アラミド繊維の引張破壊特性に及ぼす
真空・水環境効果と繊維損傷の AFM 微視観察*箕 島 弘 二^{*1}, 鶴 一 隆^{*2}, 駒井 謙治郎^{*1}Nanometric AFM Observation of Fiber Surface Damage and Influence of
Vacuum and Water on Tensile Fracture Behavior of Aramid Fibers

Kohji MINOSHIMA, Kazutaka TSURU and Kenjiro KOMAI

We describe the influence of a vacuum and water absorption on the tensile fracture behavior of four different types of aramid fibers: Kevlar 29, Kevlar 49, and Kevlar 149, manufactured by DuPont, and Technora from Teijin Co. Ltd. Single fiber tensile tests were conducted in air and in vacuum ($4 \sim 5 \times 10^{-3}$ Pa) for fibers preconditioned in air, in water at 80°C for two months, and in vacuum for about four hours. The mechanical properties of aramid fibers, longitudinal elastic modulus and fracture strength decreased as a result of water absorption. Fiber fracture was associated more with fiber splitting when preconditioned in water. When tested in a vacuum, the air-preconditioned fiber strength decreased from that in air. Moreover, the strength of the fibers preconditioned in vacuum decreased more when tested in air compared with that of the air-preconditioned fibers tested in a vacuum. The fiber surfaces were closely examined using an atomic force microscope (AFM). The AFM's nanometric resolution showed fiber surface damage caused by water absorption, high temperature, and preconditioning in a vacuum. The degradation and fracture mechanisms of the fibers were discussed.

Key Words: Aramid Fiber, Single Fiber Tensile Test, Fracture, Environmental Influence, Water Absorption, Vacuum, Atomic Force Microscopy

1. 緒 言

複合材料の機械的特性は、繊維、樹脂、繊維/樹脂界面特性に大きく依存するが、とくに繊維方向の弾性係数やその強度特性については、繊維特性が支配的であり、したがって、複合材料の特性予測や先進複合材料の材料設計、さらには、新素材の創製に対しては強化繊維そのものの特性を詳細に知る必要がある。しかも、複合材料の破壊特性は環境に大きく左右され、水分がその機械的性質に大きな影響を与えることが指摘されている^{(1)~(4)}。著者らは、先にアルミナ繊維強化アルミニウム一方向強化材の繊維方向引張強度や疲労強度は、真空中で空中引張強度よりも著しく上昇することを示すと同時に、その主因は、大気中の水分によって繊維強度の真空中よりの低下であることを指摘した⁽⁵⁾。

また一方、複合材料強化用繊維は、その要素自身の大きさが μm オーダーであり、従来のような mm オーダーの機械要素と比較すると破壊や劣化をもたらす表面損

傷は極めて微小な領域に限定される。したがって、このような微小素子を対象として破壊過程を明らかにし、その損傷機構を解明するためには、従来の走査型電子顕微鏡(SEM)を用いた μm オーダーの観察から、より高倍率の nm オーダー^{(6)~(8)}の損傷評価⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾が不可欠である。

そこで、本研究においては、複合材料の強化繊維のみならず、繊維自身も工業用素材として使用されている、アラミド繊維に着目して、単繊維の引張試験を実施するとともに、繊維の破壊挙動に及ぼす吸水⁽¹¹⁾と真空環境効果について検討を加えた。さらに、走査型原子間力顕微鏡(AFM)を用いて、環境によって誘起された繊維表面損傷を nm オーダーで詳細に観察し、繊維の損傷・破壊機構について検討を加えた。

2. 実 験 方 法

用いたアラミド繊維はDu Pontの開発したKevlar繊維および帝人の開発したTechnora繊維である。Kevlar繊維の場合は、標準タイプのKevlar 29、高弾性率タイプのKevlar 49、超高弾性率タイプのKevlar 149の3種類を選び、Technora繊維とあわせて計4種類のアラミド繊維を用いた。参考のため、これらの繊維方向の機械的特性のカタログ値を表1⁽¹²⁾⁽¹³⁾に

* 原稿受付 1996年12月2日。

^{*1} 正員、京都大学大学院工学研究科 (〒606-01 京都市左京区吉田本町)。^{*2} 京都大学大学院。

示す。引張試験に用いた試験片形状は ASTM D 3379, JIS R 7601 に準拠し、図 1 に示す台紙に繊維を接着し、試験片を作成した。ゲージ長さは 20, 25, 30 mm の 3 種類とした。

上記の 4 種類のアラミド繊維の空中引張試験を、空中放置繊維 (AA 繊維) と 80°C のイオン交換水に約 2 箇月間浸漬した吸水繊維 (WA 繊維) に対して行った。さらに、Kevlar 49 に対しては、空中放置繊維の真空中 (4.5×10^{-3} Pa) 引張試験 (AV 繊維)、および真空中に約 4 時間放置した後、空中に 1 日以上放置した繊維の空中引張試験 (VA 繊維) を行った。AA 繊維と WA 繊維の引張試験には電気油圧式サーボ疲労試験機 (島津サーボパルス、容量 1 kN) を、AV 繊維と VA 繊維の引張試験には大容量ターボ分子ポンプ (280 L/s) による排気系を有する真空槽を具備した電気油圧式サーボ疲労試験機 (容量: 100 kN) を用いた。荷重測定には容量 2 N のロードセルを用いた。引張試験における変位速度は 3.5×10^{-2} mm/s である。繊維損傷観察には、低真空型走査電子顕微鏡 (JSM 5400-LV, 日本電子) を用いるとともに、nm オーダの損傷を走査型原子間力顕微鏡 (AFM: NanoScope III マルチモード SPM ユニット, Digital Instruments 社) を用いて、詳細に観察した。

3. 実験結果および考察

3・1 繊維吸水・脱ガス特性 図 2 に、繊維を 80°C のイオン交換水に浸漬したときの吸水量の時間変化を示す。ここで、吸水量は、吸水繊維の質量 (m_{water}) と吸水試験を行う前の処女繊維の質量 (m_{air})

Table 1 Properties of aramid fibers (manufactures' data)

Aramid Fiber	Diameter, μm	Longitudinal Tensile Strength, GPa	Longitudinal Elastic Modulus, GPa
Kevlar 29	13	2.9	72
Kevlar 49	13	2.8	109
Kevlar 149	13	2.3	144
Technora	12	3.04	70

Fig. 1 Single fiber tensile test specimen

の差を処女繊維の質量 (m_{air}) で正規化した値 $[(m_{\text{water}} - m_{\text{air}})/m_{\text{air}}]$ を採用している。図 2 より、吸水初期には吸水量が急増するが、約 4-5 日 (600-700 s^{1/2}) 経つと、ほぼ平衡吸水量に達することがわかる。Kevlar 繊維の平衡吸水量について見ると、大きい順に Kevlar 29, Kevlar 49, Kevlar 149 の順となり、湿潤空气中の平衡吸水量の大小関係⁽¹²⁾⁽¹⁴⁾ と対応した。Kevlar 繊維の繊維結晶化度は Kevlar 29, Kevlar 49, Kevlar 149 の順に大きくなる⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾ が、水中浸漬においても結晶化度が大きくなるほど吸水率が小さくなる傾向となった。一方、分子構造の異なる Technora 繊維においては、Kevlar 繊維と比較すると、吸水率が小さい⁽¹³⁾ ことがわかる。

図 3 に、Kevlar 49 を真空中に約 4 時間放置した後、真空槽より取り出して空中において繊維質量 (m) の変化を測定した結果を示す。図 3 の縦軸には、真空環境に放置する前に空中で測定した繊維質量 (m_{air}) で

Fig. 2 Water gain of aramid fibers as a function of immersion duration

Fig. 3 Changes in weight of Kevlar 49 fiber as a function of time after the environment was changed from vacuum to air

正規化した値 (m/m_{air}) を採用してある。図より、Kevlar49繊維は、真空中に放置することにより、約3-4%のガスが抜けるものと考えられる。しかし、これらの測定値は空中より真空中に環境を変動したときの測定値ではないため、真空中に放置することにより、大気中に比べてどの程度の量の脱ガスが生じるのか、また、脱ガス成分については今後の検討を要する。なお、ここで得られた脱ガス量の3-4%は、空中の平衡吸水量として報告されている値、3% (相対湿度 50%, 温度 30°C)⁽¹⁴⁾-4.5% (相対湿度 55%, 温度 23°C)⁽¹²⁾ とほぼ等しい値となった。

3.2 単繊維引張破壊特性に及ぼす水環境効果

図4に、試験片ゲージ長さ 25 mm の場合の Kevlar 49 繊維の代表的な荷重-変位曲線を示す。図には、併せて VA 繊維, AV 繊維の結果も示してある。図に示すように、ほぼ良い精度で荷重-変位曲線が得られた。また、荷重-変位曲線は下に凸の形状を呈している⁽¹⁶⁾ ことが特徴であり、先に報告したセラミックス繊維の

Fig. 4 Load-displacement curve of Kevlar 49 single fiber

Fig. 5 Weibull plots of Kevlar 149 fiber tested in air, which was respectively preconditioned in air and in hot water

場合⁽⁵⁾と異なった。AA 繊維と WA 繊維の荷重-変位曲線を比較すると、WA 繊維のほうが引張破断荷重が低下していること、また、弾性係数について見ると、セラミックス系繊維の場合⁽⁵⁾と異なり、吸水繊維のほうがより低下していることに注意を要する。Morgan ら⁽¹¹⁾⁽¹⁷⁾は、Kevlar 繊維の引張強度は、湿熱条件下において低下することを報告しているが、本結果はそれと対応した結果となった。

図5に、代表例として、Kevlar 149 繊維の AA 繊維と WA 繊維の引張強度をワイブル確率紙にプロットした結果を示す。図中の直線は2母数ワイブル分布関数で近似した近似直線である。図5より明らかなように、引張強度は吸水により低下すること、またワイブル形状母数に着目すると、吸水繊維(WA 繊維)のほうが空中放置繊維(AA 繊維)に比べてその値が小さく、したがって、吸水することにより引張強度のばらつきが大きくなることがわかる。

以上より求めた、各繊維の AA 繊維, WA 繊維の引張強度特性をまとめて表2に示す。図4に示したように、アラミド繊維の荷重-変位曲線は下に凸の形状を呈しているため、試験開始直後の引張強度の20%までの応力-ひずみ曲線を用いて得た初期弾性係数 (E_{Li}) と破断直前の引張強度の80-100%の応力範囲で求めた終期弾性係数 (E_{Lf}) を表2に示した。また、表には WA 繊維の引張強度と弾性係数の AA 繊維のそれに対する比、および吸水量を示している。引張強度について見ると、吸水による強度低下は Kevlar 49 が最も大きく、ついで Kevlar 149, Kevlar 29, Technora の

Table 2 Effects of water absorption on mechanical properties of aramid fibers

	Kevlar 29	Kevlar 49	Kevlar 149	Technora
Tensile Strength $\sigma_{B,AA}$, GPa	2.98 (0.29)	2.91 (0.25)	2.15 (0.26)	3.20 (0.27)
Tensile Strength $\sigma_{B,WA}$, GPa	2.48 (0.25)	1.81 (0.26)	1.69 (0.27)	2.95 (0.39)
$\sigma_{B,WA}/\sigma_{B,AA}$	0.832	0.622	0.786	0.922
Initial Longitudinal Elastic Modulus $E_{Li,AA}$, GPa	68.6 (14.5)	90.8 (13.8)	117 (22.8)	59.9 (10.4)
Initial Longitudinal Elastic Modulus $E_{Li,WA}$, GPa	67.9 (14.9)	72.4 (18.3)	86.3 (26.4)	63.3 (11.7)
$E_{Li,WA}/E_{Li,AA}$	0.990	0.797	0.738	1.06
Final Longitudinal Elastic Modulus $E_{Lf,AA}$, GPa	90.0 (8.83)	127.8 (8.20)	160.2 (9.27)	79.6 (5.32)
Final Longitudinal Elastic Modulus $E_{Lf,WA}$, GPa	64.0 (17.4)	69.8 (9.04)	100.2 (15.6)	61.6 (8.76)
$E_{Lf,WA}/E_{Lf,AA}$	0.711	0.546	0.625	0.774
Water Gain, %	5.3	4.3	2.1	0.80

順となることがわかる。この吸水による強度低下と吸水量を比較すると、Kevlar 29 を除いて吸水量が多いほど引張強度がより大きく低下している。換言すれば、Kevlar 29 は吸水量が多いわりに吸水による強度低下が小さい結果となったが、この原因については今後の検討課題である。

次に、弾性係数について見ると、初期弾性係数は吸水量の少ない Technora および Kevlar 29 では吸水の影響は見られないが、それ以外のアラミド繊維ではその低下が顕著である。一方、終期弾性係数について見ると、初期弾性係数に吸水の影響が観察されなかった Technora, Kevlar 29 を含めて、弾性係数は吸水により低下し、その低下の割合は引張強度の場合と同様に、Kevlar 29 を除いて、吸水量が多いほど大きく低下する傾向にある。著者らは、アラミド繊維の横方向圧縮試験を実施して、横方向弾性係数に及ぼす吸水の影響を検討した結果、横方向弾性係数は吸水により低下することを明らかにした⁸⁽¹⁸⁾、繊維方向弾性係数に対しても同様の結果となった。

以上をまとめると、アラミド繊維の弾性係数、引張強度いずれも Kevlar 29 を除いて、吸水量が大きくなるほどその低下が大きくなる傾向にある。セラミックス系繊維の場合も、環境中の水分により引張強度が低下する⁽⁵⁾が、その弾性係数は水環境の影響を受けな

かったのに対して、有機繊維であるアラミド繊維の場合は繊維が吸水することにより、繊維方向引張強度、および繊維方向および繊維横方向弾性係数ともに空中放置繊維より低下することに注意を要する。

引張試験後に繊維破断部を電子顕微鏡で観察した一例を図 6(Kevlar 149, WA 繊維)に示す。図に示すように、アラミド繊維の種類を問わず繊維方向の割れ(スプリットिंग)を伴って破断した。スプリットिंगの程度は WA 繊維のほうが AA 繊維に比べてより顕著であった。また、引張試験を適宜中断して繊維の損傷状態を電子顕微鏡で観察したところ、繊維のスプリットिंगは破断直前(引張破断応力の 85%)までほとんど生じておらず、したがって、最終破壊時にスプリットिंगを伴って破壊がもたらされたものと考えられる。換言すれば、アラミド繊維は、吸水することによりスプリットिंगが生じやすくなり、このため吸水繊維では、スプリットING破壊をより多く伴って破壊し、引張強度が空中放置繊維のそれより低下したものである。

3.3 単繊維引張破壊特性に及ぼす真空環境効果

Kevlar 49 繊維の AV, VA 繊維の荷重-変位曲線は、図 4 に示したとおりである。図 4 より、空中放置繊維の空中引張強度(AA 繊維)に比べて、空中放置繊維を

(a) Low magnification micrograph

(b) High magnification micrograph

Fig. 6 Fracture morphology of the water absorbed Kevlar 149 fiber, imaged with SEM

Table 3 The effects of vacuum and water absorption on the mechanical properties of the Kevlar 49 fiber

	Kevlar 49
Tensile Strength $\sigma_{B,AA}$, GPa	2.91 (0.25)
Tensile Strength $\sigma_{B,AV}$, GPa	2.65 (0.21)
Tensile Strength $\sigma_{B,VA}$, GPa	2.52 (0.54)
Initial Longitudinal Elastic Modulus $E_{LI,AA}$, GPa	90.8
Initial Longitudinal Elastic Modulus $E_{LI,AV}$, GPa	77.2
Initial Longitudinal Elastic Modulus $E_{LI,VA}$, GPa	74.2
Final Longitudinal Elastic Modulus $E_{LF,AA}$, GPa	128
Final Longitudinal Elastic Modulus $E_{LF,AV}$, GPa	92.2
Final Longitudinal Elastic Modulus $E_{LF,VA}$, GPa	75.8

22 - 31 samples for each test.

Values in parentheses show standard deviation.

真空中で引張試験を行って得た強度(AV 繊維)が低下した。しかも繊維を真空中に保持した後、真空槽から取り出し、それを空中で引張試験を行った VA 繊維の強度がさらに低下する傾向にある。

以上の引張強度特性をまとめて表3に示す。表より、AV 繊維と VA 繊維の引張強度は AA 繊維よりも低下すること、その低下率は AV 繊維よりも VA 繊維のほうが大きく、真空放置のみならず、真空より空中に環境を変動させることにより、引張強度がさらに低下することに注意を要する。また、弾性係数について見ると、AV、VA 繊維の弾性率は AA 繊維よりも低下している。AA 繊維、WA 繊維の場合と同様に、繊維はスプリットングを伴って破断したが、そのスプリットングは、AV、VA 繊維のほうが AA 繊維に比べて激しく生じた。

以上の結果より、アラミド繊維を真空中に放置することによって、繊維内部の水分あるいはガスが繊維外部へ抜けることにより、スプリットングが生じやすくなり、その結果、引張強度が低下したのと考えられる。また、VA 繊維の引張強度が AV 繊維のそれより低下することは、真空中より空中へ環境を変動することにより、繊維内部に大気中の水分等が再侵入することにより、繊維に損傷が生じたことを意味しており、真空環境効果に対して注意を払う必要がある。

3・4 アラミド繊維の表面損傷のナノメータ観察

以上述べたようにアラミド繊維は、水環境に浸漬して吸水することにより、また、真空環境放置、真空-空中環境変動によって繊維方向引張強度と弾性係数が低下する。しかしながら、電子顕微鏡を用いた繊維表面観察では、環境による繊維表面性状の差、換言すれば繊維をさらす環境による繊維表面損傷は認められなかった。そこで、nm オーダの表面損傷を捉えることの可能な走査型原子間力顕微鏡を用いて、Kevlar 49 繊維表面損傷に及ぼす水・真空環境効果について検討を加

Fig. 7 AFM image of fiber surface of Kevlar 49, which was preconditioned in air

えた。

3・4・1 アラミド繊維の表面損傷に及ぼす吸水環境効果 図7に、Kevlar 49 繊維の常温空中放置繊維[A(RT)-繊維：前述の AA 繊維の引張試験を行う前の繊維に対応する]のコンタクトモード AFM 像を示す。常温空中放置繊維の場合は、繊維軸方向の分子鎖の並んだフィブリル構造⁽¹⁹⁾が観察されるが、その表面凹凸は $R_a=0.67$ nm 程度と滑らかであることが特徴である。

コンタクトモード AFM 像観察では、探針先端と試料に働く斥力は 10^{-9} N 程度と極めて小さいが、とくに高分子材料の場合は、nm オーダの形状評価に及ぼす探針の接触圧による試料表面の変形による人工像形成有無についても検討を加える必要がある。そこで、コンタクトモードよりもさらに接触圧の小さいタッピングモードで繊維表面を観察した。図8に、80°Cのイオン交換水中に約1箇月浸漬した Kevlar 49 繊維[W(80°C)繊維]をコンタクトモードとタッピングモードで AFM 観察した結果を示す。図より、両者の AFM 像に差異は認められないことがわかる。すなわち、Kevlar 49 繊維においてはコンタクトモードにおいてもタッピングモード条件下とほぼ同一の像を得ることが可能であり、したがって、以下ではコンタクト

(a) Contact mode AFM image

(b) Tapping mode AFM image

Fig. 8 AFM images of fiber surface of Kevlar 49, which was preconditioned in hot water for one month

モードで観察した AFM 像を示すこととする。また、図に示すように、W (80°C) 繊維には、A (RT) 繊維では観察されなかった「ふくれ」と「溝」状損傷が観察された。

W (80°C) 繊維の場合は、80°C のイオン交換水に浸漬していたため、繊維表面損傷に及ぼす影響としては、温度と吸水の双方を考慮する必要がある。そこで、80°C の大気中 [A (80°C)] と常温のイオン交換水 [W (RT)] に約 1 箇月間放置した後に繊維表面損傷を観察した。結果を図 9, 10 に示す。なお、W (RT) 繊維の空中放置繊維に対する吸水量は約 1.6% であった。図 9, 10 より明らかなように、A (80°C) 繊維には「ふくれ」が、また、W (RT) 繊維には「溝」が観察された。「ふくれ」の形状について見ると、長軸が繊維軸方向に沿った円形のものと円形の 2 種類が観察された。だ円形の「ふくれ」の大きさは、W (80°C) 繊維においては 250 nm × 150 nm 程度であり、また A (80°C) 繊維においては、150 nm × 100 nm 程度である。円形の「ふくれ」の大きさは W (80°C) 繊維においては、直径 150 nm 程度であるのに対して、80°C 大気中に放置した繊維においては、直径 100 nm 程度であった。だ円形を呈した「ふくれ」の長軸が繊維軸方向に沿う

Fig. 9 AFM image of fiber surface of Kevlar 49, which was preconditioned in hot air at 80°C for one month

Fig. 10 AFM image of fiber surface of Kevlar 49, which was preconditioned in water at room temperature for one month

ことは、「ふくれ」状損傷は繊維軸方向に成長が容易であることを意味している。

以上のように、常温と 80°C のイオン交換水に浸漬した場合は「溝」が、また 80°C の大気中と 80°C のイオン交換水に浸漬した場合は「ふくれ」が観察されたことから、80°C の高温は「ふくれ」状損傷を、また水環境は「溝」状損傷を生じさせるものと考えられる。「ふくれ」は、80°C の高温環境の影響による繊維内部のガス膨張、あるいは繊維内部の水分が膨張することにより、また「溝」は、繊維分子鎖の間を通して、繊維内部に水分が浸入⁽²⁰⁾ する際に生じたものと考えられる。これらの「ふくれ」や「溝」状損傷によって繊維スプリッティングが生じやすくなり、WA 繊維の引張強度と弾性係数の低下が生じたものと考えられる。

3・4・2 アラミド繊維の表面損傷に及ぼす真空環境効果 真空環境に約 4 時間放置した Kevlar 49 繊維 (V 繊維) の AFM 像を図 11 に示す。図 11 より明らかなように、繊維表面には「ふくれ」状損傷が観察された。「ふくれ」の形状について見ると、その形状は大きく 2 種類に分けることができた。ひとつは長軸が繊維軸方向に沿った円形であり、その大きさは 150 nm × 100 nm 程度である。もうひとつは円形であり、大きさは直径 100 nm 程度である。この「ふくれ」は、真空中において繊維内部よりの脱ガスにより生じるものと考えられ、この V 繊維において観察された「ふくれ」状損傷により、Kevlar 49 繊維はスプリッティングを生じやすくなり、VA 繊維の引張強度が AA 繊維のそれよりも低下したものである。なお、用いた AFM が空中動作形であるため、AV 繊維に相当する繊維表面の真空中 AFM 像を得ることはできなかったが、V 繊維と同様に繊維表面には「ふくれ」が生じていたものと考えられる。

以上のように、Kevlar 49 繊維を、水環境、真空環境

Fig. 11 AFM image of fiber surface of Kevlar 49, which was preconditioned in vacuum. The image was taken in laboratory air

に放置することにより、繊維表面には「ふくれ」や「溝」状の nm オーダの損傷が生じて、これらの損傷により繊維スプリットिंगが促進されて、引張強度、繊維方向弾性係数、あるいは横方向弾性係数が低下したものである。なお、V 繊維と W (80°C) 繊維の損傷を比較すると、W (80°C) 繊維のほうが「ふくれ」の大きさが大きく、また V 繊維で観察されなかった「溝」が生じたため、AV、VA 繊維の引張強度に比べて WA 繊維の引張強度の低下が大きかったものと考えられる。なお、ここで観察された水中浸漬、高温環境保持、さらに空中-真空-空中環境変動による nm オーダの「ふくれ」や「溝」状損傷の大きさ、あるいは繊維全長にわたってどの程度損傷が生じているかについては、さらに AFM 像の観察数を増やして検討を加える必要がある。また、これらの nm オーダの損傷によって、スプリットिंग損傷が促進され、引張強度特性が低下する詳細な機構については、中断試験あるいは引張試験中の繊維表面の nm オーダの損傷のその場観察等によって明らかにする必要があり、今後の検討課題である。

4. 結 言

4 種類のアラミド繊維の空中放置繊維および吸水繊維の繊維方向引張試験を実施して、引張破壊特性に及ぼす吸水効果について検討した。また、Kevlar 49 繊維に対しては、真空中引張試験、真空放置後の大気中引張試験を実施するとともに、繊維表面の nm オーダの損傷を走査型原子間力顕微鏡を用いて詳細に観察し、損傷・破壊機構について考察を加えた。得られた結果をまとめると以下のようである。

(1) アラミド繊維は、繊維種類を問わず吸水することにより、繊維方向弾性係数、引張強度が空中放置繊維に比べて低下する。その低下割合は、吸水量が多いほど顕著である。しかし、Kevlar 29 では吸水量は他のアラミド繊維に比べて多いわりに、引張強度、繊維方向弾性係数の低下は小さい。セラミックス系強化繊維も水分の吸着により引張強度が低下するが、とくにアラミド繊維では引張強度のみならず、繊維方向弾性係数ともに低下することに注意を要する。

(2) アラミド繊維は、繊維のスプリットिंगを伴って最終破壊に至り、そのスプリットINGは吸水によりいっそう顕著となる。

(3) Kevlar 49 繊維の真空中引張強度は、空中引張強度よりも低下する。さらに、真空中に放置した

Kevlar 49 繊維の空中引張強度は真空中引張強度より低下する。しかし、この引張強度の低下率は吸水による引張強度のそれよりは小さい。繊維スプリットINGは、真空環境に放置することにより顕著となる。

(4) 走査型原子間力顕微鏡を用いることにより、Kevlar 49 繊維表面の nm オーダの損傷を可視化することが可能であった。高温環境においては nm オーダの「ふくれ」、水環境においては nm オーダの「溝」状損傷を生じ、この損傷により繊維スプリットINGが促進され、繊維強度が吸水により空中放置繊維に比べて低下する。一方、真空環境に放置することにより、繊維表面には「ふくれ」が形成され、この損傷により吸水効果と同様にスプリットINGが促進され、繊維強度が低下する。

アラミド繊維はデュボン・東レ・ケブラー(株)、坂本史郎氏より提供を受けた。記して謝意を表する。

文 献

- (1) 駒井謙治郎・城下荘平・M. V. Bruschke, 材料, **36** (1987), 1395-1401.
- (2) 駒井謙治郎・城下荘平・木下定・J. Grenestedt, 材料, **38** (1989), 1329-1335.
- (3) 駒井謙治郎・箕島弘二・佐田安史, 材料, **42** (1993), 391-397.
- (4) Garg, A. C., *Eng. Fract. Mech.*, **29** (1988), 127.
- (5) 駒井謙治郎・箕島弘二・三嶋隆之, 機論, **61**-586, A (1995), 1153-1159.
- (6) Hoffman, W. P., Hurley, W. C., Owens, T. W. and Phan, H. T., *J. Mater. Sci.*, **26** (1991), 4545-4553.
- (7) Wawkuszewski, A., Cantow, H. -J. and Magonov, S. N., *Polymer Bull.*, **32** (1996), 235-240.
- (8) Achari, A. El., Ghenaim, A., Wolff, V., Caze, C. and Carlier, E., *Textile Res. J.*, **66** (1996), 483-490.
- (9) 住吉英志・松岡三郎・石川圭介・二瓶正俊, 機論, **57**-541, A (1991), 2237-2243.
- (10) 駒井謙治郎・箕島弘二・伊藤雅彦, 材料, **43** (1994), 329-335.
- (11) Morgan, R. J., Pruenda, C. O., Butler, N., Kong, F. M., Caley, L. and Moore, R. L., *URCL-89625*, (1983).
- (12) Aramid Kevlar 技術資料, デュボン・東レ・ケブラー(株), DTK-TO1 91.2.
- (13) 帝人技術資料.
- (14) Fukuda, M., Ochi, M., Miyagawa, M. and Kawai, H., *Textile Res. J.*, **61** (1991), 668-680.
- (15) 村田康雄・住田雅夫・宮坂啓彦・石川欣造, 高分子論文集, **35** (1978), 573-579.
- (16) Kawabata, S., *2nd Int. Conf. Advanced Mater. Tech.*, (1991), 51-57.
- (17) Abbott, N. J., *AFML-TR-74-65*, Part III, (1975).
- (18) 駒井謙治郎・箕島弘二・山田哲也・前川圭大, 未発表.
- (19) Yang, H. Y., *Fiber Reinforcements for Composite Materials*, (1988), 249, Elsevier Science Pub.
- (20) Rebouillat, S., Escoubes, M., Gauthier, R. and Vigier, A., *J. Appl. Polymer Sci.*, **58** (1995), 1305-1315.