

## 研究論文

## 炭素繊維強化複合材料積層板のモード II と III の混合モード破壊の安定進展条件下における破壊抵抗の評価

近藤 篤史\*<sup>1</sup>, 佐藤 祐太\*<sup>1</sup>, 末益 博志\*<sup>2</sup>, 郷津 勝久\*<sup>2</sup>, 青木雄一郎\*<sup>3</sup>

(2010年4月27日受付)

## Characterization of Fracture Resistance of Carbon/Epoxy Composite Laminates during Mixed-Mode II and III Stable Damage Propagation

Atsushi KONDO,\*<sup>1</sup> Yuta SATO,\*<sup>1</sup> Hiroshi SUEMASU,\*<sup>2</sup> Katsuhisa GOUZU\*<sup>2</sup>  
and Yuichiro AOKI\*<sup>3</sup>

(Received April 27, 2010)

**Abstract:** Mixed mode II and III interlaminar fracture resistance of cross-ply carbon/epoxy composite laminates was experimentally and numerically evaluated using DNSCB (double notched split cantilever beam) test method, which enables a stable interface damage growth under the mixed-mode condition. Specimens with initial delaminations at two interfaces of  $0^\circ$  layers were used. The fracture morphology strongly depended on the mixed mode ratio. Complex damage comprising delaminations and inclined matrix cracks grew in the middle of the specimen where mode III component was dominant, while simple delaminations propagated outside the region of the complex damage where mode III component was comparatively small. Apparent dependence of the fracture toughness on the mixed-mode ratio was not found in the results obtained from the region of the simple delamination. The fracture resistance was considerably higher in complex damage region than in the region of simple delamination as expected from the significance of the damage state.

**Key words:** Mixed mode, Fracture toughness, Delamination, Experiment, Finite element analysis

## 1. 序 論

複合材料積層板は、繊維方向以外の強度が低く、繊維と直角方向に層間剝離を代表とした損傷を生じやすい。複合材料積層板を用いた構造物の実際の使用環境におい

て、層間剝離は任意の混合モード条件の下で発生し、進展する。したがって、それぞれの単一モード条件下だけでなく、混合モード条件下の層間剝離の挙動を知ることが重要である。

層間剝離の進展条件は、線形破壊力学の考え方に基づき、各モードの層間破壊靱性で整理されることが一般的である。これまで、モード I、モード II の単一モードの層間破壊靱性は DCB<sup>1-3)</sup>、ENF<sup>4-6)</sup> といった既に標準化された試験方法によって数多く測定されてきた<sup>1-4)</sup>。また、モード I とモード II の混合モード条件下での破壊靱性が、MMB 試験法の普及により数多く測定されている<sup>7-9)</sup>。

近年、モード III の単一モードの層間破壊靱性も CRS (crack rail shear)<sup>10)</sup> や SCB (split cantilever beam)<sup>11,12)</sup>、ECT (edge crack torsion)<sup>13-15)</sup> などの試験法が開発されたことにより、測定が可能になった。モ

\*<sup>1</sup> 上智大学大学院理工学研究科(102-8554 東京都千代田区紀尾井町7-1)

Graduate School, Sophia University, 7-1 Kioi-cho, Chiyoda-ku, Tokyo 102-8554, Japan

\*<sup>2</sup> 上智大学機能創造理工学科(102-8554 東京都千代田区紀尾井町7-1)

Department of Applied Science and Engineering, Sophia University, 7-1 Kioi-cho, Chiyoda-ku, Tokyo 102-8554, Japan

\*<sup>3</sup> 宇宙航空研究開発機構(181-0015 東京都三鷹市大沢6-13-1)

Japan Aerospace Exploration Agency, 6-13-1 Osawa, Mitaka, Tokyo 181-0015, Japan

ード III の層間破壊靱性に関する複数の研究で、モード III の層間破壊靱性がモード II の層間破壊靱性よりも大きい値であると報告されている<sup>11,12,16)</sup>。また、この違いが生じる原因の一つとしてモード III の層間剥離の進展中に界面に隣接する層の内部に繊維に沿ったき裂が発生することが指摘されている<sup>17,18)</sup>。モード II とモード III の破壊靱性の違いが主としてこの現象によるものであれば、この影響はモード II-III の混合モード試験においても表れて然るべきである。モード II-III の混合モード層間破壊靱性に関しては、これまでに 2 つの試験法が提案されている。Szekrenyes は梁状試験片に SCB 試験と ENF 試験の条件を組み合わせた PENF (prestressed end notched flexure) 試験法<sup>19)</sup>を開発し、GFRP のモード II-III の混合モード層間破壊靱性を評価した。Morais は板状試験片の上下をそれぞれ 3 点で支持して曲げとねじりを同時に発生させる 6PBP (6 point bending plate) 試験法<sup>20)</sup>を開発し、CFRP のモード II-III の混合モード層間破壊靱性を評価した。しかし、これらの研究では、モード比に依存して破壊形態が変化することや、それにより靱性が顕著に変化することは報告されていない。この理由として次の点が考えられる。界面に隣接する層内き裂が発生する現象は、剥離の進展開始時ではなく、主に進展中に現れるため<sup>17)</sup>、この影響を含んだ層間破壊靱性を測定するには、層間剥離が安定進展する試験法が必要である。しかし、前述の 2 つのモード II-III の混合モード試験法は、剥離の不安定進展開始時の層間破壊靱性を測定する試験法であるため、層内き裂の発生が観察されなかった可能性がある。

著者らはモード II-III の混合モード層間破壊靱性試験として DNSCB (double-notched split cantilever

beam) 試験を提案した<sup>21)</sup>。この試験法は、2 つの初期剥離を導入した梁状試験片に剥離面と平行な曲げ変形を与えることによって、き裂前縁でモード II と III の比が連続的に変化するせん断破壊を生じさせる手法である。この試験法は、DCB 試験と同様にき裂が安定進展するという特徴があるため、前述の層内き裂の発生のような破壊形態の変化を観察するのに適している。本研究では、DNSCB 試験法を用いて、モード II と III の混合モード条件下で層間の破壊が安定進展するときの複合材料積層板の破壊抵抗を評価すると同時に、応力状態に依存した破壊形態の変化が破壊抵抗へ与える影響についても議論する。

## 2. 実 験

### 2.1 試験方法

本研究では、DNSCB 試験法を用いて、モード II とモード III の混合モード条件下で複合材料積層板の層間の破壊が安定して進展するときの挙動を調べた。DNSCB 試験法では、Fig. 1 のような 2 つの初期剥離を導入した梁状試験片を用いる。本方法は、外側の剥離片と内側の剥離片で互いに逆方向の曲げ変形を与え、曲げ応力とせん断応力の組み合わせによって界面にモード II と III の混合モードせん断破壊を生じさせる手法である。文献 21) に示したように、この試験法は、剥離が安定に進展する点と、曲がった剥離前縁に沿ってモード比が連続的に変化する点が特徴である。安定進展中の剥離き裂前縁は臨界状態になっており、それに沿ったエネルギー解放率は破壊靱性とみなすことができる。しかし、曲がったき裂前縁に沿って理論的にエネルギー解放率の分布を求めることは困難であるため、DNSCB 試験法では有限要

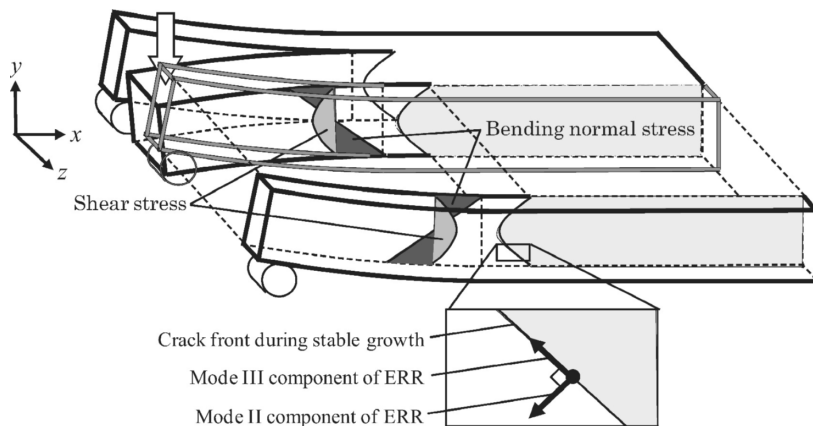


Fig. 1 Concept of DNSCB test method.

Table 1 Material properties of a ply.

$E_L$ (GPa)	$E_T$ (GPa)	$\nu_{LT}$	$\nu_{TT}$	$G_{LT}$ (GPa)	$G_{TT}$ (GPa)	$G_{Ic}$ (J/m <sup>2</sup> )	$G_{IIc}$ (J/m <sup>2</sup> )
122	8.16	0.34	0.5	4.13	2.70	378	767

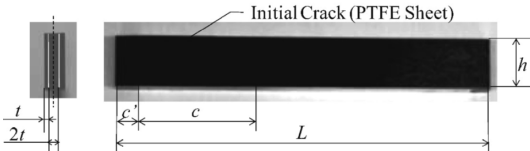


Fig. 2 Dimensions of the test specimen.

素法を援用してエネルギー解放率の分布を算出する。エネルギー解放率の算出には、仮想き裂開口法 (VCCT) などのモード分離が可能な方法を用い、エネルギー解放率のき裂前縁に垂直な面内成分をモード II 成分に、平行な成分をモード III 成分として導く。

2.2 試験片および試験装置

一方向炭素繊維強化エポキシ樹脂のプリプレグ (TR380G-250SM, 三菱レーヨン(株)) を用いて Fig. 2 のような試験片を作製した。積層構成は  $[[0/90]_{2s} // [0/90]_{2s}]_s$  で、 $0^\circ/0^\circ$  層界面の試験を行うために剝離面での繊維方向が梁の長手方向になるようにした。同じ条件で作製した一方向材の材料特性を Table 1 に示す。弾性係数は引張り試験によって測定し、モード I, モード II の破壊靱性はそれぞれ DCB 試験, ENF 試験により  $0^\circ/0^\circ$  層界面の値を測定した。

破壊靱性が試験片の寸法に依存せずに測定可能なことを確認するため、試験片の高さ  $h$  を 10 mm と 20 mm とし、初期き裂長さ  $c$  を 40 mm と 80 mm とし、合計 4 種類の試験片を作製した。試験片の長さ  $L$  および剝離片の厚さ  $t$  は全ての試験片で共通で、それぞれ 150 mm, 1.8 mm とした。各寸法の組み合わせに対して 3 回の試験を行った。以後、試験片を呼称するときに寸法の組み合わせを用いる (h20c80 など)。

試験に用いた装置を Fig. 3 に示す。剝離片の横倒れ座屈を防止するため、2つの鋼製のブロックにより試験片の側面全体を支持する。そのブロックに水平に挿入された円柱形のピンによって、外側の剝離片の先端を下側から支持する。中央の剝離片の荷重点に先端を円形に加工した棒状の圧子により、鉛直方向に強制変位を与える。この棒状の圧子は、傾斜しないように試験片上部でボールベアリングで支持されている。この装置を静的試験機 (オートグラフ AG-10TB, (株)島津製作所) のクロスヘ

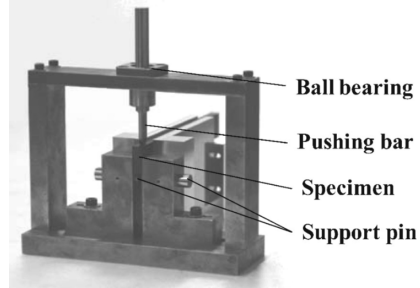


Fig. 3 Test apparatus.

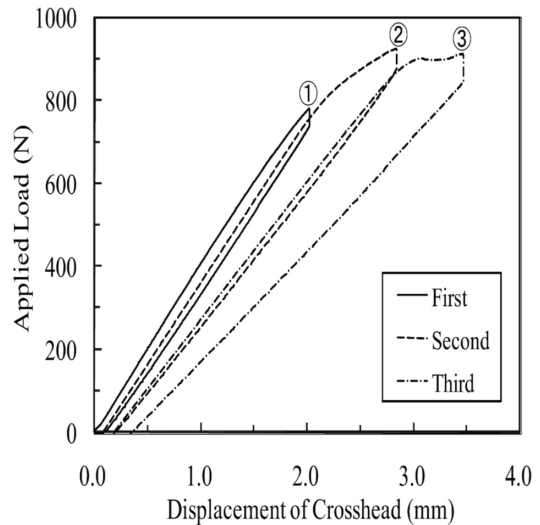


Fig. 4 Typical relations between applied load and displacement of cross head.

ッド下に配置し、0.25 mm/min で速度一定の強制変位を与えた。試験中にクロスヘッドの変位を接触式変位計で、荷重をロードセルで測定し、それらの履歴を記録した。

試験片のき裂前縁形状の測定は肉眼で行うことができないため、超音波探傷装置 (Mi-scope Hyper, 日立建機(株)) の C スキャン画像を用いて測定を行った。

2.3 実験結果と考察

h20c80 試験片の代表的な荷重-変位曲線を Fig. 4 に示す。初めは強制変位に対して荷重が線形に増加するが、

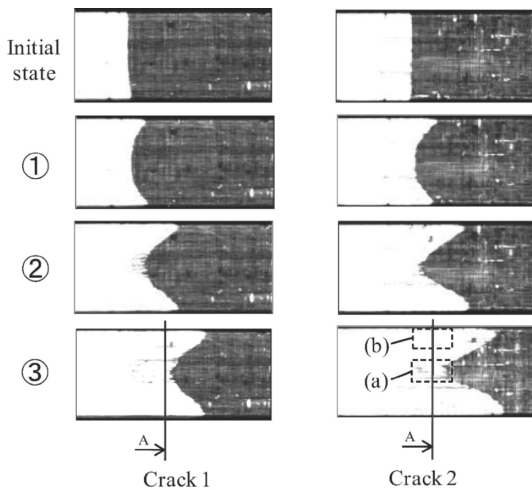


Fig. 5 Ultrasonic c-scan images of crack fronts.

強制変位の増加にともなう徐々に荷重-変位曲線の傾きが小さくなった。これは、剝離進展によって剝離片のコンプライアンスが低下したことを示している。コンプライアンスが低下している間も、荷重は滑らかに変化したため、剝離は安定に進展したと考えられる。寸法が異なる他の試験片も同様の傾向を示した。ある程度剝離が進展したのちに除荷し、試験装置から試験片を取り外して超音波探傷を行った。その後、再度試験を行うという手順を一本の試験片に対して数回繰り返した。

超音波探傷によって得られた h20c80 試験片のき裂前縁の C スキャン画像を Fig. 5 に示す。画像左の番号は何回目の試験終了後の画像であることを示しており、荷重変位曲線の番号と対応している。一つの試験片に含まれる 2 つの剝離のそれぞれの C スキャン画像を示した。白い部分が剝離部を表し、黒い部分が未剝離部を表している。1 回目の試験で剝離前縁の端部が剝離を始めており、2 回目の試験で剝離前縁の中央部が進展した。剝離前縁は上下にほぼ対称で、端部に近づくほど進展が大きな曲がった形状になった。3 回目の試験では同様の剝離前縁形状を保ったまま剝離が進展した。2 つの剝離の進展量は完全には同じにならなかった。これは、2 つの層間の破壊抵抗に差が生じるためと考えられる。寸法が異なる他の試験片でも程度の差はあるが、2 つの剝離進展量は異なっていた。

Fig. 5 ②, ③の結果において、剝離前縁の中央近傍の領域で超音波エコーの乱れが観察される。この現象の原因を特定するため、Fig. 5 の位置 A で試験片を切断し、顕

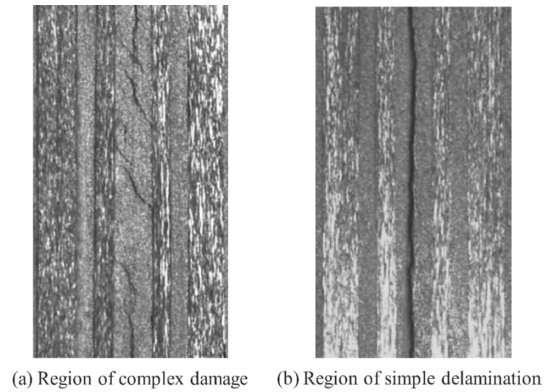


Fig. 6 Micrograph of cross section of damaged regions.

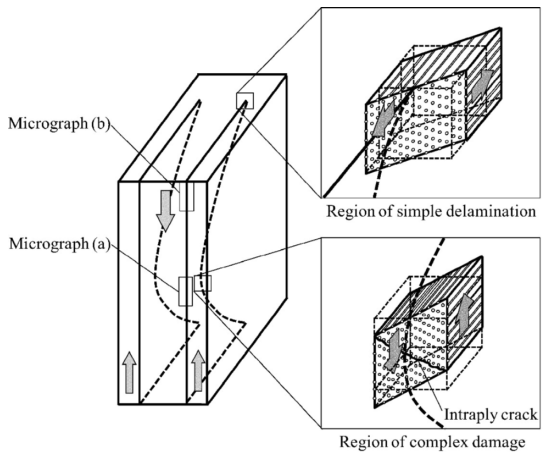


Fig. 7 Change of fracture morphology depending on stress state and fiber orientation.

微鏡観察を行った。Fig. 6 に位置 (a) と (b) の顕微鏡写真を示す。領域 (a) では、剝離に隣接する  $0^\circ$  層内の剝離前縁中央近傍に多数の層内き裂が観察された。層内き裂の生じた領域は超音波エコーに乱れが生じた領域と一致する。領域 (b) では層内き裂は観察されなかった。本研究では以後、領域 (a) を複合損傷領域、領域 (b) を単純剝離領域と呼ぶ。

Fig. 7 に示すように、複合損傷領域の剝離前方では、 $0^\circ$  層を試験片の高さ方向にずらそうとするせん断応力が支配的になる。この応力場では引張りの主応力が繊維に垂直な方向に作用するため、層内き裂が生じたと考えられる。引張りの主応力は界面から約  $45^\circ$  傾いた方向に作用し、層内き裂はこの主応力にほぼ垂直な方向に発生して

いる。一方、単純剥離領域の剥離前方では、曲げ応力の影響によって 0° 層を試験片の長手方向にずらすとせん断応力が支配的になる。この応力場では主応力が繊維と約 45° の角度で交差する方向に作用するため、層内き裂は発生せず、剥離は繊維に沿って元の層間を進展したと考えられる。

複合損傷領域に生じた層内き裂は、0° 層の隣の 90° 層まで達した後、0° 層と 90° 層の層間を進み、他の層内き裂とつながっている。これにより、複合損傷領域では繊維に沿った方向以外の荷重がほとんど伝達しなくなっている。

### 3. 破壊抵抗の評価

本節では、複合損傷領域と単純剥離領域における共通の破壊抵抗の指標として、損傷が積層板の面内を単位面積進展する際に要するエネルギーを算出する。単純剥離領域においては、この破壊抵抗の値は材料定数である層間破壊靱性と考えることができるが、複合損傷領域では、層内き裂が応力状態や積層構成に依存して発生するため、この破壊抵抗の値は材料定数ではない。以下に各領域における算出結果を示す。

#### 3.1 平均破壊抵抗

単純剥離領域と複合損傷領域の前縁に沿った破壊抵抗の平均的な値  $\bar{R}$  を、面積法を用いて実験結果から直接求めた。初期の直線のき裂前縁が進展しきって円弧状になった後、き裂前縁全体が安定進展している間の結果を用いた。ポテンシャルエネルギーの解放量を荷重-変位曲線の下側の面積から求め、損傷が進展した面積を超音波探傷画像を測定して求めた。ポテンシャルエネルギーの解放量を損傷進展面積で除して平均破壊抵抗  $\bar{R}$  を算出した。

Table 2 に算出した平均破壊抵抗  $\bar{R}$  の値を示す。全ての試験片で ENF 試験により測定したモード II の層間破壊靱性を上回る値が得られた。

#### 3.2 エネルギー解放率分布

単純剥離領域における層間破壊靱性を評価するため、実験により得られたき裂前縁形状に基づいた有限要素モデルを作製し、剥離き裂前縁に沿ったエネルギー解放率の分布を計算した。エネルギー解放率の計算には VCCT を用いた。

解析に用いた有限要素モデルおよび境界条件を Fig. 8 に示す。材料特性としては Table 1 の値を用い、層毎に材料主軸方向を定義した。剥離部は界面の節点を重複させることで表現し、き裂前縁に沿って要素分割をした。

Table 2 Averaged total fracture resistance  $\bar{R}$  for each type of specimens.

Specimen no.	h10c40	h10c80	h20c40	h20c80
1	1,064	864	1,456	1,001
2	1,037	947	1,426	1,449
3	1,312	979	1,265	884
Average	1,137	930	1,382	1,112

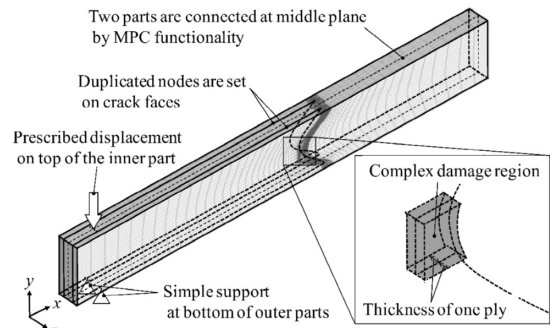


Fig. 8 Finite element model and boundary conditions.

き裂前縁形状は超音波探傷画像から幅方向に 9 点の位置を測定し、その点間をスプライン曲線を用いて内挿した。また、2つの剥離の違いを考慮するため、それぞれの剥離部を含む板厚方向半分のモデルを別々に作製し、中央の面で MPC 機能により変位の連続条件を定義した。実験時の境界条件を次のようにモデルに定義した。ピンにより単純支持されている外側剥離片の先端部で節点を  $y$  方向に拘束し、圧子と接している中央剥離片の先端部で節点に強制変位条件を与え、変位量として試験終了時の測定値を与えた。剛体変位の発生を防ぐため、単純支持位置の節点に  $x$  方向の拘束を与え、荷重位置の節点に  $x$  方向と  $y$  方向の拘束を与えた。このモデルでは、複合損傷領域の非弾性の影響を考慮していないが、この影響については次節で検討する。

Fig. 5 の①から③の実験結果に対応するエネルギー解放率の分布をそれぞれ Fig. 9 から Fig. 11 に示す。グラフの縦軸はエネルギー解放率を表す。横軸はき裂前縁に沿った試験片の長さ方向の位置  $y$  を試験片の長さ  $h$  で割って無次元化した値であり、0 が試験片の下部エッジを、1 が上部エッジをそれぞれ意味する。①の段階では、剥離前縁のエッジ近傍の領域のみで剥離が進展し、エネルギー解放率が臨界値に達して高くなっている。この領域では、エッジに近づくに従ってエネルギー解放率のモ

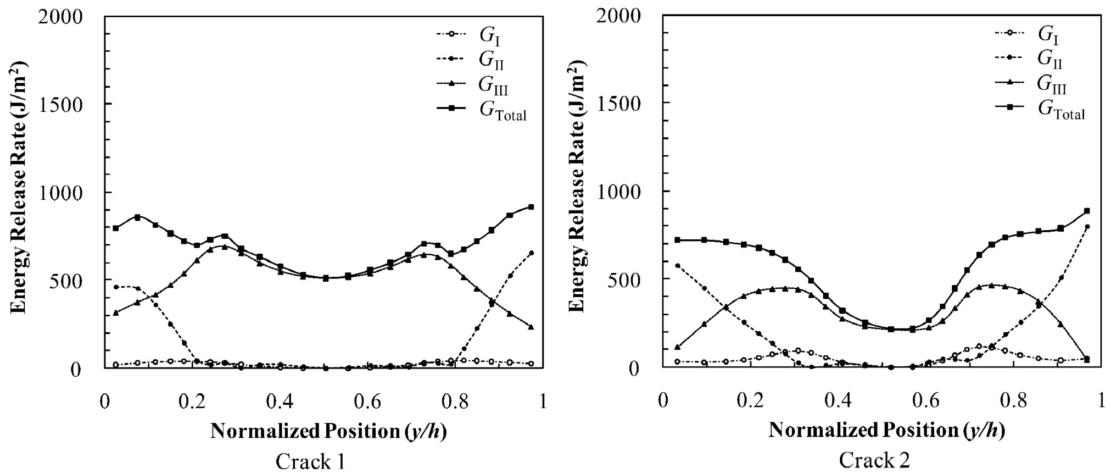


Fig. 9 Energy release rate distribution at phase ①.

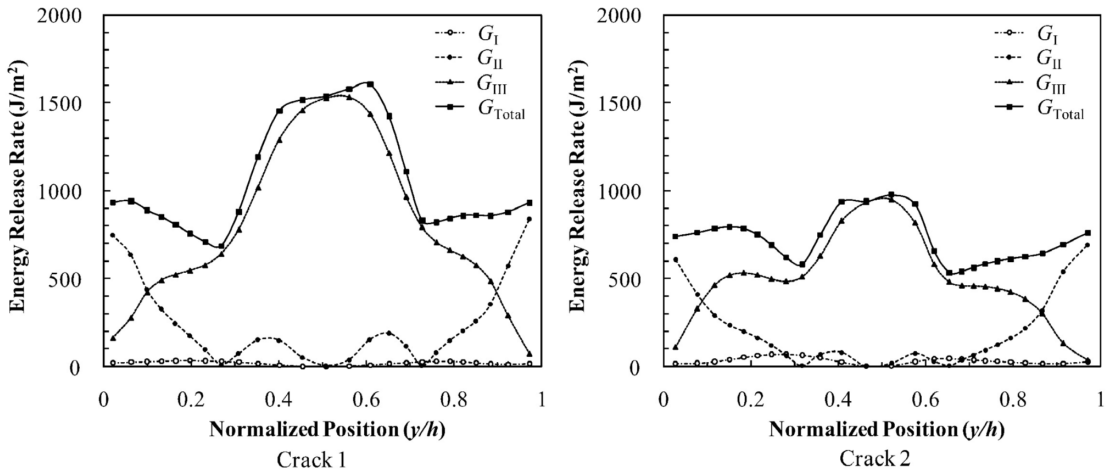


Fig. 10 Energy release rate distribution at phase ②.

ード III 成分が減少し、モード II 成分が増加するような混合モード状態になっている。また、2つのき裂の進展量の違いがエネルギー解放率の差として反映されている。剥離前縁中央近傍の剥離が進展していない領域では、エネルギー解放率の値は低い。モード I 成分はき裂前縁全体にわたってほぼ 0 である。②の段階では、剥離前縁の中央部に複合損傷領域が形成されたため、その領域内で全エネルギー解放率が顕著に高く算出されている。観察した試験片断面ではき裂 1 の複合損傷領域の幅がき裂 2 よりも大きかったが、エネルギー解放率が高い領域の幅も同様にき裂 1 のほうがき裂 2 よりも大きい。この領域では繊維にほぼ垂直な向きのき裂前縁に対してモード

III が支配的な条件となっており、繊維に垂直な方向に界面をずらそうとするせん断応力が支配的な応力場によって層内き裂が生じたという 2.3 節の考察を支持している。一方、単純剥離領域ではエネルギー解放率が①の段階からほとんど変化していない。更に剥離が進展した③の段階では、複合損傷領域でエネルギー解放率が前の段階と比べて変化しているが、単純剥離領域ではエネルギー解放率は前の段階と同様な値になっている。3つのいずれの結果においても、単純剥離領域のエネルギー解放率は同程度の値である。

上記有限要素解析の結果の精度を確認するため、有限要素解析で計算した 2 つのき裂前縁に沿ったエネルギー

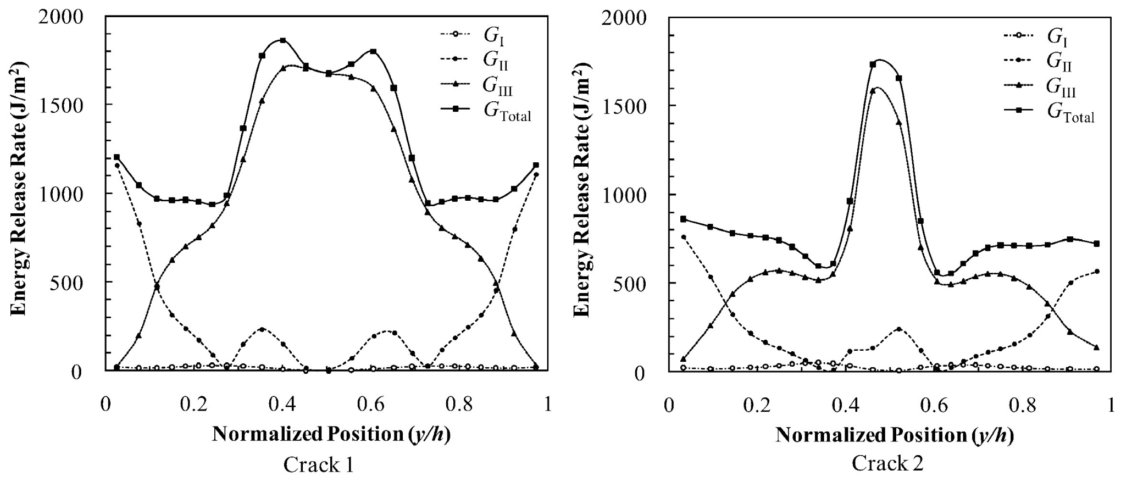


Fig. 11 Energy release rate distribution at phase ③.

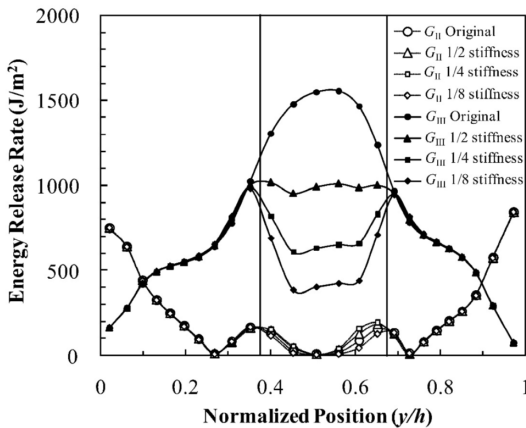


Fig. 12 Change of energy release rate distribution with respect to reduction of elastic constants of elements in the region of complex damage.

解放率の平均値を計算し、3.1節の  $\bar{R}$  と比較した。3.1節の  $\bar{R}$  の値は、2つの剥離き裂前縁に沿った破壊抵抗の平均を実験結果から求めたものであるため、解析結果との比較に用いることができる。有限要素法によるエネルギー解放率の計算値の平均は、Fig. 10, 11の結果でそれぞれ  $850 \text{ J/m}^2$ ,  $975 \text{ J/m}^2$  であった。これらの結果に対応する  $\bar{R}$  の値は  $884 \text{ J/m}^2$  で、その差は10%程度であり、有限要素解析によって実験結果を十分に反映したエネルギー解放率を計算することができた。

### 3.3 複合損傷領域の影響

前節の有限要素解析では、複合損傷領域における損傷

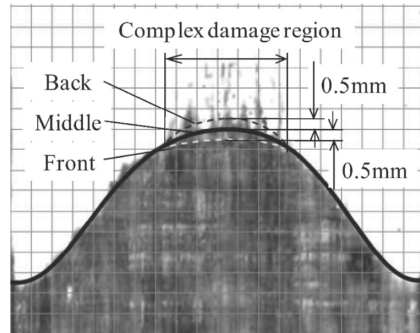


Fig. 13 Inaccuracy of crack front curve for the finite element model.

部の広がり方を考慮せずに解析を行った。しかしながら、複合損傷領域では、層間剥離だけでなく層内き裂によってもエネルギーが解放されているため、前節の有限要素モデルを用いて計算されたエネルギー解放率の複合損傷領域における値は層間破壊靱性を表していない。また、複合損傷領域の非弾性変形が単純剥離領域におけるエネルギー解放率の計算結果の精度にも影響を与えている可能性がある。そこで、次の2つの観点から、前節の有限要素モデルで単純剥離領域において妥当なエネルギー解放率分布が求まることを検証する。

複合損傷領域では、層内にき裂が生じることにより荷重伝達能力が低下する。有限要素法の損傷進展解析ではしばしば、損傷力学の考え方にに基づき、このような損傷を弾性率の低下によって表現する<sup>22-24)</sup>。本研究もこれにならない、Fig. 8の拡大図のように層内損傷領域を定義し、

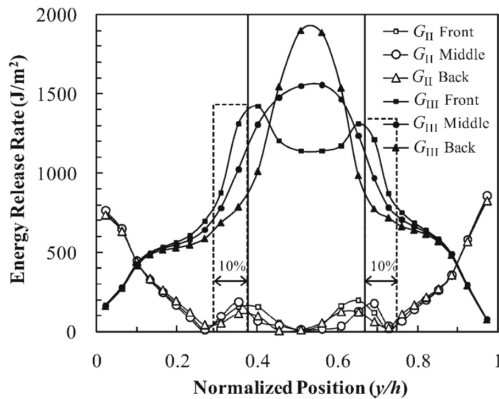


Fig. 14 Change of energy release rate distribution with respect to inaccuracy of crack front curves.

その中に含まれる要素の弾性率  $E_T$ ,  $G_{TT}$  を低下させることにより繊維に垂直な方向の荷重伝達能力の低下を表現した。Fig. 12 に弾性率の低下によるエネルギー解放率分布の変化を示す。層内損傷の割合を実験結果から定量的に評価することは困難であるため、弾性率  $E_T$ ,  $G_{TT}$  を  $1/2$ ,  $1/4$ ,  $1/8$  の3通りに減少させた場合のエネルギー解放率分布の変化を比較した。Fig. 12 の垂直線は有限要素モデルにおける単純剥離領域と複合損傷領域の境界を表しており、2本の垂直線の内側が複合損傷領域を表す。この図より、弾性率が低下するに従って、複合損傷領域において  $G_{III}$  の値が大きく低下しているのが分かる。一方で、単純剥離領域においては弾性率の変化によって  $G_{III}$  の値は、最大5%程度しか変化しなかった。また、弾性率の変化によって  $G_{II}$  の値はき裂前縁全体にわたってほとんど変化しなかった。したがって、複合損傷領域における繊維に垂直な方向の荷重伝達能力の低下によって、単純剥離領域のエネルギー解放率分布は大きな影響を受けないといえる。

複合損傷領域は、層内き裂が剥離き裂の前方まで伸びているところや、層間が一部分ながっている箇所などがあり、プロセスゾーンが大きい領域である。しかし、このプロセスゾーン内で、弾性を仮定した場合の等価なき裂前縁を明確に定義することは困難である。そこで、き裂前縁曲線の近似の際にスプライン曲線がプロセスゾーン内でずれた場合、結果精度にどの程度影響を与えるかを調べた。Fig. 13 に剥離進展後の試験片の超音波探傷画像とき裂前縁を近似したスプライン曲線を示す。試験片の断面観察により剥離き裂前縁の約0.5 mm前方まで層

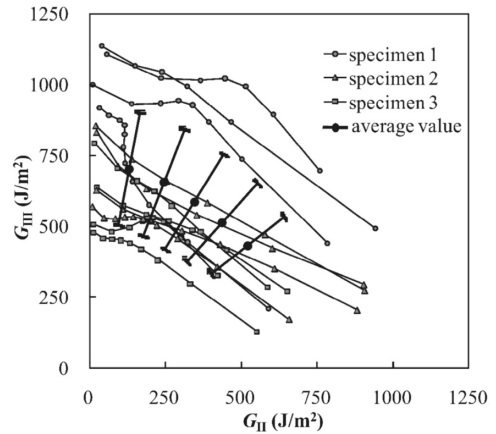


Fig. 15 Critical energy release rate in the area of simple delamination obtained from the result of h20c80 specimens.

内き裂が観察されたことから、前後に0.5 mmの等しい大きさのプロセスゾーンを仮定した。Fig. 14 にき裂前縁曲線のずれによるエネルギー解放率の分布の変化を示す。垂直線は有限要素モデルにおける単純剥離領域と複合損傷領域の境界を表している。き裂前縁曲線のずれによるエネルギー解放率への影響は、 $G_{III}$  成分に対して大きく、 $G_{II}$  成分に対しては小さかった。き裂前縁曲線のずれによる  $G_{III}$  成分の差はき裂前縁中央付近で最大となり、エッジに近づくに従ってその差が消失していくような分布となった。 $G_{III}$  成分のき裂前縁曲線を前後にずらした場合の値と中央値との差は単純剥離領域内の最も内側の点において約25%であったが、Fig. 14 に破線の長方形で示すように、複合損傷領域の外側の試験片幅に対して10%ずつの領域の値を除外することによって、その差は10%以下になった。

上記の検証により、複合損傷領域の存在は有限要素解析によって計算されるエネルギー解放率の分布に無視できない影響を与えることが分かった。しかし、誤差が大きくなる可能性がある複合損傷領域の近傍を評価から除外することにより、単純剥離領域内では±10%以下の誤差でエネルギー解放率を評価できた。この誤差の程度は、層間破壊靱性の測定値のばらつきに比べると十分小さいため、3.2節の有限要素解析の結果を単純剥離領域の層間破壊靱性の評価に用いることは可能である。

#### 3.4 単純剥離領域の層間破壊靱性

単純剥離領域の層間破壊靱性のモード比に対する依存性を評価するため、3.2節で計算したエネルギー解放率



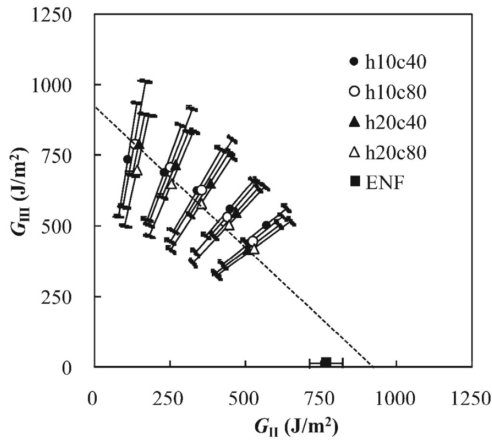


Fig. 16 Mixed-mode II and III criterion of delamination propagation for each type of specimens.

を、 $G_{II}$ - $G_{III}$  平面上で整理した。Fig. 15 に h20c80 試験片の結果を示す。図中に同寸法の試験片 3 本の結果を全て示した。灰色のマーカーは 3.1 節の有限要素解析によって得られた各評価点におけるエネルギー解放率の値を示している。灰色の実線で示すように評価点のあいだの値は線形補間により求めた。黒丸のマーカーはモード比が同じ点のエネルギー解放率の平均値であり、3 本の試験片の各 2 つの剥離に関する合計 6 つの値を平均化したものである。平均化の際、3.3 節の結果に基づき、複合損傷領域とその外側の試験片幅に対して 10% ずつの領域に含まれる値は除外した。また、3 次元的な効果が予想されるエッジから板厚の距離に含まれる値も除外した。エラーバーは標準偏差を表す。

Fig. 16 に 4 種類の試験片に関して同様の整理を行った結果を示す。寸法の異なる試験片間の層間破壊靱性の差はそのばらつきに比べて小さく、試験片寸法に対する層間破壊靱性の依存性は確認されなかった。図中に破線で全層間破壊靱性が  $900 \text{ J/m}^2$  の線形な関係を示したが、今回用いた試験片では、層間破壊靱性のモード II 成分とモード III 成分の関係はほぼ線形であり、全層間破壊靱性のモード比に対する依存性は小さかった。ENF 試験によって測定した  $G_{IIc}$  の値も参考として示したが、ENF 試験では剥離の不安定進展開始時の靱性を評価するため、安定進展中の値よりも小さい値になっていると考えられる。

### 3.5 複合損傷領域の平均破壊抵抗

本節では複合損傷領域における破壊抵抗の平均的な値

Table 3 Averaged fracture resistance  $\bar{R}_{III}$  in the region of complex damage for each type of specimens.

Specimen no.	h10c40	h10c80	h20c40	h20c80
1	1,367	1,491	1,889	1,195
2	1,160	1,296	2,065	1,821
3	1,758	1,516	1,646	1,138
Average	1,428	1,444	1,867	1,385

$\bar{R}_{III}$  を求める。添え字を III としたのは複合損傷領域ではモード III が支配的な破壊条件であったためである。試験片全体の平均破壊抵抗  $\bar{R}$  は、次式のように単純剥離領域の層間破壊靱性と複合損傷領域の破壊抵抗の平均値を表している。

$$\begin{aligned} \bar{R} &= \frac{1}{2h} \left( \int_{\Gamma} R(y) dy \right) \\ &= \frac{1}{2h} \left( \int_{\Gamma_{\text{simple}}} G_{\text{total}}(y) dy + \int_{\Gamma_{\text{complex}}} R(y) dy \right) \quad (1) \\ &= \frac{1}{2h} \left( \int_{\Gamma_{\text{simple}}} G_{\text{total}}(y) dy + \bar{R}_{III} \cdot h_{\text{complex}} \right) \quad (2) \end{aligned}$$

ここで、 $\Gamma$  は 2 つの損傷前縁全体、 $\Gamma_{\text{simple}}$ 、 $\Gamma_{\text{complex}}$  はそれぞれ単純剥離領域、複合損傷領域を表し、 $R(y)$  は位置  $y$  における破壊抵抗を表す。 $h$ 、 $h_{\text{complex}}$  はそれぞれ試験片全体の高さ、2 つの剥離の複合損傷領域の高さ方向の幅の合計を表す。したがって、平均破壊抵抗  $\bar{R}$  から単純剥離領域の層間破壊靱性の寄与分を除くことにより、複合損傷領域の平均破壊抵抗  $\bar{R}_{III}$  を求めることができる。 $\bar{R}_{III}$  は次式で表せる。

$$\bar{R}_{III} = \frac{1}{h_{\text{complex}}} \left( \bar{R} \cdot 2h - \int_{\Gamma_{\text{simple}}} G_{\text{total}}(y) dy \right) \quad (3)$$

右辺第 2 項の値は、3.2 節で算出したエネルギー解放率分布から求めることができる。

Table 3 に複合損傷領域の平均破壊抵抗  $\bar{R}_{III}$  の算出結果を示す。いずれの試験片でも  $\bar{R}_{III}$  の平均値は単純剥離領域の破壊抵抗の値よりも大きく、1.5 倍から 2 倍程度の大きさになった。本研究の単純剥離領域と複合損傷領域の応力状態は、それぞれモード II 層間破壊試験とモード III 層間破壊試験におけるき裂前縁の応力状態に近い。これまでの実験的研究<sup>11,12,16)</sup>において、CFRP の  $0^\circ/0^\circ$  層間のモード II とモード III の層間破壊靱性に関して同程度の違いが報告されていることは、本結果の妥当性を支持している。

#### 4. 結 論

DNSCB 試験法を用いて、モード II とモード III の混合モード破壊条件下においてクロスプライ積層板の  $0^\circ$  層/ $0^\circ$  層界面の破壊が安定進展するときの挙動を調べた。その結果、繊維の配向角と応力状態に依存して、単純な層間剥離のみ生じる単純剥離領域と層間剥離に層内き裂の発生と累積を伴う複合損傷領域が形成されることが分かった。

破壊抵抗の指標として損傷が積層板の面内を単位面積進展する際に要するエネルギーを評価した。その結果、単純剥離領域の破壊抵抗の値はモード比に対する依存性が小さく、複合損傷領域における値は単純剥離領域における値よりも 1.5 倍から 2 倍程度大きかった。

これまでの研究において、 $0^\circ$  層/ $0^\circ$  層界面のモード III の破壊靱性が同じ界面のモード II の破壊靱性よりも大きい理由の一つとして、各モードの破壊形態が異なることが指摘されていたが、本研究ではこれらを支持する結果が得られた。

最後に、本研究を実施するにあたってご支援いただいた宇宙航空研究開発機構に謝意を表す。

#### 参 考 文 献

- 1) J.M. Whitney : *Compos. Sci. Technol.*, **23** (1985), 201-219.
- 2) P. Robinson & D.Q. Song : *J. Compos. Mater.*, **26**, 11 (1992), 1554-1557.
- 3) A.B. de Morais, M.F. de Moura, A.T. Marques & P.T. de Castro : *Compos. Sci. Technol.*, **62** (2002), 679-686.
- 4) L.A. Carlsson, J.W. Gillespie & R.B. Pipes : *Compos. Sci. Technol.*, **20** (1986), 594-604.
- 5) L.A. Carlsson, J.W. Gillespie & B.R. Trethewey : *J. Reinforced Plastics and Composites*, **5**, 3 (1986), 170-187.
- 6) F. Ozdil, L.A. Carlsson & P. Davies : *Compos. Sci. Technol.*, **58**, 12 (1998), 1929-1938.
- 7) J.R. Reeder & J.R. Crews : *AIAA J.*, **28**, 7 (1990), 1270-1276.
- 8) M.L. Benzeggagh & M. Kenane : *Compos. Sci. Technol.*, **56** (1996), 439-449.
- 9) B.W. Kim & A.H. Mayer : *Compos. Sci. Technol.*, **63** (2003), 695-713.
- 10) G. Becht & J.W. Gillespie : *Compos. Sci. Technol.*, **31** (1988), 143-157.
- 11) S.L. Donaldson : *Compos. Sci. Technol.*, **32** (1988), 225-249.
- 12) P. Robinson & D.Q. Song : *Compos. Sci. Technol.*, **52** (1994), 217-233.
- 13) S.M. Lee : *J. Compos. Technol. Research, JCTRE*, **15**, 3 (1993), 193-201.
- 14) W.C. Liao & C.T. Sun : *Compos. Sci. Technol.*, **59** (1999), 1015-1021.
- 15) H. Suemasu : *Compos. Sci. Technol.*, **59** (1999), 1015-1021.
- 16) A.B. de Morais & A.B. Pereira : *Composites Part A*, **40**, 11 (2009), 1741-1746.
- 17) X. Li, L.A. Carlsson & P. Davies : *Compos. Sci. Technol.*, **64** (2004), 1279-1286.
- 18) E.S. Greenhalgh, C.R. Rogers & P. Robinson : *Compos. Sci. Technol.*, **69**, 14 (2009), 2345-2351.
- 19) A. Szekrenyes : *Int. J. Solids Struct.*, **44** (2007), 3359-3378.
- 20) A.B. de Morais & A.B. Pereira : *Compos. Sci. Technol.*, **68** (2008), 2022-2027.
- 21) H. Suemasu, A. Kondo, K. Gozu & Y. Aoki : *Adv. Compos. Mater.*, **19** (2010), 349-361.
- 22) S.C. Tan : *J. Compos. Mater.*, **25**, 5 (1991), 556-577.
- 23) P.P. Camanho & F.L. Mathews : *J. Compos. Mater.*, **33**, 24 (1999), 2248-2280.
- 24) A.C. Orifici, I. Herszberg & R.S. Thomson : *Compos. Struct.*, **86** (2008), 194-210.