短炭素繊維強化 PPS 樹脂中の疲労き裂進展に対する 異方性破壊力学によるアプローチ†

田中 啓介* 山田 大貴** 小原田 和也** 清水 憲一*

Anisotropic Fracture Mechanics Approach to Fatigue Crack Propagation in Short Carbon-Fiber Reinforced PPS

by

Keisuke TANAKA*, Daiki YAMADA**, Kazuya OHARADA** and Kenichi SHIMIZU*

The influence of fiber orientation on the crack propagation behavior was studied with single edge-notched specimens which were cut from an injection-molded plate (IMP) of short carbon-fiber reinforced polyphenylene sulfide (PPS) at two fiber angles relative to the molding direction, i.e. $\theta = 0^\circ$ (MD) and 90° (TD). Specimens made of only shell layer of IMP and of only PPS were also produced. The finite element method based on anisotropic elasticity was used to determine the stress intensity factor, energy release rate, and crack-tip opening parameter as crack driving forces. The macroscopic crack propagation path was perpendicular to the loading axis in MD and TD, showing mode I propagation. Microscopically, for MD, the crack was blocked by fibers and circumvented fibers along interfaces, showing a zigzag path. For TD, the crack path was less tortuous following the fiber direction. When the crack propagation rate, da/dN , was correlated to the range of stress intensity factor ΔK , da/dN was lowest for MD and highest for PPS. The core layer in TD of IMP retarded crack propagation in the shell layer. Difference among MD, TD and PPS became small when da/dN was correlated to a parameter corresponding the crack-tip-opening radius, HAG , where H was a compliance parameter. Strictly speaking, da/dN was lowest for MD, highest for TD, and PPS in between. Fibers perpendicular to the crack direction block crack propagation, while parallel fibers provide preferential crack paths.

Key words:

Fatigue crack propagation, Short-fiber reinforced plastics, Material orientation, Fracture mechanics, Anisotropic elasticity, Injection molding

1 緒言

近年、陸上輸送機器の軽量化のため、金属の代替として短繊維で強化した樹脂材料 SFRP (short-fiber reinforced plastics) の使用が進んでおり、通常射出成形によって部品が製作される。この SFRP 部品を、安全性に関わる主要構造部材に使用する場合には疲労強度が設計課題となる¹⁾。

SFRP における疲労き裂進展速度あるいはき裂進展方向は繊維配向により大きな影響を受け、同一応力拡大係数範囲で比較すると繊維に垂直方向に進展するときの速度は、平行に進展する場合に比較して非常に遅くなる^{1)~7)}。Wyzgoski と Novak²⁾は、ガラス繊維で強化したナイロンにおいて、破壊力学パラメータとしてエネルギー解放率を提案しており、エネルギー解放率とき裂進展速度との関係は繊維方向の影響を受けないとしている。一方、秋庭ら³⁾は炭素繊維で強化したポリカーボネイト (PC) において、応力拡大係数範囲をヤング率で割った値 $\Delta K/E$ を破壊力学パラメータとして提案している。これはき裂先端開口変位に対応するパラメータと見なされる⁸⁾。筆者らも前報^{9)~11)}において炭素繊維強化ポリフェニレンサルファイド (PPS: polyphenylene sulfide)を用いて、疲労き

裂進展速度と $\Delta K/E$ との関係は繊維配向の影響が小さくなることを報告した。

これらの従来の研究においては、応力拡大係数、エネルギー解放率、き裂開口変位などの破壊力学パラメータの算出では SFRP を等方性と仮定しており、異方性に関する考慮は十分ではなかった。例えばき裂開口変位に関する異方性の解⁹⁾が疲労に適用された報告はない。異方性を考慮することによって、疲労き裂進展機構に関してより厳密な検討が可能となるものと期待される。

そこで本研究では、SFRP を異方性弾性体として、有限要素法で修正き裂開口 (MCCI) 法^{10),11)}を用いて算出したエネルギー解放率から応力拡大係数を求め、き裂進展の支配力学パラメータおよびき裂進展機構について検討した。疲労試験は、炭素短繊維で強化した PPS の射出成形平板から、繊維方向および垂直方向に切り出した試験片を用いて、繊維配向が疲労き裂進展挙動に及ぼす影響を検討した。さらに、射出成形した SFRP 平板では、繊維配向がシェル層とコア層で異なっている。そのためシェル層のみを取り出した平板、および母材の PPS のみの平板についても、疲労き裂進展試験を行い、射出成形したままの平板の場合と比較した。

† 原稿受理 平成 28 年 4 月 28 日 Received Apr. 28, 2016 ©2016 The Society of Materials Science, Japan

* 正会員 名城大学理工学部 〒468-8502 名古屋市天白区塩釜口
Dept. Mech. Eng., Meijo Univ., Tempaku-ku, Nagoya 468-8502.

** 名城大学大学院生 〒468-8502 名古屋市天白区塩釜口
Graduate School, Meijo Univ., Tempaku-ku, Nagoya 468-8502.

2 実験方法

2.1 材料および試験片

本研究で用いた供試材は前報^{6),7)}と同様の炭素短繊維を 30 wt% 強化した PPS 樹脂で, ガラス転移温度は約 360 K である^{*1}。射出成形法も前報と同様であり, 成形した板厚 1 mm, 大きさは 80×80 mm² の平板の中央から, 射出方向に対して切り出し角を変えることにより, 繊維配向の異なる 2 種類の試験片を作成した。モールドの流動方向 (MFD: molding flow direction) に対して, 試験片長手方向つまり負荷方向が 0° となるものを MD (molding direction), 90° となるものを TD (transverse direction) とする。比較のため, PPS 単体を 1 mm に射出成形した平板から試験片長手方向を MFD 方向に採取した試験片も作成した。

試験片は Fig. 1 に示す片側切欠き試験片である。長さ 80 mm, 幅 20 mm, 厚さ 1 mm の平板に, 長手方向中央の片側に深さ 2 mm, 幅 0.7 mm の切欠きを導入した。試験片はき裂進展挙動を観察するために耐水研磨紙 #1500, #2000 で研磨を行った。また, 試験片の両端の 15 mm 部には厚さ 1 mm のアルミニウム平板をタブ着けして疲労試験に供した。

射出成形した平板は, 表面のシェル層が内部のコア層を挟んだ 3 層構造となっている。本実験材料に対する繊維分布の顕微鏡観察は別報¹²⁾に述べたが, コア層の厚さは約 0.15 mm であった。表面のシェル層での繊維方向は MFD の方向であり, コア層では垂直となっている。このため, コア層がシェル層でのき裂進展に影響すること

Fig. 1 Edge-notched plate.

Table 1 Elastic constants of IMP and SLP.

Specimen	Young's modulus		Poisson's ratio		Shear modulus
	E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	ν_{12}	ν_{21}	G_{12} (GPa)
IMP	28.01	12.63	0.379	0.174	4.73
SLP	29.76	8.94	0.418	0.131	4.36

Table 2 Maximum stress of fatigue tests.

Specimen	IMP		SLP		PPS
	MD	TD	MD	TD	
$\sigma_{\max}$ (MPa)	43.0	25.0	45.0	18.0	13.1

*1 前報^{6),7)}において 30wt% の炭素繊維で強化した PPS 樹脂の疲労き裂進展挙動について報告した。このとき使用した繊維は, 同一の種類の繊維であったが, 製作時期が異なっている。このため, 前報の繊維の断面状は本実験材料とは異なり, 完全な円形ではなく一部が凹んだハート形になっていた。射出成形平板の繊維の配向の分布もやや異なり, 機械的弾性定数, き裂進展挙動も本研究の材料とは異なるが, 大きな差異はない。

ことが考えられるため, 1 mm 厚の平板を片面から 0.6 mm 研削により除去して, シェル層のみからなる厚さ 0.4 mm の試験片も製作した。試験片の表面は同様に研磨仕上げをした。以下, シェル層のみの試験片を SLP (shell layer plate), 1 mm の成形板を IMP (injection molded plate) と称する。

引張試験で求めた弾性定数を Table 1 に示す。添え字の 1 は MD 方向, 2 は TD 方向である。ここで, 弾性定数間で $\nu_{12}/E_1 = \nu_{21}/E_2$ がほぼ成立する。また, SLP の E_1 は IMP より大きく, E_2 は小さく, 異方性が大い。なお, PPS 樹脂は等方性でヤング率は 4.45 GPa, ポアソン比は 0.368 である。

2.2 疲労き裂進展試験

試験装置は電気油圧サーボ式引張圧縮試験機である。試験環境条件としては室温, 大気中にて試験を行った。試験条件として, 応力比 $R = 0.1$ である。ひずみ速度は 1~2 %/s となるように周波数を 2.5~8 Hz に調節し, 三角波による荷重一定条件で破断まで行った。Table 2 には負荷最大応力を示す。ここでの応力は切欠きのない断面に対する応力である。なお, 本研究のき裂進展試験において, 疲労き裂先端での温度上昇を小スポット赤外温度計 (Keyence IT2-50, IT2-0, スポット径 1.2 mm) を用いて測定したが, 温度変化があるとしても 0.5 °C 以下であり, 明確な温度上昇は認められなかった。これはナイロン²⁾, PC³⁾の場合とは異なり, 疲労試験中に測定した荷重-変位関係は線形で, ヒステリシスループの広がりとは認められなかった。また, 周波数 2.5~8 Hz の範囲では, き裂進展速度への周波数の影響はなかった。

疲労試験中, デジタルマイクロスコープを用いてき裂部の写真を撮影し, 応力軸に垂直な面への投影長さを測定した。き裂長さ a としては, き裂の投影長さに, 初期切欠き深さを加えた長さを求め, 試験片の表裏面の長さの測定値の平均値を採用した。き裂進展試験は通常 2 本以上行い, 以下では代表例について検討した。

2.3 破壊力学パラメータ

疲労き裂進展のマクロな方向は MD, TD とともにマクロ的には荷重軸に垂直方向に, モード I の進展した。片側き裂材のエネルギー解放率を有限要素法の MCCI 法¹⁰⁾¹¹⁾で求めた。詳細は付録に示す。

エネルギー解放率 G と応力拡大係数 K との間には, き裂は異方性の軸に一致する場合, 次の関係にある⁹⁾。

$$K = \sqrt{G/H} \quad (1)$$

$$H = \sqrt{\frac{1}{2E_1E_2} \left[\sqrt{\frac{E_1}{E_2} + \frac{-2(\nu_{12}/E_1) + (1/G_{12})}{2(1/E_1)}} \right]^{1/2}} \quad (2)$$

Table 3 Young's modulus and parameter H of IMP and SLP.

Specimen	IMP		SLP	
	MD	TD	MD	TD
E_0 (GPa)	28.01	12.63	29.76	8.94
$1/H$ (GPa)	19.65	13.18	19.21	10.51
H ($\times 10^{-3}$ /GPa)	50.84	75.85	52.06	95.17

上記は平面応力場で TD の場合であるが, MD では添え字の 1 と 2 を交換した式を適用する. IMP, SLP に対する $1/H$ の値を Table 3 に示す. また, MD, TD の長手方向のヤング率 E_θ も同時に示す. $1/H$ は MD ではヤング率 E_θ より小さいのに対して, TD では大きい. さらに, 応力拡大係数 K を次式で表示する.

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot F(a/W) \quad (3)$$

ここで, σ は負荷応力, a はき裂長さ, W は板幅, $F(a/W)$ は応力拡大係数の補正係数である.

繰返し荷重下での応力拡大係数範囲は次式となる.

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \cdot F(a/W) \quad (4)$$

ここで, $K_{\max}$, $K_{\min}$ は最大および最小応力拡大係数, $\Delta \sigma$ は応力幅である. また, エネルギー解放率範囲は次式で定義する.

$$\Delta G = H(\Delta K)^2 \quad (5)$$

2.4 微視的観察

試験中のき裂進展の経路はデジタルマイクロスコープを用いて観察した. 数本の試験片は試験を中断し, 電解放出形走査電子顕微鏡(SEM: Jeol JSM 7000F)を用いてき裂近傍の詳細な観察をした. また, 破断した試験片においては, 疲労破面を SEM 観察した. SEM 観察では, 観察に先立ちイオンコーターを用いて金コーティングを施した. SEM 観察時の加速電圧は 10 kV と設定した.

3 実験結果および考察

3.1 疲労き裂進展経路

IMP の MD でき裂進展速度が約 8×10^{-7} m/cycle になった状態で試験を中断した試験片に対するき裂のデジタルマイクロスコープ写真を Fig. 2(a) に示す. ここで, 応力軸は上下方向で, き裂は左の切欠きから右方向に進展しており, 微視的にはき裂は繊維を避けるように上下にジグザグ状に進展している. 一部き裂が繊維を切断して

Fig. 2 Fatigue crack in IMP-MD, $\sigma_{\max}=43$ MPa, $a=6.71$ mm.

いる個所も認められるがごく希である. 同じ試験片を SEM によって観察した写真を Fig. 2 (b), (c) に示す. 観察箇所は(a)中に示すき裂から後方の Part A, およびき裂先端近傍の Part B である. き裂後方ではき裂は繊維に当たると界面に沿って迂回し, 繊維の引抜けが生じている (Fig. 2 (b) 矢印参照). また, Fig. 2 (c) 中矢印で示すようにき裂進展方向に垂直な繊維が抵抗となっていることがわかる. さらに, き裂先端近傍において, き裂は, 繊維にブロックされて先端から離れた位置でも繊維の端部での割れが認められる.

IMP-TD でき裂進展速度が約 8×10^{-7} m/cycle になった状態で試験を中断した試験片のデジタルマイクロスコープ写真を Fig. 3(a) に示す. また, 写真中の Part A, B の SEM 写真を Fig. 3 (b), (c) に示す. この場合もき裂は水平方向に進展し, き裂経路のジグザグの程度は小さく, 繊維に沿って進展する. (b) に見られるようにき裂は繊維界面に沿って水平に進展し, (c) の先端近傍においても主き裂より離れた位置での界面割れに伴う変形が認められる. き裂はこれらの損傷界面を連結するように水平に進行するものと理解される. したがって, き裂に平行な繊維はき裂進行を助長するものと考えられる.

これらの傾向は, SLP 試験片の場合も同様であった. いずれにしても, マクロ的には, いずれの場合にもき裂はモード I の進展と見なすことができる.

3.2 き裂進展曲線

き裂長さと繰返し数の関係を Fig. 4 に示す. ここでは MD, TD の他 PPS 単体についても示した. き裂長さは, 繰返し数とともに大きくなり, 不安定破壊に至る. 図における最終点は不安定破壊開始に対応するが, そのときのき裂長さは, PPS が最も短く, MD で最も長い. Table 4 には, 不安定破壊時の最大応力拡大係数 K_{fc} を示す. これは, 不安定破壊時のき裂長さと最大応力から式(3)で求めた. この値は疲労破壊じん性に相当するが, PPS は非常に小さく, TD, MD と大きくなる. また, IMP と SLP を比較すると, MD では SLP の方が大きく, TD では小さい. MD の破壊じん性値は試験片の板厚に大きく影響される. 本研究と同じ 30wt% 炭素繊維で強化した PPS

Fig. 3 Fatigue crack in IMP-TD, $\sigma_{\max}=25$ MPa, $a=4.29$ mm.

Fig. 4 Fatigue crack propagation curves.

Table 4 Maximum stress intensity factor at the onset of unstable fracture of IMP and SLP.

Specimen	IMP		SLP		PPS
	MD	TD	MD	TD	
$\sigma_{\max}$ (MPa)	43.0	25.0	45.0	18.0	13.1
a_f (mm)	9.13	6.12	8.91	5.86	2.93
K_{fc} (MPa)	10.00	4.33	10.27	3.03	1.41

に関して, Karger-Kocsis ら¹³⁾によって板厚 6.4mm の破壊じん性値として約 $3 \text{ MPam}^{1/2}$ が報告されており, Table 2 の SLP の TD に近い. また, Mandel ら¹⁴⁾による報告では板厚 3.2mm に対して $6.6 \text{ MPam}^{1/2}$ である. これらの差は, IMP でコア層の繊維配向がシェル層と 90° 異なることに起因する. 本実験の IMP では板厚が 1mm と薄く, 繊維が荷重軸方向に配向しているシェル層の割合が大きく, シェル層が支配的となるためである. さらに SLP ではシェル層のみとなり, SLP の MD で最も高く, TD で最も低い.

3.3 き裂進展速度と応力拡大係数との関係

き裂進展速度はセカント法で求めた. 切欠き底に発生したき裂の応力拡大係数などの破壊力学パラメータは, き裂が短い場合には切欠きの影響を受けるが, き裂が長

くなると影響域を抜け, 切欠き深さと実際のき裂長さを加えたき裂長さの値に一致ようになる. この切欠き影響域の広がりとはたかだか切欠き幅程度である. 以下, 切欠きの影響を除くため, 切欠きから 0.5 mm 以上に進展したき裂を対象とする.

Fig. 5 に IMP, SLP および PPS のき裂進展速度 da/dN と異方性を考慮した応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す. 同一 ΔK では, PPS が最も高速で, TD, MD の順に遅くなる. ここで, IMP と SLP を比較すると, MD ではあまり変わらないが, TD では, IMP の方が進展抵抗が大きい. これは, TD の IMP においてコア層では繊維はき裂に垂直方向となっている効果と考えられる. き裂進展速度と ΔK の関係を次のべき乗則で近似が可能である.

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (6)$$

このときのべき数 m は MD と TD であまり変わらず 8~12 程度である. この値は金属材料¹⁵⁾に比較して大きく, ぜい性的な FRP²⁾⁻⁵⁾の破壊じん性が小さい特徴と一致している.

3.4 き裂進展速度とエネルギー解放率との関係

き裂進展速度 da/dN とエネルギー解放率 ΔG の関係を Fig. 6 に示す. ここで, ΔG は式(4)で ΔK と関係し, H は材料の弾性定数の異方性による差が考慮されたパラメータである. これによって, 図において da/dN と ΔK の関係より各材料のデータは互いに近づくが, 依然として材料依存性は残り, PPS, TD, MD の順にき裂進展抵抗は大きくなっていく.

3.5 き裂進展速度とき裂先端開口曲率半径パラメータとの関係

等方体に対しては, 種々の材料の疲労き裂進展速度 da/dN を $\Delta K/E$ (E =ヤング率)で整理すると, $da/dN \sim \Delta K/E$ 関係が材料にあまり依存せず, ほぼ一致することはよく知られている¹⁵⁾. この理由の一つとして, き裂近傍の弾性ひずみ場が $\Delta K/E$ で既定されることがあげられる¹⁵⁾. いま, き裂が弾性変形によって先端で放物線状に開口するとき, 等方性材料に対してき裂先端の開口曲率半径は次式で与えられる.

$$\rho = (4/\pi)(K/E)^2 = (4/\pi)G/E \quad (7)$$

Fig. 5 Relation between crack propagation rate and stress intensity factor range.

Fig. 6 Relation between crack propagation rate and energy release rate range.

つまり、き裂先端の曲率半径は K/E によって決まる。ここで、疲労き裂進展に対しては、曲率半径の変動幅がき裂進展を支配するとすると

$$\Delta\rho = (4/\pi)(\Delta K/E)^2 = (4/\pi E) \cdot \Delta G \quad (8)$$

一方、異方性を考慮した場合の弾性き裂に対する裂先端開口曲率半径は次のようになる⁹⁾。

$$\rho = (4/\pi)(HK)^2 = (4/\pi) HG \quad (9)$$

ここで、 H は式(3)で定義される。同様に、疲労に対して変動幅をとると

$$\Delta\rho = (4/\pi)(H\Delta K)^2 = (4/\pi) H\Delta G \quad (10)$$

となる。したがって、 $(H\Delta K)^2$ ないしは $H\Delta G$ が破壊力学

パラメータとなる。なお上式の ΔG は、式(5)で求められる異方性を考慮した値である。

Fig. 7 に da/dN と $H\Delta G$ の関係を、IMP, SLP, PPS について示す。各材料のデータは互いに近づいている。しかしながら、厳密に見ると同一の $H\Delta G$ では、 da/dN は SLP の TD が最も速く、PPS よりも速い。IMP の TD ではコア層のためにやや遅くなる。MD が最も遅く、IMP と SLP の差は小さい。

モード I のき裂進展に対しては、 $H\Delta G$ がき裂先端の開口曲率半径なる局所変形に対応するパラメータであり、き裂進展力を表すために、本質的なパラメータであると考えられる。この推進力に対してき裂先端近傍の繊維の配向が材料の抵抗を決めると考えられる。Fig. 8 には同一開口変位での PPS, TD, MD のき裂先端状態を模式的に示す。TD におけるき裂進展方向に平行な繊維はき裂進展に優先的な経路を提供するが、MD における垂直な繊維はき裂進展を阻止すること考えられる。このように推論すると、同一の $H\Delta G$ では、TD, PPS, MD の順にき裂進展速度が遅くなると理解されるが、この推論に対しては、さらなるき裂先端のマイクロメカニクスによる破壊解析あるいは実証が必要である。

以上より、 da/dN と ΔK との関係に及ぼす繊維配向の影響は、き裂近傍の変形に対する弾性定数の影響と材料の進展抵抗の影響が重畳している。一方、 $H\Delta G$ には前者の弾性定数の影響は除かれ、き裂先端の変形場と材料の進展抵抗との直接的な関係となる。この意味において、 $H\Delta G$ が、より本質的なき裂進展駆動力パラメータであると見なされる。

Fig. 7 Relation between crack propagation rate and crack-tip opening radius parameter.

Fig. 8 Crack-tip region of PPS, MD, TD at the same crack-tip opening curvature radius.

Fig. 9 Relation between crack propagation rate and crack-tip opening curvature parameter.

ここで、従来より、き裂先端開口曲率半径に対応する簡便パラメータとして次の二つのパラメータが使用されてきた。異方性を考慮したエネルギー解放率 ΔG を荷重軸方向のヤング率 E_θ で割ったパラメータ¹⁶⁾

$$\Delta G/E_\theta = (H/E_\theta)(\Delta K)^2 \quad (11)$$

および、等方性で求めたエネルギー解放率を ΔG^* をヤング率 E_θ で割った商 $\Delta G^*/E_\theta$ である^{3),6),7)}。これらのパラメータを用いて、 da/dN を整理した結果を Fig. 9(a),(b)に示す。前者のパラメータ $\Delta G/E_\theta$ で整理すると、データの幅広がり最も小さくなるが、PPSのき裂進展抵抗が最も大きくなり、さらにMDではコア層を持つIMPの抵抗がSLPより大きくなり、き裂進展機構からの予測と異なる。後者のパラメータ $\Delta G^*/E_\theta$ の場合にはこの傾向がさらに強調され、TDの方がMDより進展抵抗が大きいという結果となる。これらのパラメータは $H\Delta G$ より、各材料によるデータの互いの差が小さくなるが、物理的根拠が乏しい。つまり、これらはき裂先端開口曲率半径 ρ_{tip} に対応せず、詳細は付録に述べるが、MDでは実際の ρ_{tip} より大きく、TDでは小さく見積もることになる。

3.6 疲労破面の様相

IMP-MDの疲労破面は明確にシェル層とコア層に分かれているが、シェル層およびコア層のSEM観察の例を Fig. 10に示す。(a)シェル層では繊維の抜けた穴や表面に突き出た繊維が認められる。また、繊維の表面は露出しており、界面が破壊経路である。表面観察でき裂が繊維に沿って上下しながら進展することに対応している。一方、(b)コア層では繊維は破面に平行で、繊維表面には母相の付着はなく表面がやはり露出しており、界面がき裂の選択的な進展経路となっている。TDでは、シェル層とコア層の様相が入れ替わるが、各層の微視の様相は同一である。SLPではシェル層単一の破面となる。これらの破面観察よりも、繊維がき裂進行方向に垂直にあるときには、き裂進展抵抗となり、平行にあるときにはき裂進展を助長することが推察される。

4 結 言

射出成形した炭素短繊維で強化した PPS の片側切欠き平板を用いて、荷重軸と射出流れ方向が同一の MD、垂直方向の TD、および母材 PPS 単体における疲労き裂に検討した。結果をまとめると次のようになる。

(1) MD において繊維はき裂進展を阻止し、微視的進展経路はジグザグになるが、TD では繊維に沿ってき裂が進展することから蛇行の程度は小さい。マクロなき裂進展方向は荷重軸に垂直方向でモード I の進展である。

(a) Shell layer

(b) Core layer

Fig. 10 SEM micrographs of fatigue fracture surface of MD.

(2) き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK との関係では、PPS の方が TD よりも早く、MD で最も遅くなった。射出成形平板 (IMP) のき裂進展速度はコア層の影響を受け、シェル層のみの平板 (SLP) に比較して、MD では速く、TD では遅くなる。

(3) da/dN とエネルギー解放率 ΔG の関係では、各材料のデータは近づくが、依然として材料依存性は残り、PPS, TD, MD の順にき裂進展抵抗は大きくなる。

(4) da/dN とき裂先端開口曲率パラメータ $H\Delta G$ の関係においては、材料依存性はより小さくなる。しかし、厳密には同一の $H\Delta G$ では、TD が最も早く、MD で遅く、PPS が中間となり材料のき裂進展抵抗が反映される。

(5) 繊維がき裂進行方向に垂直な場合には、破面上に繊維の抜けた穴や表面に突き出た繊維が認められ、界面が破壊経路となりき裂が繊維に沿って上下しながら進展する。一方、繊維がき裂に平行な場合には、界面が選択的なき裂進展経路となり、き裂進展を加速するものと予想される。

付録 FEM による破壊力学パラメータの算出

市販の FEM ソフト Marc Ver 2005 を用いて、Fig. 1 に示す MD, TD の片側き裂平板 (ECP) に対するエネルギー解放率 G を、MCCI 法^{8),9)}で求めた。8 接点の四辺形のアイ示す MD, TD の片側き裂平板 (ECP) に対するエネルギー解放率ソパラメトリック要素を使用し、平面応力を仮定した。Table 1 に示す直交弾性異方性体の弾性定数を用いた。き裂は荷重軸に垂直に進展するとし、モード I エネルギー解放率を求めた。境界条件は、実験のタブを考慮し、Fig. 1 の $20 \times 50 \text{ mm}^2$ の平板の左右の端面に長手方向に一定の変位 ($=0.1 \text{ mm}$) を負荷した。対称性を考慮して 2 分の 1 の領域について解析した。板幅 $W=20 \text{ mm}$ に対してき裂長さが 0.51 mm から 16 mm で求めた。また、FEM メッシュはき裂近傍で小さく、最小の寸法は $\Delta a = 0.03125 \text{ mm}$ とした。MCCI で求めたエネルギー解放率から式(2)を用いて応力拡大係数 K を算出した。

MD, TD および等方体における応力拡大係数の補正係数 $F(a/W)$ のき裂長さに対する Fig. 11 に示す。MD が等方体より低く、TD は大きくなる。等方体からの差は最大で 15% 程度である。本文における K の算出には、 F と a/W の関係を 6 次式で近似して用いた。き裂先端近傍のひずみ場を表すパラメータとして、本論文ではき裂先端の開口曲率半径を検討した。直交異方性体では弾性負荷状態でのき裂先端は放物線で近似され先端の曲率半径 ρ_{tip} は次式で与えられる¹¹⁾。

$$\rho_{tip} = (4/\pi)(HK)^2 = (4/\pi)HG \quad (12)$$

ここで、 H は式(3)のコンプライアンスのパラメータである。FEM 解析で求められるき裂先端でのき裂面の変位分布を放物線で近似して、先端の開口曲率半径 ρ_{tip} を求めた。その結果、き裂長さを 0.51 mm から 16 mm まで変化させて得られる ρ_{tip} と $(4/\pi)HG$ の関係において、式(12)の関係が成立していることが確認された。

さて、従来の報告において、異方性を考慮した破壊力

学パラメータとして、次の二つのパラメータが検討されてきた。異方性を考慮して求めた G を負荷方向のヤング率 E_θ で除したパラメータ $(G/E_\theta)^{16)}$ 、および等方体で求めた G^* をヤング率 E_θ で割ったパラメータ (G^*/E_θ) である^{3),6),7)}。Fig. 12 には、 ρ_{tip} と $\rho_E = (4/\pi)(G/E_\theta)$ および $\rho_E^* = (4/\pi)(G^*/E_\theta)$ との関係を示す。MD では両者が一致する正比例の関係より大きくなり、TD では小さくなる。さらに後者のパラメータの方が差は大きい。つまり、MD に対しては、

$$G^*/E_\theta > G/E_\theta > HG = \rho_{tip} (\pi/4) \quad (13)$$

となり、一方、TD に対しては、となり、一方、TD に対しては、

$$G^*/E_\theta < G/E_\theta < HG = \rho_{tip} (\pi/4) \quad (14)$$

が成立する。このように簡便パラメータでは MD では実際の ρ_{tip} より大きく、TD では小さく見積もることになる。

本研究は JSPS 科研費 26630014 の助成を受けた。

参考文献

- 1) K. Friedrich, R. Walter, H. Voss and J. Karger-Kocsis, "Effect of short fiber reinforcement on the fatigue crack propagation and fracture of PEEK-matrix composites", *Composites*, Vol.17, pp. 205-216 (1986).
- 2) M. G. Wyzgoski and G. E. Novak, "Fatigue fracture of nylon polymers, Part II, Effect of glass-fiber reinforcement", *Journal of Materials Science*, Vol. 26, pp. 6314-6324 (1991).
- 3) Y. Akiniwa, S. Harada, Y. Yagyu and M. Nakano, "Effect of fiber content and fiber orientation on fatigue strength of short-fiber reinforced plastics", *Journal of Materials Science, Japan*, Vol. 41, pp. 1285-1291 (1992).
- 4) W. J. Evans, D. H. Isaac and K. S. Saib, "The effect of short carbon fiber reinforcement on fatigue crack growth in PEEK", *Composites, Part A*, Vol. 27, pp. 547-554 (1996).
- 5) A. Pegoretti and T. Ricco, "Fatigue crack propagation in polypropylene reinforced with short glass fibers", *Composite Science and Technology*, Vol. 59, pp. 1055-1062 (1999).
- 6) K. Tanaka, T. Kitano and M. Egami, "Effect of fiber orientation on fatigue crack propagation in short-fiber reinforced plastics", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 123, pp. 44-58 (2014).
- 7) K. Tanaka, T. Kitano and M. Egami, "Effect of material orientation and stress ratio on fatigue crack propagation in short-fiber reinforced plastics", *Journal of Materials Science, Japan*, Vol. 63, pp. 830-836 (2014).
- 8) L. P. Pook and N. E. Frost, "A fatigue crack growth theory", *International Journal of Fracture*, Vol. 9, pp. 53-61 (1973).
- 9) G. C. Sih and H. Liebowitz, H., "Mathematical theory of brittle fracture", in: H. Liebowitz (Ed.), *Fracture*, Vol. 2 *Mathematical Fundamentals*, Academic Press, New York pp. 67-190 (1968).
- 10) E. F. Rybicki and M. F. Kanninen, "A finite element calculation of stress intensity factors by a modified crack closure integral", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 9, pp. 931-938 (1977).
- 11) R. Kruger, The virtual crack closure technique: history, approach and applications, OCASE Report No. 2002-10, NASA/CR-2002-211628 (2002).
- 12) K. Tanaka, H. Fukuoka and K. Shimizu, "Distribution of orientation tensor in injection molded plate of short-fiber reinforced plastics and elastic anisotropy", *JSMS 64th Annual Meeting*, Paper No. 616 (2015).
- 13) J. Karger-Kocsis and K. Friedrich, "Microstructural details and the effect of testing conditions on the fracture toughness on injection-molded poly (phenylene-sulphide) composites", *Journal of Materials Science*, Vol. 22, pp. 947-961 (1987).
- 14) J. F. Mandel, F. J. McGarry and C. G. Li, "Fatigue crack growth and lifetime trends in injection molded reinforced thermoplastics". In: *High Modulus Fiber Composites in Ground Transportation and High Volume Applications*. Edited by Wilson DW. ASTM STP 873. American Society for Testing and Materials. Philadelphia. pp. 36-50 (1985).
- 15) K. Tanaka, "Fatigue crack propagation". In: *Comprehensive Structural Integrity*, Vol. 4 *Cyclic Loading Fatigue*, Edited by R. O. Ritchie and Y. Murakami, Elsevier, Amsterdam, pp. 95-127 (2003).
- 16) K. Tanaka, K. Oharada, D. Yamada and K. Shimizu, "Fatigue crack propagation in short-fiber reinforced plastics", *Frattura ed Integrità Strutturale*, Vol. 34, pp. 345-353 (2015).

(b) Correction factor F .

(b) Ratio of correction factor, $F/F(\text{Isotropic})$.

Fig. 11 Correction factor of stress intensity factor for edge-cracked plate of IMP and SLP.

Fig. 12 Relation between crack-tip radius of curvature and crack-tip opening parameters, $(4/\pi)(G/E_\theta)$ and $(4/\pi)(G^*/E_\theta)$, for IMP.