短炭素繊維強化ポリアミド 6.6 のねじり疲労過程*

(回転曲げ疲労との比較)

野口 博 司^{*1}, 西谷 弘 信^{*1}
金 允 海^{*2}, 山口 照 敬^{*3}Torsional Fatigue Process in Short Carbon-Fiber Reinforced Polyamid 6.6
(Comparison with Fatigue Process of Rotating Bending)Hiroshi NOGUCHI, Hironobu NISITANI,
Yun-Hae KIM and Terutaka YAMAGUCHI

In this paper, torsional fatigue tests and additional rotating-bending fatigue tests were carried out on the injection moulded short carbon-fiber reinforced polyamid 6.6 composites. The fatigue mechanism in the composites was clarified through successive surface observations using the replica method. Moreover, the mechanism of the torsional fatigue was compared with that of the rotating-bending fatigue. The fatigue cracks in both fatigue tests are initiated along fibers aligned in the direction of the principal stress. In the case of the rotating-bending fatigue test the fatigue crack propagates finally at right angles to the direction of the principal stress. However, the cracks initiated along the fibers in the torsional fatigue test can not propagate under high-cycle fatigue. On the other hand, the fatigue cracks initiated from fibers aligned in the direction of the principal shear stress can propagate, and reach to final fracture. From the comparison between bending and torsional fatigue tests the fatigue process of this material under the condition of an arbitrary combined stress can be estimated.

Key Words: Torsional Fatigue, Polyamid 6.6, Short Carbon, Composite Material, CFRP, Fatigue mechanism

1. 結 言

最近では、炭素繊維の普及および高強度、耐熱性の熱可塑性樹脂の急速な開発により、その生産性の高さから、射出成形した短炭素繊維強化熱可塑性プラスチックが機械・構造物に用いられる傾向にある。しかしその疲労過程についてはまだ不明な点が多い。

そこで著者らはさきに短炭素繊維で強化されたポリアミド 6.6 の回転曲げ疲労試験を行い、レプリカ法による表面の連続観察に基づいてその疲労過程について検討した⁽¹⁾。それによると、熱破損を起こさない条件下では、疲労き裂は軸方向を向いた繊維の端から、集中したひずみの繰返しにより、繊維にそう形で軸方向に発生・成長した後、軸と直角方向に伝ばすることがわかった。しかしながら上記の結果は、 10^8 回でも未破断(その時の表面でのき裂長さ ~ 0.5 mm)の試験片からの知見であるため、できれば破断する条件でその疲労過程を再確認し、さらに疲労寿命に対する疲労き裂発生寿命の割合やき裂伝ば特性を知る必要がある。そ

こで本論文では、前報と同じ材料の回転曲げ疲労試験を追加実験し、さらに繰返しねじり疲労試験を行うことにより、回転曲げと繰返しねじりにおける疲労過程の相違について考察した。これは、任意の組合せ応力下での疲労過程を予測する上で重要なことである。

2. 材料、試験片および実験方法

使用した素材は、重量含有率 $W_f=30\%$ で短炭素繊維(直径 $7\mu\text{m}$, 平均長さ約 $250\mu\text{m}$)を含むペレットである。マトリックスと炭素繊維の機械的性質を表 1 に示す。これを直径 10 mm , 長さ 80 mm の丸棒に射出成形し(組織写真を図 1 に示す。繊維は軸方向にそろった傾向がある)、それを 160°C で 5 時間焼きなました後、図 2 に示す試験片を製作した。(a)が回転曲げ試験片、(b)がねじり疲労試験片(ただし、専用の金具治具に両つかみ部を挿入することにより実験に供した)であるが、両者の試験部の最小断面直径および $20R$ の円弧形切欠きは両者でそろえた。試験片は旋削の後、ペーパー仕上げとパフ研磨により表面きずを極力なくして表面観察を容易にした。さらに試験片製作時における加工の影響を除去するため、 160°C で 5 時間焼きなましを行い、疲労試験に供するまでデシケータに保存した。

* 平成 2 年 4 月 1 日 第 67 期通常総会講演会において講演、原稿受付 平成 3 年 12 月 2 日。

^{*1} 正員、九州大学工学部 (〒812 福岡市東区箱崎 6-10-1)。

^{*2} 正員、九州大学大学院。

^{*3} 中国電力(株) (〒731-02 広島市安佐北区可部町)。

用いた試験機は、小野式回転曲げ疲労試験機（容量 15 Nm, 回転数 1800 rpm）およびシェンク形ねじり疲労試験機（容量 40 Nm）である。プラスチックは高応力、高繰返し速度の疲労では発熱する場合があるので^{(2)~(4)}、それを避けるため、インバータによりねじり疲労試験における繰返し速度を 600 rpm まで下げた。これにより試験片表面温度がほとんど上昇しないことを赤外線顕微鏡を用いて確かめた。

またねじり疲労試験機の負荷形式は定変位形なので、試験中トルク変化を連続測定し、トルクが 10% 低下した時点で破壊とみなした。

疲労の各段階における試験片表面状態の観察は、レプリカ法により行った。また応力としては、最小断面における試験片表面の公称応力を用いた。

3. 実験結果および考察

図 3, 4 に回転曲げおよびねじり疲労における $S-N$ 曲線を示す。No. 1~8 は前報⁽¹⁾の結果であり、No. 5, 6 は熱破損であり No. 2, 7, 8 の試験片では赤外線顕微鏡によると温度上昇はほとんどなかった⁽¹⁾。No. 9~14 が本論文の結果であるが、すべて温度上昇はほとんど認められなかった。

図 5 に応力振幅 $\sigma_a = 80$ MPa のもとで（破断繰返し

表 1 機械的性質 (MPa, %)

	Polyamid 6.6	Carbon fiber
E	4140	235000
$\sigma_{0.2}$	76	-
σ_B	81	2940
δ	150	-

E : Young's modulus
 $\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress
 σ_B : Ultimate tensile stress
 δ : Elongation

図 1 縦断面の組織写真

し数 $N_f = 2.53 \times 10^7$ ）回転曲げ疲労させた試験片 No. 9 のき裂発生過程を示す。この図からわかるように、回転曲げではこの応力レベルにおいて繊維は破断せず、繊維端付近に集中したひずみの繰返しにより、繊維端

(a) 回転曲げ試験片

(b) ねじり疲労試験片

図 2 試験片形状

図 3 回転曲げ疲労の $S-N$ 曲線

図 4 ねじり疲労の $S-N$ 曲線

図 5 回転曲げ疲労におけるき裂発生過程
($\sigma_a = 80 \text{ MPa}$, $N_f = 2.53 \times 10^7$: No. 9 試験片)

付近から繊維に沿ってき裂が発生し、それがある程度軸方向に成長した後、円周方向に伝ばし始める。これは、前報⁽¹⁾の No. 8 の試験片のき裂発生過程と同様である。また円周方向に伝ばする際には、繊維を取り囲むように進んでいく（このとき、繊維端付近から繊維に沿って軸方向に成長したいくつものき裂と合体しながら伝ばすることが多い）。

図 6 にそのき裂の伝ば曲線を示す。ここでき裂長さは、軸と直角方向に投影した試験片表面のき裂長さである。

図 7 は、No. 9 試験片の破断寸前の光学顕微鏡写真を示したものである。図に示すように、多数のき裂が発生し、それらのき裂がそれぞれある程度の長さまで成長した後、合体により急速に伝ばし、最終破断に至る。

図 6 No. 9 試験片のき裂伝ば曲線

図 8 (a), (b) に応力振幅 $\tau_a = 40 \text{ MPa}$ のもとで $N_f = 8.5 \times 10^6$ で破壊したねじり疲労試験片のき裂発生過程を示す。この場合、き裂の発生の仕方に二とおりある。一つは図 8 (a) のように軸方向 (つまり主せん断応力方向) に入った繊維の界面に沿って発生するものであり、もう一つは図 8 (b) のように軸方向に対

して約 45° の傾きをもつ (主応力方向の) 繊維から、回転曲げの場合と同様の過程を経て発生するき裂である。図 8 (a), (b) のき裂伝ば曲線を図 9 に示す (ただしき裂長さは、(a) の場合試験片軸方向、(b) の場合繊維方向の長さとして定義した)。図 8 (a), (b) および図 9 からわかるように、(a) のき裂は (b) のき裂に比べ発生するのは遅いが、伝ば速度は大きく、試験片のトルクが 10% 低下するまで伸び続ける。(b) のき裂は (a) に比べ発生するのは早いがある程度まで成長した後、繊維端付近に集中したひずみが緩和されてあまり成長しなくなるようである ($N = 3 \times 10^6$ で止まって

図 7 No. 9 試験片の破断寸前の光学顕微鏡写真 ($\sigma_a = 80 \text{ MPa}$, $N_f = 2.53 \times 10^7$)

図 8 (b)

いるように見える)。したがってねじり疲労においては、(a)のようなき裂が数カ所発生し、それらが伝ば

していくことにより剛性が低下していくものと思われる。

図 8 ねじり疲労におけるき裂発生・伝ば過程
($\tau_a = 40 \text{ MPa}$, $N_f = 8.5 \times 10^6$: No. 12 試験片)

図 10 ねじり疲労におけるき裂発生・伝ば過程 (図 4 の No. 14 試験片, $\tau_a = 25 \text{ MPa}$)

図 9 図 8 (a), (b) のき裂伝ば曲線

また(b)のようなき裂は低い応力でも発生する。図 10 に $\tau_a = 25 \text{ MPa}$ のもとでねじり疲労させ、 $N = 2 \times 10^8$ まで破壊しなかった試験片表面の最も長いき裂を示す。これは図 8 (b) のき裂と同様の過程を経て発生したものであり、 $N = 1 \times 10^8$ でほとんど止まっている。この応力下では図 8 (a) のようなき裂はほとんど発生しなかった。

以上の回転曲げおよびねじり疲労の破壊過程の観察

から、任意の組合せ応力下でも、最大主応力方向を向いた繊維端から疲労き裂は発生すると思われる。

4. 結 言

射出成形した短炭素繊維強化ポリアミド 6.6 について、繰返しねじり疲労試験を行い、回転曲げ疲労試験の結果と比較することにより次の結果を得た。

(1) 回転曲げおよび繰返しねじりのどちらに対しても、疲労き裂はまず、主応力方向に入った繊維から、繊維に沿って発生する (図 5, 8(b))。

(2) 回転曲げにおいては、そのようにして発生したき裂は、軸と直角方向に折れ曲がって伝ばしていく。

(3) 本材料では繰返しねじりにおいては、そのようにして発生したき裂は成長しなくなる。しかし、応力振幅が十分大きいとき (例えば $\tau_a = 40 \text{ MPa}$) は、主せん断応力方向に入った繊維にそってき裂が発生し伝ばしていくことにより破壊に至る。

文 献

- (1) 西谷・ほか 5 名, 機論, 56-525, A (1990), 1044.
- (2) 朝原・ほか 2 名, 材料, 23-245 (1974), 122.
- (3) 平野・古江, 機論, 55-509, A (1989), 17.
- (4) Niesles, L. E., *Mechanical Properties of Polymers and Composites*, (1975), 294, Marcel Dekken.