

高強度 GFRP 積層板における内部欠陥からの層間き裂と 貫通層間き裂の疲労進展特性の関係*

松原 剛^{*1}, 田中 啓介^{*2}

Correlation of Interlaminar Fatigue Growth Behavior between Embedded Elliptic Cracks and Through Cracks in High Strength GFRP

Go MATSUBARA^{*3} and Keisuke TANAKA

^{*3} Kawasaki Heavy Industries, Ltd.,
1-1 Kawasaki-cho, Akashi-shi, Hyogo, 673-8666 Japan

The elliptic growth behavior of interlaminar fatigue cracks from internal circular delamination was investigated with UD laminates (made of unidirectional laminates) and C laminates (made of unidirectional laminates and cloth laminates) of high strength glass fiber reinforced plastics (GFRP). The fatigue growth tests were carried out using specimens with circular delamination by 3 points bending at the stress ratios of $R=0.1$ and 1, and tests results were compared with those obtained for through-thickness cracks. The interlaminar crack extended in an elliptic shape under mode II and III deformation. In UD laminates, the growth behavior of the elliptic crack under pure mode II and III agreed with that of the through crack under a respective mode. In the case of C laminates, the crack growth behavior of the elliptic crack under pure mode III agreed with that of the through cracks under pure mode III, while the crack growth resistance of pure mode II of the elliptic crack was about 1/2 of that of through cracks. This difference comes from an error in the G -value evaluation of elliptic cracks performed using the macroscopic mechanical properties on elastic orthotropy. The G value for actual cracks is larger than the evaluated value, because the resin rich region near the crack tip increases the deformation. At a constant crack growth rate under mixed mode loading, the driving force is expressed in terms of a linear combination of the pure mode II $G_{II\max}$ and the pure mode III $G_{III\max}$.

Key Words: Internal Delamination, Mixed Mode, Mode II, Mode III, Fatigue, GFRP, Energy Release Rate, Crack Propagation, Composite Material

1. 緒 言

ヘリコプター-のブレードとブレードの遠心力と面外向荷重を支えるハブには、低剛性で許容ひずみに優れる高強度ガラス繊維強化プラスチック (GFRP : Glass Fiber Reinforced Plastics) が適している。GFRP をハブ部品に適用すると、設計上、最小断面部でも厚さが 10mm 以上となる。そのため、製造時の層間には離れやボイドを想定した欠陥許容設計が必要となる。そこで、筆者らは今までに GFRP の純モード I⁽¹⁾ と純モード II⁽²⁾ と純モード III⁽³⁾、さらにモード I と II による混合モード⁽⁴⁾ の層間疲労き裂進展特性を明らかにした。

一方、製造時の欠陥は部品内部に発生するケースが多い。筆者らがこれまで対象としたき裂進展挙動は、試験片の両端面にき裂が貫通している ENF (End Notched

Flexure) 試験片⁽²⁾ や ECT (Edge Crack Torsion) 試験片⁽³⁾ を用いている。そこで、貫通き裂により取得した疲労き裂進展挙動をもとに内部欠陥の疲労き裂進展挙動を予測することは、実用上非常に重要となる。これらの進展挙動は、エネルギー解放率 G を用いることで同一となることが予想されるが、検証が必要である。

ところで、FRP 積層板の内部き裂の進展挙動に破壊力学を用いた従来の研究は静荷重によるものが多く^{(5)~(7)}、疲労の研究は非常に少ない。S.N.Chatterjee らの研究⁽⁸⁾⁽⁹⁾ では、炭素繊維強化プラスチック (CFRP : Carbon Fiber Reinforced Plastics) においてモード II と III だけではなくモード I も重複する内部欠陥の疲労き裂進展挙動を検討している。しかし、基準となる貫通き裂による純モードでの進展挙動を把握していないために、純モードでの貫通き裂の進展挙動と内部き裂の進展挙動との相関が明確になっていない。また、彼らの試験片は一方向シートを配向積層したもので、GFRP で用いられる一方向シートと朱子織シートを組み合わせた積層に生じる異種シート間のき裂進展

* 原稿受付 2005 年 8 月 10 日。

^{*1} 正員, 川崎重工業(株)技術研究所(☎673-8666 明石市川崎町 1-1)。

^{*2} 正員, 名古屋大学大学院工学研究科(☎464-8603 名古屋市中種区不老町)。

E-mail : matubara@ati.khi.co.jp

挙動は未知である。

そこで本研究では、高強度 GFRP 一方向シートのみで積層した試験片と、一方向シートと朱子織シートとを組み合わせて積層した試験片を製作して、純モード II と純モード III およびその混合モードが同時に現れる内部層間き裂について、疲労き裂進展試験を行った。そして、その進展特性と前報^{③④}で報告した貫通き裂の純モード II と純モード III の疲労進展特性とを比較して、内部層間き裂の疲労進展特性を評価した。

2. 実験方法

2.1 材料および試験片 試験片の材料は、前報^{③④}と同じ一方向シートの繊維に T ガラス、朱子織りシートの繊維に E ガラス、樹脂に 180°C 硬化の東レ製エポキシ樹脂 #3651 を用いた。試験片の積層構成は、一方向シートのみを積層した一方向積層板（以後 UD 板と称する）と、一方向シート 4 枚と 8 本朱子織りシート 1 枚を交互に積層したクロス積層板（以後 C 板と称する）の 2 種類とした。一方向シートの繊維配向角は、UD 板と C 板ともに試験片長手方向とした。朱子織りシートの繊維配向角は、試験片長手方向に対し $\pm 45^\circ$ とした。両試験片の詳細な物性値は、前報^③に示した。

試験片形状を図 1 に示す。試験片幅は $B=40\text{mm}$ 、UD 板の厚さは $2h=9.8\text{mm}$ 、C 板の厚さは $2h=10.3\text{mm}$ である。初期欠陥は、厚さ $12.5\mu\text{m}$ のポリイミドフィルムを直径 ($2a_0$) 10mm の円形に切り抜いて、成形時に板幅の中心で板厚中央断面部に 2 枚重ねて挿入した。

2.2 試験条件 疲労試験は電気-油圧サーボ式疲労試験機 (容量: 100kN) を用いて、3 点曲げによる荷重一定試験を実施した。3 点曲げのスパン $2L$ は 80mm である。初期欠陥の中心が、ハーフスパン L の中央位置となるように試験片をセットした。試験条件は、応力比 $R=0.1$ と -1 、繰返し速度 $f=1\text{Hz}$ とした。試験環境は室温大気中である。C 板の試験は、図 2 に示すように初期欠陥の上側を一方向シート、下側を朱子織りシートとなるように試験片をセットした。 $R=0.1$ の荷重負荷方向は、図 1 のように試験片中央部を下側へ負荷する方向である。そのために中央負荷点方向へのき裂は図 2 のような主応力の向きにより、き裂上側の一方向シート界面（以後 UD 方向と称する）を、試験片端部方向へは逆にき裂下側の朱子織りシート界面（以後 C 方向と称する）を進展する。なお、前報^③より C 方向を進展するときのき裂進展抵抗は、UD 方向を進展するときよりも高くなるのがわかっている。なお、本論文の以下では、き裂進展抵抗という用語は、あるき裂進展速度を実現するために必要な G 値を意味することと

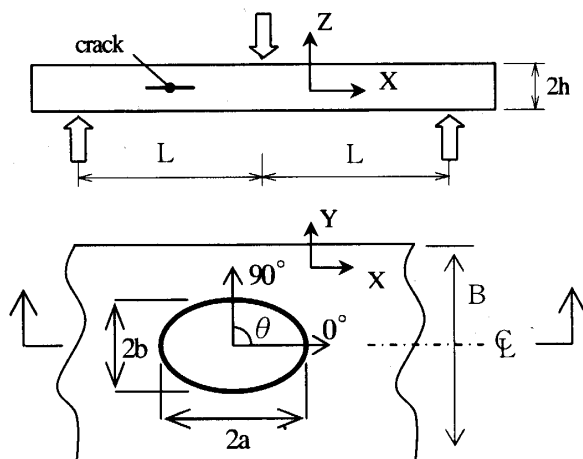


Fig.1 Test specimen.

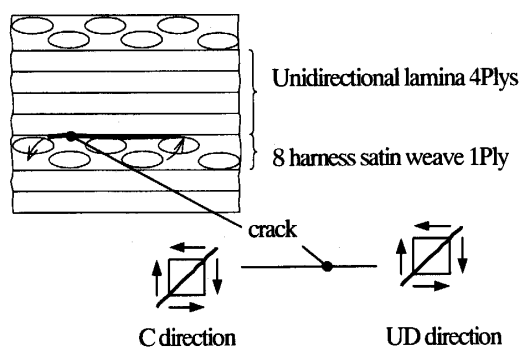


Fig.2 Crack propagation direction.

する。

き裂寸法の測定は、超音波探傷の C スコープによる画像から直接計測した。探傷方法は反射法を用いた。内部き裂は、試験片の長手方向に対して、欠陥から試験片中央部と試験片端部の両方向へ進展する。幅方向も欠陥から左右両方向へ進展する。そのため、き裂進展速度は、長手方向も幅方向も両方向の平均値を用いた。ただし、C 板の $R=0.1$ の試験片長手方向へのき裂については、前述のき裂進展抵抗の違いにより試験片中央部側と試験片端部側の両方向について、それぞれの進展速度を算出した。

2.3 エネルギー解放率 疲労き裂進展挙動を整理するパラメータには、最大エネルギー解放率 G_{max} を用いた。き裂形状は楕円形と仮定して代表的な寸法 9 ケースについて 3 次元 FEM を実施して G 値を求めた。G 値の算出には、MCCI (Modified Crack Closure Integral) 法^⑤を用いた。き裂前縁の G 値は、図 1 に示すように 0° から 10 度毎に 360° までモード毎に算出した。実際のき裂に対する G 値は、計測された $2a$ を長軸、 $2b$ を短軸とする楕円形と仮定して FEM 解析より求めた 9 ケースの G 値から内挿により求めた。

9 ケースの寸法は、試験片長手方向に $2a=10\text{mm}$, 20mm ,

30mm の 3 ケース、幅方向は各長手方向の長さについてそれぞれ $2b=10\text{mm}$ から $2b=2a$ まで 5mm 毎の合計 9 ケースである。FEM 解析の結果から、 0° と 180° における G 値は純モード II、 90° と 270° における G 値は純モード III で、それぞれで等しい値となることがわかった。なお、解析の詳細は付録に示す。

3. 実験結果および考察

3.1 超音波探傷器による観察 図 3 に超音波探傷器によるき裂進展の観察例を示す。図の中心部の円が、初期欠陥である。応力比 $R=0.1$ の結果を図 3 (a) (b) に、 $R=-1$ の結果を図 3 (c) (d) に示す。(a) (c) は UD 板、(b) (d) は C 板の結果である。

UD 板のき裂は、応力比に依らずに初期円形欠陥から幅方向への進展量は小さく、長手方向へは大きく進展する。一方、C 板のき裂は、UD 板の場合に較べ幅

方向への進展量が多い。図 3(b) は試験荷重の小さい場合で、き裂は UD 方向(図中では右方向)のみ進展した。前報²⁾より $R=0.1$ の C 方向のき裂進展抵抗は、UD 方向のき裂進展抵抗よりも高いことがわかっている。本研究の試験荷重での G 値は、C 方向のき裂進展抵抗よりも低く、そのために C 方向のき裂が進展しなかったものと考えられる。ただし、 $R=0.1$ でも試験荷重が大きい場合は、C 方向のき裂も進展した。

3.2 一方向積層板における内部欠陥からの疲労き裂進展挙動

UD 板の内部欠陥の純モード II におけるき裂進展速度 da/dN と最大エネルギー解放率 $G_{II\max}$ の関係を図 4(a) に、純モード III の da/dN と $G_{III\max}$ の関係を図 4(b) に黒印で示す。純モード II の進展挙動は初期欠陥の中心に対して 0° と 180° の平均値で、純モード III の進展挙動は 90° と 270° の平均値である。図 4(a) には ENF 試験片による貫通き裂の純モード II の結果²⁾、図 4(b) には ECT

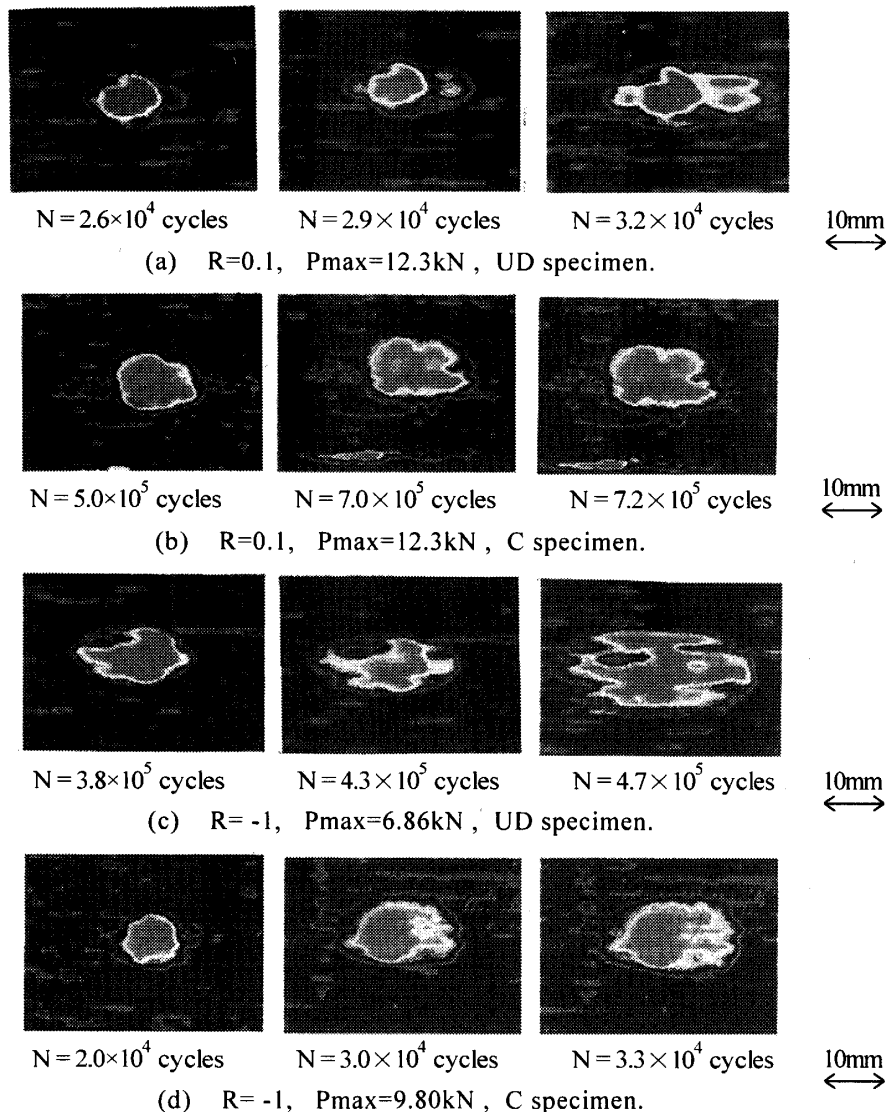


Fig.3 C-scan images of internal fatigue crack growth.

試験片による貫通き裂の純モードⅢの結果⁹⁾も同時に白印で示す。

図 4(a)のモードⅡにおいて、応力比 R=0.1 と-1 の両応力比ともに内部き裂と貫通き裂の進展特性はよく一致している。同様に、図 4(b)のモードⅢにおいても R=1 では内部き裂と貫通き裂の進展特性は一致して

いる。しかし、R=0.1 の内部き裂と貫通き裂の同一進展速度における G 値を比較すると、内部き裂の G 値が大きくなった。本研究の G 値は、き裂を長軸 2a, 短軸 2b とする楕円形き裂と仮定して算出している。図 3(a)の進展状況からわかるように R=0.1 では、き裂進展形状が初期欠陥の円形形状の影響を受けている。そのため楕円形の

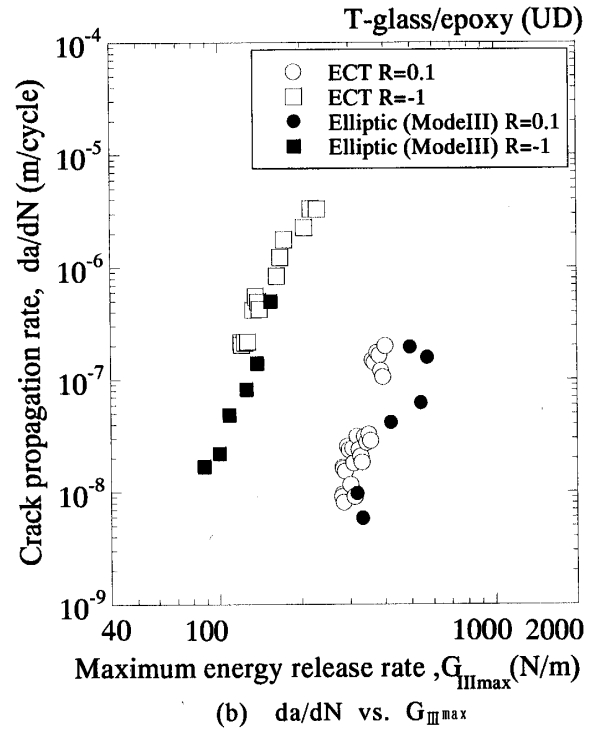
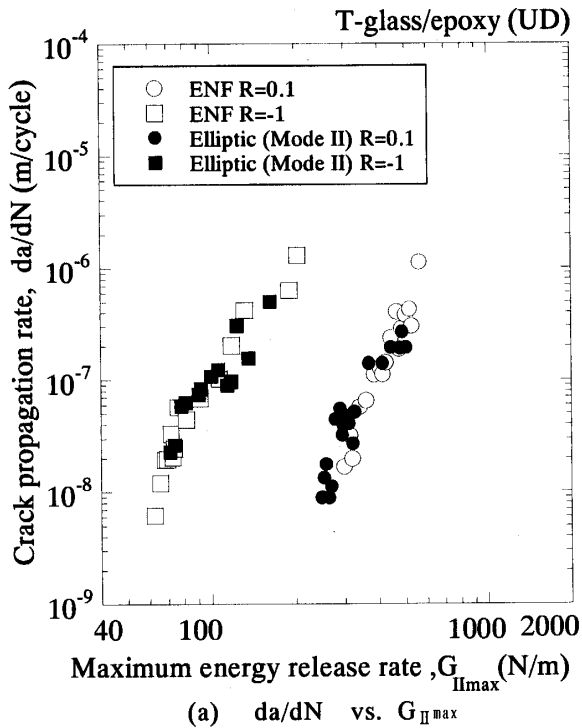


Fig.4 Relation between crack propagation rate and energy release rate for UD specimens.

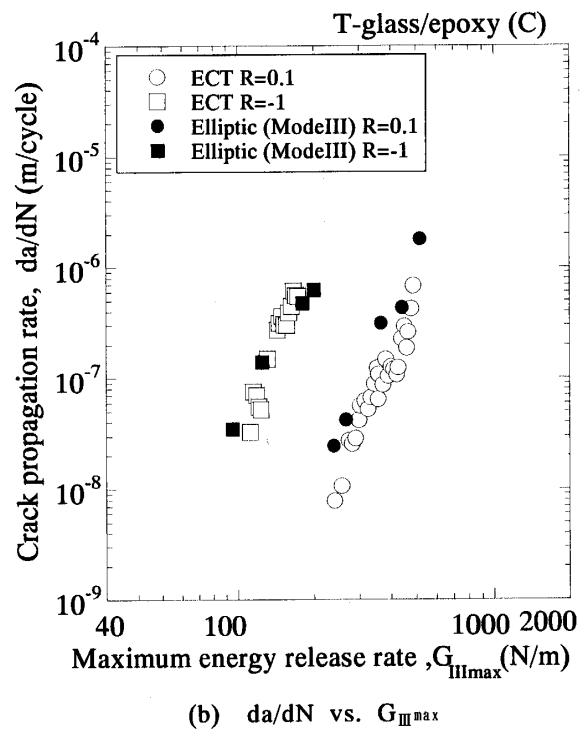
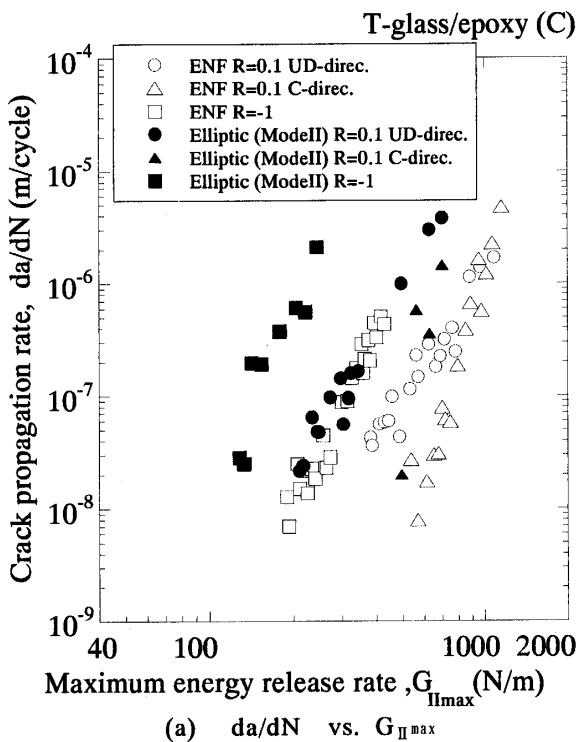


Fig.5 Relation between crack propagation rate and energy release rate for C specimens.

仮定では G_{II} 値を大きく算定する。このことが、不一致の原因と推定される。

したがって、UD板においては内部き裂の進展挙動を、貫通き裂の進展挙動から予測することが可能であると結論できる。

3・3 クロス積層板における内部欠陥から疲労き裂進展挙動

C板の内部欠陥の純モードIIにおける da/dN と $G_{II\max}$ の関係を図5(a)に、純モードIIIの da/dN と $G_{II\max}$ の関係を図5(b)に黒印で示す。図中には ENF 試験片と ECT 試験片による貫通き裂の進展特性^{10,11}も同時に白印で示す。純モードIIのC板の $R=0.1$ では、内部き裂も貫通き裂もUD方向とC方向の両結果を示す。

純モードIIの内部き裂と貫通き裂の同一進展速度における G 値を比較すると $R=0.1$ のUD方向で60%程度、 $R=0.1$ のC方向で70%程度、 $R=-1$ で50%程度とそれぞれ内部き裂の G 値が低くなった。この原因については、次節で検討する。

一方、モードIIIの $R=0.1$ と -1 の両応力比ともに内部き裂と貫通き裂の進展特性はよく一致している。

3・4 クロス積層板内部き裂と貫通き裂のモードIIにおける進展抵抗の違い

C板内部き裂のモードIIのき裂進展抵抗が、貫通き裂の進展抵抗に比べて低くなった原因を検討するための試験とFEM解析を実施した。

UD板では繊維が試験片長手方向へ配向されているので内部き裂前縁の繊維は、反対側のき裂前縁にも繋がっている。この場合のき裂前縁は両方で同一モードとなる。一方、C板の朱子織シート¹²の繊維は $\pm 45^\circ$ に配向されているので、内部き裂前縁純モードIIに位置する朱子織繊維のもう一方のき裂前縁は、モードIIとモードIIIの混合モードに位置する。応力が負荷された場合、朱子織繊維の両端でき裂のモード比が異なる。このことで、き裂先端の応力状態が乱されてき裂進展抵抗が低下する可能性が考えられる。この仮説を検討するためにモードIIの疲労き裂進展試験を実施した(試験片 C1 と称する)。試験片 C1 の模式図を図6に示す。試験片 C1 は、C板の $R=0.1$ の内部き裂進展試験でC方向にも進展した試験片を長手方向へ切り出した試験片で、き裂は幅方向へ貫通している。疲労試験は3点曲げで行った。

次に試験後の C1 試験片の端部を切断して、ENF 試験を行った(試験片 E1 と称する)。この試験の目的はき裂進展抵抗低下の原因が、材料のばらつきではないことを確認することである。スパン $2L$ は C1 で 100mm, E1 で 80mm とした。試験条件はともに応力比 $R=0.1$ である。図7に両試験の da/dN と $G_{II\max}$ の関係を示す。図中には、図5(a)に示したC板の $R=0.1$ の内部き裂と貫

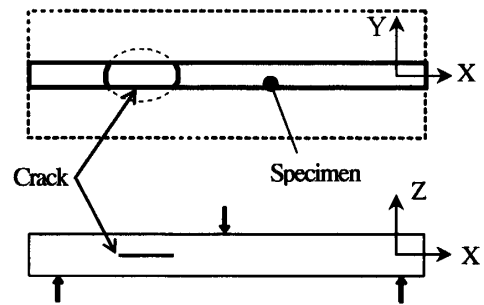


Fig. 6 C1 Specimen.

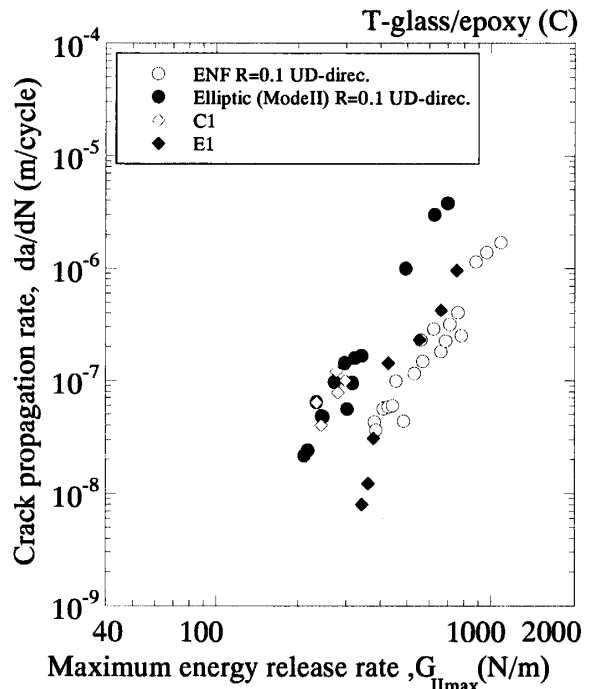


Fig. 7 Relation between crack propagation rate and maximum energy release rate for C1 and E1 specimens.

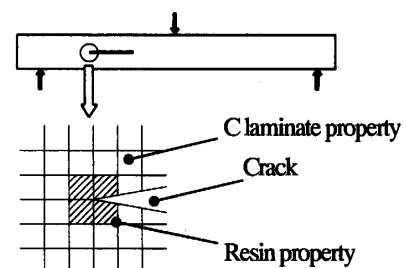


Fig. 8 FEM model.

通き裂の進展挙動も示す。C1 の試験では、 G 値が小さいためにき裂はUD方向のみ進展した。C1 の進展挙動は内部き裂のUD方向の挙動に一致した。この結果から、朱子織繊維の両端でき裂のモード比が異なることは、進展抵抗低下の原因ではないことがわかった。また、E1 の進展挙動は内部き裂のUD方向の挙動ではなく、貫通き裂のUD方向の進展挙動に一致した。

材料のばらつきも原因ではないことがわかった。

次に、き裂進展抵抗低下の原因は、き裂が両先端ある場合の G 値評価にあると推定した。そこで C1 試験片断面でのき裂先端の観察をおこなった。その結果、C方向のき裂(試験片端部側)は朱子織シートの樹脂リッチ領域で停留していることがわかった。本研究では G 値を算出するための FEM 解析では、物性値を直交異方性と扱っている。そこで、き裂先端近傍の物性値の G 値への影響を FEM 解析で検証する。

解析モデルは図 8 のハーフスパン中央部にき裂のある場合である。板厚は 10mm, ハーフスパンは 40mm, き裂長さは板厚中央部に 10mm, メッシュ寸法は全て 1mm × 1mm とした。図に示すようにき裂の C 方向の先端における 4 要素だけを樹脂の物性値として、残りの要素は C 板の物性値にして G 値解析をおこなった。なお、本解析のモデルで、き裂面の下側 1 要素分のみ試験片長手方向にモデルの両端要素まで樹脂の物性値を与えた場合の G 値解析も実施した。その結果、等価剛性のモデルの G 値と大きく変わらないことと、端部方向側と中央方向側で G 値に差のないことを確認している。

樹脂の物性値は、文献⁽¹⁾を参考にポアソン比 $\nu=0.3$ の等方性としてヤング率 E は、1.5, 3.5, 4.5GPa の 3 ケースとした。解析結果を図 9 に示す。縦軸はき裂両端の G_{II} 値を、C 板の物性値のみで算出した G_{II0} 値で無次元化した値である。横軸は C 方向のき裂先端 4 要素のヤング率を示す。解析した 3 ケースでは、UD 方向の G_{II}/G_{II0} は 1 以上となっており、C 方向のヤング率の影響で元の G_{II0} よりも高くなっている。これは、C 方向のき裂先端のヤング率が低いことで C 方向き裂先端近傍の変形が大きくなり、その変形に伴い UD 方向の G 値も増大したためと推定される。

この結果をもとに C 板内部き裂純モード II の進展特性を補正する。樹脂のヤング率を $E=4.5\text{GPa}$ とすると、解析結果より UD 方向と C 方向の G_{II} 値は、それぞれ元の値の 1.7 倍と 1.2 倍になる。そこで、図 5(a)における C 板内部き裂の $R=0.1$ における UD 方向の $G_{II\text{max}}$ を 1.7 倍、C 方向の $G_{II\text{max}}$ を 1.2 倍、 $R=-1$ の $G_{II\text{max}}$ を 1.7 倍に補正した結果を図 10 に示す。 $R=0.1$ の補正した内部き裂の進展特性は、UD 方向と C 方向の両方向ともに貫通き裂の進展特性とほぼ一致する。 $R=-1$ の場合、き裂先端では UD 方向の 1.7 倍の G_{II} 値と C 方向の 1.2 倍の G_{II} 値が繰り返されるために厳密には $R=-1$ ではなくはなっているが、 $R=-1$ の貫通き裂の進展特性に近づいた。

したがって、C 板における貫通き裂と内部き裂の進展抵抗の違いは、内部き裂の両先端での物性値の違い

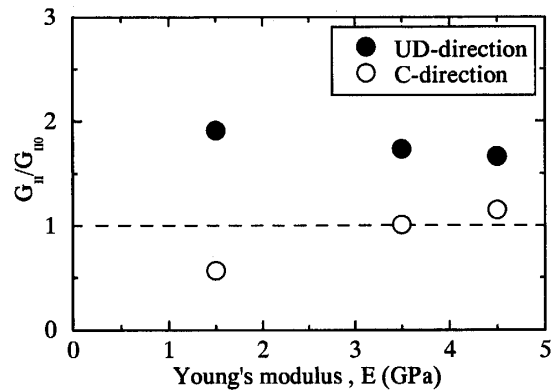


Fig.9 Change of energy release rate with Young modulus.

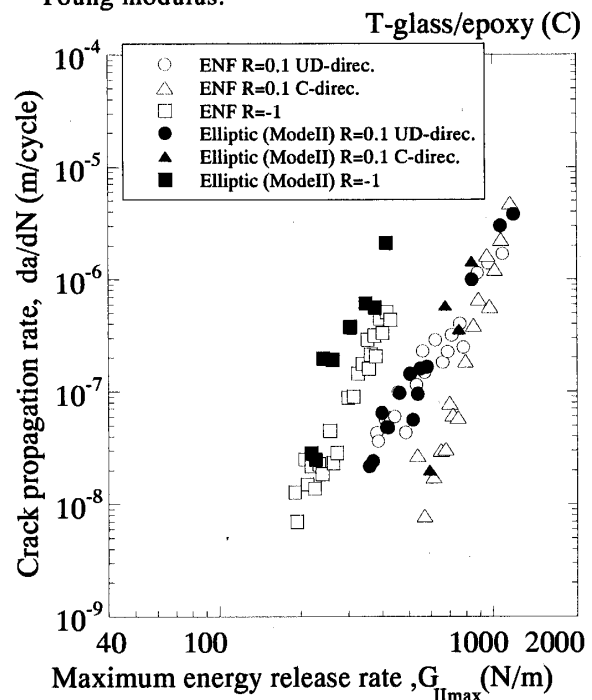


Fig.10 Relation between crack propagation rate and maximum energy release rate (corrected).

に因ると考えられる。C 板の内部き裂の場合、UD 方向と C 方向で層構造は対称となっているが、き裂先端の位置は対称とはなっていない。さらに、C 方向のき裂先端は樹脂リッチ領域にあり、樹脂のヤング率は C 板全体のヤング率に比べ極端に低い。このため、UD 方向のき裂先端の変形が、C 方向の影響を受けて直交異方性で算出したときの G 値よりも実際には大きな値となったために、元の G 値で da/dN を整理すると見かけ上のき裂進展抵抗が低くなったと推定される。

3.5 内部き裂におけるモード II と III の混合モードのき裂進展挙動 内部き裂前縁上のモード比 $G_{II}/(G_{II}+G_{III})$ が 0.25, 0.5, 0.75 となる位置について、 da/dN を算出して da/dN と $G_{II\text{max}}$ の関係と da/dN と $G_{III\text{max}}$ の関係を得た。その関係を最小二乗近似して、任意の da/dN に対する

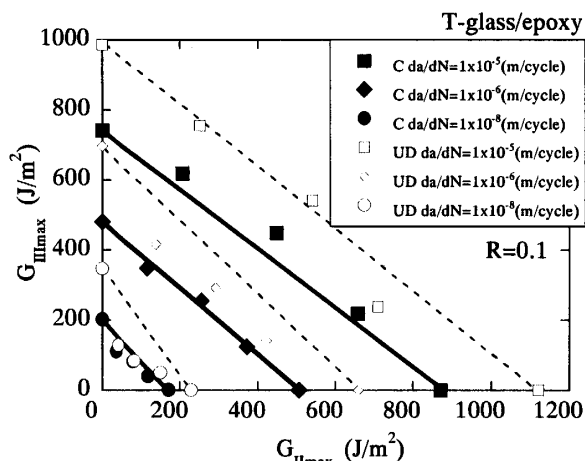


Fig.11 Mixed mode fatigue crack growth behavior at $R=0.1$.

$G_{II,max}$ と $G_{III,max}$ を算出した。各き裂進展速度をパラメータとして縦軸に $G_{III,max}$ 、横軸に $G_{II,max}$ として整理した結果を図 11 と図 12 に示す。図 11 は $R=0.1$ 、図 12 は $R=-1$ の場合である。両図ともに横軸 $G_{II,max}$ と縦軸 $G_{III,max}$ には、内部き裂の純モード II と純モード III の近似値を示す。図中の実線は C 板、破線は UD 板の純モード II と純モード III の同一の da/dN のデータを結ぶ直線である。なお、C 板の $R=0.1$ の純モード II は UD 方向のデータである。

両応力比の UD 板と C 板のそれぞれについて、純モード II と純モード III のき裂進展抵抗はほぼ等しい。さらに混合モードのデータが、純モードの同一 da/dN のデータを直線で結ぶ線上に分布することもわかる。このことは、混合モードのモード II と III の進展抵抗を、同一進展速度のそれぞれの純モードの進展抵抗で無次元化した値の和が 1 となることを意味しており、混合モードの進展抵抗におけるモード II とモード III の影響が同等であることを示している。前報⁴⁾で報告したモード I と II の混合モードの進展挙動も同様な結果となっている。なお、 $R=0.1$ の UD 板の混合モードのデータが線上から外れている原因は、3・2 で記述したようにき裂形状を楕円形と仮定したために内部き裂の純モード III の G_{III} 値を実際よりも大きく算定しているためと推定される。

したがって、本実験材料の場合、混合モードでの同一き裂進展速度の進展抵抗はモードの組み合わせに依らずに純モードの進展抵抗の線形和で表されて、貫通き裂の純モードの進展挙動から混合モード下の内部き裂の進展挙動を予測できることが結論される。

4. 結言

高強度 GFRP 一方向シートのみで積層した積層板 (UD 板) と、高強度 GFRP 一方向シートと GFRP 朱子織シ

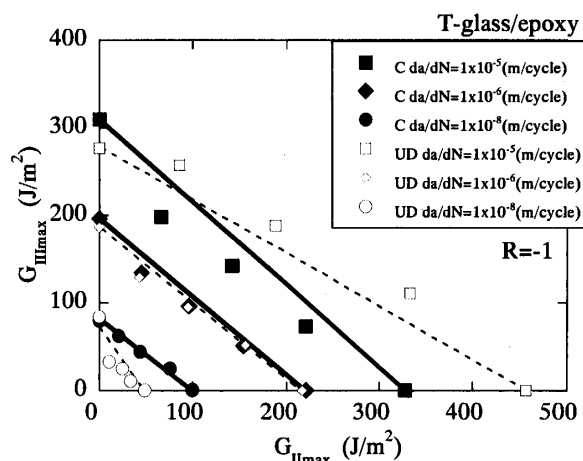


Fig.12 Mixed mode fatigue crack growth behavior at $R=-1$.

ートとを組み合わせた積層板 (C 板) とを用いて、純モード II と純モード III およびその混合モードが同時に現れる内部の層間き裂について、疲労き裂進展試験を行い、以下の結論を得た。

- (1) UD 板の場合、き裂は応力比に依らずに初期円形欠陥から幅方向への進展量は小さく、長手方向へ大きく進展する。一方、C 板の場合、UD 板の場合に較べ幅方向へ大きく進展する。
- (2) UD 板の内部き裂における純モード II のき裂進展挙動と純モード III のき裂進展挙動は、同一応力比における貫通き裂の各モードの進展挙動と一致する。
- (3) C 板の内部き裂における純モード II のき裂進展抵抗は、同一進展速度 da/dN における貫通き裂純モード II のき裂進展抵抗の約 1/2 となる。
- (4) 両端にき裂先端をもつき裂において片側の先端が樹脂リッチ領域に位置している場合、積層板の物性値を用いて G 値を算出すると、き裂先端近傍の変形を小さく算出するので G 値は実際の値よりも小さくなる。
- (5) UD 板と C 板の内部き裂の混合モード (モード II と III) は、同一の da/dN を与えるときのエネルギー解放率の純モード II と III の G_{max} の線形和で表せる。

付録. G 値の形状補正係数

G 値算出に用いた形状補正係数の関係を示す。楕円き裂の長軸を $2a$ 、短軸を $2b$ とおく。長軸は試験片の長手方向、短軸は幅方向となる。試験片長手方向に $2a=10\text{mm}$ 、 20mm 、 30mm の 3 ケース、幅方向は各長手方向の長さについてそれぞれ $2b=10\text{mm}$ から $2b=2a$ まで 5mm 毎の合計 9 ケースについて、図 1 における 0° から 10° 毎に 360° までモード毎の G 値を FEM により求めた。

0° と 180° の G 値は純モード II で、 90° と 270° の G 値は純モード III でそれぞれ同じ値となった。

直径の異なる円形き裂の 0° の G 値を, φ10mm の円形き裂の 0° の G 値で無次元化した値を F₂ と定義する. 同様に円形き裂の 90° の G 値を, φ10mm の円形き裂の 90° の G 値で無次元化した値を F₃ と定義する.

$$F_2 = \frac{G_{\text{at } 0^\circ} (2a=2b)}{G_{\text{at } 0^\circ} (2a=2b=\phi 10)} \quad \dots (1)$$

$$F_3 = \frac{G_{\text{at } 90^\circ} (2a=2b)}{G_{\text{at } 90^\circ} (2a=2b=\phi 10)} \quad \dots (2)$$

図 13 に F₂ と 2a の関係と F₃ と 2a の関係を示す. 実線は F₂ の最小二乗近似線, 破線は F₃ の最小二乗近似線を示す. 両係数ともに, き裂長さ と 1 価の関係にある.

次に楕円き裂の 0° の G 値を, 2a が等しく 2a=2b の場合の 0° の G 値で無次元化した値を K₂ と定義する. 同様に, 90° の G 値を, 2b が等しく 2a=2b の場合の 90° の G 値で無次元化した値を K₃ と定義する.

$$K_2 = \frac{G_{\text{at } 0^\circ} (2a=2b)}{G_{\text{at } 0^\circ} (2a=2b)} \quad \dots (3)$$

$$K_3 = \frac{G_{\text{at } 90^\circ} (2a=2b)}{G_{\text{at } 90^\circ} (2a=2b)} \quad \dots (4)$$

図 14 に K₂ とアスペクト比 2b/2a の関係と K₃ と 2b/2a の関係を示す. なお, 2a=2b=15 mm, 25 mm の G_{III} 値は F₃ から導いた. 実線は K₂ の最小二乗近似線, 破線は K₃ の最小二乗近似線を示す. 両係数ともに, 2a と 2b の長さに関係なく 2b/2a と 1 価の関係にある.

したがって, 楕円き裂の純モード II (0° の位置) と純モード III (90° の位置) の G 値は, 次式で表される. ただし, G_{II0} と G_{III0} は FEM 解析により求められる φ10mm の円形き裂の単位荷重に対する 0° と 90° のエネルギー解放率である.

$$G_{\text{II}} = P^2 \times G_{\text{II0}} \times F_2 \times K_2 \quad \dots (5)$$

$$G_{\text{III}} = P^2 \times G_{\text{III0}} \times F_3 \times K_3 \quad \dots (6)$$

他の角度についても, 同様な関係を導いた.

参考文献

- (1) Matsubara, G., Ono, H. and Tanaka, K., Effect of Fiber Bridging on Growth Behavior of Mode I Interlaminar Fatigue Cracks in High Strength GFRP, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, 70-695 (2004), 928-935.
- (2) Matsubara, G., Ono, H. and Tanaka, K., Effect of Stress Ratio on Growth Behavior of Mode II Interlaminar Fatigue Cracks in High Strength GFRP, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, 70-692 (2004), 580-587.
- (3) Matsubara, G. and Tanaka, K., Effect of Stress Ratio on Growth Behavior of Mode III Interlaminar Fatigue Cracks in High

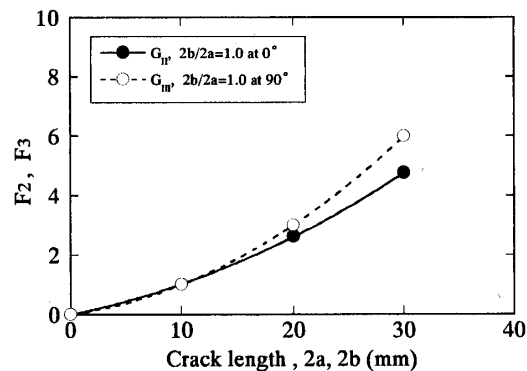


Fig.13 Relation between correction factor and crack length.

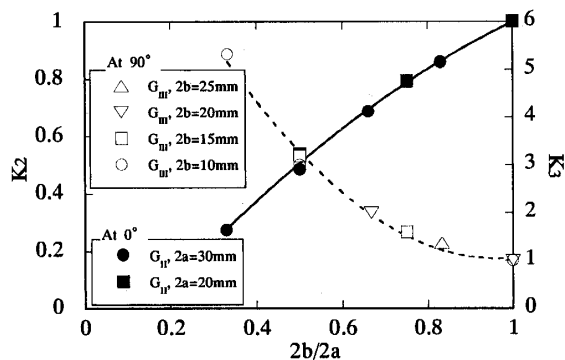


Fig.14 Relation between correction factor and aspect ratio.

Strength GFRP, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, 72-717, A (2006), 704-711

- (4) Matsubara, G., Nishikawa, H., Nihei, K. and Tanaka, K., Mode-Mixity Effect on Growth Behavior of Interlaminar Fatigue Cracks in High Strength GFRP, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, 70-700 (2004), 1733-1740
- (5) Kaniya, S., Sekine, H. and Yamada, K., A Numerical Approach to the Interlaminar Crack Formation Process in Cross-Ply Laminates due to Transverse Loading, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, 62-593, A(1996), 18-25
- (6) Kikuchi, M. and Ichikawa, S., Estimation of the Delamination Shape of CFRP Composite by Transverse Loading, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, 62-596, A(1996), 930-936
- (7) Ogihara, S., Takeda, S., Kobayashi, S. and Kobayashi, A., Experimental Characterization of the Microscopic Damage Initiation and Growth in Quasi-Isotropic CFRP Laminates, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, 62-602, A(1995), 2250-2255
- (8) S.N.Chatterjee, V.Ramanath, W.A.Dick and Y.Chen Criticality of disbonds in laminated composites, ASTM STP, 836, (1984), 161-174
- (9) S.N.Chatterjee, R.B.Pipes and R.A.Blake, Jr, Growth of elliptical delaminations in laminates under cycle transverse shear stresses, ASTM STP, 972, (1988), 281-297
- (10) Rybicki, E.F. and Kanninen, M.F., A Finite Element Calculation of Stress Intensity Factors by a Modified Crack Closure Integral, Engineering Fracture Mechanics, Vol.9 (1977), 931-938
- (11) D.Hill and T.W.Clyne, An Introduction to Composite Materials Second Edition, Baifukan, (2003), 26-28