowadzeniu eksperymentu. Z drugiej strony daje znaczny rozrzut wyników pomiarowych, który prowadzi do małej precyzji w prognozowaniu trwałości badanych tworzyw /bardzo szerokie przedziały ufności/.
Istnieje też podejrzenie o popełnianie błędów systematycznych zmniejszających, jak w wypadku pracy autorów, lub zwiększających wartość parametru n.

Duży rozrzut wyników pomiędzy poszczególnymi próbkami z tego samego materiału jest spowodowany tym, że powiększanie się pęknięcia odbywa się w wąskim rowku naciętym na próbce /rys. 5/.

Wszelkie niejednorodności materiału zwiększające lub zmniejszające opór na drodze tego pęknięcia wpływają na kształt krzywej relaksacji obciążenia /rys. 6/ i tym samym na mierzone wielkości n i A.

Niejednorodności te występują w większej skali w materiałach wieloskładnikowych czy wielofazowych, jak np. porcelana, niż w materiałach takich jak tworzywo L, co widać po wielkości przedziałów ufności na odpowiednich wykresach prognozowania.

Błędy systematyczne mogą wynikać z tego, że stosowany układ pomiarowy nie umożliwia pomiaru prędkości propagacji pęknięć mniejszych niż 10^{-5} m/s, co utrudnia oddzielenie w zależności $V = f(K_1)$ obszaru I od II na rys. 3. W związku z tym planuje się wykonywanie pomiarów na większej liczbie próbek P.S. /co najmniej 10 szt./ oraz stosowanie, oprócz metody P.S., metody pośredniej - pomiaru naprężenia niszczącego w funkcji prędkości przykładania obciążenia, opisanej w rozdz. III.2.2.

LITERATURA

1. Ranachowski J. i inni: Elektroceramika - własności i nowoczesne metody badań, t. 1 i 2, PWN, Warszawa-Poznań 1981

2. Evans A.G.: Progress in Materials Science, Pergamon Press, t. 21, 1976 s. 171-441

3. Sakaguchi S.: Delayed failure in silica glass, J. Mater. Sci., 17, 1982, s. 2878-2886

4. Evans A.G., Wiederhorn S.M.: Proof testing of ceramic materials - an analytical basis for failure prediction, Int. Journ. of Fracture, 10, 1974, s. 379-392

5. Wiederhorn S.M.: Subcritical crack growth in ceramics, Fracture Mechanics of Ceramics, 2, 1974, s. 613-646

6. Trantina G.G.: Stress Analysis of the Double-Torsion Specimen, J.Am. Ceram.Soc., 60, 1977, s. 338-341

7. Shetty D.K., Virkat A.V.: Determination of the Useful Range of Crack Lengths in Double Torsion Specimens, J.Am.Ceram.Soc., 61, n.1-2, 1978, s. 93-94

8. Evans A.G.: A method for evaluating the time-dependent failure characteristics of brittle materials- and its application to polycrystalline alumina, J.Mat.Sci., 7, 1972, s. 1137-1146

9. Li L., Weick J.M., Pabst R.F.: Bemerkungen und Ergebnisse zur unterkritischen Rißausbreitung an Doppel-Torsionsproben, Ber.Dt.Keram.Ges., 57, n.1, 1980, s. 5-9

10. Pletka B.J., Wiederhorn S.M.: A comparison of failure predictions by strength and fracture mechanics techniques, J.Mat.Sci., 17, 1982, s. 1247-1268

11. Knehans R., Steinbrech R., Schaarwachter W.: Quantitative Correlation of Acoustic Emission to the Brittle Fracture of Porous Sintered Glass, Mater. Sci.Engineering, 61, 1983, s. 17-22

12. Evans A.G., Linzer M.: Failure Prediction in Structural Ceramics Using Acoustic Emission, J.Am.Ceram.Soc., 56, n.11, 1973, s. 575-581

13. Evans A.G., Linzer M., Russell L.R.: Acoustic Emission and Crack Propagation in Polycrystalline Alumina, Mater. Sci. Engineering, 15, 1974, s. 253-261

14. Evans A.G.: Residual Stress Measurement Using Acoustic Emission, J.Am.Ceram.Soc., 58, n. 5-6, 1975, s. 239-243

15. Evans A.G., Wiederhorn S.M., Linzer M., Fuller E.R.: Proof Testing of Porcelain Insulators and Application of Acoustic Emission, Ceramic Bulletin, 54, n. 6, 1975, s. 576-581

16. Wiederhorn S.M., Fuller E.R., Mandel J.: An Error Analysis of Failure Prediction Techniques Derived From Fracture Mechanics, J.Am.Ceram.Soc., 59, n. 9-10, 1976, s. 403-411

17. Jacobs D.F., Ritter J.E.: Uncertainty in Minimum Lifetime Predictions, J.Am.Ceram. Soc., 59, n. 11-12, 1976, s. 481-487

18. Strzałkowski A., Śliżyński A.: Matematyczne metody opracowywania wyników pomiarów, PWN 1973

19. Torre J.P., Leroy E.: Caractérisation mécanique d'alumine pour prothése par la méthode de la double-torsion, Bul. de la soc. Fran. de ceram. L'industrie ceramique, n. 757, 1/82, s. 34-38

SPIS TREŚCI

WEMA