短繊維強化樹脂材料の疲労き裂進展挙動に及ぼす 繊維配向および応力比の影響†

田中 啓介* 北野 巧也** 江上 登*

Effects of Material Orientation and Stress Ratio on Fatigue Crack Propagation in Short-Fiber Reinforced Plastics

by

Keisuke TANAKA*, Takuya KITANO** and Noboru EGAMI*

The effects of fiber orientation and stress ratio on the crack propagation behavior were studied with single edge-notched specimens which were cut from an injection-molded plate (IMP) of short carbon-fiber reinforced polyphenylene sulphide, at five fiber angles relative to the loading axis, i.e. $\theta = 0^\circ$ (MD), 22.5° , 45° , 67.5° , 90° (TD). Macroscopic crack propagation path was nearly perpendicular to the loading axis for the cases of MD and TD. For the other fiber angles, the crack path was inclined because the crack tended to propagate along inclined fibers. In the relation between the crack propagation rate, da/dN , and the stress intensity factor range, ΔK , the propagation rate of fatigue cracks was slowest for MD, and increased with increasing fiber angle. When da/dN was correlated to $\Delta K/E$ (E = Young's modulus), the relations for different orientations merged into a single relation. The core layer existing in IMP accelerated crack propagation in MD direction, and decelerated in TD direction. The da/dN vs $\Delta K/E$ relation of skin-layer plates is close to that for IMP. The effect of stress ratio becomes minimal when da/dN is correlated to the range of the energy release rate, $\Delta G = G_{\max} - G_{\min}$ ($G_{\max}$, $G_{\min}$ = maximum, minimum energy release rates). The relation between da/dN and $\Delta G/E$ shows the least scatter for SFRP with different fiber orientations under different stress ratios.

Key words:

Fatigue crack propagation, Short-fiber reinforced plastics, Material orientation, Stress ratio, Fracture mechanics, Injection molding

1 緒言

近年、輸送機器の軽量化のため、金属の代替として繊維で強化した樹脂の使用が進んでいる。特に陸上輸送機器においては、製造コストの面から短繊維で強化した樹脂材料 SFRP (short-fiber reinforced plastics) が使用され、通常は射出成形によって部品が製作される。このとき SFRP 部品中の短繊維の配向は射出方向と条件によって決まり、材料に異方性を引き起こす。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 部材における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、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⁾は応力拡大係数範囲をヤング率で割った値を破壊力学パラメータとして提案している。これらの研究は主に PEEK^{1),4)}、ナイロン²⁾、ポリカーボネイト³⁾、ポリプロピレン^{5),6)}、ポリフェニレンサルファイド PPS

(polyphenylene sulphide)⁷⁾などの熱可塑性樹脂の母材に炭素繊維あるいはガラス繊維で強化した SFRP について行われているが、繊維方向や応力比が疲労き裂進展に及ぼす影響は材料系によって異なるものと予想される。

PPS は耐高温、耐薬品性に優れた汎用の結晶性熱可塑性樹脂であり、輸送機器の高温部品への適用が期待される⁸⁾。Mandel ら⁹⁾は炭素繊維で強化した PPS は疲労特性に優れており、き裂に対して垂直に配向する炭素繊維はき裂進展を遅延する効果を持っていることを報告している。しかしながら、繊維配向あるいは応力比の影響については検討されていない。

そこで本研究では射出成形した板厚 1 mm の炭素短繊維で強化した PPS の平板から、種々の方向に試験片を切り出し、繊維配向および応力比が疲労き裂進展挙動に及ぼす影響を検討した。また、射出成形した SFRP 平板では、繊維配向がスキン層とコア層で異なっている。そのためスキン層のみを取り出した平板についても、疲労き裂進展試験を行い、1 mm の平板の場合と比較した。

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炭素短繊維を 30 wt%で強化

† 原稿受理 平成 26 年 2 月 25 日 Received Feb., 25, 2014 ©2014 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.

** 学生会員 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.*

した PPS 樹脂で、ガラス転移温度は約 360K である。射出成形法によって成形した板厚 1 mm の平板を Fig. 1 に示すが、上から下方向が射出方向で、大きさは $80 \times 80 \text{ mm}^2$ である。射出方向に繊維の方向が揃うため、切り出し方を変えることにより、繊維配向角の異なる 5 種類の試験片を作成した。図には切り出し方向を示す。射出方向 (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 材、 90° となるものを TD 材とし、 45° となるものを 45° 材とした。このほか、 22.5° 材および 67.5° 材も作成した。ここで、後述するようにスキン層での繊維の平均的な方向は MFD 方向と一致しているので、以下では MFD 方向と試験片長手方向との角度を繊維配向角 θ と称する。比較のため、PPS 単体を 1mm 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。

試験片は片側切欠き試験片で Fig. 2 に形状寸法を示す。試験片は長さ 80 mm、幅 20 mm、厚さ 1 mm の平板で長手方向中央の片側に 2 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、両者の試験片において、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、表面のスキン層が内部のコア層を挟んだ 3 層構造となっている。Fig. 3 に MFD に垂直な断面と平行な断面を示す。繊維の方向はスキン層では MFD の方向であり、コア層は垂直となっている。コア層の厚さは約 0.15 mm である。コア層がスキン層でのき裂進展に影響し、1 mm 厚板でのき裂進展挙動には内部のコア層の影響が含まれていると考えられる。そこで、1 mm 厚の平板を片面から 0.6 mm 研削により除去して、スキン層のみとなる試験片を製作した。試験片は MD 材、TD 材、 45° 材の 3 種類である。試験片の表面は耐水研磨紙 #1500, #2000 で研磨仕上げをした。以下、スキン層のみの試験片を SLP (skin layer plate)、1 mm の成形板を IMP (injection molded plate) と称する。

(a) MD, TD, 45° specimens

(b) 22.5° , 67.5° specimens

Fig. 1 Specimens with various orientations cut out of injection molded plate.

Fig. 2 Shape and dimensions of specimen (in mm).

(a) Injection molded plate

(b) Section I

(c) Section II

Fig. 3 Fiber orientation of injection molded plate.

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、IMPの試験片は応力比 $R=0.1$ と 0.5 の2条件で、SLPでは $R=0.1$ のみ実施した。ひずみ速度は $1\sim 2\%/s$ となるように周波数を調節し、三角波による荷重一定条件とした。疲労試験中の適当な繰返し数で一時的に試験機を停止させ、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することでき裂進展挙動および長さの観察を行った。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。また、疲労試験中に荷重-変位関係も測定したが、線形関係であり、ヒステリシスループの広がりも認められなかった。

き裂長さとしては、応力軸に垂直な面への投影長さをを用い、初期切欠き長さを加えた長さをき裂全長 a とし、試験片の表裏面のき裂長さの測定値の平均値を採用した。き裂進展速度はき裂長さとの繰返し数の関係からセカント法により求めた。

2.3 応力拡大係数

破壊力学パラメータとしては、材料を等方性と仮定し、き裂は片側から荷重軸に垂直に進展するとして、試験片中央線から 25 mm の位置の変位一定の境界条件下で、応力拡大係数を有限要素法により求めた。2次元の8接点四辺形要素を用いて、修正き裂開口法¹⁰⁾により応力拡大係数を算出した。応力拡大係数 K を次式で表示した。

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot F(a/W) \quad (1)$$

ここで、 σ は応力 (gross stress), a はき裂全長, W は板幅, F は補正係数であり、計算結果を次の6次式で近似した。

$$F(a/W) = 1.122 - 0.219737(a/W) + 5.28036(a/W)^2 - 20.2354(a/W)^3 + 44.6287(a/W)^4 - 48.182(a/W)^5 + 21.4707(a/W)^6 \quad (2)$$

3 実験結果

3.1 疲労き裂進展経路

Fig. 4 には、IMPのMD, 45° , TD材の $R=0.1$ におけるき裂の光学顕微鏡写真を示す。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いる。また、(a), (c), (e)の枠で囲った領域の拡大が(b), (d), (f)である。MD, TD材では、微視的にはジグザグして進展しているが、マクロ的には水平方向つまり、応力軸に垂直に進展している。一方、 45° 材では傾いた方向に進展しており、荷重軸に垂直な面に対する角度は $\varphi = 24.4^\circ$ である。微視的な進展経路は母相か、繊維界面であり、繊維を切る場合は少ない。MD材ではき裂は繊維にブロックされて繊維を避けるように上下にジグザグしている。TD材でのき裂経路のジグザグは少なく繊維に沿って進展する。一方、 45° 材では、繊維に沿う場合には 45° 方向に進展する

Fig. 4 Fatigue cracks of MD, 45° , TD specimens of IMP under $R=0.1$.

Fig. 5 Relation between crack propagation angle and fiber angle for IMP.

が、母相では荷重軸に垂直な水平方向となる傾向があり、マクロ的に 24.4° となっている。

22.5° 材および 67.5° 材のマクロなき裂進展経路も荷重軸に対して傾いていた。Fig. 5 にはIMPの $R=0.1$ と 0.5 におけるき裂進展角 φ と繊維配向角 θ との関係を示す。図中の破線はき裂が繊維方向に進む場合 $\varphi = 90 - \theta$ を示す。応力比により大きくは異なるが、 $\theta = 22.5^\circ, 45^\circ, 67.5^\circ$ の場合、き裂進展方向はいずれも破線より低い。これはき裂が繊維に沿う場合のき裂進展角 $\varphi \approx 90 - \theta$ と

母相の場合の $\phi \approx 0$ とが共存しているためである。

SLP においても MD, TD 材では, マクロ的には応力軸に垂直に進展していた。一方, 45°材のき裂進展角度は 28.5°で, IMP の 24.4°よりやや大きい。

3.2 疲労き裂進展挙動—IMP の場合

MD, TD 材以外の場合にはき裂は傾いて進展するためき裂はモード I と II の変形を受ける。しかし, ここでは簡単のため, 荷重軸に垂直な面に投影した長さを測定し, き裂進展速度もこの長さに対して求める。また, 破壊力学パラメータとしては, 材料の等方性を仮定し応力軸に垂直な直線状の片側き裂に対して求めた応力拡大係数を用いる。過去に発表された研究^{1)~7)}においても, 等方性を仮定して求めたモード I の応力拡大係数が用いられ, 設計を念頭にした簡便法と見なされる。より厳密には材料異方性と混合モード負荷を考慮すべきであるが, 本論文では研究の第一段階として, この簡便手法を用いて以下の検討を行う。

き裂進展速度は, き裂が切欠き影響を受けないと考えられる, 長さが 0.3 mm 進展した以降についてセカント法で算出した。Fig. 6 に IMP の $R=0.1$ と 0.5 におけるき裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す。関係は次の 3 つのグループに分かれる。つまり, (i) MD, 22.5°材, (ii) 45°, 67.5°, TD 材, (iii) 母材単体のグループ

である。ここで, MD 材のグループが最も遅く, 母材が最も速い。つまり, き裂に垂直な繊維はき裂進展を阻害し, き裂に平行な繊維はき裂進展を助ける。しかし, いずれの場合にも繊維を混合することによって, き裂進展は母材単体より遅くなる。また, da/dN と ΔK の関係は Paris のべき乗則で近似できる。このときのべき数は 9 から 30 で, 一般の金属材料¹¹⁾の 2 から 4 より高く, 脆性的な FRP 材料の特徴^{2)~6,9)}に一致する。

Fig. 7(a)に, MD, 45°, TD 材について, 応力比 $R=0.1$ と 0.5 における da/dN と ΔK との関係を示す。図において, $R=0.5$ の方が進展速度が速く, Paris 則のべき数も高い。同一材料の da/dN と ΔK との関係は低進展速度領域で近づく。また, Fig. 7(b)には da/dN と最大応力拡大係数 $K_{\max}$ の関係を示す。同一 $K_{\max}$ では $R=0.1$ の方が進展速度が速い。ここで, 興味深い点は, 高進展速度領域では応力比の異なるデータが近づくことであり, 上限限界領域では $K_{\max}$ によってき裂進展速度が支配されているものと見なされる。つまり, da/dN は ΔK と $K_{\max}$ の関数として次式で表される。

$$da/dN = C \left(K_{\max}^{\gamma} \cdot \Delta K^{1-\gamma} \right)^m \quad (3)$$

ここで, γ は $K_{\max}$ の寄与度に対応するパラメータであり, 高進展速度領域では 1 に近く, 低進展速度領域では 0 に近づく。なお長繊維の CFRP における疲労層間き裂進展速

(a) $R=0.1$

(b) $R=0.5$

Fig. 6 Relation between crack propagation rate and stress intensity factor for IMP.

(a) da/dN vs ΔK .

(b) da/dN vs $K_{\max}$

Fig. 7 Crack propagation rate plotted against stress intensity factors, ΔK and $K_{\max}$ for IMP under $R=0.1$ and 0.5.

Fig. 8 Relation between crack propagation rate and stress intensity range for IMP and SLP under $R = 0.1$.

度も式(3)のように表示され, γ について同様な傾向が報告されている^{12)~14)}.

3.3 疲労き裂進展挙動—SLP の場合

Fig. 8 には, SLP の MD, 45°, TD 材について, $R = 0.1$ での da/dN と ΔK との関係を, IMP の場合とともに示す. 繊維配向角の影響は SLP において明確であり, 配向角が大きくなると進展速度も速くなる. MD 材においては, SLP の進展速度の方が IMP より低く, 90°配向したコア層が IMP でのき裂進展を加速している. 一方, TD 材では SLP の方が高速であり, 0°配向したコア層が IMP でのき裂進展を減速している. 45°材では, IMP の方が SLP よりやや高速である.

4 考 察

4.1 き裂進展に及ぼす繊維配向の影響

秋庭ら³⁾は繊維配向の異なる炭素短繊維で強化したポリカーボネートの射出成形平板において, 破壊力学パラメータとして応力拡大係数範囲を試験片の軸方向のヤング率で割った商をパラメータとすると配向性の影響が小さくなることを報告している. Fig. 9 には, IMP について, da/dN を $\Delta K/E$ に対してプロットした. ここで,

(a) $R = 0.1$, (b) $R = 0.5$ であり, ヤング率は付録に示すように異方性を考慮した軸方向ヤング率を用いた. Fig. 6 と比較して, da/dN と $\Delta K/E$ の関係では, 樹脂単体を含めて, 配向性の異なる関係の差がなくなり, ほぼ一つの関係に収束することがわかる. $R = 0.1$ と 0.5 の関係は異なり, 同一 $\Delta K/E$ では, 後者の方が高速で, 最大応力も進展に寄与することを示している.

Fig. 10 には $R = 0.1$ の場合の, SLP と IMP の MD, 45°, TD 材について da/dN を $\Delta K/E$ の関係を示す. この場合にも SLP の関係は IMP に近づくが, 厳密には SLP の方が IMP よりやや速い.

以上のように, da/dN は $\Delta K/E$ をパラメータとすることによって配向性の影響が著しく小さくなる. なお, 異なる種類の材料間において, da/dN と ΔK 関係で見られる材料間の相違が, da/dN と $\Delta K/E$ の関係では著しく小さくなることはよく知られている^{11), 15)}. この理由は, 等方性

(a) $R = 0.1$.

(b) $R = 0.5$

Fig. 9 Relation between crack propagation rate and stress intensity range divided by Young's modulus, $\Delta K/E$, for IMP.

Fig. 10 Relation between crack propagation rate and stress intensity range divided by Young's modulus for IMP and SLP under $R = 0.1$.

材料において, $\Delta K/E$ はき裂近傍のひずみ場ないしはき裂先端の曲率半径¹⁵⁾を規定しており, 疲労き裂進展が応力場よりもむしろひずみ場によって支配されるためと考えられる. 本実験材料は異方性材料であり, ΔK を等方性で求め, 異方性はヤング率に反映されているのみであるため, $\Delta K/E$ パラメータの物理的意味は明確ではないが, き裂の開口に対しては 軸方向のヤング率が支配

Fig. 11 Relation between crack propagation rate and energy release rate ΔG for IMP.

Fig. 12 Relation between crack propagation rate and energy release rate range divided by Young's modulus, $\Delta G/E$, for IMP.

的と考えられる。今後、異方性を考慮した応力拡大係数、エネルギー解放率、き裂開口変位などのパラメータによる検討が必要である。

4.2 き裂進展に及ぼす応力比の影響

Wyzgoski と Novak²⁾は、ガラス繊維で強化されたナイロンの射出成形板の疲労き裂進展において、MD と TD 材のき裂進展速度が次のエネルギー解放率パラメータで整理すると同一となることを報告している。

$$\Delta G = G_{\max} - G_{\min} \quad (4)$$

ここで、 $G_{\max}$ は最大エネルギー解放率、 $G_{\min}$ は最小エネルギー解放率である。さらに、ヤング率のみに異方性を考慮し、エネルギー解放率 G を K^2/E として変形する。

$$\Delta G = \frac{(K_{\max})^2 - (K_{\min})^2}{E} = \frac{(\Delta K)^2}{E} \frac{1+R}{1-R} \quad (5)$$

ここで、 E には異方性を考慮した荷重軸方向のヤング率を取る。なお、通常の疲労き裂進展に対しては、応力の振れ幅が重要であるとして弾塑性疲労き裂進展の場合には J 積分範囲 ΔJ を取る¹¹⁾。この値は、線形弾性の場合に $\Delta J = \Delta G = (\Delta K)^2/E$ となる。一方、式(5)で定義されるパラメータは、これの他に応力比の効果を含んでいる点で異なっている。本実験において配向性の異なる場合について、き裂進展速度を ΔG で整理したが、前項の $\Delta K/E$ をパラメータとする場合よりばらつきは大きかった。

一方、北條ら^{12),13)}は長繊維で強化したエポキシ樹脂 CFRP のモード I 層間剥離き裂進展において、応力比が異なった場合に対して式(4)の ΔG をパラメータとすると整理できることを報告している。ここでは、式(5)で定義される ΔG に対して、IMP の $R = 0.1$ と 0.5 のデータをプロットした結果を Fig. 11 に示す。ここでは、代表として MD, 45°, TD 材についてのみ示す。Fig. 7(a)と比較して、各配向に対して異なる応力比のデータがほぼ同一の関係に近づく。しかしながら、このパラメータによる整理では、配向性の影響が大きい。

4.3 き裂進展を支配する破壊力学パラメータ

以上において、疲労き裂進展速度への配向性の影響は $\Delta K/E$ を、また応力比の影響は ΔG をパラメータにすることによって統一的に整理できる。ここで、式(5)より分かるように ΔG は $\Delta K^2/E$ に比例している。そこで、 $\Delta G/E$ をパラメータとすると、これは $(\Delta K/E)^2$ に比例し、配向性および応力比の影響によらない関係となることが予想される。

Fig. 12 には IMP について da/dN と $\Delta G/E$ の関係を示す。ここでも MD, 45°, TD 材についてのみ示す。繊維配向の異なるデータがやや近づくが、完全には一致しない。しかし、前項で検討した $\Delta K/E$, ΔG と比較して、配向性および応力比が異なった場合にも、 da/dN との関係において最もばらつきが小さいパラメータである。

以上の整理においては、応力拡大係数の算出に等方性を仮定した。さらに、き裂が斜め方向に混合モードで進展する場合に対してもき裂を荷重軸に垂直な面に投影し、モード I で進展すると仮定した。この手法は、簡便的にき裂進展挙動を予測する場合に有用であると考えられる。しかしながら、より厳密には、材料の異方性を考慮し、かつき裂が荷重軸に対して斜め方向に進展する場合には混合モードを考慮した破壊力学パラメータの検討が必要と考えられる。

5 結 言

射出成形した炭素短繊維で強化したポリフェニレンサルファイド樹脂の片側切欠き平板を用いて疲労き裂進展挙動に及ぼす繊維配向および応力比の影響を検討した。荷重軸と繊維配向方向（射出流れ方向）とのなす角を繊維配向角として、0° (MD), 22.5°, 45°, 67.5°, 90° (TD) について試験を実施した。結果をまとめると次のようになる。

- (1) 巨視的なき裂進展方向は MD, TD 材において、荷重軸に垂直方向であり、他の繊維配向角ではき裂が繊維の沿って進展するため、荷重軸に対して斜めに進展した。
- (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、MD 材で最も遅く、配向角が大きくなるにした

がって高速となった。

(3) 射出成形板は3層構造をもつ射出成形平板 (IMP) のき裂進展速度はコア層の影響を受け, スキン層のみの平板 (SLP) に比較して, MD 材では速く, TD 材では遅くなる。

(4) 繊維配向が異なる試験片における da/dN と $\Delta K/E$ (E = ヤング率) の関係はほぼ同一となる。

(5) 負荷した応力比が大きい方が, 同一 ΔK で比較すると疲労き裂進展速度が大きく加速するが, ΔG をパラメータにするとほぼ近い関係式となる。

(6) き裂進展速度に及ぼす繊維配向および応力比の影響は $\Delta G/E$ をパラメータとして da/dN を整理するとばらつきが最も小さい。

付録 SFRP の弾性定数

本研究で使用した射出成形平板は直交異方性平板と見なすことができる。IMP と SLP について $\theta = 0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$ 方向に切り出した平滑試験片の引張負荷を行い, 弾性定数を実験で決定した。ひずみは十字型ひずみゲージにより検出し, 応力ひずみ関係を求めた。Table 1 に測定結果をまとめる。ここで, 添え字 1 は繊維方向 (MFD), 添え字 2 はそれに垂直方向である。ヤング率 E_1 は SLP の方が IMP より大きく, E_2 は小さい。また, G_{12} はほぼ等しい。ここで, 配向角 θ の方向のヤング率は次式で与えられる¹⁶⁾。

$$\frac{1}{E} = \frac{\cos^4 \theta}{E_1} + \frac{\sin^4 \theta}{E_2} + \cos^2 \theta \cdot \sin^2 \theta \left(\frac{1}{G_{12}} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right) \quad (6)$$

Table 2 は上式で求めた IMP, SLP の各配向角に対するヤング率を示す。本研究における破壊力学パラメータの検討において, 各試験片のヤング率としてこの値を採用した。

Table 1 Elastic constants of injection-molded plate.

Stiffness	E_1 (GPa)	ν_{12}	E_2 (GPa)	ν_{21}	G_{12} (GPa)
IMP	22.78	0.378	10.84	0.177	4.86
SLP	26.11	0.409	9.77	0.155	4.93

Table 2 Young's modulus of specimens, E (GPa), with various fiber angles.

Fiber angle	0° (MD)	22.5°	45°	67.5°	90° (TD)	Resin
IMP	22.8	18.0	13.0	11.1	10.8	4.45
SLP	26.1	—	12.8	—	9.77	4.45

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) A. Pegoretti and T. Ricco, "Fatigue fracture of neat and short glass fiber reinforced polypropylene; Effect of frequency and material orientation", Journal of Composite Materials, Vol. 34, pp. 1009-1027 (2000).
- 7) J. H. Song, J. K. Lim, Y. J. Kim and H. G. Kim, "Low cycle fatigue of PPS polymer injection welds - Fatigue crack behavior", KSME International Journal, Vol. 17, pp. 647-653 (2003).
- 8) 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).
- 9) J. F. Mandel, D. D. Huang and F. J. McGarry, "Fatigue of glass and carbon fiber reinforced engineering thermoplastics", Polymer Composites, Vol. 2, pp. 137-144 (1981).
- 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) 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).
- 12) M. Hojo, C. G. Gustafson, K. Tanaka and R. Hayashi "Mode I and mixed mode propagation of delamination fatigue cracks in CFRP laminates", Journal of Materials Science, Japan, Vol. 36, pp. 222-228 (1987).
- 13) M. Hojo, K. Tanaka, and R. Hayashi "Effect of stress ratio on near-threshold propagation of delamination fatigue cracks in unidirectional CFRP", Composite Science and Technology, Vol. 29, pp. 273-292 (1987).
- 14) K. Tanaka and H. Tanaka, "Stress-ratio effect on mode II propagation of interlaminar fatigue cracks in graphite/epoxy composites", In: "Composite Materials: Fatigue and Fracture". ASTM STP 1285. Edited by E. A. Armanois, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 126-142 (1997).
- 15) L. P. Pook and N. E. Frost, "A fatigue crack growth theory", International Journal of Fracture, Vol. 9, pp. 53-61 (1973).
- 16) L. A. Carlson and R. B., In: "Experimental Characterization of Advanced Composite Materials" Prentice Hall Inc., Englewood Cliffs, New Jersey, Chap. 2 (1987).