

3. PRZYSTOSOWANIE METODYKI OKREŚLANIA ODPORNOŚCI NA PĘKANIE DO OCENY PRZEBIEGU ZMĘCZENIA TWORZYW SZTUCZNYCH.

3.1. Wstęp

Powstające w procesie zmęczenia nieciągłości i uszkodzenia struktury w złożony sposób oddziałują na własności użytkowe materiału. Ponieważ uszkodzenia te mogą przyjmować postać szczelin, przy projektowaniu elementów należy uwzględniać odporność na pękanie przy rozpoznanych rozmiarach i postaci uszkodzeń powstających w trakcie eksploatacji tworzywa. Problem łączy się więc z omówioną w rozdz. 4 koncepcją badań strukturalnych.

Stwierdzono doświadczalnie, że odporność na pękanie ciągliwych plastomerów rośnie do etapu inkubacji zniszczenia zmęczeniowego, następnie maleje na etapie jego rozwoju [2]. Stąd odporność ta może być pewnym wskaźnikiem stopnia zaawansowania procesu zmęczenia a także wskaźnikiem skutków mechanicznego uszkodzenia struktury tworzyw.

Duża zdolność do odkształceń nieodwracalnych nie zapewnia odpowiednio wysokiej odporności na pękanie konstrukcyjnych polimerów [3], jakiej należałoby oczekiwać uwzględniając wnioski z badań metali [6]. Powiększa to groźbę zniszczenia polimerów w stanie szklistym w konstrukcjach projektowanych przy takich samych współczynnikach bezpieczeństwa jak konstrukcje metalowe. Zagadnienia te są tym bardziej istotne, że mechanika zniszczenia nie dysponuje jeszcze skutecznymi metodami i kryteriami określania odporności na pękanie tworzyw sztucznych. W kryteriach pękania materiałów wykorzystywane są dotychczas takie wielkości fizyczne jak: współczynnik intensywności naprężeń (K_{IC}), prędkość uwalniania energii sprężystej obliczana często całką Rice'a (J_{IC}), rozwarcie wierzchołkowe szczeliny (COD). Jednak określanie tych wielkości dla polimerów jest niezwykle utrudnione a ponadto na ogół nieuzasadnione ponieważ doświadczenia wskazują że:

- z reguły są to materiały nie stosujące się do modelu ciała idealnie sprężysto-plastycznego.
- dotychczasowe modele propagacji szczelin w materiałach ciągliwych zakładają lokalny zasięg oddziaływania karbu i niewystarczające dla polimerów zasięgi uplastycznienia bez analizy pól naprężenia i odkształcenia w całym przekroju osłabionym szczeliną.

Z tych powodów w pkt. 3.2 przedstawiono podstawy teoretyczne analizy pól naprężenia i odkształcenia w konstrukcji z karbem oraz próbę weryfikacji proponowanej metody, w której za wielkość krytyczną dla inicjacji ruchu szczeliny przyjęto odkształcenie w wierzchołku karbu. Znalezienie pola naprężenia dla dowolnego układu jest zagadnieniem skomplikowanym. Dla praktycznej i porównawczej oceny odporności na pęknięcie tworzyw uznano za celowe uproszczone rozwiązanie problemu, dla wybranej próbki przy prostym schemacie obciążenia, w pierwszym przybliżeniu dla ciała sprężysto-plastycznego bez wzmocnienia a później po weryfikacji ze wzmocnieniem. Uzyskane wyniki dostarczyły również wniosków odnośnie zasadności stosowania dotychczasowych wskaźników odporności na pęknięcie dla polimerów. Stosowanie kryterium odkształceniowego, jako próby technologicznej a także jako wskaźnika zmęczenia, wymaga porównania i klasyfikacji krucho-ciągliwego zachowania się tworzyw przy quasistatycznym obciążaniu próbek z karbem i bez karbu.

Problem ten podjęto w pkt. 3.3.1, zakładając że :

- w ogólniejszych zagadnieniach, kryterium inicjacji ruchu pęknięcia określać mogło będzie krytyczne odkształcenie w wierzchołku karbu oznaczone z próby standardowej, zaś dalszy przebieg pęknięcia przewidywany będzie na podstawie ustalonej klasyfikacji zachowania się tworzyw,
- połączenie przedstawionych w rozdziale 2 korelacji między własnościami zmęczeniowymi a własnościami przy quasista-

tycznym rozciąganiu z rzezoną wyżej klasyfikacją, rozszerza zakres związków między opisami zjawisk zmęczenia i pęknięcia oraz zwiększa możliwości prognozowania wytrzymałości zmęczeniowej termoplastów w oparciu o badania krótkotrwałe.

Dalsze prace nad uściśleniem tych związków i wskaźników prognozowania, prowadzone będą przy uwzględnieniu przedstawionych w pkt. 3.3.2. zależności między przebiegami pęknięcia i zmęczenia termoplastów.

Największe prawdopodobieństwo wierności i słuszności ekstrapolacji opisów na inne warunki gwarantują związki uwzględniające fizyczne mechanizmy badanych zjawisk. Dlatego w pkt. 3.3.3 podjęto próbę molekularnej interpretacji specyfiki pęknięcia i zmęczenia termoplastów.

3.2. Propozycja kryterium pęknięcia polimerów

3.2.1. Podstawy teoretyczne

Pomiary wykonuje się na próbce w kształcie belki o przekroju prostokątnym z korbem typu Charpy V. Próbkę ta poddana jest czteropunktowemu zginaniu (rys. 3.2.1.). Podczas jej zginania następuje wzrost strefy plastycznej. W układzie współrzędnych przedstawionym na rys. 3.2.2. zerowa wartość składowej "z" oddziela strefę plastyczną od sprężystej. Wartość "h" jest wobec tego funkcją momentu zginającego. W przypadku braku karbu rozkład pola naprężenia byłby liniowy. Obecność karbu powoduje powstanie dodatkowego pola, którego składowa zawierająca osobliwość może być przedstawiona zależnością Irwina :

$$\sigma = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi(r + \frac{h}{2})}} \cdot f(0) \quad (3.2.1)$$

i prawdziwą dla przypadku sprężysto-plastycznego. "h" jest wielkością strefy plastycznej. Oczywiście w omawianym

przypadku nie obowiązuje zasada superpozycji, proste złożenie pól od wszystkiego zginania i od efektu karbu jest niemożliwe. Postępowanie takie jest niecelowe również dlatego, że do wyrażenia (3.2.1) dochodzą jeszcze człony pochodzące od wyrazów nieosobliwych dla $r = 0$. Przyjęto wobec tego do opisu pola naprężenia metodę aproksymacji. Do członu irwinowskiego dodaje się funkcję liniową najlepiej opisującą rozkład rzeczywisty. Analizie poddano wyłącznie pole pod karbem, gdyż tam wartości funkcji f są maksymalne. Przyjmując, że analizowane ciało jest sprężysto-plastyczne, w przekroju $x = 0$ występuje składowa $\sigma(z)$ o postaci :

$$\sigma(z) = \begin{cases} \sigma_0 & ; z \in [-h, 0) \\ \sigma_0 \left(a - b \frac{z}{h} \right) + \frac{K(H)}{\sqrt{2\pi \left(z + \frac{h}{2} \right)}} & ; z \in [0, H-h) \end{cases} \quad (3.2.2)$$

Funkcja $K(M)$ jest wg. M. Wnuka [6] następująca :

$$K(M) = \frac{6 M}{W(H+\Delta)^2} \sqrt{\pi \left(\Delta + \frac{h}{2} \right)} F \left(\frac{\Delta + \frac{h}{2}}{H+\Delta} \right) \quad (3.2.3)$$

gdzie: $F(X) = 1.122 - 1.40X + 7.33 X^2 - 13.08 X^3 + 14.0 X^4$
 (3.2.4)

Do wyznaczenia we wzorze (3.2.2) pozostają wielkości : a, b, h . Można je uzyskać z trzech warunków jakie muszą być tutaj spełnione :

1. Warunek ciągłości : $\sigma(0) = \sigma_0$
2. Warunek zerowania się siły wzdłużnej : $\int_A dA \sigma = 0$
 (3.2.5)
3. Warunek na wartość momentu : $\int_A dA Z \sigma = -M$

Dla ułatwienia obliczeń i dyskusji wyników celowe jest przedstawienie występujących wielkości w formie stałych bezwymiarowych. Definiując wielkości :

$$\lambda \stackrel{\text{def}}{=} \frac{h}{H} ; L(\lambda) \stackrel{\text{def}}{=} \frac{K(M)}{\pi \sigma_0 \sqrt{2H}} ; \xi \stackrel{\text{def}}{=} \frac{z}{H} ; Q \stackrel{\text{def}}{=} \frac{2M}{W \sigma_0 H^2} \quad (3.2.6)$$

uzyskuje się na pole naprężenia następujące wyrażenie :

$$\sigma(\xi) = \begin{cases} \sigma_0 & ; \xi < 0 \\ \sigma_0 \left(a - b\xi + \frac{L}{\sqrt{2\xi+2}} \right) & ; \xi \geq 0 \end{cases} \quad (3.2.7)$$

Warunki (3.2.5) dają :

$$a = 1 - \frac{L}{\sqrt{\lambda}} \quad (3.2.8)$$

$$b = \frac{2}{(1-\lambda)^2} \left[1 - L(\lambda) \left(\frac{1}{\sqrt{\lambda}} - \sqrt{2-\lambda} \right) \right] \quad (3.2.9)$$

oraz równanie algebraiczne na λ :

$$3Q = 1 + 2\lambda + \frac{L(\lambda)}{\sqrt{\lambda}} \left[\lambda^2 - 2\lambda - 1 + 2\sqrt{\lambda(2-\lambda)} \right] \quad (3.2.10)$$

Dla $Q=1$ następuje całkowite uplastycznienie przekroju. Wartość λ wynosi wtedy 1. Wartość Q zmienia się wobec tego w granicach $(0,1)$. W przypadku uplastycznienia całego przekroju /nośność graniczna/ moment ma wartość :

$$\bar{M} = \frac{1}{2} \sigma_0 W H^2 \quad (3.2.11)$$

W rozpatrywanej teorii nośność sprężysta $\bar{M}=0$, gdyż dla sta-

nu sprężystego naprężenie jest nieskończone.

Dla każdej wartości Q /czyli M / można wyznaczyć wartość λ spełniającą równanie (3.2.10) Dla $\lambda = 0$ wartość prawej strony równania (3.2.10) jest $-\infty$ natomiast dla $\lambda = 1$ jest 3. Funkcja prawej strony przyjmuje na granicach przedziału wartości większe i mniejsze od $3Q$, wobec tego wewnątrz przedziału jest punkt, dla którego prawa strona równa się $3Q$ /własność Darboux/. Rozwiązanie tego równania może być zrealizowane wyłącznie numerycznie - odpowiednie równanie algebraiczne jest stopnia szesnastego. Dyskusji podlegają wyłącznie pierwiastki w zakresie $(0,1)$.

Pole odkształceń może być łatwo wyznaczone po przyjęciu hipotezy płaskich przekrojów. Wtedy pole to może być przedstawione w postaci :

$$\varepsilon = \varkappa (Z - Z_0) \quad (3.2.12)$$

gdzie Z_0 jest położeniem osi obojętnej a \varkappa krzywizną i te wartości należy wyznaczyć. Dla strefy sprężystej obowiązuje prawo Hooke'a , a na granicy jej ze strefą plastyczną

$$\sigma_0 = E \varkappa (Z^k - Z_0) \quad (3.2.13)$$

gdzie Z^k jest położeniem granicy sprężysto-plastycznej, w omawianym przypadku $Z^k = 0$.

Dla analizy warunków startu szczeliny najistotniejsze wydaje się wyznaczenie odkształcenia w wierzchołku szczeliny ($\bar{\varepsilon}$). Uzyskuje się wtedy trzy równania :

$$- E \varkappa Z_0 = \sigma_0$$

$$\bar{\varepsilon} = - \varkappa (h + Z_0) \quad (3.2.14)$$

$$\sigma(Z_0) = 0$$

Trzecie równanie na położenie osi obojętnej jest następujące :

$$a - b\zeta_0 + \frac{L(\lambda)}{\sqrt{2\zeta_0 + \lambda}} = 0 \quad (3.2.15)$$

Tak jak i równanie 3.2.10 może być ono rozwiązane wyłącznie na drodze numerycznej. Odształcenie w wierzchołku szczeliny może być przedstawione w postaci:

$$\bar{\epsilon} = \frac{\sigma_0}{E} \left(\frac{\lambda}{\zeta_0} + 1 \right), \quad \text{gdzie: } \zeta_0 = \frac{L}{H} \quad (3.2.16)$$

Wielkość $\bar{\epsilon}$ jest nadzwyczaj istotna dla analizy warunków inicjacji pęknięcia. Materiał traci spoiwość gdy odległości atomów przekraczają zasięg sił spójności

$$\epsilon_{in} \stackrel{\text{def}}{=} \frac{d}{\phi} \quad (3.2.17)$$

gdzie: d - zasięg sił spójności

ϕ - średnica atomu

Jeżeli wartość $\bar{\epsilon}$ przekroczy ϵ_{in} to następuje start szczeliny. ϵ_{in} jest stałą materiałową, którą proponujemy nazwać odształceniem inicjującym.

Następnym etapem odształcenia próbki ze szczeliną jest rozwój zainicjowanej już szczeliny. Przedstawiona wyżej metoda pozwala na analizę długości szczeliny przy wzrastającym momencie zginania. Podczas rozwoju szczeliny następuje jednak proces umocnienia. Z tego też powodu pełna analiza przebiegu szczeliny w czasie powinna być przeprowadzona przy przyjęciu modelu ciała ze wzmocnieniem. Celowe wydaje się przyjęcie jednolitej krzywej bez podziału na strefę sprężystą i plastyczną /dla prawie wszystkich mających zastosowanie praktyczne tworzyw takie postępowanie jest właściwe i można wtedy z dobrą dokładnością aproksymować krzywą rozciągania przez krzywą potęgową/.

Aktualna długość szczeliny może być wtedy wyznaczona z warunku :

$$\epsilon(M, \Delta) = \epsilon_{in} \quad (3.2.18)$$

3.2.2. Realizacja numeryczna.

Przedstawiona w poprzednim rozdziale hipoteza granicznego odształcenia pozwala na wyznaczenie stałej materiałowej

wej ε_{in} . Z eksperymentu czteropunktowego zginania belki można odczytać wartość siły, przy której następuje start szczeliny. Na tej podstawie, z równania (3.2.10) wyznacza się aktualną wielkość strefy plastycznej λ . Określa ona plastyczne zachowanie się materiału jak i pozwala na uzyskanie $\bar{\varepsilon}$ przez rozwiązanie równań (3.2.14). Obydwa te równania są nieelementarne, można wobec tego rozwiązać je wyłącznie na drodze numerycznej.

Przygotowany odpowiedni program w języku FORTRAN i zrealizowano go na komputerze typu ODRA 1305.

3.2.3. Weryfikacja metody.

Proponowane kryterium zweryfikowano dla kopolimeru styrenu i butadienu /owispol/. Tworzywo to bowiem przy do-
rażnym rozciąganiu zachowuje się jak ciało sprężysto-idealnie plastyczne. Jest to tworzywo przydatne do badań weryfikacyjnych jeszcze z tego powodu, że powstająca wokół wierzchołka szczeliny strefa plastyczna jest widoczna jako intensywna siatka zbieleń.

Dla różnych głębokości karbu mierzono względne rozmiary strefy plastycznej λ_p w zależności od momentu zginającego M_g i strzałki ugięcia u . Przewidywana względna wielkość tej strefy λ_t była obliczana z programu numerycznego. Precyzyjne zmierzenie położenia granicy sprężysto-plastycznej jest trudne, wobec tego wprowadzono (zgodnie z pkt. 5.4.) dodatkową stałą materiałową tzn. poziom naprężenia, przy którym występują widoczne objawy zbieleń próbki σ_n , obliczone względne wielkości strefy plastycznej przy tym naprężeniu λ_{tn} są większe od λ_t .

Wyniki pomiarów i obliczeń λ_p , λ_t , λ_{tn} są przedstawione na rysunku 3.2.51.

Powyższe badania wykonano dla dwóch temperatur tzn. 285 i 295 K, między którymi występują istotne zmiany wartości R_e i E owispolu, jednak bez zmiany charakteru krzywej rozciągania. Dla sprawdzenia czy proponowana metoda jest czu-

ła na zmiany własności tworzywa, w wyniku historii jego obciążenia, poddano grupę próbek : jednoosiowemu rozciąganiu do granicy proporcjonalności, pełzaniu i zmęczeniu. Wartości analizowanych wielkości dla chwili startu szczeliny omawianych próbek przedstawione są w tabelicy 3.2.1.

3.2.4. Dyskusja wyników

a. Rozkład naprężeń w przekroju pod karbem jest zbliżony do postulowanego przez model Irwina tylko w zakresie proporcjonalnej zależności obciążeń i przemieszczeń próbki ze szczeliną, do chwili startu widocznej strefy plastycznej / rys.3.2.4'. W chwili inicjacji ruchu szczeliny we wszystkich badanych przypadkach rozmiar strefy plastycznej istotnie przewyższa wyjściową głębokość tejże szczeliny. W związku z tym stosowanie modeli pęknięcia dla uplastycznienia bliskiego zasięgu jest nieuzasadnione nawet dla polimeru wykazującego niskie, w porównaniu z innymi tworzywami ciągliwymi, wartości odkształceń trwałych przy zerwaniu /6,5 % i 10 % stwierdzone dla owispolu/. Strefa plastyczna istotnie zmienia rozkład naprężeń w całym przekroju osłabionym szczeliną /rys.3.2.4./.

b. Dla mniejszych głębokości karbu /0,5 i 1 mm / rozmiar widocznej strefy plastycznej λ_p mieści się w przedziale między teoretycznymi jej rozmiarami określonymi dla granicy plastyczności λ_t i granicy uszkodzeń λ_{tu} . Uwzględniając dokładność optycznego pomiaru tej strefy, wynik doświadczenia jest zgodny z przewidywaniami /rys.3.2.5.a/. Dla większych głębokości karbu natomiast /rys.3.2.5.b/ mierzone strefy plastyczne są mniejsze od określonych teoretycznie. Przyjęty model pęknięcia w obecnej postaci może być stosowany dla karbów o głębokości do 10 % nominalnej wysokości próbki. W przypadku badania tworzywa z historią obciążenia mierzone

strefy plastyczne powiększają się w stosunku do określonych teoretycznie /rys.3.2.5.c/.Efekt ten można wytłumaczyć przyjmując, że podczas poprzedniego obciążenia próbek powstały uszkodzenia struktury tworzywa w postaci lokalnych, niewidocznych stref plastycznych. Po nacięciu karbu i obciążeniu takich próbek następuje kumulacja tych mikrosterf co powiększa rozmiar mikro-sfery plastycznej.

- c. Obliczone teoretycznie wartości odkształceń w wierzchołku karbu w chwili startu widocznej strefy plastycznej ϵ_{tp} dla wszystkich zbadanych przypadków zawierają się w granicach 0,013 do 0,016 i odpowiadają wartościom odkształceń na granicy plastyczności tworzywa przy quasistycznym rozciąganiu /0,014 do 0,015/. Wartości odkształceń w wierzchołku karbu w chwili startu szczeliny /a więc krytycznych/ rosną ze wzrostem głębokości karbu. Efektu tego należało oczekiwać wobec stwierdzonego zjawiska wzrostu ciągliwości materiałów przy wzroście względnej głębokości karbu,co potwierdza charakter uzyskanych wykresów obciążenia próbek ze szczelinami. Natomiast określone dotychczasowymi metodami wartości K_{Ic} i J_{Ic} sugerują spadek odporności tworzywa na pękanie przy powiększaniu karbu. Badania wykazały również, że stosowanie uproszczonej metody całki Rice'a [4] do określania odporności na pękanie polimerów ciągliwych jest nieuzasadnione.

Określone rozmiary stref plastycznych dla najpłytszego karbu /0,5 mm/ zawierają się w granicach 30 -40 % wyjściowej wysokości próbki, natomiast dla najgłębszego karbu /3 mm/ zawierają się w granicach 45 -60 % tej wysokości. Żaden z tych przypadków nie stosuje się ani do kryterium pękania quasikruchego ani do kryterium pełnego uplastycznienia przekroju próbki.

d. Wartość odkształceń krytycznych dla próbek z historią obciążenia mechanicznego są około 50 % większe niż dla próbek dziewiczych i niezależnie od rodzaju uprzedniego obciążenia. Wartości K_{Ic} i J_{Ic} natomiast istotnie wzrastają w przypadkach wcześniejszych obciążeń długotrwałych (pełzanie, zmęczenie) zaś słabo zmieniają się wskutek uprzedniego obciążenia doraźnego. Można stąd wnioskować, że historia obciążeń mechanicznych w zróżnicowany sposób wpływa na prędkość uwalnianie energii przy rozwoju stref plastycznych wokół szczelin, natomiast jednoznacznie wpływa na wielkość odkształceń krytycznych dla startu szczelin.

Tab.3.2.1.

Stan próbki	Karb [mm]	Temp. [K]	J_{Ic} [$\frac{KN}{m}$]	K_{Ic} [$\frac{MN}{3/2}$]	λ_t	λ_{tu}	λ_p	ϵ_{ts}	ϵ_{tp}
dziewicza	0,5	285	25,7	8,2	0,31	0,47	0,40	0,054	0,014
j.w.	1,0	285	25,9	8,2	0,35	0,53	0,53	0,070	0,016
j.w.	2,0	285	20,4	7,3	0,41	0,59	0,53	0,080	0,013
j.w.	3,0	285	19,4	7,1	0,45	0,53	0,45	0,100	0,016
j.w.	1,0	295	26,1	7,6	0,43	0,63	0,60	0,048	0,016
j.w.	2,5	295	21,5	7,0	0,63	0,90	0,60	0,098	0,015
po rozciąg.	1,0	295	27,9	7,8	0,53	0,77	0,60	0,077	0,015
po pełzaniu	1,0	295	45,2	9,9	0,53	0,77	0,76	0,077	0,015
zmęczone	1,0	295	42,3	9,6	0,51	0,75	0,67	0,077	0,011

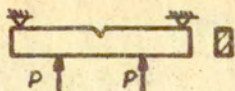
λ_t -względna strefa plastyczna obliczona teoretycznie

λ_{tu} -względna strefa "plastyczna" obliczona teoretycznie dla naprężeń równych granicy uszkodzeń

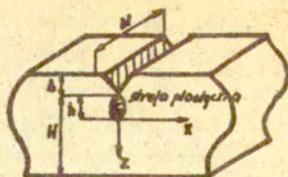
λ_p -względna strefa plastyczna z pomiarów optycznych

ϵ_{ts} -odkształcenie teoretyczne dla startu szczeliny

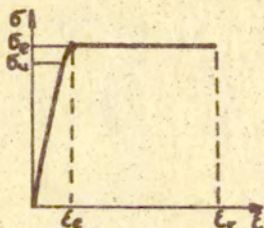
ϵ_{tp} -odkształcenie teoretyczne dla startu strefy plastycznej



Rys. 3.2.1. Schemat proponowanego sposobu zginania próbek

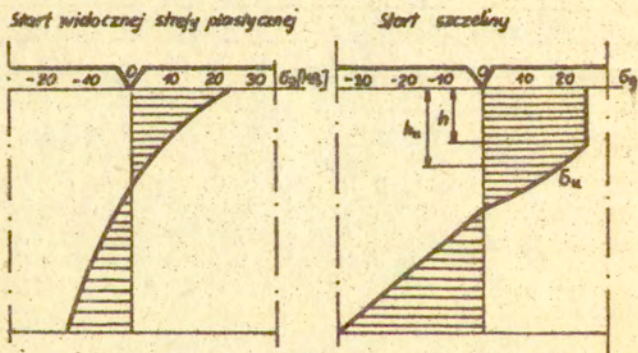


Rys. 3.2.2. Fragment belki z karbem

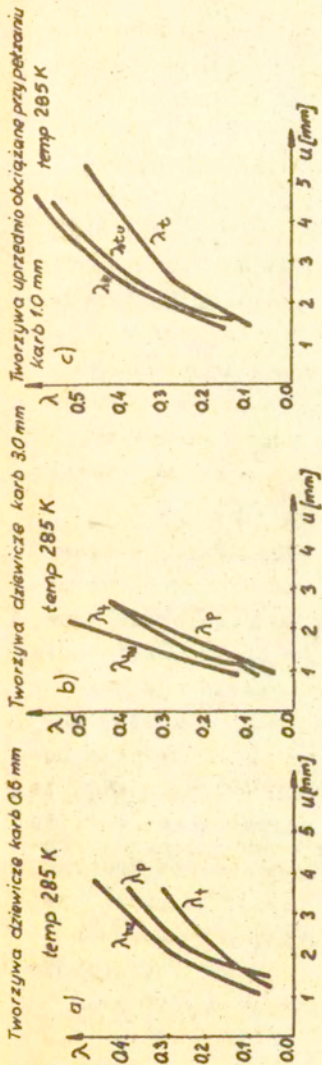


	285 K	295 K
E	2600 MPa	2200 MPa
σ_u	24 MPa	20 MPa
σ_e	30 MPa	25 MPa
ϵ_R	0,015	0,014
ϵ_r	0,42	0,08

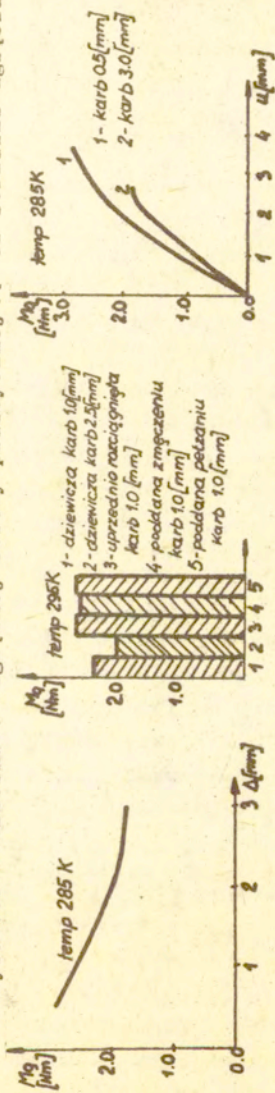
Rys. 3.2.3. Wykres rozciągania OWISPOLU



Rys. 3.2.4. Rozkład naprężeń w przekroju pod karbem 2,5 mm w temperaturze 295 K



Rys. 3.2.5. Zależność względnej strefy plastycznej λ od strzałki ugięcia u



Rys. 3.2.6. Zależność momentu zginającego dla startu szczeliny od głębokości karbu

Rys. 3.2.7. Nomogram

Rys. 3.2.8. Wykresy obciążania próbek ze szczelinami

3.3. Zbadane zależności między zjawiskami pękania i zmęczenia tworzyw sztucznych.

3.3.1. Klasyfikacja przebiegów pękania tworzyw sztucznych.

Na rys. 3.3.1. przedstawiono przebiegi pękania reprezentatywne dla kilkunastu polimerów konstrukcyjnych występujących w różnych stanach fizycznych. Przebiegi te uzyskano przy quasistycznym, trójpunktowym zginaniu próbek z naciętymi korbami Charpy V, a następnie zweryfikowano dla niektórych tworzyw przy zginaniu czteropunktowym, metodą omówioną w pkt. 3.2.3. Wyróżnione na rys. 3.3.1. oraz 3.3.2, charakterystyczne rodzaje pękania polimerów rozszerzają powszechnie stosowany dotąd podział tego zjawiska w metalach na kruche i quasikruche.

Rozpatrywanie dodatkowo pękania ciągłego i blokowanego uzasadnione jest tym, że wiele ciągłych tworzyw wykazuje stosunkowo niską odporność na inicjację ruchu szczeliny, następnie długi zakres podkrytycznego jej rozwoju podczas którego konstrukcja na ogół traci stateczność.

Należy tu zwrócić uwagę na wniosek jaki wynika z własnych badań zilustrowanych na rys. 3.3.3, iż odporność na pęknięcie tworzyw na ogół nie zmniejsza się monotonicznie przy obniżaniu temperatury bądź zwiększaniu prędkości obciążenia. Najniższe wartości na inicjację pęknięcia odpowiadają jego quasikruchemu przebiegowi, podobnie stwierdzono występowanie, przy pewnych warunkach, minimum tej odporności dla pęknięcia ciągłego i blokowanego. Ustalono doświadczalnie, że ma to miejsce gdy czas trwania etapu podkrytycznego rozwoju szczeliny przy pękaniu quasikruchym lub czas propagacji szczeliny przy pękaniu ciągłym jest 3 - 5 krotnie krótszy od podstawowego czasu relaksacji mechanicznej tworzywa oznaczonego przez τ_p na rys. 4.3. Praktycznie, przy korbach o głębokości wyjściowej $10 \div 20 \%$ wysokości próbki, wynikają stąd czasy 10 \pm 100 sek (dla niektórych do 300 sek) podkrytycznego rozwoju szczeliny.

Dla przewidywania właściwego (normatywnego) rodzaju pęknięcia przy oznaczaniu doraźnej odporności na pęknięcie, za-

proponowano na rys.3.3.2 klasyfikację krucho-ciągłego zachowania się termoplastów w oparciu o typowe dla nich wykresy quasistycznego rozciągania (rys.3.3.2).

Przy zbadanych zachowaniach się tworzyw, zbyt uproszczony jest bowiem podział materiałów wg Orowana na : kruche bez karbu i z ostrym karbem, ciągliwe bez karbu a kruche z karbem, w pełni ciągliwe zarówno bez karbu jak z karbem.

W proponowanej metodzie obszary zachowań się tworzywa określają współrzędne- naprężenie na granicy plastyczności σ_{pl} vs rzeczywiste naprężenie zrywające σ_r - których wartości oraz wykresy rozciągania dla próbek bez karbów oznaczone są przy następujących warunkach :

- Prędkość rozciągania zapewnia osiągnięcie stanu krytycznego (granicy zerwania bądź granicy plastyczności) w czasie τ_r wynoszącym $(2 \div 5) \tau_p$ wg rys.4.3 (lecz co najmniej 3-krotnie krótszym od modelowego czasu relaksacji τ_p na rys.4.3) dla tworzyw w stanie szklistym oraz $(0,5 \div 2) \tau_p$ dla tworzyw w stanie kauczukopodobnym,
- Naprężenie zrywające określano : w odniesieniu do przekroju w miejscu zerwania dla tworzyw ulegających zniszczeniu z przewężeniem (wykresy typu 5÷8 na rys.2.1), w odniesieniu do przekroju początkowego dla tworzyw ulegających zniszczeniu przed osiągnięciem granicy plastyczności (wykresy typu 1 i 2 na rys.2.1), Natomiast dla tworzyw o złomach rozdzielczych i słabociągłych (wykresy typu 3 i 4 na rys.2.1.), dla których pomiar przekroju w miejscu zerwania jest utrudniony i obarczony błędami, określano zastępczo naprężenie zrywające z prawa zachowania objętości wzorem :

$$\sigma_r = \sigma_{pl} [1 + (\epsilon_r - \epsilon_{pl})] \quad (3.3.1)$$

gdzie: ϵ_r i ϵ_{pl} -wydłużenia jednostkowe kolejno przy zerwaniu i na granicy plastyczności,

σ_{pl} - granica plastyczności określona, jak we wszystkich przypadkach, jako naprężenie pozorne.

Proste, rozgraniczające na rys.3.3.2 poszczególne obsza-

ry prawdopodobnych przebiegów pęknięcia tworzyw są liniami stałego wskaźnika ich ciągliwości ϑ przy czym :

$$\vartheta = \sigma_r / \sigma_{pl} \quad (3.3.2.)$$

Oznaczone na rys. 3.3.2. punkty uzyskano doświadczalnie dla 16 polimerów termoplastycznych oraz 2 rodzajów duroplastycznej żywicy epoksydowej.

Wyodrębnione doświadczalnie, orientacyjne wartości granicznych wskaźników ciągliwości mogą być uzasadnione fenomenologicznie w oparciu o modele rozkładu naprężeń w pobliżu wierzchołka karbu, poprzedzających poszczególne rodzaje pęknięcia. Nie rozwijając zagadnienia ograniczono się tu do skróconej charakterystyki założeń odnośnie składowych stanu naprężenia w wydzielonych przypadkach granicznych.

Wg Orowana i Vincenta [5] podstawowym takim przypadkiem jest stan przejścia od zniszczenia kruchego do zniszczenia poprzedzonego wystąpieniem granicy plastyczności-dla tego stanu $\sigma_r = \sigma_d$ a stąd $\vartheta = 1$. W proponowanej klasyfikacji dla tworzyw o $\sigma_r \leq \sigma_{pl}$ wyodrębniono dwa rodzaje zachowań :

- dla silnie kruchych ulegających zniszczeniu wg wykresu 1 na rys. 2.1. przed wystąpieniem granicy uszkodzeń σ_u (p. 5.4 pracy), dla tych tworzyw można prognozować kruchy przebieg pęknięcia K, przy ich obciążaniu z makroszczelinami,
- dla tworzyw quasikruchych przy rozciąganiu o $\sigma_r > \sigma_u$, wg wykresu 2 na rys. 2.1, dla których, należy oznaczać odporność na inicjację pęknięcia przy jego quasikruchym przebiegu

Przypisanie tworzywa o $\sigma_r \leq \sigma_{pl}$ do właściwego obszaru zachowań wynika z wartości $\vartheta_k = \sigma_r / \sigma_{pk}$ gdzie σ_{pk} - hipotetyczna granica plastyczności jaką tworzywo quasikruche może osiągnąć lokalnie, w obszarze ostrych pęknięć, natomiast nie jest jej w stanie wykazać makroskopowo wskutek redukcji przekroju próbki w wyniku propagacji mikrouszkodzeń. Doświadczalnie ustalono, że przeciętną wartość σ_{pk} można

szacować wg zależności :

$$\sigma_{pk} = \sigma_u + \sigma_r/3 \quad (3.3.3.)$$

Dla tworzywa na granicy zdolności do wykazywania ciągliwości, a więc przy $\sigma_{pk} = \sigma_{pl} = \sigma_r$ otrzymuje się wówczas :

$$\sigma_u = 2 \sigma_{pl}/3 = 2 \sigma_{pk}/3 \quad \text{oraz} \quad \varnothing = 1 \quad (3.3.4.)$$

Dla tworzywa na granicy przejścia od zniszczenia kruchego do quasikruchego przy rozciąganiu, wobec $\sigma_u = \sigma_r$ otrzymuje się :

$$\sigma_{pk} = 4 \sigma_r/3 \quad \text{oraz} \quad \varnothing_k = 0,75 \quad (3.3.5.)$$

Ponieważ jednak w przypadkach gdy $\sigma_u > 0,9 \sigma_r$, zakres podkrytycznej propagacji makroszczeliny jest krótki i trudny do uchwycenia w eksperymencie, przyjęto jako graniczny warunek przejścia tworzywa od pęknięcia quasikruchego do kruchego $\varnothing_k = 0,8$.

Warunek (3.3.3.) można uzasadnić na drodze rozważań fenomenologicznych przyjmując, że podczas rozciągania próbek bez karbu wokół mikroszczelin (uszkodzeń tworzywa) powstają lokalne strefy plastyczne których zasięg można określić na podstawie ^{rozważań} Dugdale'a [4,6].

Dalsze proste odpowiadające stałym współczynnikom \varnothing , rozgraniczające na rys.3.3.2 zachowania się polimerów, przypisuje się charakterystycznym etapom rozwoju płaskiego stanu odkształcenia w strefie plastycznej wokół szczeliny. Stan taki powstaje w wyniku "skrępowania" struktury tworzywa w obrębie karbu, wobec różnicy odkształceń w strefie plastycznej i w obszarach sprężystych pozostających w płaskim stanie naprężenia. Na podstawie [1,4], składowe stanu naprężenia w strefie plastycznej można wówczas wyrazić jako :

$$\sigma_1 = p + \tau_0, \quad \sigma_2 = p - \tau_0, \quad \sigma_3 = p \quad (3.3.6)$$

gdzie: p - hydrostatyczna składowa naprężenia

τ_0 - granica plastyczności przy ścinaniu

Zmiany składowych stanu naprężenia określa się wg

Hencky'ego [1], dla zakrzywionych linii poślizgu plastycznego z zależności:

$$p(\alpha) = p_0 + 2 \tau_0 \cdot \alpha \quad (3.3.7)$$

gdzie: α - kąt obrotu normalnej do linii poślizgu między położeniem wyjściowym (p_0) a rozpatrywanym; ograniczono się tu do obrotów jednego znaku.

Przyjęto ponadto założenie upraszczające iż podkrytyczny rozwój szczeliny następuje gdy największe naprężenie rozciągające przekracza zdolność rozdzielcza tworzywa przy zerwaniu, co wyraża warunek $\sigma_1 \geq \sigma_r$.

Poszczególne przypadki płaskiego stanu odkształcenia wokół brzegowo naciętej szczeliny określa się następująco:

a) Powstanie wąskiego pasma strefy plastycznej na kierunku osi karbu.

W stanie granicznym dla tego przypadku wzory (3.3.6)

dają przy warunku plastyczności Tresca: $\sigma_1 = \sigma_{pl}$

natomiast przy warunku plastyczności Hubera-Misesa:

$\sigma_1 = 1,15 \sigma_{pl}$. Na tej podstawie pękanie tworzyw o własnościach $\sigma_{pl} < \sigma_r < (1,1 \div 1,2) \sigma_{pl}$ oznaczono przez C_n jako ciągłe w płaskim stanie naprężenia (oczywiście w przybliżeniu). Natomiast pękanie tworzyw o $\sigma_r > (1,1 \div 1,2) \sigma_{pl}$ oznaczono przez C_0 jako ciągłe w płaskim stanie odkształcenia.

b) Powstanie lokalnego przegubu plastycznego w pobliżu wierzchołka karbu Charpy o kącie wierzchołkowym $\pi/2$.

Dla środka strefy plastycznej na osi karbu w stanie granicznym tego przypadku uzyskuje się przy warunku plastyczności Tresca $\sigma_1 = 1,78 \sigma_{pl}$ zaś na podstawie warunku Hubera-Misesa $\sigma_1 = 2,01 \sigma_{pl}$. Określona doświadczalnie wartość graniczna σ_r / σ_{pl} dla przejścia od pęknięcia ciągłego C_0 do blokowanego B $\phi = 1,75 \div 1,9$ mieszczące się w przedziale wartości wynikających z przyjętych hipotez i warunków plastyczności. Ponadto uzyskane związki są zbliżone do wyprowadzonych przez Parkera [5], który dla plastycznego płynięcia materiału wokół karbu formułuje warunek $\sigma_1 \cong 1,7 \sigma_{pl}$.

c) Pełne uplastycznienie przekroju próbki pod szczeliną dające praktycznie efekt braku pęknięcia tworzywa.

Po analizie pól linii poślizgu, jako kryterium przejścia od pęknięcia blokowanego B do pełnej ciągliwości tworzywa otrzymuje się $\sigma_r = 2,57 \sigma_{pl}$ wg Trasci oraz $\sigma_r = 2,92 \sigma_{pl}$ wg Hubera-Misesa. Na tej samej drodze sformułowane zostało przez Orowana dla pełnej ciągliwości materiału kryterium $\sigma_r \approx 3 \sigma_{pl}$, natomiast dla badanych polimerów uzyskano empiryczny warunek omawianego przejścia $\sigma = 2,6 \div 2,8$.

Jednak niektóre tworzywa o dużej podatności (w stanie kauczukopodobnym) i wynikającej stąd zdolności samozaokrąglania karbu mogą wykazać pełną ciągliwość nawet przy $\sigma_r < 2,5 \sigma_{pl}$.

Dla tej grupy tworzyw odporność na pęknięcie należy badać w testach tzw. rozdzieraniu oraz przy obciążeniach dynamicznych.

Powyższe rozważania, mimo znacznych uproszczeń, co najmniej jakościowo uzasadniają proponowaną klasyfikację krucho-ciągliwego zachowania się polimerów. Wynikające stąd kryteria oceny przebiegu pęknięcia zostaną dalej wykorzystane do interpretacji przebiegu zmęczenia tych materiałów.

3.3.2. Korelacje między wskaźnikami przebiegu pęknięcia i zmęczenia polimerów.

Odporność na pęknięcie nie pozostaje w jednoznacznej korelacji z wartością wytrzymałości zmęczeniowej tworzyw. Dla termoplastów stwierdzono jednakże istotną korelację między odpornością na inicjację pęknięcia i tzw. względną wytrzymałością zmęczeniową (rys. 3.3.5). Wyjaśnienie tego efektu jest możliwe przy uwzględnieniu zależności między prędkością uwalniania energii w związku z powstawaniem strefy plastycznej wokół szczeliny J_c (do chwili inicjacji ruchu szczeliny) a wprowadzonym wcześniej wskaźnikiem ciąg-

liwości tworzyw ϕ co przedstawiono na rys.3.3.4.

Należy tu przypomnieć wprowadzone w 2-gim rozdziale parametry prognozujące wytrzymałość zmęczeniową a mianowicie :

- względną wytrzymałość zmęczeniową $K_{m\sigma} = Z_{go} / \sigma_{pl}$ (3.3.8)

- współczynnik odporności zmęczeniowej $K_{ro} = Z_{go} / \sigma_r$ (3.3.9)

gdzie : Z_{go} - wytrzymałość zmęczeniowa przy zginaniu

Wobec $\phi = \sigma_r / \sigma_{pl}$, po prostych przekształceniach uzyskuje się zależności :

$$K_{m\sigma} = \phi K_{ro} \quad (3.3.10)$$

Ponieważ doświadczenia wykazały, że K_{ro} z zadawalającym przybliżeniem można uważać jako stałe dla wielu termoplastów (słabo rośnie ze wzrostem ich ciągliwości - rozdz.2.), skojarzenie związku (3.3.10) z zależnością na rys.3.3.4. wyjaśnia jakościowo efekt przedstawiony na rys.3.3.5.

Uwzględniając ustalone w mechanice pęknięcia zależności między J_c a σ_{pl} [4,6], przy założeniach upraszczających odnośnie konfiguracji szczeliny, związek (3.3.10) można przekształcić do postaci odpowiednio dla uplastycznienia :

$$\left. \begin{aligned} - \text{bliskiego zasięgu} - Z_{go} &= \phi K_{ro} \sqrt{\frac{\pi E J_c}{8 R_c c}} \\ - \text{dalekiego zasięgu} - Z_{go} &= \phi K_{ro} \sqrt{\frac{\pi E J_c}{8 a \ln\left(\frac{R_c}{a} - 1\right)}} \end{aligned} \right\} (3.3.11)$$

gdzie : E - moduł Younga,

R_c - krytyczna długość strefy plastycznej dla szczeliny o długości a , przy określonej J_c dla inicjacji pęknięcia.

Wzory 3.3.11. potwierdzają doświadczalne spostrzeżenie, że bezwzględna wartość wytrzymałości zmęczeniowej w złożony sposób zależy od wskaźników odporności na pęknięcie i krucho-ciągliwego zachowania się tworzyw. Struktura tych wzorów wskazuje, że wysokie wartości Z_{go} mogą wykazać polimery o silnej zdolności do wyciągania na zimno (parametr ϕ),

wysokim module Yunga, dużej zdolności do dyssypacji energii w odkształcenia nieodwracalne (J_c), przy stosunkowo małych zasięgach stref plastycznych (R_c) wokół szczelin. Takie własności jak wiadomo wykazują polimery w stanie szklistym wymuszonej elastyczności. W pełni koreluje to z wynikami doświadczeń (rozdz. 1 i 2 pracy), gdyż właśnie te tworzywa wykazują najwyższe bezwzględnie wartości wytrzymałości zmęczeniowej.

Badania potwierdziły intuicyjnie oczekiwany wniosek, że ze wzrostem odporności na pękanie wydłuża się etap rozwoju zniszczenia zmęczeniowego w stosunku do etapu inkubacji tegoż zniszczenia (tab.3.3.1.). Ze wzrostem ciągliwości przebiegu pękania przy obciążeniach doraźnych, powiększają się ciągliwe cechy złomu zmęczeniowego aż do możliwości wystąpienia efektu trwałej wytrzymałości zmęczeniowej tworzyw w stanie kauczukopodobnym. Spostrzeżenia te wskazują na istotne analogie między zjawiskami rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych a propagacją makroszczelin przy obciążeniach quasistycznych w polimerach.

Dalszym wyrazem tych analogii może być stwierdzenie [3], że zmniejszenie odporności na pękanie polimerów (określonej krytycznym współczynnikiem intensywności naprężeń) w stosunku do odporności na pękanie metali o porównywalnej zdolności do wydłużeń przy rozciąganiu jest silniejsze niż odpowiednie zmniejszenie wytrzymałości na rozciąganie tych materiałów. Równocześnie względna wytrzymałość zmęczeniowa polimerów jest istotnie niższa niż tak określona wytrzymałość zmęczeniowa metali. Dopiero tworzywa w stanie kauczukopodobnym o pełnej ciągliwości mimo karbów (pkt.3.3.1), wykazują zbliżone wartości tego wskaźnika oraz podobnie jak metale (np. stале konstrukcyjne) trwałą wytrzymałość zmęczeniową. Poszukując przyczyn tak specyficznych własności tworzyw, rozpatrzono uproszczony model sił spójności na drodze propagacji szczeliny w polimerze i metalu (rys.3.3.6.).

Można stąd stwierdzić, że przy istnieniu szczelin zachodzą

szczególne warunki do zrywania słabych międzycząsteczkowych wiązań fizycznych i obniżania wytrzymałości polimeru. Rodzi się tu pytanie dlaczego zjawisko to zachodzi intensywniej wokół mikroszczelin przy zmęczeniu niż wokół makroszczelin przy obciążeniach doraźnych. Spośród wielu niewątpliwie przyczyn, warto tu zwrócić uwagę na rolę mechanizmu zablizniania szczelin w wyniku procesów relaksacyjnych w strukturze polimerów. Przede wszystkim przy zmęczeniu procesy relaksacyjne mogą nienadążać za cyklicznymi zmianami pola naprężeń i wówczas, podobnie jak przy wysokich prędkościach doraźnego obciążenia, zachodzi efekt "usztyniania" struktury polimeru. Po drugie, przy długich czasach trwania obciążeń zmęczeniowych, ujawnia się osłabiające tworzywo działanie mechanizmu zrywania wiązań chemicznych w makrocząsteczkach. Mechanizm ten przy znacznie krótszych czasach obciążeń quasistycznych jest mniej intensywny. Zresztą dwa przeciwbieżne zjawiska związane z czasem trwania obciążenia - procesy relaksacyjne z jednej strony a z drugiej zrywanie wiązań - decydują o istnieniu rzeczonych w pkt. 3.3.1. krytycznych czasów propagacji szczeliny bądź strefy plastycznej i występowaniu charakterystycznych minimów odporności na pękanie tworzyw.

Ostatecznie zarówno dla przebiegu pękania jak i zmęczenia ruchliwość oraz zdolność dostosowania struktury molekularnej polimerów do lokalnego pola naprężeń są cechami korzystnymi, obniżającymi efekty koncentracji naprężeń i intensywność mechanizmów zniszczenia tych materiałów.

Literatura

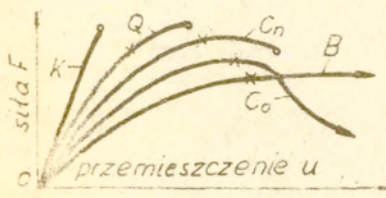
- [1] A. H. Cottrell - Własności Mechaniczne Materii - PWN W-wa 1970.
- [2] W. Karmowski, A. Litak, "Zmiany odporności na pękanie wybranych termoplastów w procesie ich zmęczenia", I. Konf. "Metody badań odporności materiałów na pękanie", Katowice-Wisła-1979.
- [3] W. Karmowski, A. Litak - "Problemy badania i określenia odporności na pękanie polimerów" - III Seminarium "Tworzywa Sztuczne w Budowie Maszyn", Kraków-Janowice 1982.
- [4] J. R. Rice - Mathematical Analysis the Mechanics of Fracture - "Fracture", Vol. II, Academic Press 1968.

[5.] J.M.Ward - Mechaniczne własności polimerów jako tworzyw konstrukcyjnych, PWN Warszawa, 1975.

[6.] M.P.Wauk - Podstawy mechaniki pękania, AGH Kraków, 1977.

Tab.3.3.1. Zależności między przebiegami pękania i zmęczenia. Wykresy rozciągania oznaczone wg rys.2.1.

Wyk. res. roz.	Rodz. pęk.	Postać zniszczenia wg tab.1.1. obustronnych	zmęcz. przy cyklach: jednostronnych	n_{ko} c. obustr.	n_{kj} c. jednost.	Rodz. wytrż. zmęcz.
1	K	1z	1z	$< 0,03$	$< 0,03$	ogran.
2	Q	2z, 2p, 1k	1z	0,03-0,10	$< 0,03$	j.w.
213	Cn	2z, 2p, 1k	1z	0,07-0,20	$< 0,03$	j.w.
415	Co	2z, 2p, 1k	2z, 2p, 1k	0,15-0,30	0,03-0,10	j.w.
6	B	2z, 2p, 1k	2z, 2p, 1k	0,60-0,90	0,35-0,50	j.w.
7	B	3z, 3p, 3k	2z, 2k	0,90-1,30	0,45-0,60	trwała
718	Np	3z, 4p	2z, 2k	$> 1,0$	0,20-0,60	j.w.

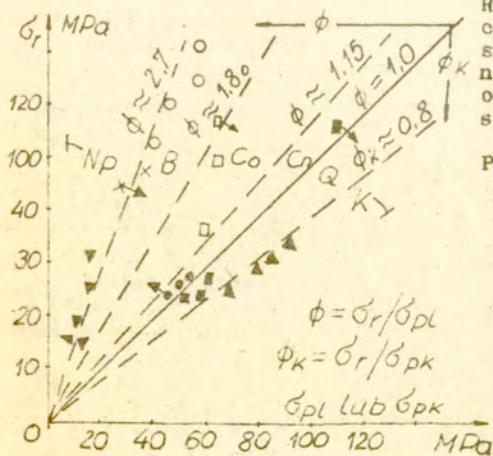


o - pęknięcie katastroficzne
x - początek ruchu szczeliny

Rodzaje (przebiegi) pęknięcia:

K - kruche, Q - quasikruche, Cn - ciągliwe w płaskim stanie napręż., Co - ciągliwe w płaskim stanie odksz., B - blokowane, Np - tworzywo nie pęka.

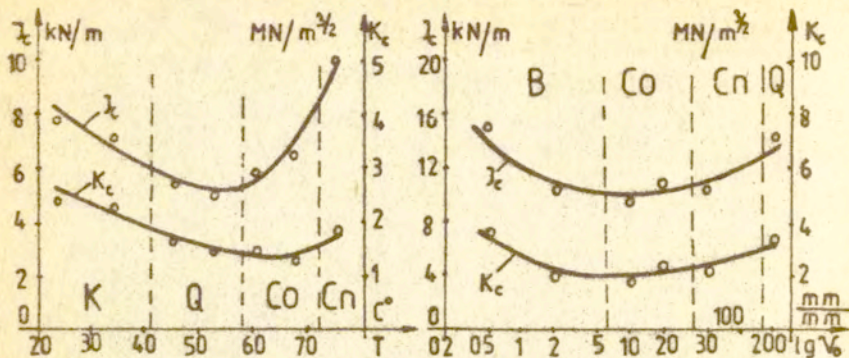
Rys.3.3.1. Rodzaje pęknięcia tworzyw przy zginaniu próbek z karami Charpy V.



Rys.3.3.2. Klasyfikacja kruchociągłego zachowania się polimerów przy obciążeniach quasistatycznych w oparciu o rozciąganie quasistatyczne próbek bez karbów.

Przebiegi pęknięcia wg rys. 3.3.1.

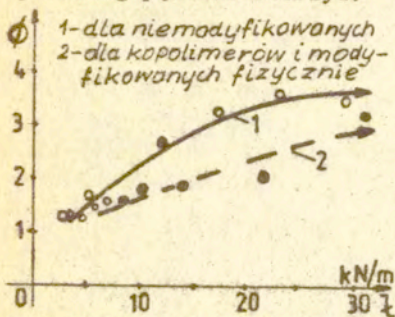
- ▲ - 1
 - - 2
 - - 3
 - △ - 4
 - - 5
 - - 6
 - x - 7
 - ▼ - 8
- Wartości uzyskane dla typów wykresów rozciągania oznaczonych wg rys.2.1.



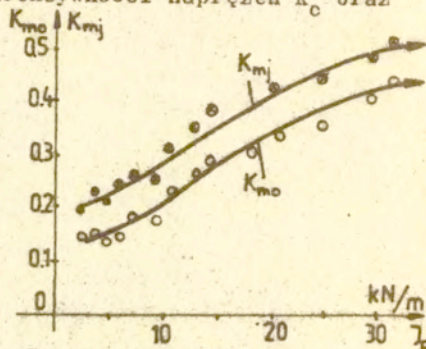
a) Dla żywicy epoksydowej

b) Dla polipropylenu

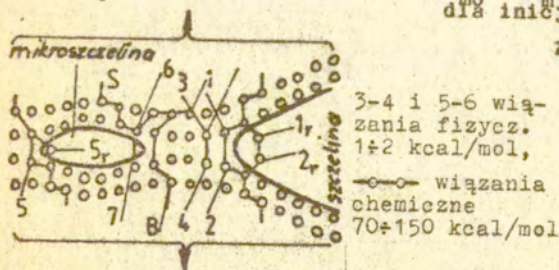
Rys. 3.3.3. Przykłady wpływu temperatury T i prędkości v obciążania próbek ze szczeliną na krytyczne wartości cząłki Rice a J_c i współczynnika intensywności naprężeń K_c oraz przebieg pękania tworzyw.



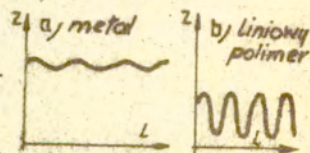
Rys. 3.3.4. Zależności między ϕ a J_c dla termoplastów.



Rys. 3.3.5. Zależności między K_{mo} i K_{mj} a J_c określonymi dla inicjacji pęknięcia.



Rys. 3.3.6. Uproszczony model struktury polimeru wokół szczeliny: 1r, 2r, 5r - możliwe relaksacyjne przemieszczenia atomów 1, 2, 5; S-segment szkieletu przykładowego łańcucha wielocząsteczkowego; B-jego rozgałęzienie.



Rys. 3.3.7. Model rozkładu sił spójności Z na drodze 1 propagacji szczelin

a) przy istnieniu tylko wiązań metalicznych, b) przy istnieniu wiązań chemicz. i fizycz.