

PRZYCZYNEK DO MECHANIZMU ZNISZCZENIA ZMĘCZENIOWEGO ŻYŁEK POLIAMIDOWYCH

ANDRZEJ WŁOCHOWICZ, ZYGMUNT KUBACKI (ŁÓDŹ)

1. Wprowadzenie

Poszukiwanie związków, jakie istnieją pomiędzy fizyczną mikrostrukturą polimeru a własnościami wytrzymałościowymi jest jednym z bardziej istotnych problemów w badaniach związków wielkocząsteczkowych. Przykładem tych poszukiwań może być współzależność między zmianami struktury cząsteczkowej i nadcząsteczkowej włókna poliamidowego w miejscu zerwania, wywołanymi dekohezją zmęczeniową [1], czy ogólnie reotermokinetyczne aspekty wyęteżenia i zmęczenia tworzyw sztucznych [2-4].

Zjawiska pęknięć zmęczeniowych włókien i polimerów pod działaniem wielokrotnie powtarzających się obciążeń są przedmiotem coraz większego zainteresowania technológów i konstruktorów [5]. Z punktu widzenia przeznaczenia prowadzone są dwa rodzaje badań:

- badania, których celem jest dokładniejsze poznanie warunków i mechanizmu zmęczenia;
- badania materiałów na próbkach w celu oceny i porównania właściwości zmęczeniowych różnych rodzajów tworzyw, wpływu składu chemicznego, wpływu obróbki termicznej itp.

W niniejszym opracowaniu pragnie się zwrócić uwagę na niektóre zjawiska zachodzące w strukturze monofilamentu poliamidowego przy jego zmęczeniu.

Zagadnienie reoefektów rozwoju dekohezji zmęczeniowej oraz analiza fizycznej mikrostruktury obszarów szczelin i pęknięć zmęczeniowych znajduje się w kręgu zainteresowań szeregu badaczy. Rozwój badań mających na celu wyjaśnienie mechanizmu procesu zmęczenia opierał się głównie na metodach rentgenograficznych. Chodziło przede wszystkim o poznanie zmian mikrostruktury fizycznej tworzywa w procesie zmęczenia. W pracy niniejszej główny nacisk będzie położony na badania elektronomikroskopowe, a zwłaszcza analizę złomów zmęczeniowych żyłki.

2. Przegląd literatury

Punktem wyjścia rozważań dotyczących zjawiska zmęczenia jest niejednorodność struktury ciał polikrystalicznych, jakimi są polimery. Problem sprowadza się w pierwszym rzędzie do zagadnienia dwufazowej czy też jednofazowej struktury polimerów. W pierw-

szym przypadku przyjmuje się, zgodnie ze stwierdzeniami MEYERA i MARKA [6], HEARLE'A [7], STATTONA [8], KITAJGORODSKIEGO, KARGINA i SŁONIMSKIEGO [9] i innych [10], że polimery są utworzone z dwóch częściowo niezależnych od siebie faz: krystalicznej i amorficznej. W drugim zaś, według koncepcji BENARTA [11] i HOSEMANN [12], polimer jest utworzony z makrocząsteczek tworzących lokalne stany skupienia o różnym stopniu doskonałości uporządkowania, które z punktu widzenia termodynamicznego są układem jednofazowym. Rozpatrując zatem zjawisko zmęczenia włókna, a zwłaszcza zmian jego mikrostruktury fizycznej w strefie zerwania, z tych różnych koncepcji budowy fizycznej należy zdawać sobie sprawę. W każdej z przytoczonych koncepcji budowy polimerów zakłada się występowanie obszarów krystalicznych bądź parakrystalicznych o dużej doskonałości uporządkowania (lamel), które są oddzielone wzajemnie obszarami nieuporządkowanymi bądź parakrystalicznymi o niskiej doskonałości, różnego rodzaju wtrąceniami i szczelinami. Mają one różną sprężystość, plastyczność oraz wytrzymałość i dlatego pod obciążeniem powstaje niejednorodny stan naprężenia. W związku z efektami reotermokinetycznymi wytwarzają się w nich różnice potencjałów pól siłowych, których relaksacja powoduje nieodwracalną przemianę energii obciążeń. W niektórych obszarach uporządkowanych mogą zachodzić odkształcenia plastyczne już wówczas, kiedy naprężenia nominalne są mniejsze od granicy sprężystości. Przy dostatecznie dużej liczbie zmian obciążeń może nastąpić przekroczenie granicy plastyczności i umocnienie niektórych obszarów uporządkowanych, co prowadzi do utworzenia się pojedynczych mikropęknięć wewnątrz nich. Pojedyncze powstałe mikropęknięcia są niejednorodnościami tego samego rzędu, co niejednorodności mikrostruktury tworzywa polimeru. Rozwój czy też przerwanie wzrostu mikropęknięć zależy od sprężystego otoczenia obszarów uporządkowanych, w których te mikropęknięcia powstały, czyli od rozkładu naprężeń.

Badania rentgenograficzne zdają się wskazywać [13], że mechanizmy odkształcenia plastycznego i pęknięcia przy obciążeniach statycznych i dynamicznych mają jednakową naturę. Badania za pomocą mikroskopu elektronowego zaczynają wносить bardziej wnikliwie informacje. Stwierdza się między innymi występowanie dyslokacji i poślizgów w obszarach uporządkowanych [14] oraz odkształcenia siatki krystalicznej [15]. Po przyłożeniu naprężenia gęstość dyslokacji zwiększa się [16], wzrasta zatem energia swobodna układu. Nie jest wykluczone, że dyslokacje mogą się skupiać na przypadkowej powierzchni rozdziału faz i obniżyć energię odkształcenia, związaną z pojedynczymi dyslokacjami [17], co z kolei może prowadzić do zmniejszenia energii swobodnej układu.

Powstawanie poślizgów przy obciążeniach zmiennych może być tylko wynikiem działania naprężeń stycznych, są one przyczyną zmiennego plastycznego mikroodkształcenia przy zmęczeniu. Działanie ich sprowadza się do umacniania najsłabszych krystalitów, dopóki pod wpływem coraz większego obciążenia nie zaczną pękać. Osłabienie wskutek pęknięcia najsłabszych krystalitów może być kompensowane umacnianiem krystalitów bardziej wytrzymałych. Dalszy wzrost mikropęknięć i powstawanie nowych zostaje wówczas zahamowane. Jest możliwe jednak i zjawisko odwrotne — postępujący rozwój mikropęknięć i ich łączenie się w jedną wspólną szczelinę. Od tego momentu zostaje przerwane powstawanie innych szczelin.

Wzrost postępującej makroszczeliny przez stopniowe łączenie się mikroszczelin ma zwykle kierunek prostopadły do kierunku działania głównych naprężeń rozciągających.

Proces powstawania, rozwoju i łączenia się mikroszczelin stanowi drugie stadium zmęczenia. Pęknięcia zmęczeniowe rozprzestrzeniają się nie w całej objętości monofilamentu poddawane obciążeniom zmiennym, lecz tylko w jednym z przekrojów, w których łącząc się przechodzą przez najłabsze składniki niejednorodnej struktury.

Przy pewnym stanie odkształcenia i naprężenia materiału następuje kres jego nasycenia energetycznego i dalsze działanie sił zewnętrznych prowadzić może tylko do dekohezji. Badania prowadzone przez ODINGA [18], PETERLINA [19], ZEUKELIESA [14], KUOKAWA [20], YOKOBORI [21], OROWANA [22], AFANASIEWA [23], NISHIHARE i KOBAYASHI [24], FREUDENTHALA [25] i innych [26] dowodzą złożoności zniszczenia zmęczeniowego ciał polikrystalicznych. Brak jest zupełnie opracowań opisujących zmiany strukturalne zachodzące w miejscu zerwania ciała poddawane wielokrotnemu rozciąganiu. Wydaje się, że w oparciu o dokonaną analizę mikrofraktograficzną złomów zmęczeniowych będzie możliwe lepsze zrozumienie mechanizmu zniszczenia monofilamentów i włókien.

3. Charakterystyka materiału pomiarowego

Analizę mikrofraktograficzną i badania elektronmikroskopowe prowadzono na żyłce poliamidowej z poliamidu 6. Charakterystykę wskaźników fizyko-mechanicznych monofilamentu podano w tablicy 1. Badania zmęczeniowe żyłek realizowano na pulsa-

Tablica 1. Charakterystyka wskaźników fizyko-chemicznych włókna wyjściowego

Wielkość mierzona	Wartość liczbowa
Stopień krystaliczności [%]	$54,9 \pm 3,2$
Orientacja ogólna (dwójłomność)	$0,0516 \pm 0,0004$
Kąt orientacji osi krystalitów [stopnie]	$15^{\circ}10'$
Wielkość krystalitów w kierunku prostopadłym do płaszczyzny w [Å]:	
— (200)	35,0
— (020) + (220)	49,0
Gęstość [Mg/m ³]	1,1423
Stopień polimeryzacji	128,1
Wytrzymałość na rozciąganie [G]	$495,0 \pm 5,3$
Wydłużenie przy zerwaniu w [%]	$20,2 \pm 1,3$
Średnica włókna [μm]	82,0

torze PK-3 produkcji radzieckiej [27], pracującym przy stałej amplitudzie wydłużeń w każdym cyklu $\Delta l = \text{const}$. Badania wykonano przy odległości między zaciskami 500 mm i stałym wstępnym obciążeniu próbki równym 40 G. Pomiary prowadzono w warunkach klimatycznych: temperatura $20 \pm 2^{\circ}\text{C}$; wilgotność względna powietrza $65 \pm 3\%$.

Znużenie żyłek prowadzono w dwóch wariantach, stosując:

- stałą częstość zmiany naprężenia, a zmienną amplitudę wydłużenia,
- stałą amplitudę wydłużenia, a różną częstość zmiany naprężenia.

W wariacie pierwszym częstość wynosiła 625 cykli/min, amplituda natomiast $0,8 + 1,8\%$, w drugim zaś amplituda była równa $1,2\%$, natomiast częstość zmiany naprężenia 225, 425, 525, 625 cykli/min.

4. Metodyka badań

4.1. Obserwacje w mikroskopie elektronowym. Bezpośrednią obserwację struktury powierzchni zerwanych odcinków żyłek w miejscu złomu oraz w pewnej odległości od złomu, jak i żyłek nie poddanych znużeniu prowadzono na mikroskopie elektronowym typ BS 242 D czechosłowackiej firmy Tesla. Obserwacje prowadzono na replikach platynowo-węglowych uzyskiwanych metodą BRADLEYA [28].

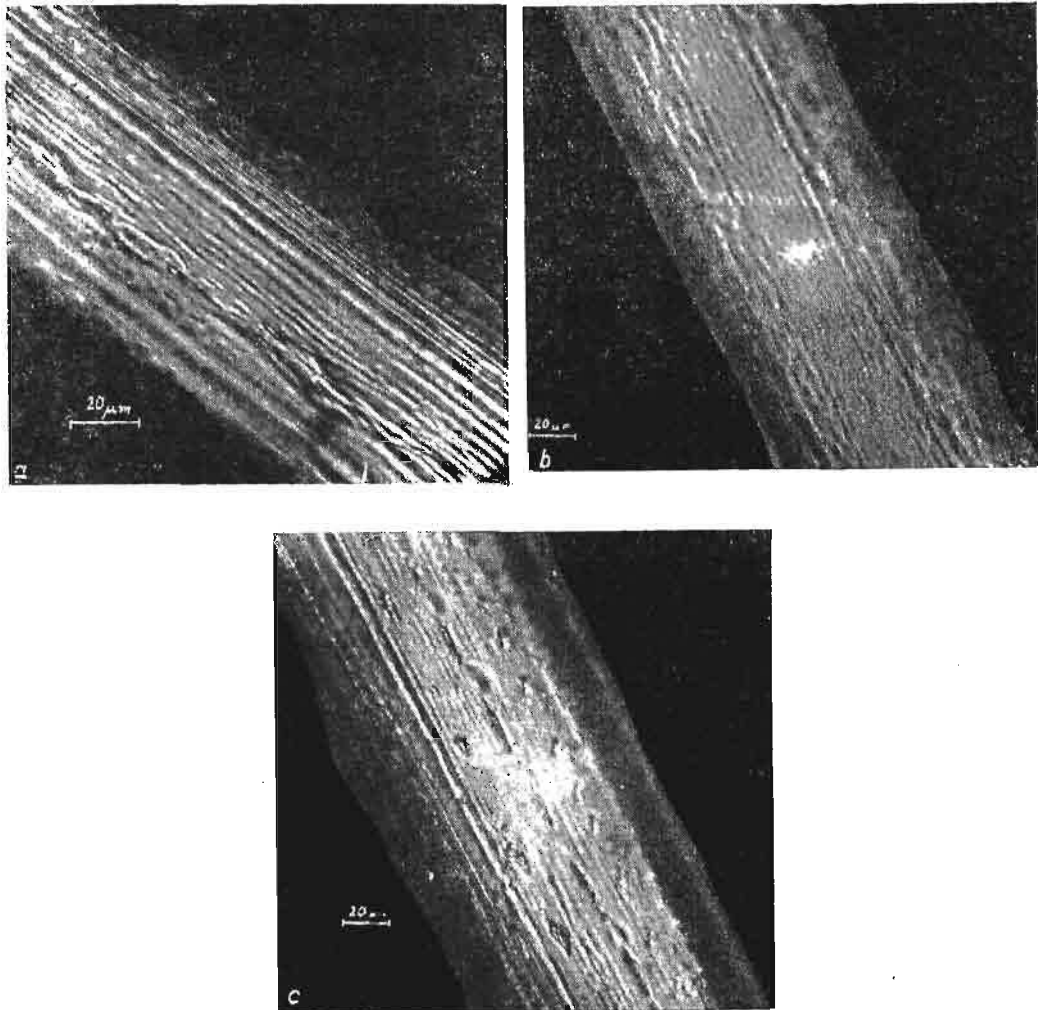
4.2. Obserwacje w mikroskopie świetlnym. Prowadzenie bezpośrednich obserwacji powierzchni żyłek o dużej średnicy, rzędu kilkudziesięciu mikrometrów, z uwagi na małą głębokość ostrości mikroskopu świetlnego jest bardzo utrudnione, a dla powiększeń rzędu setek razy prawie niemożliwe. Trudność ta występuje zarówno przy obserwacji żyłki w świetle przechodzącym, jak i odbitym (przy górnym skośnym oświetleniu) [29]. Radykalną poprawę uzyskano prowadząc obserwację odcinków żyłek w polistyrenie, wykonanych w sposób analogiczny jak do celów mikroskopii elektronowej. Obserwację odcinków w świetle przechodzącym prowadzono na radzieckim mikroskopie MIN-8 stosując polską nasadkę fotograficzną MNF firmy PZO.

5. Wyniki obserwacji

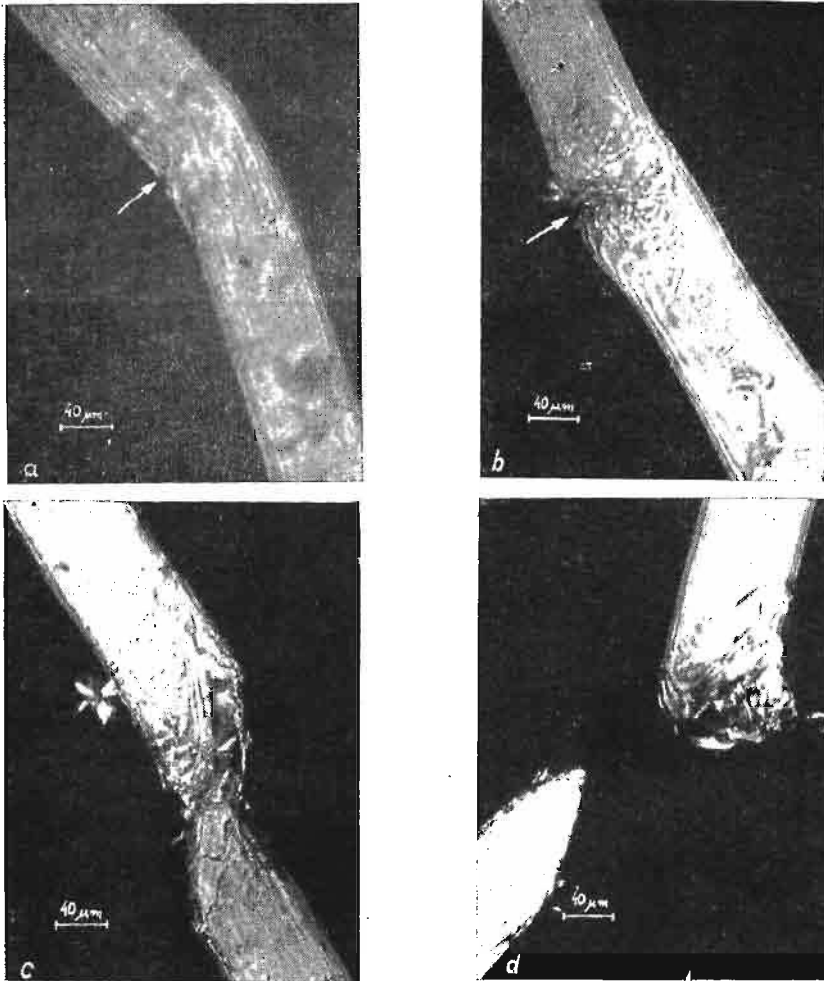
Bezpośrednich informacji o niszczeniu badanych żyłek poliamidowych w procesie znużenia dostarczyła analiza zdjęć wykonanych na mikroskopach świetlnym i elektronowym.

Mikrofotografie replik powierzchni wykonanych dla żyłki nie poddanej znużeniu i znużonej (rys. 1) wykazują istotne różnice w ich strukturze morfologicznej. Monofilament nie nużony charakteryzuje się podłużnym sfalowaniem elementów strukturalnych powierzchni z jednoczesnym występowaniem szczelin wzdłużnych. Dla żyłek znużonych powierzchnia staje się bardziej gładka, a nierównomierności powierzchniowe ulegają wyrównaniu i zmniejszeniu (rys. 1b, c). Kolejne fazy rozrywania w procesie zmęczenia z uwypukleniem momentu tuż przed rozerwaniem i po rozerwaniu zamieszczono na rys. 2 i 3. Z charakteru uzyskanych złomów można wnioskować o przebiegu niszczenia w zależności od wielkości amplitudy obciążenia [1], co tutaj nie będzie analizowane.

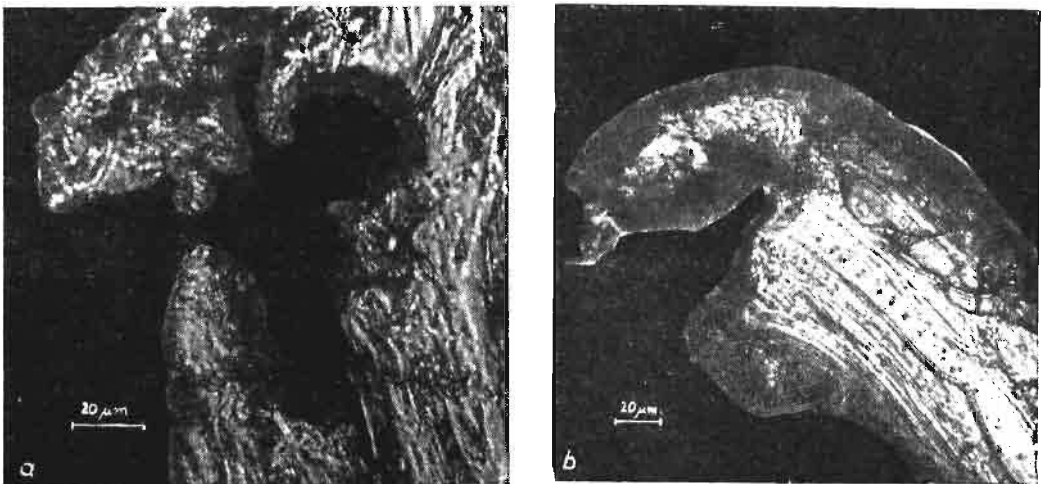
Ze zdjęć wykonanych na mikroskopie elektronowym, dla fragmentów monofilamentów nie poddanych znużeniu i nużonych, widać wyraźnie różnice w mikrostrukturze morfologicznej (rys. 4). W wyniku procesu zmęczeniowego następuje znaczne wygładzenie mikrorzeźby powierzchni żyłki, co jest już zauważalne pod zwykłym mikroskopem (rys. 1b, c) dla dużych powiększeń. Repliki powierzchni zerwanych fragmentów znużonych monofilamentów (rys. 5) pokazują wyraźne różnice morfologiczne żyłki znużonej i nużonej aż do zerwania. Całkowicie zniknęły nierównomierności. Na ich miejscu pojawiły się odgraniczone prostymi liniami gładkie pasma poślizgu o krawędziach wzdłużnych prawie równoległych do osi żyłki, to jest prawie równoległe do kierunku deformacji. Pasma te odgraniczone są krawędziami uskoku w przybliżeniu do siebie równoległymi, a prostopadłymi do osi monofilamentu. Są one mikroskopowym odbiciem pęknięcia zmęczeniowego. Na niektórych mikrofotografiach widać zanieczyszczenia środkiem matującym — dwutlenkiem tytanu. Czarne, bezkształtne plamy zauważalne na niektórych zdjęciach są artefaktami powstałymi podczas napyłania węglem matrycy polistyrenowej w procesie przygotowywania preparatów. Oś żyłki zaznaczona jest strzałką ciągłą.



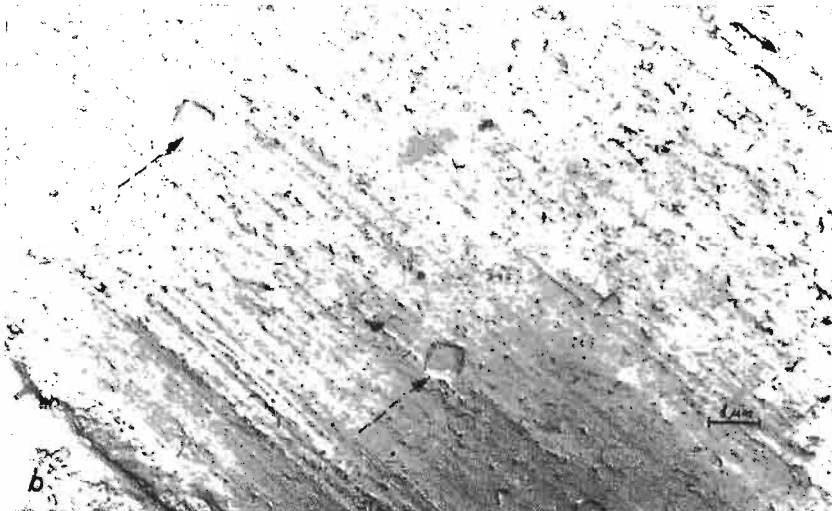
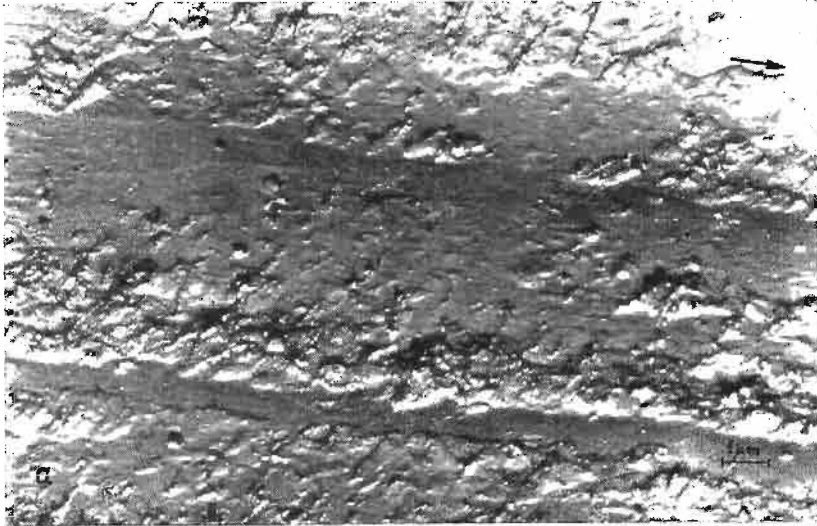
Rys. 1. Mikrofotografie replik powierzchni monofilamentu: a — nie poddanego zużeniu zmęczeniowemu, b, c — zużonego



Rys. 2. Mikrofotografie kolejnych faz rozrywania monofilamentu: a — faza początkowa, b — powstanie klinowego wgłębienia, c — następna faza, d — rozerwane fragmenty włókna



Rys. 3. Mikrofotografie replik powierzchni monofilamentu: a — tuż przed zerwaniem, b — rozerwanego



Rys. 4. Mikrofotografie replik powierzchni monofilamentu: a — nie poddanego zużeniu zmęczeniowemu, b — zużonego, na którym widoczne są zanieczyszczenia siarczanem baru, zaznaczone strzałką przerywaną

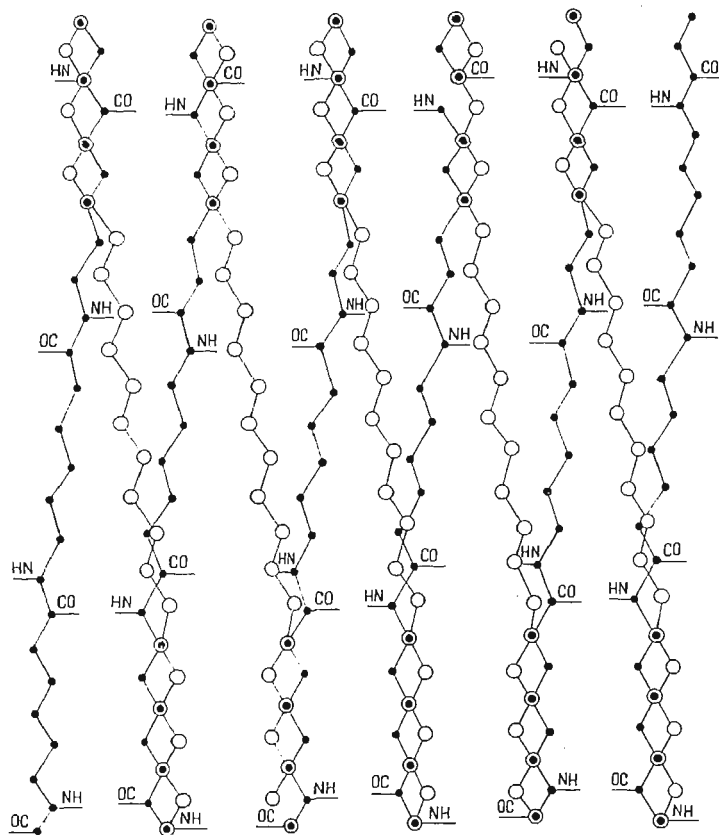




Rys. 5. Mikrofotografie replik powierzchni zerwanych fragmentów zużonego monofilamentu. Na niektórych mikrofotografiach strzałką przerywaną zaznaczono liczne zanieczyszczenia dwutlenkiem tytanu

6. Dyskusja wyników

Analiza replik z mikroskopu elektronowego dla zużonych, a zwłaszcza dla zużonych i zerwanych fragmentów żyłek zdaje się wskazywać na dyslokacyjny charakter pęknięcia. Świadczy o tym w szczególności wyraźnie schodkowy charakter złomu rys. (5b,e). Obszar krystaliczny (bądź parakrystaliczny) poliamidu, utworzony przez zespół atomów leżących w określonych wskaźnikami Millera płaszczyznach krystalograficznych, może być nieuporządkowany, gdy krystality tworzą różne kąty z osią żyłki, lub zorientowany —



Rys. 6. Schemat tworzenia się dyslokacji w poliamidzie

gdy tworzą określone kąty. Jeżeli żyłka zostanie obciążona, wówczas w płaszczyznach (200) czy (020)+(220), jako najgęściej obsadzonych i o maksymalnym liniowym zagęszczeniu atomami, może zająć poślizg [1]. Płaszczyzny poślizgu powstają, gdy tworzą się dyslokacje typu krawędziowego bądź śrubowego.

Schemat tworzenia się dyslokacji krawędziowej podano na rys. 6. Prawopodobieństwo powstawania tego rodzaju dyslokacji jest duże z uwagi na możliwość występowania defektów w łańcuchu makrocząsteczki [17]. Powstawaniu defektów w makrocząsteczkach sprzyjają fluktuacje cieplne atomów oraz oscylacje deformacyjno-rotacyjne. Ruch dyslo-

kacji w normalnych warunkach nie zachodzi. Jest do tego zawsze potrzebne pewne naprężenie zewnętrzne. Ruchowi dyslokacji, która na swojej drodze napotyka przeszkody, towarzyszą — oprócz przyłożonego naprężenia wywołującego ruch — drgania termiczne sieci krystalicznej. Drgania te dostarczają dodatkowej energii niezbędnej na pokonanie przez dyslokację przeszkody i jej dalszy ruch. Prawdopodobieństwo ruchów dyslokacyjnych wzrasta, gdy pod wpływem cyklicznego obciążenia zewnętrznego, które wytwarza naprężenia styczne w płaszczyźnie poślizgu, ulegają zmniejszeniu różnice energii potencjalnej, konieczne do wywołania zmiany położenia dyslokacji. Ruchy te powodują tworzenie się pierwszego mikropęknięcia w obszarze uporządkowanym. W początkowym stadium niszczenia pęknięcia te są luźno związane z płaszczyzną poślizgu. Fakt, że poruszające się dyslokacje są dwuwymiarowymi tworami geometrycznymi, przemieszczającymi się wzdłuż płaszczyzn poślizgu w trójwymiarowej sieci krystalicznej powoduje, że napotykana przeszkoda oddziałuje z dyslokacjami w zależności od ich charakterystyk geometrycznych.

Zatem, gdy mikroskopowe pęknięcia rozprzestrzeniają się w objętości tworzywa włókna, następuje ich wzajemne przemieszczanie się lub łączenie w zespoły. Powstaje wtedy pęknięcie mikroskopowe. To ostatnie pod wpływem stosunkowo niewielkiej siły zewnętrznej prowadzi do pęknięcia makroskopowego i zerwania żyłki.

Procesowi odkształcenia zmęczeniowego żyłek poliamidowych towarzyszy nieodłącznie stan naprężenia. Stan ten jest uwarunkowany między innymi naprężeniami w obszarach uporządkowanych, a zwłaszcza w obszarze defektów. W tym obszarze jest zakłócona prawidłowa struktura sieci przez występowanie atomów własnych lub atomów wtrąceń w niewłaściwych pozycjach międzywęzłowych lub węzłowych. We wszystkich przypadkach energia potencjalna sieci w obszarze defektu jest wyższa od minimalnej wartości, odpowiadającej położeniu równowagi, co objawia się występowaniem pola naprężeń wokół defektu. Wskutek małego promienia działania sił atomowych zasięg takich pól naprężeń wynosi do kilku parametrów sieci.

Wydaje się, że poza powyższymi przyczynami w procesie niszczenia zmęczeniowego żyłek poliamidowych dużą rolę odgrywają mikronaprężenia orientacyjne spowodowane defektami, a zwłaszcza ich spiętrzenie na granicy obszarów uporządkowanych i nieuporządkowanych. Mają one określony kierunek, zgodny z kierunkiem odkształcenia.

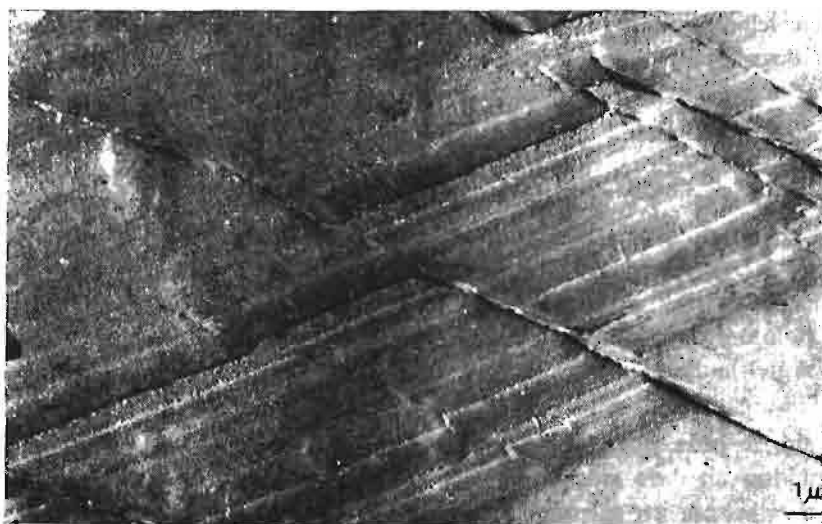
Gdy odkształcenia są zgodne co do kierunku i zwrotu ich działania, wówczas mikronaprężenia się sumują i szybko rosną. W innych przypadkach ma miejsce ich odejmowanie. Mikronaprężenia te określają moment powstania mikropęknięcia.

W przypadku odkształcenia jednokierunkowego, z jakim mamy do czynienia w naszych badaniach mechanizmu niszczenia zmęczeniowego poliamidowych żyłek przy wielokrotnym rozciąganiu, zapoczątkowane trwale mikropęknięcia rozprzestrzeniają się wzdłuż krawędzi coraz to większych zespołów uporządkowanych: krystalitów, lamel, mikrofibryl, i fibryl. Prowadzą one do dyslokacji typu krawędziowego w wyniku różnic energetycznych, istniejących pomiędzy fazami krystaliczną i amorficzną.

Przyłożone makronaprężenia działające, jak już powiedziano wyżej, stycznie w płaszczyźnie poślizgu, powodują łączenie się mikropęknięć w jedną całość, prowadząc do pęknięcia mikroskopowego. Tworzy się znaczny skok potencjału naprężeń w miejscu

pęknięcia, w wyniku czego powstają — z punktu widzenia energetycznego — dogodne warunki do przesunięcia się całego uporządkowanego pakietu wzdłuż kierunku działania naprężeń deformujących, w przybliżeniu o długość równą wielokrotnym wymiarom krystalitów próbek zużonych.

Przeprowadzone obliczenia porównawcze wielkości uskoków z wymiarami krystalitów w kierunku prostopadłym do płaszczyzny (200) — (rys. 5c, d) wykazały, że dla monofilamentu zużonego przy amplitudzie 1,6 mm odległości pomiędzy krawędziami uskoków są 1600 razy, a dla 1,2 mm — 2200 razy większe niż wielkości krystalitu określone na drodze rentgenowskiej. Natomiast dla bardzo małej amplitudy 0,8 mm — (rys. 5a) dochodzą do wielokrotności 3200 razy. Z powyższego wynika, że żyłki zużone przy małej amplitudzie wykazują większe odległości pomiędzy krawędziami uskoków niż zużone przy dużych amplitudach. Odległości te ulegają zmniejszeniu w miarę wzrostu amplitudy, będąc odbiciem zmniejszenia się wymiarów krystalitów [1].



Rys. 7. Mikrofotografia repliki przekroju poprzecznego zorientowanego monofilamentu poliamidowego, ściskanego prostopadłe do osi włókna i następnie walcowanego (wg [20])

Opisane powierzchniowe zmiany żyłki zrywanej są odbiciem strukturalnych zmian zachodzących w całym przekroju monofilamentu w wyniku zużycia zmęczeniowego lub innych czynników fizycznych deformujących strukturę o dość znacznej charakterystyce naprężeniowej.

Potwierdzeniem tego jest reprodukcja japońskiej mikrofotografii [20] przekroju poprzecznego zorientowanego monofilamentu poliamidowego, ściskanego około 30% prostopadłe do kierunku osi żyłki, a następnie walcowanego wzdłuż płaszczyzny (010) — rys. 7. Strzałką zaznaczono kierunek zgniatania. Przekrój ten dobrze odpowiada omawiane mikrorzeźbie powierzchni.

7. Wnioski

1. Pęknięcie zmęczeniowe w żyłkach poliamidowych w skali makroskopowej i mikroskopowej zachodzi, w przybliżeniu, prostopadłe do kierunku naprężenia, natomiast w skali submikroskopowej przebiega zgodnie z zasadą «najmniejszego oporu».

2. Uskokki i sfaldowania obserwowane na replikach zerwanych fragmentów żyłek wynikają z mechanizmu propagacji pęknięć zmęczeniowych. Pęknięcia te powstają w pasmach poślizgu i między nimi wytyczają drogę pęknięcia głównego.

3. Odległości między krawędziami uskoków zmieniają się ze sposobem zużycia i są funkcją amplitudy.

Literatura cytowana w tekście

1. A. WŁOCHOWICZ, *Zmiany fizycznej mikrostruktury włókna poliamidowego wywołane dekohezją zmęczeniową w miejscu zerwania*, Zeszyty Naukowe Pł. Włókiennictwo, **19/122**, 5 (1969).
2. J. ZAWADZKI, *Reotermiczne aspekty wyteżenia i zużycia tworzyw sztucznych*, IMP PAN, Warszawa 1968, 1021.
3. J. ZAWADZKI, *Ciśnienie zredukowane jako jeden z parametrów wyteżenia*, Rozpr. Inż., **73**, 357 (1957).
4. J. ZAWADZKI, M. NOWAK, *Badania zmęczeniowe tworzyw sztucznych*, Przegląd Mech., **25**, 382 (1966); *Wytrzymałość zmęczeniowa poliamidu*, Przegląd Mech., **26**, 424 (1967).
5. T. KOSIEWICZ, *Materiały i półwyroby w budowie samochodów*, WNT, Warszawa 1962; W. SUROWIAK, S. CHUDZYŃSKI, *Tworzywa sztuczne w budowie maszyn*, PWT, Warszawa 1960.
6. K. H. MEYER, H. MARK, *Die Aufbau der Hochpolymeren organischen Naturstoffe*, Springer, Leipzig 1930.
7. J. W. HEARLE, *The fine structure of fibers and crystalline polymers*, J. Appl. Polym. Sci., **7**, 1175, 1193, 1207 (1963).
8. W. O. STATTON, *The meaning of crystallinity when judged by X-rays*, J. Polymer Sci., Part C, **18**, 33 (1967).
9. Г. Л. СЛОНИМСКИЙ, В. А. КАРГИН, А. КИТАЙГОРОДСКИЙ, Коллоид. Жур. **19**, 131 (1957).
10. K. HESS, H. KIESSING, *Über Langperioden-Interferenzen bei synthetischen Fasern*, Kolloid Z. **130**, 10 (1953); K. HESS, H. MAHL, E. GÜTTER, *Electronenmikroskopische Darstellung grosser Längsperioden in Zellulosefasern und ihr Vergleich mit den Perioden anderer Faserarten*, Kolloid Z. **155**, 1 (1957).
11. R. BONART, R. HOSEMANN, *Modellversuche zur Deutung der Röntgen Langperiodeninterferenzen*, Makromol. Chem., **39**, 105 (1960).
12. R. HOSEMANN, *Crystallinity in high polymers especially fibers*, Polymer, **3**, 349 (1962).
13. A. PETERLIN, *Plastic deformation of polyethylene by rolling and drawing*, Kolloid Z. **233**, 857 (1969); *Band rupture in highly oriented crystalline polymers*, J. Polymer Sci., **A2**, 1151 (1969); M. L. WILLIAMS, *The mechanical properties of crystalline polymers interpreted in terms of dislocations*, Ann. New York Acad. Sci., **155**, 539 (1969).
14. D. A. ZAUKELES, *Observation of slip in nylon 66 and 610 and its interpretation in terms of a new model*, J. Appl. Phys., **33**, 2797 (1962); YOSHIKO TAJIMA, TSUNEO SETO, *Studies of kind bands in oriented polyethylene*, Progress in Polymer Phys., **12**, 193 (1969).
15. H. O. KEITH, E. PASSAGLIA, *Dislocations in polymer crystals*, J. Res. Nat. Bur. Stand., **68A**, 513 (1964); R. F. BOYER, *Dependence of mechanical properties on molecular motion in polymers*, Polymer Engng. Sci., **8**, 161 (1968).
16. P. PRADECKI, W. O. STATTON, *The role of dislocations in drawing*, Appl. Polymer Symposia No 6, 165 (1967); P. PRADECKI, W. O. STATTON, *A dislocation mechanism for deformation in polyethylene.*, J. Appl. Phys., **38**, 4140 (1967).
17. P. E. McMACHON, R. L. McCULLOUGH, A. A. SCHLEGER, *Molecular mechanics of point defects in polyethylene*, J. Appl. Phys., **38**, 4123 (1967); W. O. STATTON, *Coherence and deformation of lamellar crystals after annealing*, J. Appl. Phys., **38**, 4149 (1967).

18. Н. А. ОДИНГ, *Теория дислокаций в металлах и её применение*, Изд. АН СССР, Москва 1959.
19. P. INGRAM, H. KINO, A. PETERLIN, *The morphology of fibers from deformed polymer crystals* J. Polymer Sci., Part C, **16**, 1857 (1967); A. PETERLIN, *Man-Made Fiber Science and Technology*, Inter. Pub., New York 1967, vol. 1, 283; A. PETERLIN, J. Polymer Sci., **B1**, 279 (1963).
20. M. KUROKAWA, *Compressed biaxially oriented 6.10 nylon filaments*, The World through the Electron Microscope, Chem., **4**, 99 (1969); M. KUROKAWA, T. BAN, *Slip deformation in drawn polyethylene films*, J. Appl. Polymer Sci., **8**, 971 (1964).
21. Т. УОКОВОРИ, *The strength, fracture and fatigue of materials*, Noordhoff 1965, Netherlands; J. Phys. Soc. Japan, **10**, 368 (1955).
22. E. OROWAN, Proc. Roy. Soc. London A **171**, 79 (1939); *Dislocations in metals*, АИММЕ, 69 (1954).
23. Н. Н. АФАНАСИЕВ, ЖТФ, **10**, 1553 (1940), *бул.* **11**, 349 (1941).
24. Т. NISHIHARA, Т. KOBAYASHI, Trans. Mech. Soc. Japan, **12**, 52, 65 (1946).
25. A. M. FREUDENTHAL, Proc. Roy. Soc. London, A **187**, 416 (1946).
26. M. NINONI, K. ABE, H. TAKAYANAGI, *Mechanism of formation of the interlamella dislocation network in polyethylene single crystals*, J. Macromol. Sci., Part B, **2**, 649 (1965); E. T. WHITE, B. H. MURPHY, R. N. HAWARD, *The effect of orientation on the internal crazing of polystyrene*, J. Polymer Sci., Part B, **7**, 157 (1969); P. H. LINDENMEYER, *Imperfection in polymer crystals*, Kolloid Z., **231**, 593 (1967).
27. Г. Н. КУКИН, М. П. НОСОВ, *Приборы для испытания текстильных материалов на усталость*, Москва 1959.
28. D. E. BRADLEY, *Simultaneous evaporation of platinum a carbon for possible in high-resolution shadow-casting for the electron microscope*, Nature, **181**, 875 (1958).
29. E. F. WAGNER, K. NETTELSTRATH, *Quecksiberporosimetrie und Elektronenmikroskopische an Viskosefasern*, Chemiefasern, **12**, 995 (1967); F. M. SCHIMMEL, *Die Aenderung von Faseroberflächen durch Waschehandlungen*, Textilveredlung, **5**, 293 (1969).

Резюме

О МЕХАНИЗМЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИАМИДНЫХ ЛЕСОК

В работе обсуждены результаты наблюдений усталостного разрушения полиамидных лесок. Иницирование и развитие разрушения исследовано при помощи светового и электронного микроскопов. Указаны источники и причины усталостных повреждений, среди которых на первом месте находятся дефекты и дислокации кристаллической решётки.

На основании полученных результатов, предложен вероятный механизм усталостного разрушения лесок из полиамида 6.

Summary

A CONTRIBUTION TO THE MECHANISM OF THE FATIGUE FRACTURE OF POLYAMIDE 6 FIBRES

The paper presents some observations concerning the fatigue fracture of the Polyamide 6 fibres. The process of initiation and development of fracture were investigated by means of the optical and electron microscopy. Various reasons for the fatigue fracture are considered and the role of dislocations and defects of crystal lattices is discussed at the first plane. On the basis of the obtained results a probable mechanism responsible for the observed fatigue fracture of the Polyamide 6 fibres is proposed.

ZAKŁAD WŁÓKNOZNAWSTWA POLITECHNIKI ŁÓDZKIEJ

Praca została złożona w Redakcji dnia 15 lipca 1970 r.