繊維学会誌

(昭和46年11月 第27巻 第11号 通巻第311号)

一般報文

(昭和46年1月28日受理)

6・10 ナイロン フィラメントの疲労破壊の電子顕微鏡的観察

黒川 昌孝・小西 孝

京都工芸繊維大学
繊維学部

滝 文夫・亀井 良祐

木村 祥平

ELECTRON MICROSCOPIC OBSERVATION OF THE FATIGUE
RUPTURE OF NYLON 6・10 FILAMENTS

By Masataka Kurokawa, Takashi Konishi, Fumio Taki,

Ryosuke Kamei and Shōhei Kimura

(Kyoto University of Industrial Arts and Textile Fibers,
Sakyo-ku, Kyoto, Japan)

The fatigue rupture of drawn and undrawn filaments and films of nylon 6・10, especially its relationship with the molecular orientation has been investigated. Flexural and extensional fatigue tests were carried out with the rolled filaments and drawn films in which a cut was introduced with razor perpendicular to the filament axis or draw direction. The fracture surfaces were observed with the optical and electron microscope.

In the unoriented specimens crack propagate perpendicular to the direction of stress and striations corresponding to the stress periods are observed on the fractured surfaces. But in the oriented specimens crack propagates to the directions inclined at about 19~25 degrees to the fiber axis by the cyclic extension. These cracks propagating obliquely in the drawn specimens may be caused by the shear stress acting parallel to the fiber axis at the crack tip.

(Received January 28, 1971)

1. 緒 言

金属材料の疲労破壊に関する研究は多く¹⁾, 疲労に対する抵抗性が強い材料の開発も進んでいる。高分子材料は粘弾性的性格が強く, 分子形態の異方性, 結合力の方向性の影響が配向が進むとともに強く現われてくる。さらに結晶性高分子の場合, 微細組織をつくり, これら微細構造が延伸や熱処理によって変わる。したがってその破壊機構はこれらの因子に影響され複雑になることが予想される。普通金属材料の疲労き裂の伝播をしらべる方法の一つとして, 切欠きを加えた試験片に繰返し変形を与え, 切欠き部からのき裂の伝播がしらべられている。

この場合疲労き裂は伸張応力方向に垂直に伝播し, 破面にはストリエーションとよばれる波状の縞模様が認められる。この縞が応力繰返しの一回ごとに対応していることが Zapffe らによって見出され, 応力変化の周期とストリエーションの間隔の間に1対1の対応が成立するとして疲労破壊の機構が論ぜられた。このようなストリエーションは高分子材料の疲労破壊においても観察されている²⁾。

他方高分子材料を適当な条件で衝撃的に伸張破断させると, 破面に典型的なミラー域, 脆性破断域が現われる。その境界域にやはり周期的な縞模様が現われることがある³⁾。このような縞はクラックの伝播速度が音速度

に近ずいた時に現われるオートオシレーション効果によるとされている⁴⁾。

電子顕微鏡観察を主とする破断面のフラクトグラフィは破断機構研究の一方法として発展してきた。われわれは 6・10 ナイロン・フィラメントを試料に、配向度結晶化度と破壊の様式との関係疲労破断した破面の観察によりストリエーションの構造をしらべてきた。

2. 実験方法

東洋モノフィラメント製 6・10 ナイロン延伸フィラメント、直径 0.6 mm のもの、および直径 1.2 mm の未延伸フィラメントを試料とした。別に 6・10 ナイロンフィルムも使った。フィラメントは 20~70% 程度圧延した。圧延比は最初の直径と圧延後の厚さの差を直径で割った値で示した。中央部と周辺部では圧縮率も異なり変形も多少異なることが考えられる。実際に局所的な X 線干渉像をしらべると相違が認められることが多い。圧延後一部試料は所定温度で熱処理した。熱処理は真空中で 45 分間所定温度においた後、室温まで冷却し取り出した。

圧延フィラメントのエッジにレーザーで切り込みを加えた後、曲げ疲労試験機、定変形の繰返し伸長疲労試験機にかけた。切り込みの深さはできるだけ一定になるよう

Fig. 1. Schematic diagram showing the range of cyclic bending fatigue.

Fig. 2. Relation between the roll ratio and the longitudinal and transverse elongation of the undrawn nylon 6・10 filaments rolled along the filament axis.

注意したが、完全に同一にはならない。したがって疲労破断回数はある程度その影響を受ける。曲げ疲労は第 1 図のように、切り込み部分を中心に 35~115 度の範囲で片振り平面曲げ変形を 120 回/min で加えた。試料は圧延方向に垂直、圧延面に平行な軸のまわりで曲げ変形を受ける。中立面より上側は伸張応力、下側は圧縮応力が周期的に加わることになる。

破断面の観察にはコロジオンレプリカによる光学顕微鏡写真と、コロジオン・カーボンレプリカ法による電子顕微鏡写真を用いた。密度は四塩化炭素-トルエンによる密度勾配管で測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 圧延による変形

未延伸フィラメントを圧延すると、単純な圧縮変形と異なり、圧縮率が増すと共に圧延方向およびこれと直角方向の伸びの割合が変わってくる。その関係を第 2 図に示す。圧縮率が約 67% をこすとたて方向の伸びが急激に増し、横方向の伸び率をこす。このたておよび横方向の伸びの変化は圧延試料の内部構造変化、分子鎖の配向変化に質的な相違を起こすことが予期される。

50% またはそれ以下の圧延では圧縮率がまずにしたがって (010) 面の面配向性が強くなり、同時に (100) 干渉が圧延方向に現われてくる傾向があり、a 軸が圧延方向に選択的に配向し、したがって分子鎖は伸長率が優先している横方向にそろっていくことになる。この傾向は圧縮率の大きい中央部で強く、両側端に移ると弱くなる。67% 以上の圧延でたて方向の伸びが優先してくると圧延方向への分子鎖の配向が進み面配向性を示す繊維図形に近い線回折像を与えるようになる。70% 圧延試料の X 線図形をしらべると、試料の両側はそれぞれ約 15 度圧延方向に対し傾いた繊維図形で、(010) 面が圧延面に平行、結晶化度も低下している。中央部は両傾斜構造が重なる領域になり、複雑な配向になっている。この点については別の機会に検討する。圧延が更に進むと分子鎖は圧延方向に次第に平行になり、80% 圧延ではほぼ圧延方向に平行な繊維図形になる。

圧延によって分子鎖の配向が変わるにしたがって、圧延試料の延伸挙動も変わってくる。圧延が進むとともにネッキングが起こり難くなる。すなわち降伏応力が大になり、流動域が次第に狭くなる。70% 圧延試料ではネッキングは起こらない。70% 圧延試料は上記のようにフィラメント軸に対し傾いた軸を持つ繊維図形を示すが、原試料からの延伸倍率はまだ 2 倍以下であり、完全な繊維構造になってはいない。疲労破断の様式もこのことを裏付ける。

Fig. 3. Photomicrograph of the collodion replica of the fractured surface of the undrawn nylon 6.10 filament which was rolled 50% and ruptured by cyclic bending. A: part of the cut with razor, B: upper side of the specimen ruptured by cyclic extension. ($\times 40$)

3.2 未延伸フィラメントの疲労破断

未延伸圧延 50%，未熱処理試料に直角に切り込みを加え，約 800 回で繰返し曲げ疲労破壊した破面の光学顕微鏡写真を第 3 図に示す。破面は比較的なめらかで，細いストリエーションが認められる。ストリエーションは伸長側の上側では切り込みに平行であるが，下側に移るにつれてわん曲し，下端では下面にほぼ平行になっている。ストリエーションはクラックの進行方向に直角に現われていると思われ，このようなストリエーションのわん曲は，クラックが最初上側面に沿って伸長疲労破壊として進行し，その後圧縮変形側に上から下へと進み，最終的な破断が起こるといった観測の結果と一致している。

一定回数の繰返し疲労を与えた後，切断し破面を観察すると，繰返し数と一致する数のストリエーションが観察されたことから，この場合一応変形の繰返し数と縞の数の間に 1 対 1 の対応が成立していると考えてよい。

破面を電子顕微鏡によって観察すると，ストリエーションの規則性，破面の平滑さは場所によってかなり変わる。

第 4 図はわん曲部でストリエーションは規則的でほぼ連続して曲がっている。第 5 図(a)は上側部の倍率を大にした写真で，ステレオ観察によるとモデル図のように比較的平坦な部分と延性破断した部分が周期的に並んでいる。延性破断部に試料の一部が残って平行な 2 本のすじのように見えている脆性破断部完全に平滑な面ではない。特に圧縮側に進むとストリエーションとはほぼ直交する微細なしわ状あるいはフィブリル状の構造が観察される(第 5 図(b))。

圧延試料を熱処理すると結晶化度が増す。210°C 程度

Fig. 4. Electron micrograph of the striations on the fractured surface of the undrawn nylon 6.10 filament fatigue-fractured by cyclic bending. $\uparrow$ shows the direction of upper side of the specimen.

Fig. 5. Electron micrograph of the striations on the upper (a) and lower (b) side of the same specimen as Fig. 4. at larger magnification. $\uparrow$ shows the direction of crack propagation.

以上の高温で処理すると脆性が増し，数回～数 10 回の疲労で破断する。破面はあれており，部分的に不規則なストリエーションも認められる。電子顕微鏡写真を第 6 図に示す。クラック進行方向に垂直な乱れたストリエーションと，これに直角なフィブリル状の微構造が認めら

Fig. 6. Electron micrograph of the fractured surface of the undrawn nylon 6.10 filament which was rolled 50%, annealed at 223°C and ruptured by cyclic bending. $\uparrow$ shows the direction of crack propagation.

Fig. 7. Photomicrograph of the fractured surface of the undrawn nylon 6.10 filament ruptured with a impulse of strain at room temperature. A : a cut with razor, B : mirror zone, C : brittle fractured zone. ($\times 65$)

Fig. 8. Electron micrograph of the periodic patterns on the fractured surface of the same specimen as Fig. 7. $\uparrow$ shows the direction of crack propagation.

れる。ここではストリェーションは応力変化と1対1の対応をしていない。

未延伸 50% 圧延試料を衝撃的に伸長破断させ、その破面を第7図に示す。切り込み部に続いてミラー域があ

り、脆性破断域につながっている。その境界部に周期的な縞模様が観察される。その電子顕微鏡写真を第8図に示す。クラック進行方向と直角に細いフィブリル状構造が周期的に強弱をくり返し同時に周期的な凹凸ができています。弱い部分ではこれとほぼ直交する同様な微構造が存在する。ミラー域ではむしろクラック進行方向に平行な微構造のほうが強く、直交する微構造に週期的変化が起こっていない。このような周期構造はクラック伝播速度が音速に近づいたとき起こるオート・オシレーション効果によるとされている⁴⁾。このような構造は延伸試料の衝撃的破断の場合にも同様に起こり、分子鎖の配向と関係がない。

応用方向と直角に起こる疲労破断は未圧延、または圧延率が低い試料でも同様に起こる。70% 圧延試料は先に述べたように分子配向が繊維構造に近づいてくるが、延伸率は1.6倍程度で低く、疲労破断はやはり応力方向にはほぼ直角に進むが方向はかなりジグザグに乱れている。

Fig. 9. Optical micrograph of the drawn nylon 6.10 filament which was rolled 50%, annealed at 220°C (a) or unannealed (b) and then fatigued by cyclic bending. ($\times 36$) A : a cut with razor.

3.3 延伸フィラメントの疲労破断

疲労破断挙動に対する分子配向,あるいは内部微細構造の影響をしらべるため,6・10 ナイロン延伸フィラメントを圧延後種々の温度で熱処理し,同様に曲げ疲労試験を行なった。延伸フィラメントの内部構造は熱処理に

Fig. 10. Optical micrograph of the fractured surface of the drawn nylon 6-10 filament which was rolled 50%, annealed at 220°C and then ruptured by cyclic bending. A: the part of a cut with razor, B: upper side of the specimen. ($\times 65$)

Fig. 11. Electron micrograph of the fractured surface of the same specimen as Fig. 10.
↓ shows the direction of crack propagation.

Fig. 12. Diagram showing the progress of crack propagation in the drawn nylon 6-10 filament when ruptured by cyclic bending. (1) original filament with a cut, (2) → (5) show the propagation of crack, (6) crack propagation taking place parallel to the direction of fiber axis.

よって繊維構造から,折りたたみ分子によるラメラ構造に移行してゆく⁹⁾。

50% 圧延の延伸フィラメントを 220°C 熱処理後,切り込みを加え曲げ疲労試験した。約 2000 回の繰返しで未延伸試料と同様に応力方向に垂直に破断した。破断部と破断面の光学顕微鏡写真を第 9 (a) 図と・10 図に示す。未延伸試料と同様滑らかな破断面にこまかいストリーエーションが認められる。第 3 図と比べると,クラック進行方向に垂直なストリーエーションとこれに交叉するストリーエーションが認められ破面はあらくなっている。電子顕微鏡写真を第 11 図に示す。クラック進行方向に垂直なストリーエーションは不規則に乱れている。延伸高温熱処理試料が低温熱処理試料と異なり,未延伸試料と類似した破断様式,破面の様子を示すことはその構造の類似性を現わしている。しかし両者は熱処理温度は同じ 220°C であるが疲労破断回数が著しく異なり,破面のあらか微細な構造も多少異なっている。ラメラ的微細組織の集合状態などが異なるためと思われる。

50% 圧延した延伸フィラメントを未熱処理,または 210°C 以下の温度で熱処理後同様に曲げ疲労試験したとき,クラックの進行を示す光学顕微鏡写真を第 9 (b) 図に,その説明図を第 12 図に示す。クラックの進行は遅く,未熱処理試料で約 20000 回程度の繰返しで(2)のようにフィラメント軸に対し約 15 度程度傾むいた方向に,伸張変形側だけでクラックが進行する。ある程度進行すると,その方向が逆になり(3),ついで両クラックで囲まれた部分が剥離する(4)。逆方向に進むクラックも傾斜角度は同じで,対称側の最初のクラックと平行である剥離が起こると残り部分に大きなひずみがかかり,切りこみ部分からフィラメント軸と直角に急速に破断する(5)。たまに伸長側の最初のクラックが分子鎖方向に平行に進行することがある(6)。この場合剥離につ

ながらない。(2)と(6)に示すクラックが同時に起こることもある。

最初の斜め方向へのクラックの進行は上側の伸張変形側だけで起こる。定変形の伸張疲労を加えると,同様に約 15 度傾むいた方向にクラックが進行する。この場合クラックは試料の上面から下面までつらぬいており剥離は起こらない。したがって分子鎖方向に対し約 15 度傾むいたクラックの進行は,切り込みを

加えた延伸試料の繰返し伸長疲労の際のクラック進行様式であり、曲げ疲労の場合は圧縮変形側の拘束により、伸張変形側だけのクラック進行と、それに続いての剝離が起こると考えてよい。

切り込みあるいはクラック先端の変形様式は一種の伸張変形、2種の剪断変形に分類され等方的材料の場合弾性論の立場でクラック先端付近の応力が計算されている^{1,2)}。しかし本実験の場合、繰返し変形量が大きくクラック先端の変形、破断は塑性的に起こる。また試料は均一でない上に強い異方性を持つためこれらの結果をそのまま適用はできない。

6・10 ナイロンの他に6ナイロン、ポリエチレン、ポリプロピレン、ポリエチレン・テレフタレート、延伸フィルム、延伸膜につき同様の曲げ疲労、伸長疲労試験を行なった結果、伸張疲労では最初切り込み先端から分子鎖に平行にクラックが進み、ナイロンの場合のように斜めのクラックの伝播は起こらず、いずれも直角方向に破断が起った。したがって斜めのクラックの進行は高子延伸試料の一般的な伸張疲労の特性ではない。

等方的材料は対し弾性論の立場で求められたクラック先端の応力分布や上記の実験結果から考えると、分子鎖の配向方向に伸張疲労させたとき、切り込み先端部からのクラックの進行に3つの様式が考えられる。すなわち配向方向に直角に進む伸張破断、分子鎖間の結合を切る

Fig. 13. Relation between the draw ratio and the transverse strength and the shear strength which are represented by the ratio to the longitudinal strength. The specimens are nylon 6・10 film.

Fig. 14. Relation between the annealing temperature and the transverse strength and the shear strength.

ように配向方向に平行に進む伸張破断、および先端部で分子鎖方向に平行に作用するせん断応力によって起こるせん断破断である。延伸構造ではこれら3種の変形に対する破断応力がそれぞれ材料の種類によるほか、配向度および延伸後の熱処理温度に関係して著しく変わる。6・

10 ナイロン延伸膜を幅 10 mm に切り、延伸方向に直角に 5 mm の切り込みを加え、延伸方向とこれに直角方向の伸張強度および延伸方向に平行なせん断強度を測定し、延伸倍率および延伸後の熱処理温度との関係をグラフにしたのが第 13 図、14 図である。たて軸には横方向強度およびせん断強度を延伸方向の強度に対する比で示した。これらの関係は一応伸張疲労破断様式の移り変りを説明していると考えられる。

延伸組織に延伸方向に平行なせん断応力が作用したときの破断機構は延伸フィルムによって調べられる。破断は第 15 図のように、変形帯を形成し、同時に破断先端部は延伸方向に対して傾いた、したがって分子鎖を切断する方向に直線的に進む。切断片の一方には変形帯部分が付着して残る。このような変形帯形成を伴う塑性的破断のためにはクラックの両側の試料部分がそれぞれ全体として相対的に移動する必要がある。

直角に切り込みを加えた延伸フィルムに定伸張の伸張疲労試験をすると、フィラメントの場合同様延伸方向に対し約 15~25 度傾むく方向

Fig. 15. Diagram showing the fracture caused by the shear force acting parallel to the fiber axis. shaded region: deformation band, $\uparrow$; fiber axis, $\uparrow$: the direction of shear.

にクラックが進行する。しかし、この場合は純粋なせん断変形と異なり、変形帯が光学顕微鏡によっても観察されない。せん断応力がクラック先端付近にだけ強く作用しており、全体的な一方向への移動になっていないこと、およびクラック先端部に作用する応力が複雑で延伸方向に平行なせん断力成分だけでなく、他の応力成分の影響が入ることが原因と考えられる。

ポリエチレン、ポリプロピレンなどはせん断破断応力がむしろナイロンより低いにもかかわらず、斜めへのクラック進行が起こらず、むしろ第 12 図(6)のように延伸方向に平行なクラックが起こりやすい。しかし屈曲疲労の場合に伸張側では第 12 図(6)のようなクラック進行は起こらない。このようなナイロンとの相違は、これらの試料では延伸方向と直角な方向の強度がせん断強度と同じ、あるいはそれ以下であること、屈曲の場合圧縮変形側からの拘束が強いためであろう。ナイロンの曲げ疲労で伸張側で斜めのクラック進行が起こるのは、水素結合面に沿う移動の起りやすさが関係するものと思う。

6・10 ナイロンフィルムの結果では延伸倍率約 2 倍以上の試料でせん断的破壊が起り、延伸倍率 5 倍の試料では 210°C 以上の熱処理を加えると伸張破断に変わった。未延伸フィラメントを 70% 圧延したものは、延伸倍率 1.5 倍程度であってせん断的な破断にならないが、80% 圧延試料は 2 倍以上の延伸率になりせん断的な破断が起る。

第 12 図(2)のようなクラック表面および第 12 図(4)の斜線部で示すへき開面の電子顕微鏡観察を行なった。延伸フィラメントの曲げ疲労により生じた斜め方向のクラックの破面を第 16 図に示す。繰返し周期に対応するストリェーションは認められず、こまかい繊維状破断で先端は緩和しまるくなっている。クラック進行に伴って起ったへき開面は一般に非常に滑らかで、クラック破面と著しい相違を示す。部分的に周期的ではないがス

Fig. 16. Electron micrograph of the fractured surface of the crack propagating to the direction inclined about 15 degrees to the fiber axis. The specimen is drawn nylon 6. 10 filament which is rolled about 50 % and ruptured by cyclic bending.

Fig. 17. Electron micrograph of the fractured surface peeled off from the rolled surface. Peeling takes place as the crack propagate at the upper side of the specimen by cyclic bending. $\uparrow$: direction of filament axis.

Fig. 18. Electron micrograph of the fractured surface of the crack propagating to the direction inclined about 15 degrees to the fiber axis. The specimen is drawn filament of nylon 6. 10 which is rolled about 50 % and ruptured by cyclic extension. $\leftrightarrow$: direction of crack propagation.

Fig. 19. Same as Fig. 18 but different place.

トリエーション類似の縞、あるいはしわ状の微細構造が認められる(第17図)。第18図、19図は6・10 ナイロン延伸フィラメントを7%の定歪みで伸張疲労破断させた、クラック破面の電子顕微鏡像である。クラック進行方向に直角なストリエーションが認められる。その構造は未延伸試料とは異なり、フィブリルのあるいはしわのように見える。これらが応力周期と1対1に対応するかどうか不明である。曲げ疲労のクラックでは、圧縮部の拘束によりクラック部の変形も遅くゆるやかに起こり、伸張疲労の場合のように応力の加わり方がステップ的に急激でないことが破面の相違に影響していると考えている。第18、19図のクラック進行方向に平行なフィブリルの構造が試料の本質的な構造を示しているのか、応力によって破面に発生したものか明らかでない。しかし、破面、あるいはへき開面で似た構造が認められる点から考え、破面に観察されるクラック進行方向に直角、あるいは平行なフィブリル的な微細構造は、破面の薄い層で、応力に対応して生じた変形による可能性が高い。

Fig. 20. Electron micrograph of the fractured surface of the crack caused by the shear force acting parallel to the fiber axis. The specimen is nylon 6-10 film which is drawn about 3 times, notched parallel to the fiber axis and then ruptured by shear. $\leftrightarrow$: direction of crack propagation.

第20図6・10はナイロンフィルムを3倍延伸後切り込みを加え、分子鎖方向のせん断応力によって破断した面で第16図と似ている。第21図も同じせん断破断面

Fig. 21. Same as Fig. 20 but different place. $\leftrightarrow$: direction of crack propagation.

Fig. 22. Electron micrograph of the film surface near the tip of crack propagating to the direction inclined about 15 degrees to the fiber axis by cyclic extension in the nylon 6 drawn film containing razor cut with a notch.

Fig. 23. Same as Fig. 22 but the place is more close to the root of the crack that of Fig. 22.

で滑らかな面である。破断速度が速かったものと思われる。

第 22, 23 図は室温で 4.5 倍に延伸した 6 ナイロンフィルムに切り込みを加え伸張疲労させたとき、斜めに進むクラックの先端部付近のフィルム面の電子顕微鏡像である。第 22 図は低倍率の先端部の写真、第 23 図はこれよりいくらか基部に近いクラック付近のフィルム面である。第 22 図でクラック先端付近は陥没しており、A, B がその側面になっている。C の処はステップあるいはキンク的におちこんでおり、D 部も細長く凹部を作っている。クラックに先立ってむしろ厚み方向へのキンクが起こっており、平面内のキンクは認められない。分子鎖に平行なせん断破壊の場合は平面内でのキンク形成に伴って破断が進むのに対し、疲労によるせん断破壊は変形がクラック先端に限られ、全体的移動が拘束されるため、むしろ厚さ方向へのキンクが起こり、つづいてクラックの進行になるものと考ええる。第 23 図では応力方向、したがってクラック進行方向にはほぼ垂直なストリエーションが認められる。クラック進行によりこれらの部分は強い周期的な応力を受けることになるため、局部的に強伸張を受け変形したのであろう。このような点からも破面の微細構造が多分応力の影響下で生じたものと考えるのがよいことがわかる。

4. 結 語

疲労破断面の電子顕微鏡観察の結果得られた結論は次のとおりである。

(1) 伸張疲労破壊の様式は配向度によって変わる。6 ナイロン、6・10 ナイロンの場合、約 2 倍程度以上の延伸を加えた試料では、破断は延伸方向から約 15~25 度傾いた方向に進む。屈曲疲労の場合は伸張変形側だけで斜めにクラックが進む。延伸倍率 2 倍以下の場合には応力と垂直に破断する。他の高分子 PE, PP, PET では斜めのクラック進行は起こらない。

(2) このような斜めのクラックは主として延伸方向に平行なせん断応力によると考える。破断はキンク形成に伴って進行し、純粋にせん断力だけが作用するときにはフィルム面内の移動により変形帯が形成される。しかし伸張疲労の場合は変形はクラック先端部に限定され、他の応力成分の影響もあり膜の厚さ方向へのキンクになる。

(3) 未配向試料で応力方向に垂直に起こる疲労破断面には、クラック進行方向に垂直な、応力週期と 1 対 1 に対応するストリエーションが認められる。この週期が純粋な脆性破壊延性破壊の繰り返しとは考えられない。脆性破壊部と考えられる部分に、クラック進行方向に平行なフィブリルの微細構造がみられることが多い。これらは応力の影響により生じたものと考ええる。

(4) 衝撃的な破断面にも週期的なストリエーションが観察される。この場合ストリエーションは試料の配向度に関係なく生じる。ストリエーションの構造は脆性破断のストリエーションとは異なるようである。

(5) 延伸試料を融点近くの高温で熱処理すると、破断の様式は、未延伸試料の場合と同様応力方向に垂直なものに変わる。熱処理により内部微細構造が未延伸組織に近いものになったことを示すと考えられる。

本報告は昭和 45 年度春期繊維学会講演会および一部 45 年度秋期繊維学会講演会で報告したものである。

文 献

- 1) 中沢一；機械の研究, 20, 1 (1968), 341 (1968) Fracture Toughness Testing and its Application ASTM Special Technical Publication No. 381 (1965)
- 2) 鈴木恵；*Plastic Age*, 16, No. 11, No. 12 (1970)
- 3) J. Murray, D. Hull；*J. Polymer Sci.*, 8 A 2 '8, 583 (1970)
- 4) O. Ph. Kireenko, V. A. Marichin, L. P. Miasnikova
- 5) 黒川, 小西, 滝, 橋本；繊維誌, 26, 95 (1970)