

O PEWNEJ METODZIE WYZNACZANIA KRYTERIUM ZNISZCZENIA POLIMERÓW

ANDRZEJ DRESCHER (WARSZAWA)

1. Wprowadzenie

Stosowane coraz szerzej w konstrukcjach inżynierskich wielkocząsteczkowe tworzywa sztuczne (w stanie stałym) są materiałami o wyraźnych cechach lepkosprężystych. Badaniu tych cech, w zależności od różnych programów obciążania jak i temperatury, poświęcono znaczną liczbę doświadczeń. Doświadczenia te wykazały m.in., że poza obszarem lepkosprężystym pojawiają się w materiale, przed samym momentem zniszczenia, cechy nieodwracalne plastyczne. Z inżynierskiego punktu widzenia moment pojawienia się znacznych odkształceń plastycznych może być w tych materiałach utożsamiany z początkiem zniszczenia. O ile własnościom lepkosprężystym polimerów poświęcona jest obszerna literatura to zagadnienie kryterium zniszczenia lub uplastycznienia pozostaje mało zbadane. Odnosi się to w szczególności do badań w złożonym stanie naprężenia. Nieliczne prace rozpatrujące to zagadnienie wykorzystują metodykę opracowaną i szeroko stosowaną w badaniach metali. Jako jedno z podstawowych doświadczeń należy tu wymienić badania cienkościennych rurek poddanych rozciąganiu, skręcaniu czy ciśnieniu wewnętrznemu. Analogiczną metodykę zastosowali w badaniach cech lepkosprężystych polimerów m.in. LIFSHITZ i KOLSKY [1], ONARAN i FINDLEY [2,3] a cech plastycznych THORKILDSEN [4]. Odmiennej schemat doświadczenia, polegający na rozciąganiu płyty przy równoczesnym poprzecznym jej ściskaniu pomiędzy dwoma stemplami, zastosowali BOWDEN i JUKES [5]. Wyniki THORKILDSENA uzyskane dla polimetakrylanu metylu wskazują na postać kryterium uplastycznienia zbliżoną do warunku Hubera-Misesa. Odmienne rezultaty dla tego samego materiału uzyskali BOWDEN i JUKES. Stwierdzili oni, że zachowanie się materiału opisuje warunek Coulomba-Mohra, co odpowiada wpływowi pierwszego niezmiennika stanu naprężenia na stan uplastycznienia. W obu cytowanych pracach realizowano jedynie płaski stan naprężenia. Przytoczone powyżej rezultaty wskazują, że nawet dla badanego polimetakrylanu metylu niemożliwe jest w chwili obecnej sformułowanie poprawnego kryterium uplastycznienia. Dodatkową trudność stwarza zależność cech plastycznych polimerów od historii naprężeń czy odkształceń w obszarze lepkosprężystym (materiały sprężysto-lepkoplastyczne).

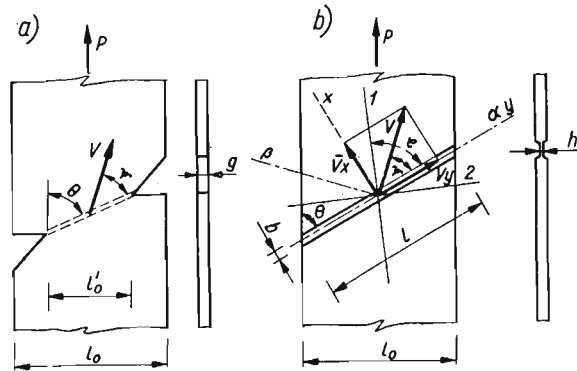
W niniejszej pracy przedstawiono wyniki wstępnych badań dotyczących kryterium zniszczenia polichlorku winylu przy wykorzystaniu metody doświadczalnej zaproponowanej przez HILLA [6]. Metoda ta polega na rozciąganiu płaskich próbek z naciętymi

bruzdami, w których, w momencie uplastycznienia, pojawia się płaski stan naprężenia. Metodę tą zastosowali do metali HUNDY i GREEN [7], LIANIS i FORD [8], oraz ELLINGTON [9].

2. Podstawy teoretyczne metody

W pracy [6], będącej kontynuacją wcześniejszych rozważań [10], HILL podał podstawy teoretyczne nowej metody określania warunku plastyczności materiałów idealnie plastycznych. Metoda ta opiera się na analizie możliwości wystąpienia lokalnej linii nieciągłości prędkości oddzielającej obszary sztywne.

Rozważmy cienkie pasmo o grubości g i szerokości $l_0 \gg g$, w którym wykonano dwa ostre karby niesymetrycznie umieszczone (rys. 1a) lub nacięto po obu stronach dwie bruzdy o szerokości b i grubości h i nachyleniu θ (rys. 1b). Jeżeli pasmo to zostanie poddane jednoosiowemu rozciąganiu równoległe do krawędzi, to w części materiału łączącej dna karbów lub w bruzdzie pojawią się, przy odpowiedniej wartości siły rozciągającej P , zlokalizowane odkształcenia plastyczne, a deformacja będzie miała charakter ukośnej



Rys. 1

szyjki. Części materiału przylegające do szyjki będą w stanie sprężystym, który przy małych wartościach odkształceń może być rozumiany jako stan sztywny. Wzajemny ruch obu części sztywnych określony jest przez wektor przemieszczenia lub prędkości przemieszczenia V nachylony do linii szyjki pod kątem ψ (rys. 1). Nacięcie karbów lub bruzd zmusza materiał do deformacji w odpowiednio nachylonej strefie, czego konsekwencją jest, w zależności od własności materiału, pewien kierunek względnego przemieszczenia części sztywnych. Jeżeli $\psi = 0$, zachodzi jedynie wzajemny prześlizg. Analogiczny mechanizm deformacji ma czasami miejsce przy rozciąganiu płaskich, nieosłabionych próbek [11], gdzie jednakże nachylenie szyjki jest niezależne od woli eksperymentatora¹⁾. Jeżeli szerokość szyjki b jest znacznie mniejsza od długości l , to kierunek wzdłuż szyjki i kierunek prostopadły do wektora V można uważać za nierozciągliwe. W teorii ciała idealnie plastycznego kierunki takie są kierunkami charakterystyk prędkości. Przyjmuąc układ x, y , jak na rys. 1b, składowe wektora prędkości V wyniosą odpowiednio

$$(2.1) \quad V_x = V \sin \psi, \quad V_y = V \cos \psi,$$

¹⁾ Zjawisko ukośnego formowania się szyjki zaobserwowali i wykorzystali przy analizie anizotropii granicy plastyczności w walcowanej folii polietylenowej BRIDLE, BUCKLEY i SCANLAN [12].

a składowe tensora prędkości odkształceń

$$(2.2) \quad \dot{\epsilon}_x = \frac{V \sin \psi}{b}, \quad \dot{\epsilon}_y = 0, \quad \dot{\gamma}_{xy} = \frac{V \cos \psi}{b}.$$

Główne prędkości odkształceń w płaszczyźnie pasma wyrażą się przez zależności

$$(2.3) \quad \dot{\epsilon}_1 = \frac{V}{2b} (1 + \sin \psi), \quad \dot{\epsilon}_2 = -\frac{V}{2b} (1 - \sin \psi), \quad (\dot{\epsilon}_1 > \dot{\epsilon}_2).$$

Z zależności (2.3) wynika, że znając z doświadczeń kąt ψ można określić główne prędkości w płaszczyźnie pasma z dokładnością do prędkości V . Trzecia główna prędkość odkształcenia może być wyznaczona z warunku zmian objętości materiału w stanie plastycznym, i np. dla materiału nieściśliwego wynosi

$$(2.4) \quad \dot{\epsilon}_3 = -\frac{V}{b} \sin \psi.$$

Kierunki główne prędkości nachylone są do kierunku szyjki pod kątami $\varphi = \pi/4 \pm \psi/2$. Stan naprężenia w szyjce, wobec nieznaczonej grubości pasma lub bruzdy, można przyjąć za płaski. Stan ten jest statycznie niewyznaczalny, z wyjątkiem przypadku kiedy wiadomo, że badany materiał jest izotropowy, tzn. spełniona jest współosiowość kierunków głównych tensorów naprężenia i prędkości odkształcenia. W tym ostatnim przypadku rozpatrując równowagę elementu wyciętego w szyjce otrzymamy następujące wyrażenia na naprężenia główne

$$(2.5) \quad \sigma_1 = \frac{\sigma_0}{\cos \psi} [\sin(\theta - \psi) + \cos \theta], \quad \sigma_2 = \frac{\sigma_0}{\cos \psi} [\sin(\theta - \psi) - \cos \theta], \quad \sigma_3 = 0,$$

gdzie $\sigma_0 = P/hl$ jest naprężeniem działającym pomiędzy obszarem sztywnym a brzegiem szyjki. Należy zaznaczyć, że stan (2.5) nie spełnia warunków brzegowych na krawędziach pasma; jest ważny tylko dla szerokiego pasma. Wszystkie przytoczone zależności opierają się ponadto na założeniu, że deformacja w szyjce jest jednorodna, kształt szyjki nie wywołuje spiętrzenia naprężeń (efekt karbu) i materiał ma nieznaczone wzmocnienie. Dla materiału o wyraźnym wzmocnieniu obszar deformacji plastycznej wykracza poza bruzdę, co prowadzi do niejednorodnego stanu odkształceń i naprężeń. Ograniczenia te wskazują, że doświadczenie daje prawdziwe wyniki tylko w chwili pierwszego uplastycznienia.

Z powyższych rozważań wynika, że dla materiału izotropowego w płaszczyźnie pasma, znając na podstawie doświadczeń kierunek nieciągłości prędkości V dla szeregu próbek o różnym nachyleniu bruzdy θ , oraz wartości siły rozciągającej w momencie uplastycznienia, można obliczyć naprężenia główne, a zatem zbudować na płaszczyźnie (σ_1, σ_2) geometryczną interpretację warunku plastyczności. Wadą metody jest, że kąt ψ nie może być dany, a jedynie wynika z własności badanego materiału. W rezultacie nie można przewidzieć jaką część warunku plastyczności otrzyma się z doświadczeń. W szczególnym przypadku dla $\theta > \pi/4$ może zdarzyć się, że będzie spełniona zależność $\psi = 2\theta - \pi/2$, co odpowiada jednemu punktowi $\sigma_1 = P/hl_0$, $\sigma_2 = 0$, na płaszczyźnie (σ_1, σ_2) . Niemożliwe jest również sprawdzenie w trakcie doświadczenia izotropii materiału.

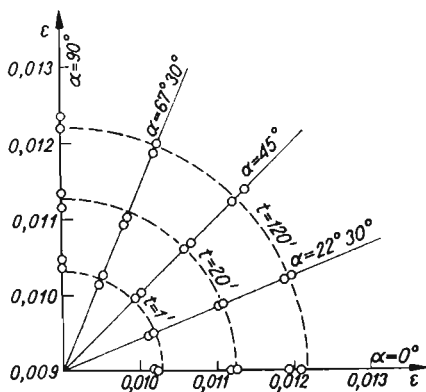
Przedstawione wady i ograniczenia metody Hilla nie są równoznaczne z jej nieprzydatnością, czego dowodem są wyniki badań dla metali uzyskane przez HUNDY'EGO

i GREENA [7], LIANISA i FORDA [8] — próbki z karbami, oraz ELLINGTONA [9] — próbki z bruzdami. Autorzy ci uzyskali wyniki potwierdzające słuszność warunku plastyczności Hubera–Misesa i potencjalnego prawa płynięcia Levy–Misesa. Sprawdzenie słuszności prawa Levy–Misesa jest w powyższej metodzie stosunkowo proste (por. p. 4).

Podstawy teoretyczne metody wskazują, że może być ona użyta do innych materiałów niż metale, jeżeli materiały te wykazują własności plastyczne bez wyraźnego wzmocnienia. Za takie materiały można uznać twarde tworzywa wielkocząsteczkowe. Zaletą metody, oprócz jej prostoty, wydaje się także fakt, że wykorzystuje się w niej efekt lokalizacji odkształceń plastycznych, mający ujemny wpływ w badaniach polimerów na rurkach. Występująca często lokalna utrata stateczności rurki w momencie uplastycznienia uniemożliwia dokonanie pomiaru pola deformacji; naglej zmianie ulega też stan naprężenia.

3. Opis i wyniki doświadczeń

Do doświadczeń użyto polichlorku winylu w postaci płyty o grubości 2,0 mm. Celem stwierdzenia, czy badany materiał nie wykazuje anizotropii własności mechanicznych, wywołanej procesem formowania, przeprowadzono wstępną serię doświadczeń. W tym celu wycięto z płyty 10 gładkich próbek, o wymiarach identycznych z próbkami do badań właściwych, zorientowanych względem pewnego przyjętego kierunku pod kątami $\alpha = 0^\circ$,

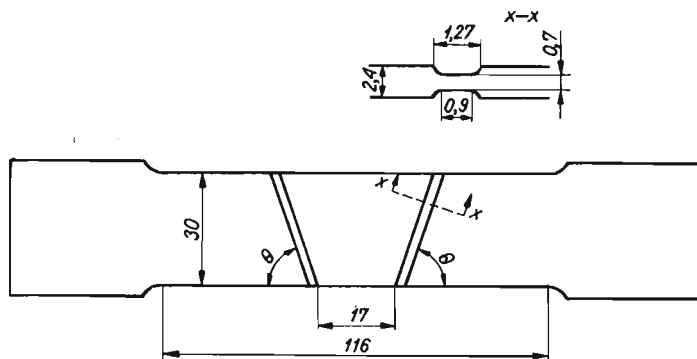


Rys. 2

$22^\circ 30'$, 45° , $67^\circ 30'$, 90° , otrzymując dla każdego kierunku po dwie próbki. Próbki, po wygrzaniu w temp. 87°C przez czas 22 godz., poddano jednoosiowemu rozciąganiu przy stałej sile — pelzaniu, wykorzystując do tego celu maszynę wytrzymałościową, na której wykonano również badania właściwe. Zastosowano jedną wartość siły dającą naprężenie $\sigma = 300 \text{ kG/cm}^2$. Obserwacje wydłużeń osiowych, mierzonych czujnikiem Amslera o dokładności 0,01 mm na bazie 78,5 mm, prowadzono przez czas 120 min. Na rys. 2 przedstawiono otrzymane wartości odkształceń osiowych dla kilku czasów t w zależności od wartości kąta α . Niewielkie odchylenia położenia punktów doświadczalnych w stosunku do okręgów wskazują, że własności materiału w płaszczyźnie płyty można uznać za izotropowe. Badanie anizotropii ograniczono jedynie do płaszczyzny płyty ze względu na

jej niewielką grubość uniemożliwiająca wykonanie próbek na rozciąganie w kierunku prostopadłym do płyty. Ewentualne badanie na ściskanie cienkich krążków uznano za nieprzekonywające z uwagi na możliwość różnic we własnościach przy ściskaniu i rozciąganiu.

Próbki do badań właściwych wycięto z tej samej płyty, dla której wykonano badania anizotropii, przy zachowaniu stałego kierunku wycinania $\alpha = 0^\circ$. Z dwóch możliwych rodzajów próbek przyjęto próbki z bruzdami. Wstępne badania na próbkach z karami wykazały, że przed utworzeniem się ukośnej szyjki materiał przylegający do dna karmów ulegał zniszczeniu (pękanie). Kształt próbek i wymiary przedstawiono na rys. 3. Bruzdy wykonano symetrycznie względem połowy długości próbki celem zmniejszenia możliwego zginania. Dla kolejnych wartości kąta $\theta = 45^\circ, 55^\circ, 60^\circ, 65^\circ, 70^\circ, 75^\circ, 85^\circ$, wykonano po 5–6 próbek. W wyniku zastosowanej technologii nacinania bruzd (struganie) otrzymano pewne nieznaczne różnice w ich wymiarach i nachyleniu. Różnice te uwzględniono przy analizie danych. Na jednej powierzchni próbki naniesiono siatkę rys równoległe i prostopadle do kierunku dłuższego boku próbki. Porównanie położenia siatki rys przed i po doświadczeniu pozwoliło wyznaczyć kierunek względnego przesunięcia części nieupla-

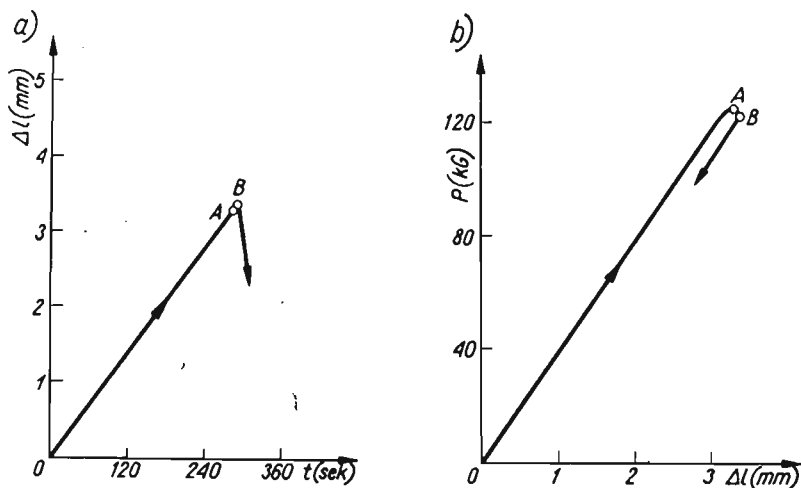


Rys. 3

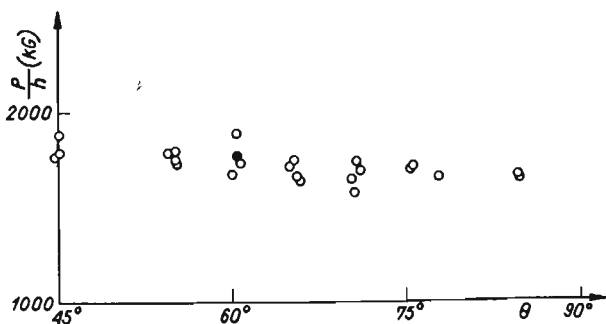
stycznionych. Przygotowane próbki poddano wygrzewaniu przez czas 22 godzin w temperaturze 87°C i powolnemu stygnięciu. Zabieg ten miał na celu zmniejszenie ewentualnych naprężeń własnych. Doświadczenia przeprowadzono przy stałej prędkości wydłużenia $\Delta l/\Delta t = 0,7$ mm/min w prostej maszynie wytrzymałościowej przeznaczonej zasadniczo do prób pełzania. Maszyna ta, po zablokowaniu dźwigni, pozwala, dzięki układowi przekładni połączonych z dolną szczęką, na przeprowadzanie prób przy stałych prędkościach wydłużania. Dla dokładnego pomiaru sił w momencie uplastycznienia, między przekładnię a dolną szczękę wstawiono dynamometr pałkowy z naklejonymi tensometrami elektrooporowymi, których wskazania przekazywano na samopiszący rejestrator.

Na rys. 4 przedstawiono realizowany w doświadczeniach program wydłużania i odpowiadający mu typowy wykres $P = P(\Delta l)$. Oba wykresy odpowiadają wydłużeniom końców próbki, co nie jest równoznaczne wydłużeniom bruzd i części nieosłabionych. Ze względu na mniejszy przekrój bruzd ich wydłużenia są zawsze większe od wydłużeń nieosłabionych części próbek. Z porównania obu wykresów widać, że w chwili oznaczonej punktem *A* obciążenie w próbce gwałtownie maleje mimo, że próbka jest w dalszym ciągu

rozciągana ze stałą prędkością. Punktowi *A* odpowiada początek rozwoju znacznych odkształceń plastycznych w bruzdzie, co w efekcie prowadzi do spadku siły rozciągającej. Moment ten charakteryzował się początkiem wyraźnego zbieżenia materiału w bruzdzie wywołanego powstaniem mikropęknięć. Dla łatwiejszego zarejestrowania kierunku poślizgu w bruzdzie proces wydłużania prowadzono nieco poza punkt *A*. Dla zapobieżenia zerwaniu próbki, w momencie oznaczonym punktem *B*, włączano przeciwnie pracujący silnik o znacznie wyższych obrotach wywołując szybkie odciążenie próbki. Po wyjęciu



Rys. 4

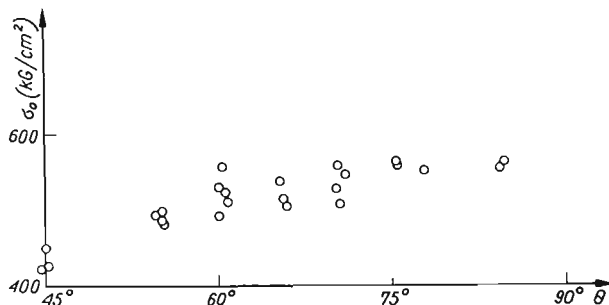


Rys. 5

próbek z maszyny pozostawiano je na okres 14 dni w stanie nieobciążonym dla umożliwienia zakończenia procesu nawrotu opóźnionych odkształceń sprężystych (retardacji). Mierzone następnie na mikroskopie zmiany położenia siatki rys dały informacje o kierunku poślizgu odpowiadającego jedynie odkształceniom plastycznym. Wydłużenie bruzd między punktami *A* i *B* nie było identyczne dla każdej próbki, jednakże po wykonaniu pomiarów kąta ψ stwierdzono, że obserwowany rozrzut nie jest zależny od wielkości tego wydłużenia. Na podstawie wykresu 4b i niezależności kąta ψ od wydłużenia można

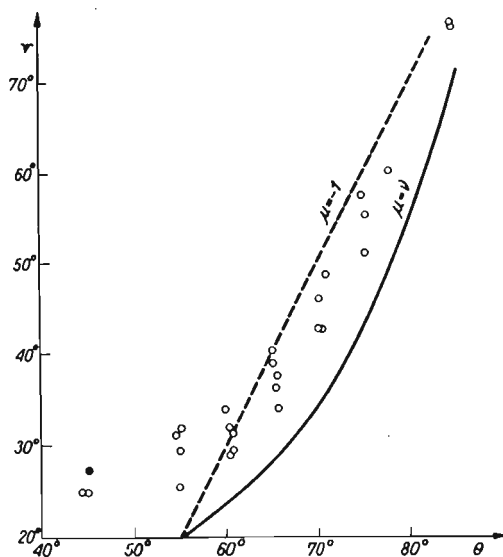
przyjąć, że badany materiał zachowuje się, poza punktem A , podobnie do materiału plastycznego bez wyraźnego wzmocnienia.

Rysunek 5 przedstawia zależność siły rozciągającej w punktach A , odniesionej do grubości bruzdy, od nachylenia θ . Siła ta maleje nieznacznie ze wzrostem kąta θ . Wartości



Rys. 6

średniego naprężenia rozciągającego $\sigma_0 = P/hl$ przedstawia rys. 6. Otrzymane z pomiarów wartości kąta ψ w funkcji θ zamieszczono na rys. 7. Widoczny na wszystkich rysunkach rozrzut wyników może wskazywać na różnice własności poszczególnych próbek lub różnie rozmieszczone mikrodefekty. Jest faktem dobrze znanym, że badania wytrzymałościowe

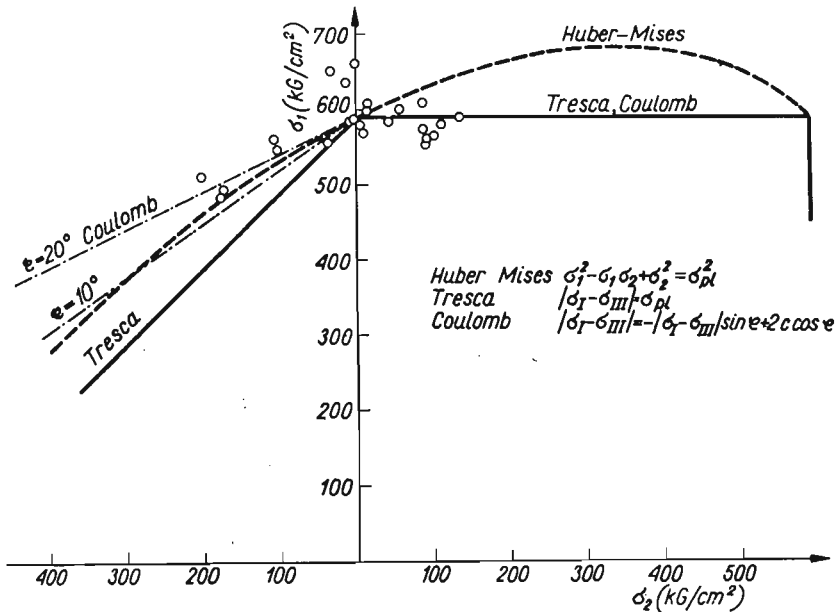


Rys. 7

mające na celu wyznaczenie cech materiałów w momencie zniszczenia dają znaczny rozróżnienie spowodowany wadami materiału. Punkty doświadczalne na rys. 5, 6 i 7 odpowiadają próbkom, w których nie występowało zginanie.

4. Analiza wyników

W oparciu o przedstawione na rys. 6 i 7 wyniki badań obliczono dla każdej próbki, ze związków (2.5), wartości naprężeń głównych. Rezultaty naniesiono na płaszczyznę (σ_1, σ_2) , rys. 8. Na rysunku tym wykreślono dla porównania geometryczną postać warunków plastyczności Hubera–Misesa, Treski oraz Coulomba–Mohra. Położenie punktów doświadczalnych, zarówno ze względu na rozrzut jak i zgrupowanie się w pobliżu stanu jednoosiowego rozciągania, uniemożliwia jednoznaczne określenie postaci warunku plastyczności. Rozpatrując jednakże punkty w ćwiartce dodatnich wartości naprężeń wydaje się, że leżą one bliżej warunku Treski lub Coulomba niż Hubera–Misesa. Punkty



Rys. 8

w ćwiartce przeciwnych znaków naprężeń leżą z kolei bliżej warunku Hubera–Misesa lub Coulomba niż Treski. Porównanie obu ćwiartek wykresu sugeruje zatem postać warunku plastyczności zbliżoną do Coulomba–Mohra, przy wartości φ około 20° . Podobny jakościowo wynik otrzymali BOWDEN i JUKES [5] dla polimetakrylanu metylu.

Przedstawione na rys. 8 porównanie jest ważne jedynie dla materiału izotropowego. Brak informacji o własnościach badanego materiału w kierunku prostopadłym do płyty nie pozwala na ocenę tego założenia. Przyjmując anizotropię poprzeczną materiału warunek plastyczności Hubera–Misesa można przedstawić za HILLEM [13] w postaci

$$(4.1) \quad (G+H)\sigma_1^2 - 2H\sigma_1\sigma_2 + (G+H)\sigma_2^2 = 1,$$

gdzie G i H są parametrami anizotropii, wyrażającymi się dla rozpatrywanego przypadku za pomocą granic plastyczności przy jednoosiowym rozciąganiu w płaszczyźnie i prostopadle do niej σ'_{pl} , σ''_{pl} przez związki

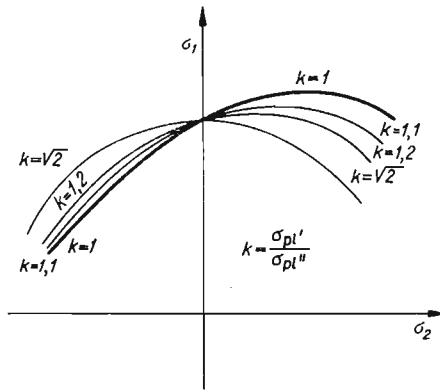
$$(4.2) \quad G = \frac{1}{2\sigma_{pl}'^2}, \quad H = \frac{1}{\sigma_{pl}''^2} - \frac{1}{2\sigma_{pl}'^2}.$$

Wstawiając (4.2) do (4.1) alternatywną postacią warunku Hubera–Misesa jest

$$(4.3) \quad \frac{1}{\sigma_{pl}^{\prime 2}} \sigma_1 - \left(\frac{2}{\sigma_{pl}^{\prime 2}} - \frac{1}{\sigma_{pl}^{\prime \prime 2}} \right) \sigma_1 \sigma_2 + \frac{1}{\sigma_{pl}^{\prime 2}} \sigma_2^2 = 1.$$

Dla przypadku $\sigma_{pl}^{\prime} > \sigma_{pl}^{\prime \prime}$ otrzymamy zbiór przekrojów powierzchni plastyczności przedstawiony na rys. 9. Porównując położenie punktów doświadczalnych z kształtem krzywych z rys. 9 widać, że możliwa jest wzajemna dobra zgodność. Wskazywałoby to zatem na możliwość anizotropii poprzecznej materiału. Dla wyjaśnienia tego zagadnienia konieczne są dalsze badania.

Zaproponowana przez HILIA metoda pozwala sprawdzić słuszność równań plastycznego płynięcia Levy–Misesa dla izotropowego, plastycznie nieściśliwego materiału. Równania te zakładają proporcjonalność dewiatorów naprężenia i prędkości odkształcenia.



Rys. 9

Proporcjonalność ta jest równoważna proporcjonalności promieni kół Mohra dla stanu naprężenia i prędkości odkształcenia, co może być wyrażone równością parametrów Lodego $\mu = \nu$ gdzie

$$(4.4) \quad \mu = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3}, \quad \nu = \frac{2\dot{\epsilon}_2 - \dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_3}{\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_3}.$$

Zgodnie z zależnościami (2.3), (2.4) i (2.5), dla $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$, $\dot{\epsilon}_1 > \dot{\epsilon}_2 > \dot{\epsilon}_3$ związki (4.4) przyjmą prostą postać

$$(4.5) \quad \mu = -\frac{3 \cos \theta - \sin(\theta - \psi)}{\cos \theta + \sin(\theta - \psi)}, \quad \nu = -\frac{3(1 - \sin \psi)}{1 + 3 \sin \psi}.$$

Z (4.5) wynika, że dla sprawdzenia słuszności równań Levy–Misesa wystarczające jest określenie kąta ψ w funkcji θ . Równość $\mu = \nu$ dla $\theta > 54^\circ 44'$ [6] jest spełniona gdy

$$(4.6) \quad \operatorname{tg} \psi = \frac{1}{4} \operatorname{tg} \theta.$$

Zależność (4.6) przedstawiono na rys. 7 linią ciągłą. Linia prosta przerywana odpowiada zależności $\psi = 2\theta - \pi/2$, dla której stan naprężenia w bruzdzie jest jednoosiowym rozciąganiem. Położenie punktów doświadczalnych odbiega od obu linii. Należy jednakże

zaznaczyć, że równość $\mu = \nu$ nie obowiązuje dla warunku Treski i Coulomba. Analiza prawa plastycznego płynięcia oparta o porównanie μ i ν nie oznacza jednakże jednoznacznie jego ważności. Dla materiału anizotropowego w zależności od postaci anizotropii może zachodzić przypadek $\mu \neq \nu$, lub jak wykazał PUGH [14] $\mu = \nu$. Ponadto związki (4.5) ważne są tylko dla materiału nieściśliwego. Dla badanego materiału można przypuszczać, że powstaniu mikropęknięć w stanie plastycznym towarzyszy zmiana objętości. Weryfikację potencjalnego prawa płynięcia daje porównanie położenia wektorów przyrostów odkształceń względem powierzchni plastyczności. Wyznaczenie przyrostów odkształceń plastycznych wymaga w omawianej metodzie rejestracji odkształceń w bruzdzie zarówno w płaszczyźnie pasma jak i kierunku prostopadłym, czego w doświadczeniach nie realizowano.

Powyższe rozważania nie uwzględniały zależności cech badanego materiału od historii obciążenia czy odkształcenia. Własności reologiczne polichloru winylu powodują, że otrzymane wartości naprężeń w stanie plastycznym odpowiadają jedynie zrealizowanemu programowi wydłużania ze stałą, jedną prędkością. Inne wartości naprężeń wystąpią np. w próbie pełzania. Analogicznie położenie wektorów przyrostów odkształceń plastycznych może być zależne od czasu, co np. dla przyrostów odkształceń lepkosprężystych wykazali doświadczalnie ONARAN i FINDLEY [3].

Przedstawiona złożoność problemu kryterium uplastycznienia (zniszczenia) oraz praw płynięcia tworzyw sztucznych wskazuje na konieczność dalszych badań.

Literatura cytowana w tekście

1. J. M. LIFSHITZ, H. KOLSKY, *Non-linear viscoelastic behavior of polyethylene*, Int. J. Sol. Struct., 3 (1967), 383.
2. K. ONARAN, W. N. FINDLEY, *Combined stress-creep experiments on a nonlinear viscoelastic material to determine the kernel functions for a multiple integral representation of creep*, Trans. Soc. Rheol., 9 (1962), 299.
3. K. ONARAN, W. N. FINDLEY, *Creep experiments and examples for viscoelastic material under combined stress with abrupt changes in state of stress*, Poly. Eng. Sci., 5 (1965), 213.
4. R. L. THORKILDSEN, *Engineering Design for Plastics*, ed. E. Baer, Reinhold, New York (1964), 277.
5. P. B. BOWDEN, J. A. JUKES, *The plastic yield behaviour of polymethylmethacrylate*, J. Mat. Sci., 3 (1968), 183.
6. R. HILL, *A new method for determining the yield criterion and plastic potential of ductile metals*, J. Mech. Phys. Sol., 1 (1953), 271.
7. B. B. HUNDY, A. P. GREEN, *A determination of plastic stress-strain relations*, J. Mech. Phys. Sol., 3 (1954), 16.
8. G. LIANIS, H. FORD, *An experimental investigation of the yield criterion and stress-strain law*, J. Mech. Phys. Sol., 5 (1957), 215.
9. J. P. ELLINGTON, *An investigation of plastic stress-strain relationships using grooved tensile specimens*, J. Mech. Phys. Sol., 7 (1958), 276.
10. R. HILL, *On discontinuous plastic states with special reference to localized necking in thin sheets*, J. Mech. Phys. Sol., 1 (1952), 19.
11. A. NADAI, *Theory of Flow and Fracture of Solids*, McGraw-Hill, New York 1950, 319.
12. C. BRIDLE, A. BUCKLEY, J. SCANLAN, *Mechanical anisotropy of oriented polymers. Part 1*, J. Mat. Sci., 3 (1968), 622.
13. R. HILL, *The Mathematical Theory of Plasticity*, Clarendon Press, Oxford 1950, 319.
14. H. L. D. PUGH, *A note on a test of the plastic isotropy of metals*, J. Mech. Phys. Sol., 1 (1953), 284.

Резюме

О НЕКОТОРОМ МЕТОДЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КРИТЕРИЯ РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИМЕРОВ

В работе анализируется возможность применения, к определению критерия приведения в пластическое состояние полимеров, экспериментального метода, предложенного Р. Хиллем и состоящим в растяжении плоских образцов с надрезанными косыми бороздами. В момент приведения в пластическое состояние, в борозде возникает плоское напряженное состояние. С целью проверки метода, проведено серию экспериментов на полихлор винила. Констатируется, что при предположении полной изотропии материала условие пластичности имеет вид похожий на условие Кулона-Мора. Обсуждается влияние поперечной анизотропии и реологических свойств материала. Рассмотренная в работе сложность проблемы критерия приведения в пластическое состояние (разрушения) полимеров, указывает на необходимость дальнейших исследований.

Summary

ON A CERTAIN METHOD OF DETERMINATION OF A FRACTURE CRITERION FOR POLYMERS

A possibility of application to polymers of the experimental method proposed by R. Hill [6] for determination of a yield criterion has been analysed in the paper. The method consists in stretching of flat samples with oblique grooves in which a plane state of stress occurs at the moment of plastic yielding. To verify the method, some series of experiments for polyvinyl chloride (PVC) has been performed.

It is shown that, under the assumption of full isotropy of a material, the corresponding yield condition takes a form approaching the Coulomb-Mohr condition. The influence of transversal anisotropy as well as rheological properties of a material is also discussed. The complexity of the problem considered points to necessity of further detailed investigations.

INSTYTUT PODSTAWOWYCH PROBLEMÓW TECHNIKI PAN

Praca została złożona w Redakcji dnia 24 stycznia 1969 r.
