

繊維 2 本および繊維 4 本のモデル複合材料を用いた 繊維/樹脂界面はく離じん性の実験的評価と FRP じん性への寄与の検討[†]

小 岩 康 三* 田 中 拓**
日 和 千 秋*** 中 井 善 一**

Evaluation of Fiber/Matrix Interfacial Fracture Toughness and Its Contribution to Composite Toughness by Using Two and Four-Fibers Model Composite Specimens

by

Kozo KOIWA*, Hiroshi TANAKA**, Chiaki HIWA*** and Yoshikazu NAKAI**

Fiber/matrix interfacial crack propagation behavior was investigated by using a model composite specimen. The model composite specimen used in the present study consists of two fibers bonded by matrix resin, and an interfacial crack can propagate without resin fracture in this specimen. Model composite specimens with an initial crack were successfully fabricated from glass fibers of about 200~400 μ m in diameter and vinylester resin. Crack propagation tests were carried out by the DCB method for mode I loading and the ELS method for mode II. The average value of interfacial fracture toughness obtained from model composites with silane-treated fibers was much higher than that with untreated fibers for both mode I and II propagation. Thus, the characteristics of fiber/matrix interfacial crack propagation are successfully evaluated by the present test method. The crack propagation tests were also conducted by using another model composite specimen with four parallel fibers distributed in a square array in the cross section. As expected, fracture toughness of four-fibers model composites in which the crack propagation is a combination of interfacial debonding and matrix fracture was higher than interfacial fracture toughness because of large energy dissipation by matrix fracture. Using the interfacial fracture toughness, G_i , the fracture toughness of four-fibers model composites, G_c , and the fracture surface ratio of fiber/matrix debonding in four-fibers model composites, γ_i , the fracture toughness of matrix resin, G_m , was estimated on the basis of the rule of mixture, $G_c = G_i\gamma_i + G_m(1 + \gamma_i)$.

Key words: Composite materials, FRP, Interface, Fracture toughness, Model composite

1 緒 言

繊維強化プラスチック (FRP : Fiber Reinforced Plastics) は、強化繊維に比べてマトリックス樹脂や繊維/マトリックス界面の強度が著しく低い¹⁾ため、繊維に沿ったき裂の進展が極めて重要な破壊モードとなることがよく知られている。この巨視的なき裂の進展特性には、不均質な微視構造をもつ FRP における様々な種類の微視破壊特性が影響を及ぼす。²⁾中でも、マトリックスの割れや塑性変形とならんで、繊維/マトリックス界面のはく離特性が強く影響すると考えられ、実験結果もいくつか報告されている。^{2), 3)}

このような背景から、繊維/マトリックス界面の微視はく離やマトリックス微視割れなど、個々の微視破壊の特性を基に、FRP の破壊をそれらの集積として解析しようとするメゾメカニックス的なアプローチが試みられており、そのためには、界面はく離やマトリックス割れなどの破壊素過程の特性を定量的に把握することが重要となる。

これらの破壊素過程のうち、界面特性の定量的評価に

関しては、界面せん断強度の実測法として、プルアウト法^{4), 5)}やフラグメンテーション法⁶⁾あるいはマイクロドロップレット法⁷⁾などが用いられているが、FRP のき裂進展特性のメゾメカニックス解析を行おうとした場合、単に界面強度ではなく、界面はく離き裂進展の破壊力学特性の把握が必要と考えられる。しかしながら、界面はく離やマトリックス破損などが混在する FRP の巨視的なき裂進展特性から、界面はく離き裂の進展特性だけを抽出して測定しようとする試みはほとんど行われていない。^{8)~10)}

そこで本研究では、FRP における繊維/マトリックス界面近傍の領域を抜き出した形態のモデルコンポジット試験片を作製し、繊維に直接力を加えることにより、繊維に沿った界面はく離き裂の進展試験をモード I およびモード II 負荷に対して行った。さらに、FRP を模した別のモデルコンポジットを作製して破壊じん性試験を行うことによって、界面はく離じん性とマトリックス微視割れじん性の分離評価を試みた。

[†] 原稿受理 平成 20 年 4 月 22 日 Received Apr. 22, 2008 ©2008 The Society of Materials Science, Japan

* 学生会員 神戸大学大学院工学研究科機械工学専攻 〒657-8501 神戸市灘区六甲台町, Graduate Student, Dept. of Mech. Eng., Kobe Univ., Nada-ku, Kobe, 657-8501

** 正 会 員 神戸大学大学院工学研究科機械工学専攻 〒657-8501 神戸市灘区六甲台町, Dept. of Mech. Eng., Kobe Univ., Nada-ku, Kobe, 657-8501

*** 正 会 員 神戸大学自然科学系先端融合研究環 〒657-8501 神戸市灘区六甲台町, Organization of Advanced Sci. and Tech., Kobe Univ., Nada-ku, Kobe, 657-8501

2 実験方法

2・1 モデルコンポジット試験片

Fig. 1 (a)に示すように、繊維強化複合材料の繊維に沿ったき裂は、繊維／マトリックス界面はく離だけでなくマトリックス破壊部も含んでいる。本研究では、Fig. 1 (b)に示すような、2本の繊維とそれらを接合する樹脂だけからなるモデルコンポジットを作製し、界面はく離き裂の進展試験を行う。このモデルコンポジットの場合、マトリックス破壊を含まず界面はく離のみによってき裂が進展できるので、複合材料のき裂進展特性のうち、界面はく離き裂の特性のみを抽出できる。

本研究では、モデルコンポジットの強化繊維にはパイレックスガラスを、母材樹脂にはじん性の高いビニルエステル樹脂（株昭和高分子，R-802）を用いた。ガラス繊維直径 d は $200 \sim 400 \mu\text{m}$ である。ただし、個々の繊維における長手方向の直径のばらつきは3%未満だった。ビニルエステル樹脂の硬化剤としてはメチルエチルケトンパーオキサイド (MEKPO) を使用した。

また、本研究では、ガラス繊維と母材樹脂の接着性の影響を検討するため、ガラス繊維表面をシラン系カップリング材（3-メタクリロキシプロピルトリエトキシシラン：信越化学工業(株)，KBE-503）で処理したものと、比較のために表面処理を施さないものの2種類を作製した。

Fig. 2 (a)に本研究で作製したモデルコンポジット試験片の模式図を、(b)にそのSEM写真の例を示す。界面はく離き裂の進展試験を行うために、繊維が樹脂で接着されていない初期き裂部を片側に設けた。モデルコンポジット試験片の長さはおよそ40mm程度とした。

モデルコンポジット試験片は以下の方法で作製した。まず、径のほぼ等しい繊維を2本並べて、繊維間隔を一定にしつつ樹脂で接着されない初期き裂を残すために、両端にアルミ箔を挟んだ状態で固定した。固定した2本の繊維の間に母材樹脂を塗りこみ、余剰樹脂をアセトンでふき取った後、常温下に24時間置いて硬化させたのち、

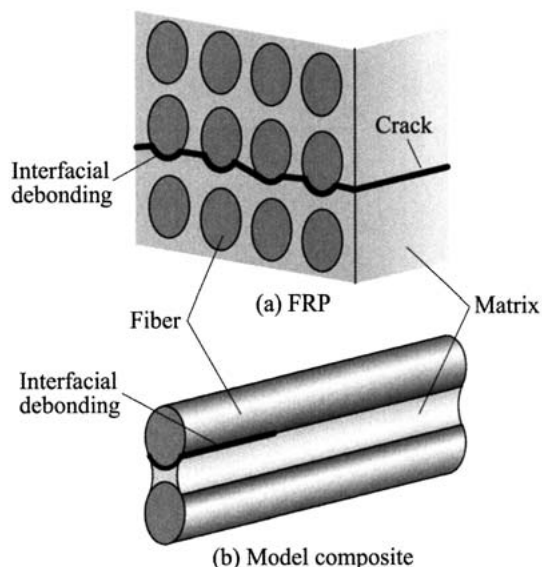
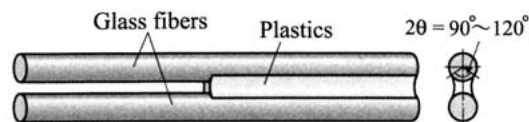
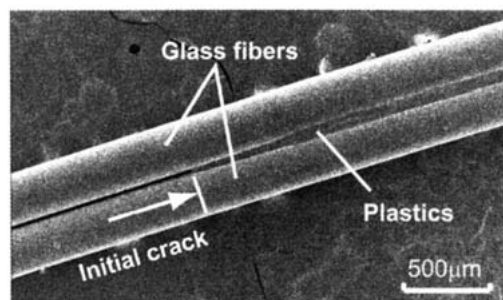


Fig. 1 Model composite.



(a) Schematic of model composite specimen



(b) Scanning electron micrograph

Fig. 2 Model composite specimen containing a crack.

100°C で1時間の熱処理を加えて、モデルコンポジット試験片とした。

モデルコンポジット試験片における繊維間隔は、Fig. 2 (b)でも観られるように、約 $40 \mu\text{m}$ である。これは繊維直径の $1/5 \sim 1/10$ 程度であり、繊維体積含有率が $55 \sim 65\%$ のFRPと同程度の比率となっている。なお、繊維表面のうち樹脂と接着している範囲は、Fig. 2 (a)に示したように、繊維断面の中心角にして $2\theta = 90 \sim 120^\circ$ 程度である。

2・2 界面破壊じん性試験方法

作製したモデルコンポジット試験片を用いて、モードIおよびモードIIの界面はく離破壊じん性試験を行った。モードI試験は、Fig. 3 (a)に示すように、モデルコンポジットの双片持り (DCB: Double Cantilever Beam) 試験片に開口力を加えることによって行った。試験片には、図に示すようにアルミニウム円筒（外径 0.9 mm 、内径 0.5 mm ）を接着し、ピンを介して開口力を与えた。き裂長さ a は、2つの円筒中心を結ぶ線からき裂先端までの

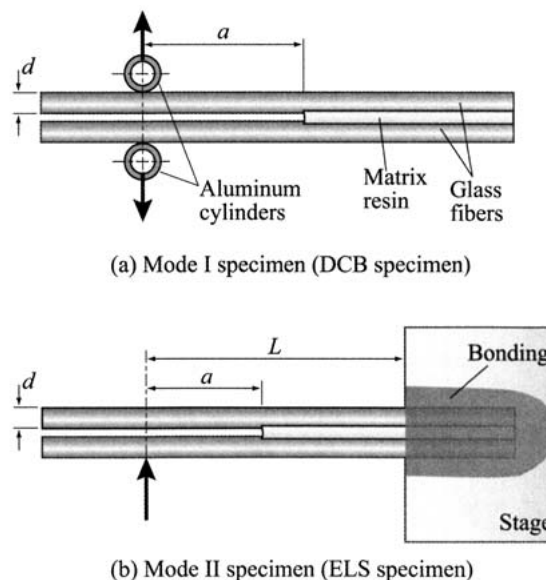


Fig. 3 Specimens for fracture toughness tests.

距離として定義する．初期き裂長さ a_i は 2 ～ 12mm の範囲で変化させた．

モード II 試験は，Fig. 3 (b)に示すように，FRP 積層板の層間はく離試験で用いられる端面切欠曲げ (ELS : End Loaded Split) 法を採用した．図のように右端を試料台に固定し，図中矢印のように集中力を加えた．この集中力の軸線からき裂先端までの距離をき裂長さ a ，固定端までの距離を固定端距離 L とする．初期き裂長さ a_i は 5 ～ 7mm， L は 8 ～ 12mm とした．

2・3 試験システム

使用した試験システムを Fig. 4 に示す．PC 制御ステップモータ駆動式（分解能 $1\mu\text{m}$ ）の精密型 X ステージ（シグマ光機(株)，SPSG20-35）をアクチュエータとしている．試験力は，引張・圧縮型微小荷重ロードセル（株式会社共和電業，LTS-50GA，容量 500mN，分解能約 0.5mN）で測定した．モデルコンポジット試験片を XYZ ステージ上に設置し，ロードセルに直結している負荷ロッドで試験片に直接負荷を与えた．試験力作用点の変位は，X ステージ移動量から予め検定した試験機変形量を差し引いて求めた．また，試験中，き裂進展の様子をビデオマイクロスコープで観察できる．

Fig. 5 に，モード I 試験の模式図を示す．試験片に接

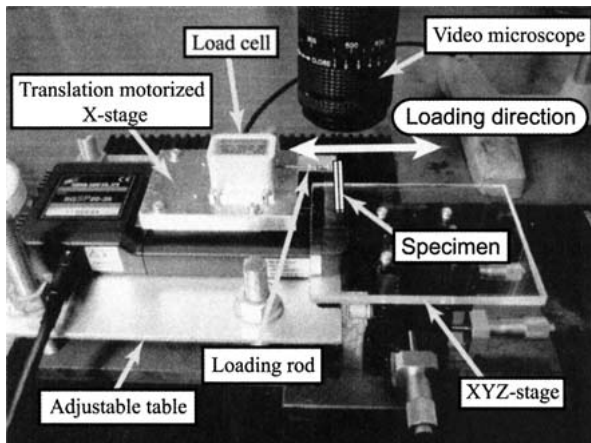


Fig. 4 Testing machine.

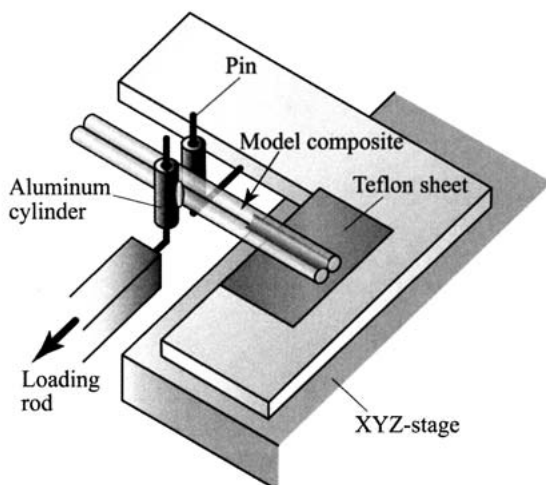


Fig. 5 Schematic of mode I test method.

着した 2 つのアルミニウム円筒それぞれに細いピンを通し，片方を XYZ ステージに固定し，もう片方を負荷ロッドに接合することで開口変位を与えた．開口変位速度は $100\mu\text{m/s}$ とした．試験片端部は，XYZ ステージ上に置かれた状態で変形に伴って滑るため，摩擦を軽減する目的でステージ面にテフロンシートを接着した．

Fig. 6 はモード II 試験の模式図である．試験片端部をステージに接着・固定する．集中力作用点の変位速度は $100\mu\text{m/s}$ である．なお，変形の際，モデルコンポジット試験片がねじれないように，図のようにガイドを当てた．試験片と接触するガイド面やステージ面にはテフロンシートを貼って摩擦を軽減させた．

3 実験結果および考察

3・1 モード I 界面破壊じん性試験

Fig. 7 は，モード I 試験で得られた代表的な試験力変位曲線であり，左図が繊維表面処理を施していないモデルコンポジット（以下，未処理材），右図がカップリング剤による表面処理を施したモデルコンポジット（以下，表面処理材）のものである．両者ではき裂長さや繊維直径が若干異なるため，厳密な比較ではないが，繊維表面処理による明らかなき裂進展限界力の向上が認められる．

試験力変位曲線の初期勾配から，モデルコンポジット試験片のコンプライアンス λ_i を求め，ビデオマイクロスコープでの観察により測定したき裂長さ a との関係を得た．例として，未処理材の結果を Fig. 8 に示す．ここ

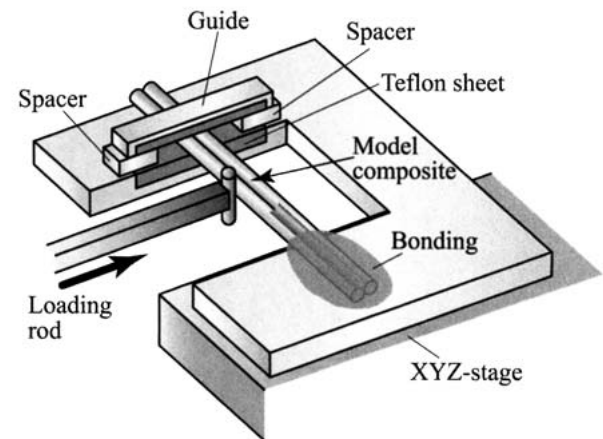


Fig. 6 Schematic of mode II test method.

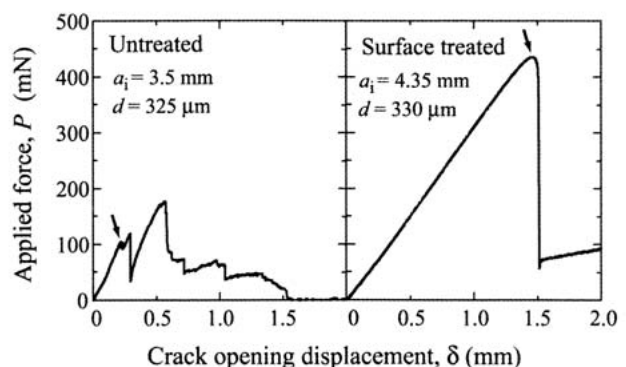


Fig. 7 Applied force-displacement curve (mode I).

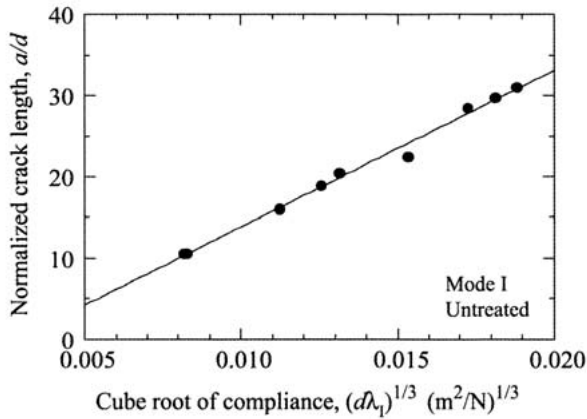


Fig. 8 Relation between crack length and cube root of compliance (Untreated).

で、縦軸はき裂長さ a を繊維直径 d で無次元化した値、横軸は λ_I と繊維直径 d の積を $1/3$ 乗した値である。両者の関係は次式の直線よく近似できる。

$$\frac{a}{d} = \alpha_0 + \alpha_1 (d\lambda_I)^{1/3} \quad (1)$$

ここで α_0 , α_1 はき裂長さや繊維径に依らない定数である。同様の関係は表面処理材でも成立した。

式 (1) のき裂長さ-コンプライアンス関係から、コンプライアンス法により、エネルギー解放率 G_I が次式のように得られる。

$$G_I = \frac{3P^2}{2\theta d^3 \alpha_1^3} \left(\frac{a}{d} - \alpha_0 \right)^2 \quad (2)$$

上式に、実験で得られたき裂進展開始試験力とそのときのき裂長さを代入することにより、モード I の界面破壊じん性値を得た。ただし本研究では、試験力-変位曲線に最初に現れた試験力の極大値 (Fig. 7 の矢印) をき裂進展開始試験力とした。

Fig. 9 に、得られた界面破壊じん性値 G_I を示す。ここで横軸には初期き裂長さをとっている。未処理材、表面処理材ともにばらつきは大きい。未処理材の界面破壊じん性値の平均値が 32 J/m^2 であったのに対して、表面処理材の平均値は 510 J/m^2 となり、未処理材のおよそ 16 倍の値を示した。このように、モデルコンポジット試

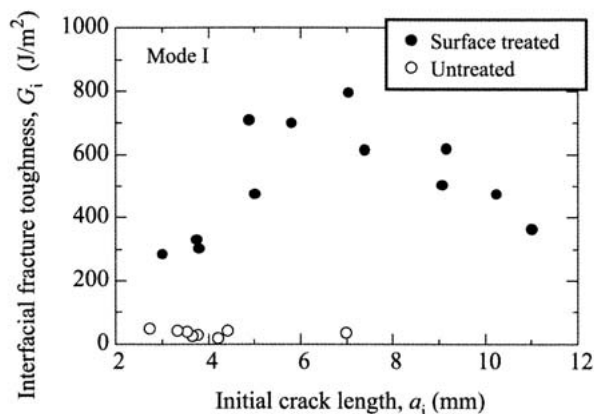


Fig. 9 Mode I interfacial fracture toughness plotted against initial crack length.

験片を用いた破壊じん性試験によって、界面接着性が界面はく離き裂進展特性に及ぼす影響を直接的に評価できるといえる。

Fig. 10 は、初期き裂先端付近の破面の SEM 写真である。(a) の未処理材は完全に界面はく離であるが、(b) の表面処理材の場合は厳密には界面ごく近傍の樹脂が破壊しており、繊維によって非常に強い変形拘束を受ける界面領域での破壊であると考えられる。以下では、この界面領域での破壊に対して得られたじん性値を広い意味での界面じん性と称する。

3・2 モード II 界面破壊じん性試験

Fig. 11 に、モード II 試験で得られた代表的な試験力-変位曲線を示す。左図の未処理材では、断続的に小規模の不安定き裂進展が生じているが、右図の表面処理材の場合は最大試験力までは不安定き裂進展が起らず、最大試験力において初めて急激にき裂が進展した。

試験力-変位曲線から得られたコンプライアンス λ_{II} とき裂長さ a の関係として、Fig. 12 に未処理材の例を示す。コンプライアンス-き裂長さ関係は次式の形で近似できた。

$$(L^3 + 4a^3)^{1/3} / d = \beta_0 + \beta_1 (\alpha \lambda_{II})^{1/3} \quad (3)$$

ここで β_0 , β_1 は定数である。また、 L の定義は Fig. 3 (b) に示すとおりである。

式 (3) から、コンプライアンス法により、エネルギー解放率 G_{II} が次式のように得られる。

$$G_{II} = \frac{6P^2 a^2}{\theta \beta_1^3 d^5} \left\{ \left(\frac{L^3 + 4a^3}{d^3} \right)^{1/3} - \beta_0 \right\}^2 \left(\frac{L^3 + 4a^3}{d^3} \right)^{-2/3} \quad (4)$$

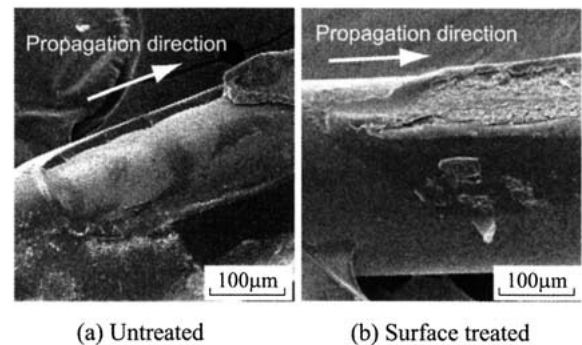


Fig. 10 Scanning electron micrographs of fracture surfaces (mode I).

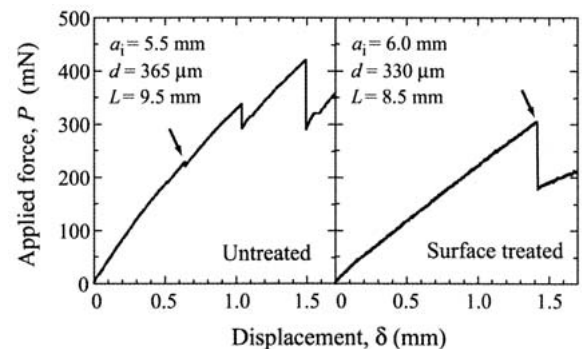


Fig. 11 Applied force-displacement curve (mode II).

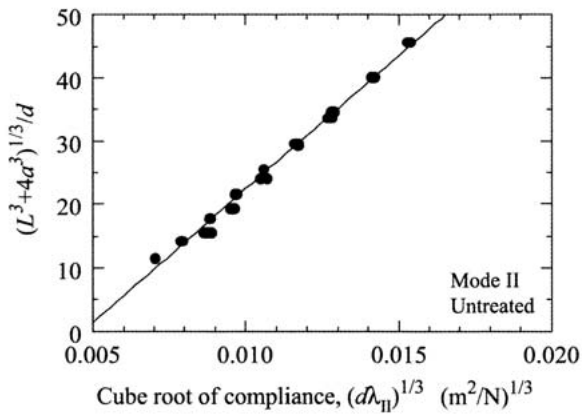


Fig. 12 Relation between crack length and cube root of compliance (Untreated).

上式にき裂進展開始試験力とそのときのき裂長さを代入することにより、モード II の界面破壊じん性値を得た。Fig. 13 は、界面破壊じん性値 G_i を初期き裂長さに対してプロットしたものである。モード I の場合と同様にばらつきはあるものの、平均値で比較すると、未処理材の 24J/m^2 に比べて表面処理材では 180J/m^2 となり、およそ 8 倍の表面処理効果が得られている。

モード I の結果と比較すると、表面処理による界面破壊じん性の増加は、モード I で約 16 倍、モード II では約 8 倍と、モード I のほうにより高い効果を及ぼしていることがわかる。また、未処理材の界面破壊じん性値はモード I とモード II でさほど変わらないが、表面処理材の場合、モード I の界面破壊じん性値がモード II の値よりも 3 倍程度大きい。バルク FRP の一方向強化材の場合、モード I の層間破壊じん性値はモード II より小さいか同程度なのが普通であり、¹¹⁾ 界面破壊じん性値がそれとは逆の結果を示している点は興味深く、今後、種々の界面に対する検討が望まれる。

Fig. 14 は破面の SEM 写真である。モード I とは異なり、モード II では (a) の未処理材、(b) の表面処理材ともに完全な界面はく離によるき裂進展であった。

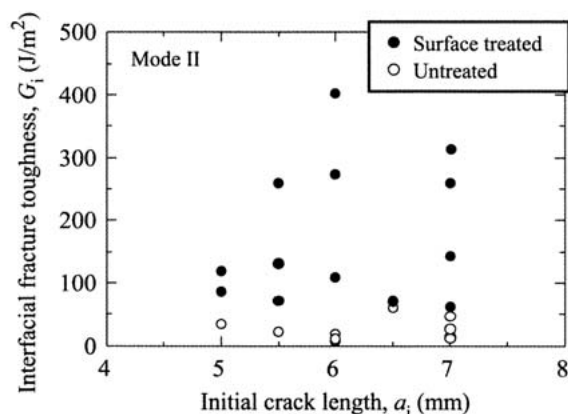


Fig. 13 Mode II interfacial fracture toughness plotted against initial crack length.

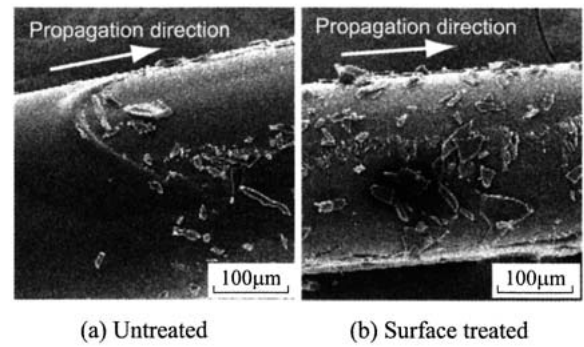


Fig. 14 Scanning electron micrographs of fracture surfaces (mode II).

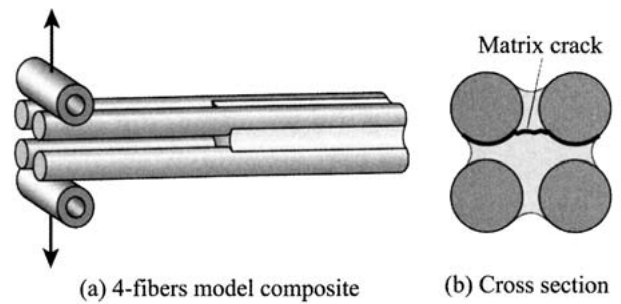


Fig. 15 Model composite specimen composed of four fibers.

3・3 FRP の破壊じん性値に及ぼす界面じん性とマトリックス微視破壊じん性の寄与の検討

既に述べたように、バルク FRP のき裂進展では界面はく離とマトリックス破壊が混在している。このようなき裂進展を模擬するために、同じ繊維と樹脂を用いて、Fig. 15 のように繊維 4 本からなるモデルコンポジット試験片を作製し、モード I の破壊じん性試験を行った。この繊維 4 本のモデルコンポジットの場合、図 (b) の断面図で示すように、界面はく離だけでなく母材樹脂部の破壊も含むため、繊維 2 本のモデルコンポジットに比べてより FRP 中のき裂進展に近い状態となる。なお、繊維間隔は、Fig. 2 に示した繊維 2 本のモデルコンポジット試験片と同様 $40\mu\text{m}$ 程度とした。

得られた結果として、Fig. 16 に未処理材の破壊じん

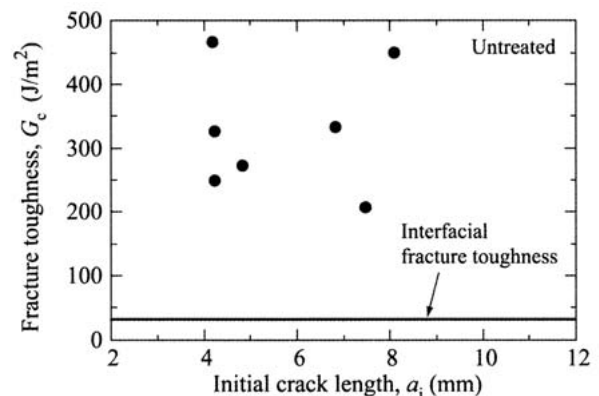


Fig. 16 Mode I fracture toughness plotted against initial crack length (Untreated).

性値を, Fig. 17 に表面処理材の破壊じん性値をそれぞれ示す. 繊維 4 本のモデルコンポジットの破壊じん性値は, 未処理材の平均値が 350J/m^2 , 表面処理材の平均値が 860J/m^2 となった. 界面破壊じん性の平均値は, 未処理材が 32J/m^2 , 表面処理材が 510J/m^2 であったことから, いずれの場合も, 繊維 4 本のモデルコンポジットの破壊じん性値のほうが大きい. この結果から, 本研究の繊維と樹脂からなるバルク FRP のき裂進展においては, 界面はく離より母材樹脂部の損傷により大きなエネルギーが費やされるものと考えられる. ただし, 繊維 4 本のモデルコンポジットの破壊じん性値でも, 未処理材よりも表面処理材の値が高いことから, 界面はく離も影響していることがわかる.

また, 未処理材と表面処理材では破面の様相に大きな違いが認められた. 試験片断面で見た破壊形態の違いを Fig. 18 に模式図として示す. (a) の未処理材では, 繊維/マトリックス界面を進展している部分 (図中実線) が多く, 繊維の間における樹脂破壊 (図中点線) の部分はかなり狭かった. 一方, (b) の表面処理材では, 界面が強化されているために界面破壊部が少なく, 相対的に樹脂内をき裂が進展している部分が多くなっていた.

そこで, 繊維 4 本のモデルコンポジットの破面を光学顕微鏡で観察して, 破面における界面はく離部とマトリックス破壊部の面積比を表面処理材, 未処理材それぞれについて測定した. 得られた界面はく離部の面積率 γ_i は,

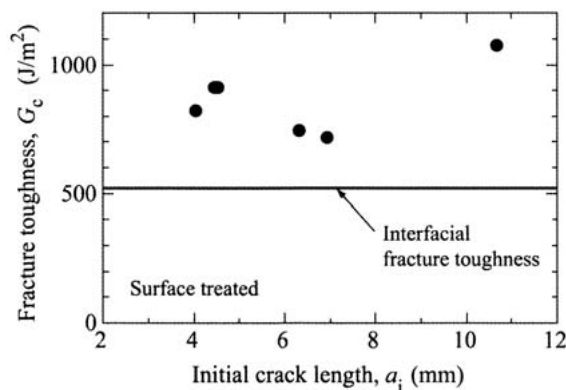


Fig. 17 Mode I fracture toughness plotted against initial crack length (Surface treated).

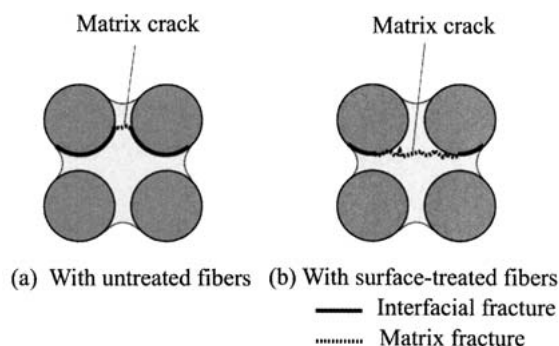


Fig. 18 Crack surface morphology for four-fibers model composite.

Table 1 Average values of fracture toughness and fracture surface ratio.

	Untreated fibers	Surface-treated fibers
Interfacial fracture toughness, G_i (J/m^2)	32	510
Fracture toughness of 4-fibers model composites, G_c (J/m^2)	350	860
Fracture surface ratio of fiber/matrix debonding, γ_i	73	30
Fracture surface ratio of matrix fracture, $1-\gamma_i$	27	70
Estimated fracture toughness of matrix resin, G_m (J/m^2)	1090	1000

未処理材では約 70% であったが, 表面処理材では約 30% まで減少していた.

次に, これまでに得られた結果を用いて, 樹脂部の局所的なき裂進展に対する破壊じん性値 G_m の評価を試みた. 繊維 4 本のモデルコンポジットの破壊じん性 G_c が, 界面の破壊じん性値 G_i とマトリックス樹脂の破壊じん性値 G_m から, 破面面積率に応じた複合則で表されると考えれば, 次式が成り立つ.

$$G_c = G_i \gamma_i + G_m (1 - \gamma_i) \quad (5)$$

ここで γ_i は界面はく離の面積率, $1-\gamma_i$ はマトリックス破壊の面積率である. 未処理材および表面処理材について, 個々の試験片に対する G_i , G_c , γ_i の値を式(5)に代入し, G_m の値を求めた. G_i , G_c , γ_i の平均値, ならびに, 得られた G_m の平均値を Table 1 にまとめる.

G_m の平均値は, 未処理材において 1090J/m^2 , 表面処理材では約 1000J/m^2 となり, いずれも界面破壊じん性値 G_i より大きいだけでなく, 同じマトリックス樹脂をもつ両材に対してかなり近い値が得られた. したがって, 破壊じん性の関係を簡単な複合則で表した式(5), およびそれに基づく界面破壊じん性 G_i とマトリックス破壊じん性 G_m の分離評価法は, かなり有力であると考えられる. ただし, ここで評価したマトリックス破壊じん性 G_m は, 必ずしもバルク樹脂のじん性値ではなく, 周囲の繊維によって強い変形拘束を受けた樹脂内の局所的なき裂進展に対するじん性値と捉えるのが妥当と考える.

4 結 言

本研究では, FRP における繊維/樹脂界面近傍の領域を抜き出した形態をとるモデルコンポジット試験片を作製し, 界面破壊じん性値を実験的に評価するとともに, 界面破壊じん性とマトリックス微視破壊じん性の, FRP 破壊じん性に対する寄与について検討した. 得られた主な結果を以下にまとめる.

(1) 直径 $200 \sim 400\mu\text{m}$ 程度のガラス繊維 2 本をビニルエステル樹脂で接合したモデルコンポジット試験片を

作製し、シランカップリング剤による繊維表面処理材と未処理材について界面はく離破壊じん性試験を行ったところ、表面処理材の破壊じん性値が未処理材に比べてモード I で約 16 倍、モード II でおよそ約 8 倍向上し、界面接着性が界面き裂進展特性に与える効果を本手法で直接的に評価できた。

(2) 界面はく離だけでなく樹脂破壊も含むバルク FRP のき裂進展を模擬するために、繊維 4 本からなるモデルコンポジット試験片を用いて、モード I き裂の進展試験を行ったところ、得られた破壊じん性値は界面破壊じん性値よりも大きかった。このことから、バルク FRP のき裂進展においては、界面はく離より母材樹脂部の損傷により大きなエネルギーが費やされると考えられた。ただし、繊維 4 本のモデルコンポジットの破壊じん性値でも、未処理材よりも表面処理材の値が高いことから、界面はく離特性も影響していた。

(3) 界面破壊じん性値、および、繊維 4 本のモデルコンポジットのじん性値と破面における界面はく離面積率から、複合則を仮定してマトリックス樹脂の微視破壊じん性値を求めた。その結果、同じマトリックス樹脂をもつ表面処理材と未処理材に対してかなり近いマトリックス破壊じん性値が得られ、界面破壊じん性とマトリックス破壊じん性の分離評価法として有力と考えられた。

参 考 文 献

- 1) K. Friedrich, "Fractographic analysis of polymer composites", Composite Materials Series 6, Application of Fracture Mechanics to Composite Materials, pp.425-487 (1989) Elsevier Science.
- 2) M. Kotaki, M. Hojo, N. Tsujioka and H. Hamada, "Effect of surface treatment on interlaminar/intralaminar crack growth behavior of CFRP laminates", Proceedings of the Fourth Japan International SAMPE Symposium, pp.1008-1013 (1995).
- 3) M. Hojo, N. Tsujioka, M. Kotaki, H. Hamada, Z. Maekawa and S. Ochiai, "Effect of interfacial strength on interlaminar and intralaminar fracture toughness of CFRP laminates", High Technology Composites in Modern Applications, Proceedings of COMP'95, pp.30-36 (1995).
- 4) J. P. Favre and M.-C. Merrine, "Characterization of fibre/resin bonding in composites using a pull-out test", International Journal of Adhesion and Adhesives, Vol.1, pp.311-316 (1981).
- 5) M. J. Pitkethly and J. B. Doble, "Characterising the fibre/matrix interface of carbon fibre reinforced composites using a single fibre pullout test", Composites, Vol.21, pp.389-395 (1990).
- 6) A. Kelly and W. R. Tyson, "Tensile properties of fiber-reinforced metals : copper/tungsten and copper/molybdenum", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.13, pp.329-350 (1965).
- 7) B. Miller, P. Muri and L. Rebenfield, "A microbond method for determination of the shear strength of a fiber/resin interface", Composites Science and Technology, Vol.28, pp.17-32 (1987).
- 8) M. Hojo, M. Tanaka, T. Hobbiebrunken, S. Ochiai, T. Inoue and Y. Sawada, "Interfacial fracture of GF and CF/epoxy model composites under static and fatigue loadings", Proceedings of 8th International Fatigue Congress, Fatigue 2002, pp.231-238 (2002) EMAS.
- 9) Y. Matsushita, M. Hojo and M. Tanaka, "In-situ observation of interfacial crack propagation in GF/epoxy model composite using modified couple fiber shear method", Proceedings of the JSMS Composites 33, pp.167-169 (2004).
- 10) M. Tanaka, T. Kawaguchi, M. Hojo, S. Ochiai and Y. Nakanishi, "In-situ observation of interfacial debonding process induced by matrix crack propagation in two-dimensional unidirectional model composites", Composite Interfaces, Vol.15, pp.75-94 (2008).
- 11) H. Tanaka, K. Tanaka, T. Tsuji and H. Katoh, "Interlaminar and intralaminar fracture toughness of unidirectional graphite/epoxy laminates under mixed-mode (I+II) loading", Journal of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.65, No.635, pp.1504-1512 (1999).