

研究論文

CF/Epoxy 積層板のモード I 層間/層内疲労き裂進展抵抗の
き裂長さ依存性に関する検討

佐藤 成道***, 北條 正樹**, 西川 雅章**

(2015 年 5 月 29 日受付)

Crack Length Dependency of Intralaminar and
Interlaminar Crack Growth Properties for CF/Epoxy Laminate
under Mode I Static and Fatigue Loadings

Narumichi SATO***, Masaki HOJO** and Masaaki NISHIKAWA**

(Received May 29, 2015)

Abstract: Crack length dependencies of intralaminar and interlaminar crack growth resistances were evaluated under static and fatigue loadings for CF/Epoxy laminates. The crack length dependency for intralaminar crack growth was more significant than that for interlaminar crack growth due to larger amount of bridging fibres. On the other hand, there was no significant difference in stress shielding effect derived from bridging fibres at a crack tip under static and fatigue loadings for both interlaminar and intralaminar crack growths. Then, the mechanism of the formation of fibre bridging is different from that for CF/PEEK where the difference between static and fatigue was clear. Fracture surface observations reveal that plastic deformation of matrix resin and damaged zone size are probably the key factors for the different stress shielding effect between for static and fatigue loadings.

Key words: CFRP, Fracture toughness, DCB, Intralayer, Fatigue

1. 緒 論

炭素繊維強化プラスチック (CFRP) は既に大型旅客機の一次構造材として使用されており, 今後もその適用範囲が拡大する気運にある. その一方で CFRP の層間のき裂進展抵抗の低さが従来より問題視されており, しばしば構造設計時の制約となっている¹⁾. 航空機のように長期的に荷重が繰り返し負荷される場合においてその構造部材の長期耐久性を保証するためには, CFRP の疲労き裂進展特性を定量化し, そのき裂進展メカニズムを明らかにすることが特に重要となる.

CFRP の疲労き裂進展特性に関する検討は過去 30 年²⁾ にわたり行われてきており, CFRP の疲労き裂進展挙動を明らかにする基礎検討が多くなされ^{3,4)}, 近年総説も報告されている^{5,6)}. 近年の CFRP の疲労き裂伝播特性に関する研究は, 試験の標準化に関するもの^{7,8)} や, モード比の影響を検討したもの⁹⁻¹¹⁾, および下限界近傍の特性の表現が可能なモデル式に関する研究¹²⁻¹⁴⁾ が多い. これらの検討を行う際に共通の課題となっているのは, き裂進展量 Δa の増加とともにき裂進展抵抗が上昇する点に対する評価である^{9,10)}. これはき裂後方に繊維が破断せずにき裂面上下を橋掛けするブリッジング繊維の存在により, き裂先端の応力遮へい効果が増大するためであり, 特に開口型 (モード I) のき裂進展試験においてこの傾向が多く確認されている¹⁵⁻¹⁸⁾.

ブリッジング繊維が静的なき裂進展特性に与える影響を定量的に議論する検討は古くから行われてきた. 例えば Spearing や Sørensen らは単純な近似式によりき裂開口変位-閉口応力関係 (ブリッジング則) を定式化し,

* 東レ株式会社複合材料研究所 (791-3193 愛媛県伊予郡松前町大字筒井 1515)

Toray Industries Inc., 1515, Tsutsui, Masaki-cho, Iyogun, Ehime 791-3193, Japan

** 京都大学大学院工学研究科機械理工学専攻
Department of Mechanical Engineering and Science, Kyoto University, Nishikyo-ku, Kyoto, Japan

実験的に得られたき裂進展抵抗-き裂長さ関係 (R-curve) との比較から、ブリッジング繊維が R-curve に与える影響を検討している^{19,20)}。さらに Gregory らはそのブリッジング則を疲労き裂進展モデルに応用し、ブリッジング繊維による疲労進展速度の低下を定量的に検討している²¹⁾。ただし、これらの検討はいずれも静的き裂進展試験の結果からブリッジング則のパラメータをフィッティングにより求めるものであり、ブリッジング繊維が疲労き裂進展特性に与える影響を直接的に評価したものではない。

応力拡大係数あるいはエネルギー解放率のブリッジング繊維による抑制効果が静的き裂進展時と疲労き裂進展時でどのように異なるかも未だ十分には明らかになっていない。僅かな検討例として、Yao らは予き裂を静的負荷と疲労負荷とで挿入した CF/Epoxy 積層板を対象としたモード I き裂進展試験を行っている¹⁸⁾。その結果、0/0 層界面をき裂が進展する場合は、予き裂を疲労負荷により導入するほうが静的負荷で導入するよりもブリッジング繊維の影響が大きくなり、また 45/45 層の界面をき裂が進展する場合は逆に予き裂を疲労負荷により導入するほうが静的負荷で導入するよりもブリッジング繊維の影響が小さくなる結果を得ている¹⁸⁾。疲労試験の場合は静的試験に比べ最大荷重が小さく、き裂先端の樹脂の塑性変形場も小さくなりブリッジング繊維の発生が抑制されると考えられる。一方、疲労試験では最大荷重が低く、ブリッジング繊維の破断は発生し難くなるとも考えられる。ブリッジング繊維によるき裂進展抵抗はこれらの因子に支配されるため、静的負荷と疲労負荷必ずしも同じとはならない。

ブリッジング繊維による疲労き裂進展抵抗に関する検討が滞っている背景として、疲労き裂進展特性の評価方法が十分に確立されていない点も挙げられる。一般的に行われる荷重一定あるいは変位一定の疲労き裂進展試験では、き裂進展とともにき裂先端の応力拡大係数あるいはエネルギー解放率が変化する。そのため疲労き裂進展特性におけるブリッジング繊維の影響を分離することが極めて難しく、疲労き裂進展特性の定式化、および破壊メカニズムの解明が遅れている一因となっている。

これに対し北條らおよび田中ら^{16,22)}は、疲労試験中のき裂進展によるコンプライアンス変化を自動測定しそれに見合った荷重目標値を逐次再設定することで、負荷エネルギー解放率の最大値 G_{max} を制御パラメータとする疲労試験評価を提案した。さらに G_{max} を一定とする疲労き裂進展試験により、ブリッジング繊維によるエネ

ルギー解放率減少のき裂長さ依存性を定量的に評価する検討もなされ、CF/Epoxy 積層板や CF/PEEK 積層板などの代表的な繊維強化プラスチックを対象とした評価が行われた^{16,23,24)}。例えば Hojo らは CF/PEEK 積層板を対象としてブリッジング繊維によるき裂抑制効果の静的試験/疲労試験間比較を行い、静的き裂進展に比べ疲労き裂進展のほうがき裂進展量に対して緩やかにブリッジング繊維が形成されることを示している²³⁾。ただし、その検討例は多くはなく、静的/疲労負荷比較、および材料間比較などが十分行われていないのが現状である²³⁻²⁵⁾。

そこで本研究では、静的き裂進展と疲労き裂進展とでブリッジング繊維によるき裂進展抵抗がどのように変化するかを明確にするため、使用する繊維-樹脂は同じだが互いにブリッジング繊維の発生量の異なる 2 種類のエポキシ系 CFRP 積層板を対象として、モード I 型の疲労き裂進展試験を行った。具体的には初期き裂を CFRP 積層板の層間に配置したものと繊維層内に配置したものの 2 つの積層板に対して疲労き裂進展試験を行った。一般に CFRP 積層板の層間は樹脂リッチとなり易く、繊維層内に比べ繊維密度が低いいため、き裂が層間を進展するほうが繊維層内を進展する場合に比べてブリッジング繊維の発生量が少なくなることが知られている。例えば中井らは一方向 CFRP にマイクロカッターで初期欠陥を導入し、さらにはナイフで予き裂を導入することで、疲労負荷時の繊維層内のき裂進展特性を評価している²⁵⁾。その結果、き裂が層間を進展するよりも繊維層内を進展するほうが、ブリッジング繊維の影響により疲労き裂進展速度が大きく低下する結果を得ている。著者らもまた前報にて離形性の高いフィルムを繊維層内に直接配置する層内フィルム法を提案し、繊維層内に初期欠陥を有する CFRP の静的/疲労き裂進展特性を検討してきた^{26,27)}。それらの検討において、静的負荷/疲労負荷のいずれにおいても、き裂が層間を進展するほうが繊維層内を進展する場合に比べてブリッジング繊維が多く発生することを確認している^{26,27)}。本研究ではブリッジング繊維の影響をより深く議論するために、前報²⁷⁾で行った疲労き裂進展試験のデータをさらに追加し、ブリッジング繊維によるき裂進展抵抗の定量化を検討した。このとき、 G_{max} を一定に保った疲労き裂進展試験を実施し、疲労き裂進展特性のき裂長さ依存性につき静的破壊じん性試験との比較を行うとともに、高じん性の熱可塑性樹脂 PEEK をマトリックス樹脂とする CFRP 積層板との比較を行った。

2. 材料および試験方法

2.1 材 料

本研究ではブリッジング繊維の発生量の互いに異なる CFRP 積層板の疲労き裂進展特性を比較するため、初期欠陥の挿入位置を CFRP 積層板の層間に配置したもの（以下、CFRP（層間）と称する）と繊維層内に配置したもの（以下、CFRP（層内）と称する）の2つの CFRP 積層板の評価を行った（Fig. 1）。一般にプリプレグ成形法で得られた CFRP の層間は樹脂リッチとなり易く、繊維層内に比べ繊維密度が低くなる。また、その層間を跨いで存在する繊維がないため、繊維層内に比べて層間のほうが繊維の交絡の度合いも少なくなる。これらの影響により発生するブリッジング繊維の量は CFRP（層間）よりも CFRP（層内）のほうが多くなると考えられる。

2.1.1 材 料

炭素繊維は PAN 系高強度中弾性率標準接着糸（T800S, Toray Industries Inc.）を用いた。マトリックス樹脂は、主剤としてビスフェノール A 型エポキシ樹脂（DGEBA,

エピコート 828, エポキシ当量 184~194 g/eq), 硬化剤として 4,4'-ジアミノジフェニルスルホン（4,4'-DDS, Seikecure-S, Wakayama Seika Kogyo Co., LTD.）, 増粘剤としてポリエーテルスルホン（PES5003P, Sumitomo Chem. Corp.）を重量比 100:33:15 で混合したものをを用いた。この樹脂組成は Kishi らの検討結果を参照して定めたものである²⁸⁾。これらの材料を用いてドラムワインディング法により公称厚さ 0.2 mm のプリプレグを作製した。このプリプレグを積層した後、オートクレーブで 180°C で 2 時間加熱し、CFRP を得た。このとき、CFRP の繊維含有率は 60% とした。

2.1.2 積層構成と初期欠陥の挿入方法

層間き裂進展試験には、積層構成 (0)₂₀、公称厚さ 4 mm の一方向積層板を用いた。プリプレグ積層時に、厚さ 12 μm の PTFE フィルムを積層板中央、すなわち 10 層目と 11 層目のプリプレグの間に配置し、これを初期欠陥とした。層内き裂進展試験には、積層構成 (0)₁₉、公称厚さ 3.8 mm の一方向積層板を用いた。10 番目のプリプレグの層内領域に同じく厚さ 12 μm の PTFE フィルムを挿入し、これを初期欠陥とした。なお、積層枚数が CFRP（層間）と CFRP（層内）とで互いに異なるが、これは初期欠陥を板厚中央に配置することで DCB 試験片の厚さ方向の対称性を確保するためである。PTFE フィルムの挿入には次項に記載する層内フィルム法を用いた。また、いずれの試験片においても、初期欠陥からの予き裂は挿入しなかった。

2.1.3 層内フィルム挿入法

層内フィルム挿入法は、プリプレグの厚さ方向中央に離形性の高いフィルムを直接配置し、これをき裂進展試験の初期欠陥とするものである。これにより CFRP の層内領域に初期欠陥を配置することができ、層内のき裂伝播特性を評価することが可能となる。層内フィルム挿

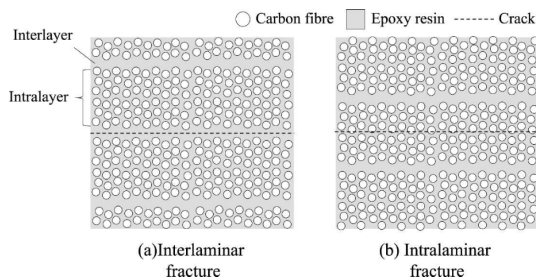


Fig. 1 Schematic drawing of interlaminar fracture and intralaminar fracture for unidirectional CFRP laminate.

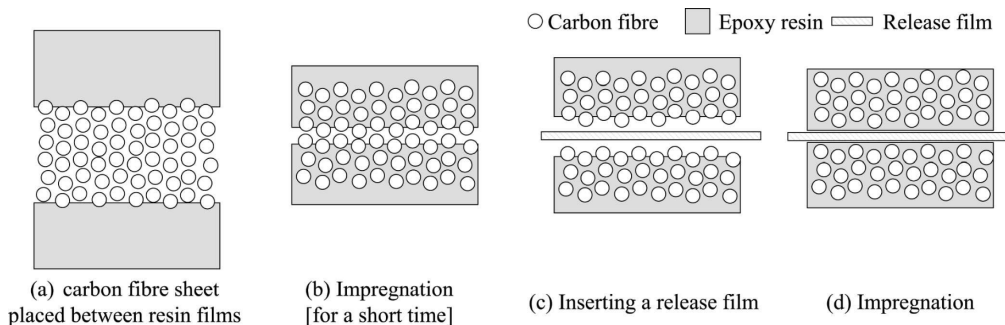


Fig. 2 Schematic drawing of the prepreg cross section for each step in the intralaminar film insertion method.

入法は著者らにより提案されたものであり、詳細は前報に記載している²⁶⁾。具体的な手順の概要は以下の通りである。

まず炭素繊維の繊維束を一方向に配列し、これをフィルム状の樹脂で両面から挟む (Fig. 2 a)。これを 40°C で 3 分間保持した後、室温に戻す。このとき、繊維層の表面は樹脂が含浸しているが、繊維層の中央には含浸していない状態になる (Fig. 2 b)。この半含浸プリプレグを上下に開き、間に PTFE フィルムを配置する (Fig. 2 c)。最後に 70°C で 10 分ほどプリプレグを再び加熱し、樹脂を繊維層にさらに含浸させる (Fig. 2 d)。このようにして得られた PTFE フィルム入りプリプレグが中央に配置されるようにプリプレグを積層し、オートクレーブ成形により CFRP (層内) を得る。

2.2 試験方法

2.2.1 静的 DCB 試験

前 2.1 節の各 CFRP 積層板から、長さ 17 cm、幅 12.7 mm の試験片を切り出した。荷重負荷点には $\phi=4$ mm の穴を中央に空けた 10 mm 角のアルミブロックを初期欠陥長さが 25 mm となるように配置した。このとき、アルミブロックと CFRP との接着には、常温硬化型のエポキシ系 2 液型接着剤 TE2220 (東レファインケミカル社製) を用いた。き裂長さを容易に計測するため試験片の側面にホワイトスプレーにより白色塗料を塗布した。

静的試験には、パーソナルコンピュータを制御およびデータ収集のために接続した電気油圧サーボ式試験機 (サーボパルサー EHF-FM005K1, 島津製作所製, 容量 5 kN) を用いた。変位速度は、き裂進展量 Δa (PTFE フィルム先端からき裂先端までの距離) が 0-20 mm の場合は 0.5 mm/min, Δa が 20-50 mm の場合は 1 mm/min とした。き裂が 50 mm に達したところで荷重を徐荷し、試験を終了した。き裂の測定には読み取り顕微鏡 (25 倍, 分解能 10 μ m) を用いた。

エネルギー解放率 G は、JIS K 7086^{29,30)} に準拠した修正コンプライアンス較正法^{31,32)} を用いて求めた。試験片のコンプライアンスを C 、負荷荷重を P 、幅を B 、板厚を $2h$ 、荷重線からのき裂長さを a とすると、試験片のコンプライアンス C とき裂長さ a の関係は次式により近似できる。

$$\frac{a}{2h} = \alpha_0 + \alpha_1 (BC)^{1/3} \quad (1)$$

ここで α_1 、 α_0 は試験片の弾性定数に依存する定数で

あり、実験的に測定したき裂長さ a と荷重コンプライアンスとの関係から決定することができる。本研究では、き裂長さが 5 mm 増加するごとにき裂長さ a とコンプライアンス C のデータを取得し、最小二乗法により式 (1) の定数 α_1 、 α_0 を求めた。さらに、式 (1) の関係からエネルギー解放率 G は、次式により求めることができる。

$$G = \frac{3}{2(2h)} \left(\frac{P}{B} \right)^2 \frac{(BC)^{2/3}}{\alpha_1} \quad (2)$$

2.2.2 $G_{\max}$ 一定下での DCB 疲労試験

疲労試験も静的試験と同じ環境、装置で試験を行った。試験機の制御には著者らが独自に開発した疲労試験プログラムを用いた^{23,24)}。この制御プログラムを用いて、試験中の荷重・変位データからコンプライアンス値を測定し、式 (1) の関係式を用いてき裂長さ a を算出した。またエネルギー解放率の最大値 $G_{\max}$ を一定とするための最大荷重値 $P_{\max}$ をそのき裂長さに応じて計算し、逐次疲労試験の荷重目標値として再設定することで、 $G_{\max}$ 一定下での DCB 疲労試験を実施した。繰り返し速度は 10 Hz、応力比 R (最小荷重/最大荷重) は 0.5 とした。なお、DCB 疲労試験が終了した直後にサンプルの側面を非接触型の赤外線温度計にて測定し、この周波数においては疲労荷重による温度上昇は測定誤差程度であることを確認した²⁷⁾。

本研究の疲労試験では、エネルギー解放率の最大値 $G_{\max}$ が常に一定となるように、試験片のコンプライアンス C に合わせて疲労試験時の荷重の目標値 $P_{\max}$ を逐次再設定する。式 (2) より、 $G_{\max}$ に対応する荷重の目標値 $P_{\max}$ は次式により求められる。

$$P_{\max} = \sqrt{\frac{2\alpha_1(2h)B^2G_{\max}}{3(BC)^{2/3}}} \quad (3)$$

本研究では、静的 DCB 試験で取得したパラメータ α_1 を用いて式 (3) に従い $G_{\max}$ を一定とするき裂進展試験を実施した。試験終了後、疲労試験中に取得したき裂長さ a 、コンプライアンス C データから疲労試験での定数 α_1 を求め、この値を用いて疲労試験時の負荷エネルギー解放率の最大値 $G_{\max}$ を再計算した。

3. 結果および考察

3.1 破壊じん性値のき裂長さ依存性とブリッジング繊維の観察

フィルム先端からのき裂進展量 Δa と破壊じん性値 G_{IR} の関係 (R-curve) を Fig. 3 に示す。各線における

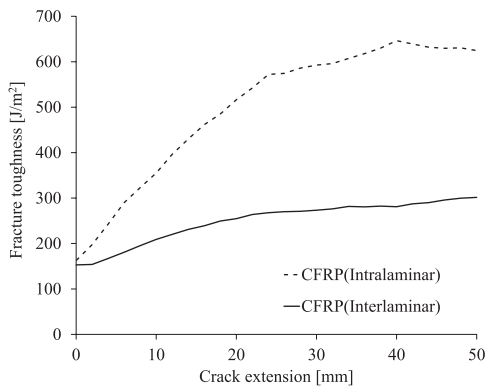


Fig. 3 R-curve of CFRP (Interlaminar).

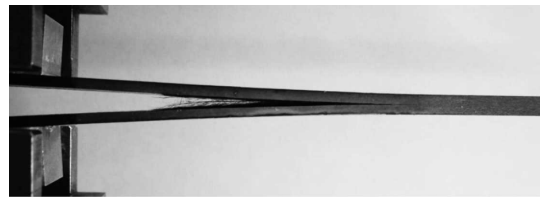
G_{IR} の値は, CFRP (層内) は $n=3$, CFRP (層間) は $n=6$ の平均値をそれぞれ示している. き裂進展開始時 (非線形点) の破壊じん性値は CFRP (層間) では 153 J/m^2 , および CFRP (層内) は 163 J/m^2 であり, ほぼ同等かあるいは CFRP (層内) のほうが若干高めであった. さらに CFRP (層間) および CFRP (層内) のいずれにおいても, き裂の進展と共に破壊じん性値が上昇しており, 特に層内破壊じん性値は大きく向上した.

試験後の試験片の側面写真を Fig. 4 に示す.ブリッジング繊維を確認するため, いずれの試験片も 5 mm の開口変位を与えている. CFRP (層内) および CFRP (層間) のいずれにおいても上下面を橋掛けるブリッジング繊維の存在が確認できるが, CFRP (層内) のほうが CFRP (層間) よりも多くのブリッジング繊維を確認することができる. このことから, き裂進展に伴う破壊じん性値の向上は, ブリッジング繊維が強く寄与しているものと考えられる.

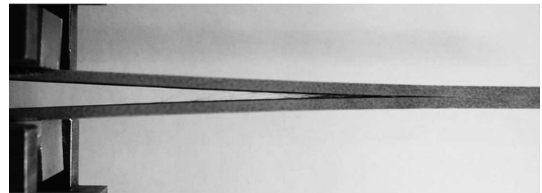
次に, 静的破壊じん性試験におけるブリッジング繊維の寄与度の定量化を検討する. 破壊じん性におけるき裂長さの増加に伴う破壊じん性の増大は Fig. 5 に模式的に示すようにき裂後方に生じるブリッジング繊維の存在による応力遮へい効果が寄与していると考えられている. ここで, 負荷荷重による応力拡大係数を K_{app} , き裂先端の応力拡大係数を K_{tip} , およびブリッジング繊維によるき裂閉口応力の寄与する応力拡大係数を K_{bridge} とすると, 次の式が成り立つ.

$$K_{tip} = K_{app} + K_{bridge} \quad (4)$$

一般に応力拡大係数 K とエネルギー解放率 G との間には定数 H を用いて



(a) CFRP (Intralaminar)



(b) CFRP (Interlaminar)

Fig. 4 Photographs of DCB specimen after DCB test.

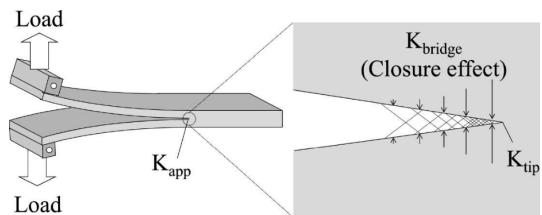


Fig. 5 Schematic drawing of increment of crack growth resistance by fibre bridging.

$$G = HK^2 \quad (5)$$

の関係が成り立つことから, 式(3), (4)より静的破壊じん性試験におけるブリッジング繊維の寄与度は次の式で求めることができる²⁴⁾.

$$\frac{K_{bridge}}{K_{app}} = 1 - \frac{K_{tip}}{K_{app}} = 1 - \sqrt{\frac{G_{tip}}{G_{app}}} \quad (6)$$

ここで G_{Iapp} は破壊じん性試験における G_{IR} と同義である. またき裂進展に伴うマトリックス樹脂の延性の影響は少なく, G_{tip} はき裂長さに依存せず一定と考えると, G_{tip} は静的破壊じん性試験の G_{IC} と同義である. 式(6)の関係をを用いて, CFRP (層間) および CFRP (層内) におけるブリッジング繊維の寄与度 K_{bridge}/K_{app} を定量化した結果を Fig. 6 に示す. R-curve の挙動と同様にき裂の進展に伴い K_{bridge}/K_{app} が増大する傾向があり, CFRP (層内) の K_{bridge}/K_{app} の値は概ね CFRP (層間) の約 2 倍となった. ブリッジング繊維の発生量の多

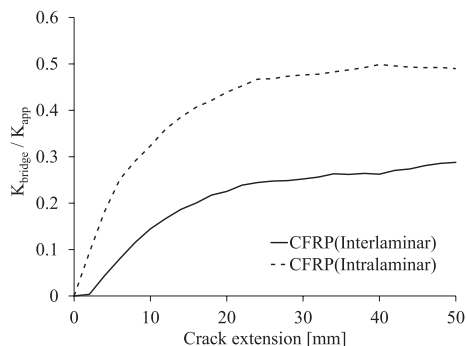


Fig. 6 Change of crack growth resistance from fibre bridging normalized by applied stress intensity factor.

いCFRP（層内）のほうが、ブリッジング繊維による閉口応力の影響を強く受けることがわかる。

3.2 疲労き裂進展抵抗のき裂長さ依存性

$G_{\max}$ 一定試験により得られた $da/dN-\Delta a$ 曲線の代表例を Fig. 7 に示す。CFRP（層間）およびCFRP（層内）のいずれの積層板においても、き裂進展長さ Δa が約 2 mm 以下の領域（図中白抜き記号◇、□で表現）で急激にき裂進展速度が上昇し、その後の領域（図中黒塗り記号◆、■で表現）ではき裂進展量が增大するに従いき裂進展速度が線形的に低下する傾向が見られた。同様の傾向はCF/PEEK 積層板、およびCF/Epoxy 積層板の両材料で確認されている^{15,16,25)}。これらの過去の検討により、初期の急激なき裂進展速度の増加はき裂先端形状の変化とコンプライアンスによるき裂長さ測定のため生じるものであり、その後のき裂進展速度の低下はブリッジング繊維の影響によるものと指摘されている^{15,25)}。また、CFRP（層内）のほうがCFRP（層間）よりも $da/dN-\Delta a$ 曲線の勾配が急になっている。過去の検討によりCFRP（層内）のほうがCFRP（層間）よりもブリッジング繊維の影響を強く受け、 $da/dN-\Delta a$ 曲線の勾配が急になることが指摘されている²⁵⁾。これらのことから疲労き裂進展に伴うき裂進展速度の低下は静的試験と同様にブリッジング繊維による応力遮へい効果に起因するものであり、CFRP（層内）のほうがCFRP（層間）よりもブリッジング繊維の影響を強く受けていると考えられる。本検討においても、試験中に読み取り顕微鏡を用いて試験片を側面から観察すると、CFRP（層内）のほうがブリッジング繊維が多く発生することが確認できた。

Fig. 8 に、CFRP（層間）およびCFRP（層内）の $da/dN-\Delta a$ 曲線の代表例を示した。比較を容易にするた

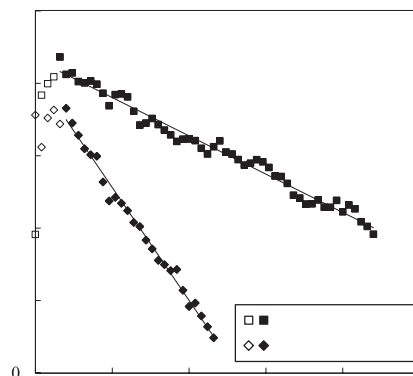


Fig. 7 Relationship between crack growth rate da/dN and crack extension for interlaminar and intralaminar fatigue crack growths.

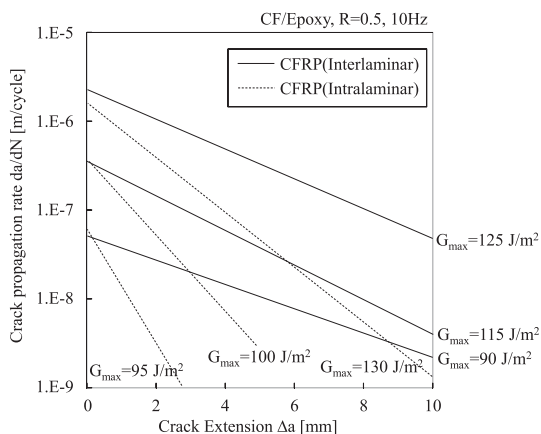


Fig. 8 Relationship between crack propagation rate da/dN and crack extension for interlaminar and intralaminar fatigue crack growths.

め、各サンプルに対して得られた近似直線のみを示している。CFRP（層間）およびCFRP（層内）のいずれにおいても、試験片毎に若干のパラツキはあるが、 $G_{\max}$ の値によらずおおよそ似通った勾配の直線となっている。また、CFRP（層間）に比べCFRP（層内）のほうが勾配が急であり、ブリッジング繊維の影響を強く受けているものと考えられる。

Fig. 7 の $da/dN-\Delta a$ 曲線に示されるように、き裂進展速度 da/dN はき裂進展とともに線形的に低下することから、 da/dN のき裂長さ依存性は近似的に次式によ

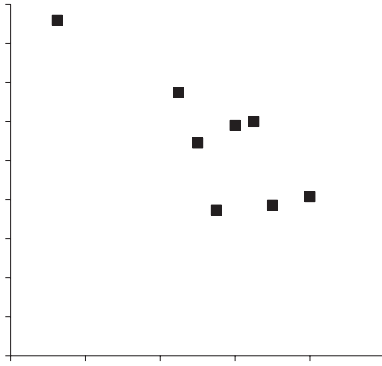


Fig. 9 Relationship between $G_{\max}$ and slope of $da/dN-\Delta a$ curve $\log V_1$.

り表現できる^{15,16)}.

$$\log(da/dN) = \log V_0 - \Delta a \log V_1 \quad (7)$$

ここで V_0 はき裂進展長さ $\Delta a=0$ におけるき裂進展速度であり、また $\log V_1$ は $da/dN-\Delta a$ 曲線の勾配、すなわちブリッジング繊維によるき裂進展速度の低下の度合いを示すものである。また式(7)において $\log V_1$ はブリッジング繊維によるき裂進展速度の抑制を支配するパラメータであり、 $\log V_1$ が大きいほどブリッジング繊維の影響が強いと考えられる。

Fig. 9 に負荷エネルギー解放率の最大値 $G_{\max}$ と $\log V_1$ との関係を示す。CFRP (層内) の $\log V_1$ は 0.7~1.3 の範囲に分布していたのに対して、CFRP (層間) の $\log V_1$ は 0.1~0.6 の範囲に分布している。CFRP (層間) および CFRP (層内) のいずれにおいても $\log V_1$ と負荷エネルギー解放率 $G_{\max}$ との間の相関は弱く、 $G_{\max}$ の大小によるブリッジング繊維の発生量の変化はサンプル間バラツキに埋もれる程度であった。

さらに、Fig. 10 には負荷エネルギー解放率の最大値 $G_{\max}$ と $\Delta a=0$ におけるき裂進展速度 da/dN の関係を示す。 $\Delta a=0$ におけるき裂進展速度 da/dN (式(7)の V_0 に一致) は $da/dN-\Delta a$ 曲線の補間直線を外挿することにより得た。また、負荷したエネルギー解放率の最大値 $G_{\max}$ は 90~140 J/m² の範囲内で適宜定め、CFRP (層間) は $n=8$ ($G_{\max}=90, 95, 105, 110, 120, 125, 130$, および 140 J/m²)、CFRP (層内) は $n=7$ (95, 100, 105, 110, 115, 120, および 130 J/m²) で試験を行った。また、図中の直線は、CFRP (層間) のデータ 8 点から求めた近似曲線である。まず CFRP (層間) のデータ

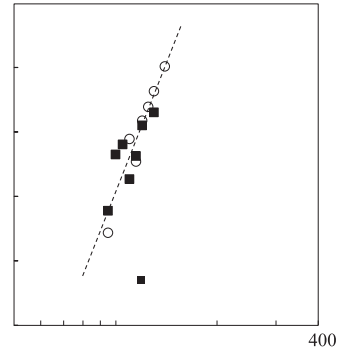


Fig. 10 Crack propagation rate da/dN and maximum energy release rate $G_{\max}$ for interlaminar/intralaminar crack growths.

に着目すると、多少のサンプル間バラツキはあるものの、おおよそ直線状に分布していた。したがって $\Delta a=0$ におけるき裂進展速度 da/dN とエネルギー解放率の最大値 $G_{\max}$ との間にはべき乗の関係が成立しており、従来の試験で確認された傾向に一致する^{15~17)}。また、CFRP (層内) のデータはいずれも CFRP (層間) の近似直線の近くに分布していることがわかる。つまり、 $G_{\max}$ 一定試験により得られた $\Delta a=0$ におけるき裂進展速度 da/dN は、CFRP (層間) と CFRP (層内) との間に有意な差はない。したがって、今回得られた $\Delta a=0$ における $da/dN-G_{\max}$ 関係はブリッジング繊維の影響を排除した際の疲労き裂進展特性と考えられる。

3.3 疲労き裂進展特性におけるブリッジング繊維の寄与度

繰り返し荷重負荷環境を想定した場合、式(4)の応力拡大係数の関係は次の式により表現できる。

$$\Delta K_{\text{tip}} = \Delta K_{\text{app}} + \Delta K_{\text{bridge}} \quad (8)$$

ここで ΔK は繰り返し荷重負荷時の応力拡大係数範囲である。田中らの解析によれば、fiber bridging の影響を受けない真のき裂進展速度が次式

$$da/dN = C (\Delta K_{\text{tip}})^n \quad (9)$$

に従うと考え、式(7)の関係を用いることにより繰り返し荷重負荷時のブリッジング繊維の寄与度 $\Delta K_{\text{bridge}}/\Delta K_{\text{app}}$ は次式により求めることができる¹⁶⁾。

$$\frac{\Delta K_{\text{bridge}}}{\Delta K_{\text{app}}} = 1 - V_1^{-\Delta a/n} = 1 - \exp\left(\frac{\log V_1}{n}\right)^{-\Delta a} \quad (10)$$

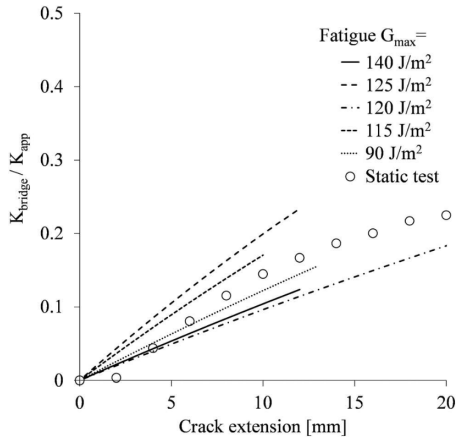
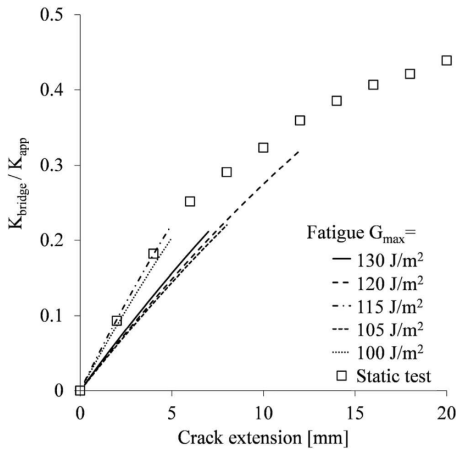
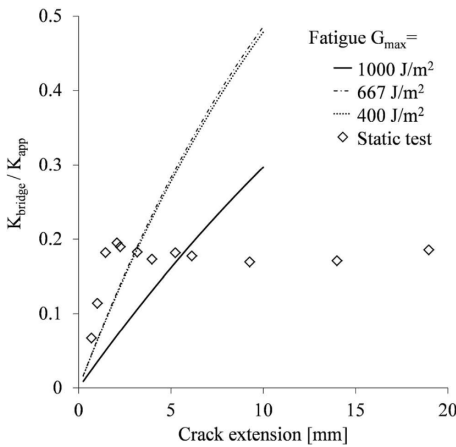

 (a) CFRP (Interlaminar), $R=0.5$

 (b) CFRP (Intralaminar), $R=0.5$

 (c) CF/PEEK, $R=0.5^{15}$

Fig. 11 Change of crack growth resistance from fibre bridging normalized by applied stress intensity factor.

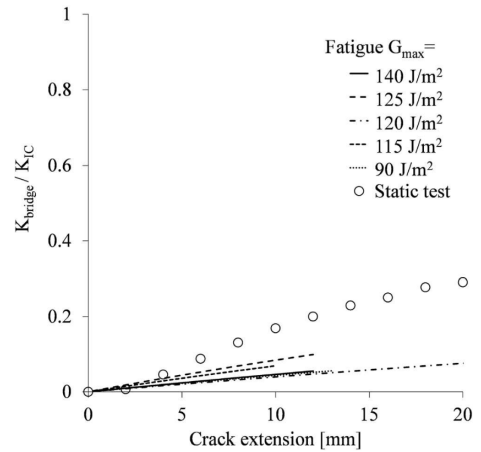
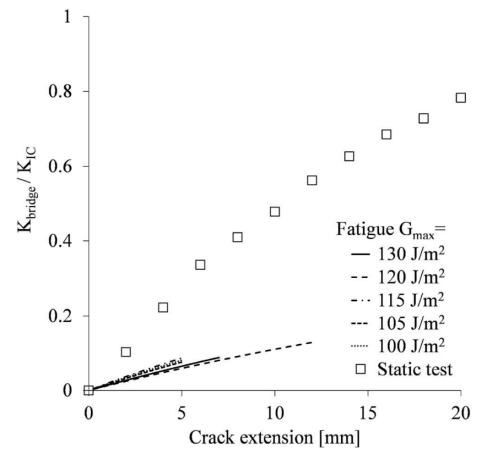
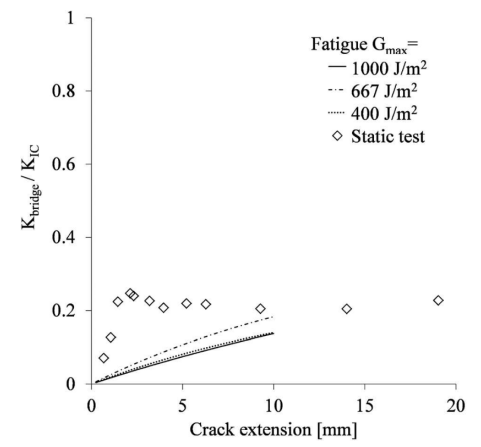

 (a) CFRP (Interlaminar), $R=0.5$

 (b) CFRP (Intralaminar), $R=0.5$

 (c) CF/PEEK, $R=0.5^{15}$

Fig. 12 Change of crack growth resistance from fibre bridging normalized by stress intensity factor at initiation.

Table 1 Comparison of $K_{\text{bridge}}/K_{\text{app}}$ between static and fatigue loadings and between different crack extensions ($\Delta a=2$ mm and 10 mm).

Crack extension Δa	Material	Static growth		Fatigue growth	
		2 mm	10 mm	2 mm	10 mm
CFRP (Interlaminar)	CF/Epoxy	0.00	0.14	0.03	0.12
CFRP (Intralaminar)	CF/Epoxy	0.09	0.32	0.06	0.25
CF/PEEK (Interlaminar)	CF/PEEK	0.19	0.17	0.10	0.42

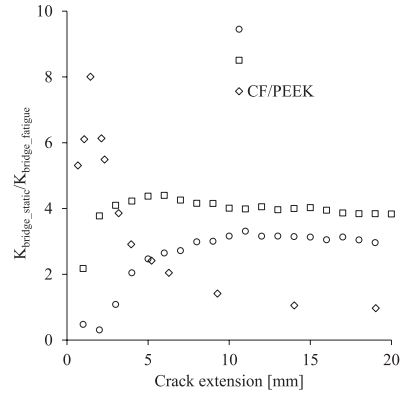
ここで、式(5)を考慮すれば、べき指数 n は Fig. 10 のべき指数を2倍とすることにより求められる。

式(10)を用いて算出したブリッジング繊維の寄与度 $\Delta K_{\text{bridge}}/\Delta K_{\text{app}}$ のき裂長さとの関係を Fig. 11 に示す。その際、式(9)を用いた計算に必要なべき指数 n は Fig. 10 を参考に CFRP (層間) および CFRP (層内) いずれも13とした。また Fig. 6 に示す静的破壊じん性試験の結果から求めたブリッジング繊維の寄与度 $K_{\text{bridge}}/K_{\text{app}}$ も Fig. 11 に同時にプロットする。さらに、違いを定量的に議論するため、 $\Delta a=2$ mm と $\Delta a=10$ mm におけるブリッジング繊維の寄与度 $K_{\text{bridge}}/K_{\text{app}}$ の比較を Table 1 にまとめた。

CF/Epoxy 積層板の場合は、き裂の進展位置によらず、 G_{max} 一定の疲労き裂進展試験により得られたブリッジング繊維の寄与度 $\Delta K_{\text{bridge}}/\Delta K_{\text{app}}$ と静的き裂進展試験から求められたブリッジング繊維の寄与度 $K_{\text{bridge}}/K_{\text{app}}$ がほぼ一致した。すなわち CF/Epoxy 積層板の場合は負荷の程度（あるいはき裂進展速度）によらず、ブリッジング繊維によるき裂先端の応力遮へい効果はほぼ同程度と考えられる。

一方、北條らにより行われた CF/PEEK 積層板の検討結果¹⁵⁾ を Fig. 11(c) に示す。これを見ると、静的試験におけるブリッジング繊維の寄与度 $K_{\text{bridge}}/K_{\text{app}}$ と G_{max} 一定の疲労き裂進展試験により得られたブリッジング繊維の寄与度 $\Delta K_{\text{bridge}}/\Delta K_{\text{app}}$ が大きく異なっている。静的試験の場合は、き裂進展長さが2 mm以下の領域で $K_{\text{bridge}}/K_{\text{app}}$ が急激に増加し、その後横ばいとなる。一方、疲労試験の場合は、き裂進展長さが10 mm以下の領域で $\Delta K_{\text{bridge}}/\Delta K_{\text{app}}$ が緩やかに上昇している。このように CF/PEEK 積層板の場合は、Fig. 11(a) および (b) の CF/Epoxy 積層板と異なり、静的き裂進展時と疲労き裂進展時とでブリッジング繊維の発生挙動が大きく異なった。

次に、 K_{bridge} の絶対値の比較を検討した。破壊じん性試験での破壊じん性値の初期値 G_{IC} に対応する応力拡

Fig. 13 Relationship between $K_{\text{bridge_Static}}/K_{\text{bridge_Fatigue}}$ and crack extension.

大係数を K_{IC} とすると、疲労き裂進展の場合、

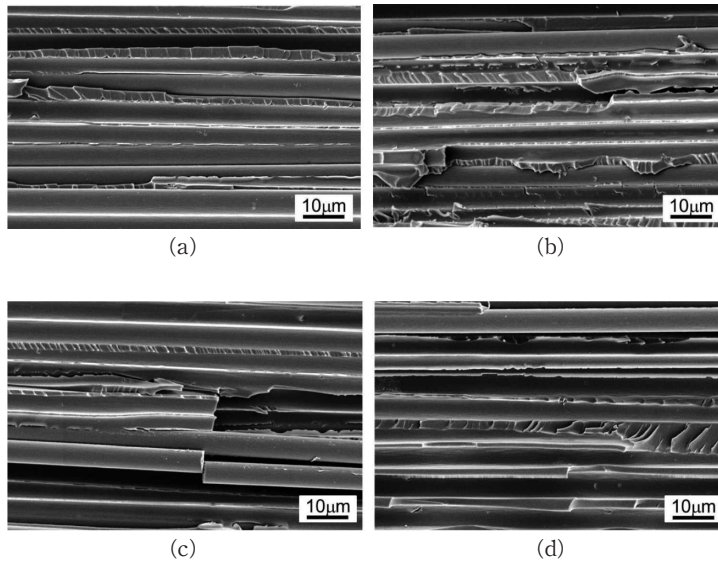
$$\begin{aligned} \frac{\Delta K_{\text{bridge}}}{\Delta K_{\text{IC}}} &= \frac{\Delta K_{\text{bridge}}}{\Delta K_{\text{ap}}} \frac{\Delta K_{\text{ap}}}{\Delta K_{\text{IC}}} \\ &= \frac{\Delta K_{\text{bridge}}}{\Delta K_{\text{ap}}} \left(\frac{\sqrt{G_{\text{max}}}(1-R)}{\sqrt{G_{\text{IC}}}} \right) \end{aligned} \quad (11)$$

により表現できる。

式(11)を用いて算出した $\Delta K_{\text{bridge}}/\Delta K_{\text{IC}}$ のき裂長さとの関係を Fig. 12(c) に示す。 $K_{\text{bridge}}/K_{\text{app}}$ の計算と同様に、べき指数 n は CFRP (層間) および CFRP (層内) いずれも13とし、また静的破壊じん性試験により得た $K_{\text{bridge}}/K_{\text{IC}}$ も Fig. 12(c) に同時にプロットした。さらに、 $\Delta a=2$ mm と $\Delta a=10$ mm における $K_{\text{bridge}}/K_{\text{IC}}$ の比較、および静的試験時の K_{bridge} と疲労試験時の K_{bridge} との比 $K_{\text{bridge_static}}/K_{\text{bridge_fatigue}}$ を Fig. 13 および Table 2 にまとめた。CFRP (層間)、CFRP (層内) および CF/PEEK のいずれにおいても、疲労試験に比べ静的試験のほうがブリッジング繊維によるき裂閉口効果 K_{bridge} が大きくなることがわかる。一方、Fig. 13 の $K_{\text{bridge_static}}/K_{\text{bridge_fatigue}}$ の値を見ると、CFRP (層間) および CFRP (層内) は、き裂の進展に伴い $K_{\text{bridge_static}}/K_{\text{bridge_fatigue}}$ は増加し、き裂長さが約5 mm で飽和し、その後はほぼ一

Table 2 Comparison of $K_{\text{bridge}}/K_{\text{Ic}}$ between static and fatigue loadings and between different crack extensions ($\Delta a=2$ mm and 10 mm).

Crack extension Δa	Material	$K_{\text{bridge}}/K_{\text{Ic}}$				$K_{\text{bridge_Static}}/K_{\text{bridge_Fatigue}}$	
		Static growth		Fatigue growth		2 mm	10 mm
		2 mm	10 mm	2 mm	10 mm		
CFRP (Interlaminar)	CF/Epoxy	0.007	0.17	0.011	0.054	0.64	3.1
CFRP (Intralaminar)	CF/Epoxy	0.010	0.48	0.027	0.12	0.37	4.0
CF/PEEK (Interlaminar)	CF/PEEK	0.23	0.21	0.038	0.15	5.9	1.3


 Fig. 14 SEM images of fracture surface of CF/Epoxy composites for static crack growth (a)–(b) and for fatigue crack growth (c)–(d). (a) CFRP (Intralaminar), static test. (b) CFRP (Interlaminar), static test. (c) CFRP (Intralaminar), $da/dN=10^{-9}$ m/cycle. (d) CFRP (Intralaminar), $da/dN=10^{-9}$ m/cycle.

定値であった。一方、CF/PEEK ではき裂長さが 2 mm 以下では $K_{\text{bridge_Static}}/K_{\text{bridge_Fatigue}}$ の値が顕著に増加し、その後は緩やかに低下する傾向が見られた。CF/PEEK の場合のみ特異的な挙動が見られたのは、静的破壊じん性値が $\Delta a=2$ mm で早期に飽和し、その後はほぼ一定となったことに起因している。

以上の検討からブリッジング繊維の発生挙動、およびブリッジング繊維による応力遮へい効果は CF/Epoxy と CF/PEEK で大きく異なることが明らかとなった。すなわち過去の検討により CF/Epoxy と CF/PEEK との間で静的/疲労き裂進展特性に大きな差があることがたびたび議論されてきた²³⁾が、その原因のひとつがブリッジング繊維の発生挙動の違いにあると明らかになった。ただし CF/Epoxy と CF/PEEK との間のブリッジ

ング繊維の発生挙動の違いを生じたメカニズムについては未だ十分には明らかとなっていない。この違いを生じさせた原因のひとつとして、母材樹脂の静的/疲労き裂進展に対する破壊機構の違いが寄与していると考えられる。PEEK は熱可塑性樹脂であり金属材料と同様に延性的に破壊が進行するため、き裂先端の損傷領域は静的負荷と比べて疲労負荷のほうが著しく小さいと考えられる。一方、エポキシ樹脂は疲労負荷でも静的負荷でも延性的に破壊が進行するため、荷重負荷状態の違いによらず類似の破壊機構が考えられる⁴⁾。このような母材樹脂の破壊機構の差、および静的/疲労負荷間の損傷領域の大きさの違いが Fig. 11 および Fig. 12 における CF/Epoxy および CF/PEEK の両材料の違いの原因になっていると考えられる。これらを次の破面観察からより詳

細に検討する。

Fig. 14にCFRP (層間) およびCFRP (層内) の静的／疲労き裂進展試験の破面を示している。CFRP (層内) およびCFRP (層間) のいずれにおいても、全体として繊維-樹脂界面の破壊が支配的であり、かつエポキシ樹脂は脆性的に破壊していた。CFRP (層間) ではCFRP (層内) に比べ僅かに樹脂の破面の面積が広がっている印象を受けるが、これは層間領域が樹脂リッチとなり易く、繊維体積含有率 V_f が局所的に低くなっていることに起因すると考えられる。Russel は V_f が高いほうがブリッジング繊維が顕著に発生し、破壊じん性値 G_{IR} も高くなることを示している³³⁾。本結果も同様に、CFRP (層間) に比べCFRP (層内) のほうがき裂進展位置の局所的な V_f が高いことが、ブリッジング繊維の発生量が増え、破壊じん性値 G_{IR} も高くなったと考えられる。

次に、静的き裂進展の破面と疲労き裂進展の破面とを比較すると、CFRP (層間) およびCFRP (層内) のいずれにおいても、静的き裂進展の破面と疲労き裂進展の破面は互いに非常に似通っていた。CF/Epoxy 積層板のモード I き裂進展試験では静的負荷と疲労負荷で破壊の様相が大きく変わらないことが指摘されており²³⁾、本結果も彼らの傾向と一致する。ミクロスケールでの破壊メカニズムが大きく変わらなかったため、ブリッジング繊維の寄与度 K_{bridge}/K_{app} のき裂長さ依存性が静的き裂進展と疲労き裂進展とで同程度であったと考えられる。

一方、CF/PEEK 積層板では、静的き裂進展に比べ疲労き裂進展のほうが、塑性変形によりマトリックス樹脂が引き伸ばされた跡が目立って観察されることが知られている⁴⁾。静的試験のほうが疲労試験よりも荷重レベルが高く、き裂先端の塑性変形場が大きくなることが一因と考えられる。さらに、疲労で繰り返し塑性変形をする領域は最大荷重に対する塑性域よりもさらに小さくなる³⁴⁾。特に、熱可塑樹脂である PEEK はエポキシ樹脂と比較して高伸度であり、塑性変形の影響を強く受けやすい。そのためCF/PEEK 積層板では静的き裂進展と疲労き裂進展との間で破壊モードが大きく異なり、ブリッジング繊維の寄与度 K_{bridge}/K_{app} のき裂長さ依存性が静的き裂進展と疲労き裂進展とで大きく異なったものと考えられる。

以上のように、CF/Epoxy 積層板の場合は、層間き裂進展および層内き裂進展のいずれにおいても静的き裂進展と疲労き裂進展の間で破壊モードが非常に似通っており、ブリッジング繊維による応力遮へい効果も静的き

裂進展と疲労き裂進展の間で差がない。一方、CF/PEEK 積層板の場合は静的き裂進展のほうが疲労き裂進展よりも樹脂の塑性変形が顕著となり、ブリッジング繊維によるき裂先端の応力遮へい効果は静的き裂進展と疲労き裂進展の間で大きく異なる。このようにCF/PEEK 積層板で静的き裂進展と疲労き裂進展とでブリッジング繊維による応力遮へい効果が大きく変化する背景には、マトリックス樹脂の塑性変形特性が影響していると考えられる。Yao らも指摘しているように¹⁸⁾、静的き裂進展と疲労き裂進展とでブリッジング繊維による応力遮へい効果が同等であるとする考え方は必ずしも適切ではないと考えられる。エポキシ樹脂のようにマトリックス樹脂が脆性的に破壊する場合にはこの考え方は適用できるかもしれないが、熱可塑性樹脂のようなマトリックス樹脂が延性的に破壊する場合は慎重に議論を進める必要がある。

4. 結 言

本研究では一方向CF/エポキシ積層板 (CF/Epoxy) の層間/層内疲労き裂進展試験を行い、またその結果を静的破壊じん性試験の結果と比較することで、ブリッジング繊維によるき裂進展抵抗のき裂長さ依存性を検討した。その結果、き裂が層間を進展するよりも繊維層内を進展するほうがブリッジング繊維が多く発生し、ブリッジング繊維によるき裂先端の応力遮へい効果が強くなった。一方、層間/層内き裂進展試験のいずれにおいても、応力遮へい効果におけるブリッジング繊維の寄与度 (K_{bridge}/K_{app}) は静的/疲労負荷間で差がなく、荷重の負荷状態に強く依存するCF/PEEK 積層板とは異なる傾向を示した。破面解析の結果、マトリックス樹脂の塑性変形および損傷領域の大きさが、ブリッジング繊維による応力遮へい効果を支配する因子と判断された。

この成果の一部は、国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の委託事業未来開拓研究プロジェクトの結果得られたものです。

参 考 文 献

- 1) K. Paul, L. Kelly & V. Venkayya : *J. Aircraft*, **39**, 1 (2002), 18-29.
- 2) J. Willkins, J. Eisenmann, R. Camin, W. Margolis & R. Benson : ASTM STP, 775 (1982), pp. 168-183.
- 3) K. Tanaka & H. Tanaka : ASTM STP, 1285 (1997), pp. 126-142.
- 4) M. Hojo, S. Ochiai, C. Gustafson & K. Tanaka : *Eng.*

- Fract. Mech.*, **49**, 1 (1994), 35-47.
- 5) A. Brunner, N. Murphy & G. Pinter : *Eng. Fract. Mech.*, **75** (2008), 2779-2794.
- 6) T. Tay : *Appl. Mech. Rev.*, **56**, 1 (2003), 1-32.
- 7) A. Brunner, N. Murphy & G. Pinter : *Eng. Fract. Mech.*, **76** (2009), 2678-2689.
- 8) S. Stelzer, A. Brunner, A. Argüelles, N. Murphy & G. Pinter : *Compos. Sci. Technol.*, **72** (2012), 1102-1107.
- 9) L. Peng, J. Xu, J. Zhang & L. Zhao : *Eng. Fract. Mech.*, **96** (2012), 676-686.
- 10) J. Zhang, L. Peng, L. Zhao & B. Fei : *Int. J. Fatigue*, **40** (2012), 7-15.
- 11) G. Allegri, M. Wisnom & S. Hallett : *Composites Part A*, **48** (2013), 192-200.
- 12) H. Chen, K. Shivakumar & F. Abali : *Composites Part B*, **39** (2008), 36-41.
- 13) M. Kenane, Z. Azari, S. Benmedakhene & M. Benzeggagh : *Composites Part B*, **42**, 3 (2011), 367-375.
- 14) L. Gornet & H. Ijaz : *Int. J. Damage Mech.*, **20** (2011), 783-807.
- 15) 北條正樹, 落合庄治郎, 青木隆平, 伊東英孝 : 日本機械学会論文集 (A 編), **61**, 583 (1995), 516-522.
- 16) 田中啓介, 田中 拓, 辻 辰哉, 山岸謙二郎 : 材料, **44**, 502 (1995), 960-966.
- 17) A. Russell & K. Street : ASTM STP, 972 (1988), pp. 259-277.
- 18) L. Yao, R. Alderliesten, M. Zhao & R. Benedictus : *Composites Part A*, **66** (2014), 65-72.
- 19) S. Spearing & A. Evans : *Acta Metal. Mater.*, **40**, 9 (1992), 2191-2199.
- 20) B. Sørensen & T. Jacobsen : *Composites Part A*, **29A** (1998), 1443-1451.
- 21) J. Gregory & S. Spearing : *Acta Materialia*, **52** (2004), 5493-5502.
- 22) 北條正樹, 田中啓介, C. Gustafson, 剣持 潔 : 材料システム, **8** (1989), 89-100.
- 23) M. Hojo, K. Tanaka, C. Gustafson & R. Hayashi : *Compos. Sci. Technol.*, **29** (1987), 273-292.
- 24) M. Hojo, C. Gustafson, K. Tanaka & R. Hayashi : *Advanced Materials for Severe Service Applications*, Kluwer Academic Pub, Massachusetts (1987), pp. 353-372.
- 25) 中井善一, 山下雅英 : 材料, **493**, 43 (1994), 1258-1263.
- 26) N. Sato, M. Hojo & M. Nishikawa : *Composites Part B*, **65** (2014), 89-98.
- 27) N. Sato, M. Hojo & M. Nishikawa : *Composites Part A*, **68** (2015), 202-211.
- 28) H. Kishi, Y. Shi, J. Huang & A. Yee : *J. Mat. Sci.*, **32** (1997), 761-771.
- 29) JIS K 7086 (1993).
- 30) ISO 15024 (2001).
- 31) M. Hojo, K. Kageyama & K. Tanaka : *Composites*, **26** (1995), 243-255.
- 32) 影山和郎, 金原 勲, 大沢 勇, 北條正樹 : 日本造船学会論文集, **168** (1990), 499-508.
- 33) A. Russel : *Polymer Composites*, **8**, 5 (1987), 342-351.
- 34) J. Rice : ASTM STP 415 (1967), pp. 247-311.