炭素繊維強化エポキシ積層板の層間および
層内混合モード I + II き裂の進展挙動*田 中 拓^{*1}, 田 中 啓 介^{*1}
辻 辰 哉^{*2}, 加 藤 秀 崇^{*3}Interlaminar and Intralaminar Fracture Toughness of Unidirectional
Graphite/Epoxy Laminates under Mixed-Mode (I + II) LoadingHiroshi TANAKA^{*4}, Keisuke TANAKA,
Tatsuya TSUJI and Hidetaka KATO^{*4} Nagoya University, Dept. of Mechanical Engineering, Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603 Japan

Mixed-mode I + II fracture toughness of unidirectional graphite/epoxy laminates, T800H/#3631, was studied. Mixed-mode propagation of interlaminar cracks was examined by mixed-mode bending tests where crack growth was stabilized by the coordinate conversion control method. Intralaminar fracture toughness was measured by tension tests of off-axis laminates with an inclined crack-like notch. The value of interlaminar fracture toughness increased with crack extension for $G_I/G_{II} \geq 1.37$ because of development of fiber bridging, while was nearly constant during crack growth for $G_I/G_{II} \leq 0.57$. There was no big difference between the interlaminar and intralaminar fracture conditions in the range of the mixed-mode ratio of $G_I/G_{II} \geq 0.11$. For $G_I/G_{II} \geq 0.57$, the mode I component of mixed-mode fracture toughness, G_I , was insensitive to the mode II component, G_{II} , while for $G_I/G_{II} < 0.57$, the G_I value decreased to zero as the G_I/G_{II} ratio decreased. A new criterion for the mixed-mode fracture condition was proposed, showing a good fit to the experimental results.

Key Words: Composite Material, Fracture Toughness, Delamination, Intralaminar Crack, Mixed-Mode Loading, Crack Propagation, Fracture Criterion, Fiber Bridging

1. 結 言

長繊維強化プラスチック(FRP: Fiber-reinforced plastics)は一般に靱性が低く、層間はく離き裂(Interlaminar crack)および繊維に沿った層内き裂(Intralaminar crack)が発生・成長し、最終破壊に至ることが多い。これらのき裂はモード I (開口)やモード II (せん断)の単独荷重でなく、混合モード荷重を受けることがほとんどであるため、モード I とモード II 荷重の混合比を幅広く変えたときの混合モード破壊条件を明らかにすることが重要となる。

FRP の混合モード破壊靱性の研究は主に層間はく離を対象に行われており、いくつかの混合モード試験方法が用いられてきた^{(1)~(14)}。最近では, Reeder ら^{(15)~(17)}によって提案された混合モード曲げ

(MMB: Mixed-Mode Bending)法が、エネルギー解放率のモード I 成分 G_I とモード II 成分 G_{II} の比率 G_I/G_{II} (以下では混合モード比と称する)を幅広く変えることができるため、最も広く用いられるようになっている^{(18)~(27)}。これらの研究の結果、混合モード破壊規準としていくつかの経験式が提案されているものの^{(7)(12)(17)(25)(28)~(30)}、いずれも限られた材料と実験条件に適用されているにすぎない。さらに、これまで各破壊規準の比較はほとんど行われておらず⁽¹⁷⁾、繊維/マトリックスを変えた多種多様な FRP に適合する破壊規準の確立には至っていない。

また、FRP の中にはき裂進展とともに靱性値が低下するものも報告されており⁽³¹⁾、破壊靱性値のき裂進展量依存性、すなわち R カーブ挙動の測定は非常に重要である。しかしながら、MMB 法を含めた従来の混合モード試験では、 G_I/G_{II} が小さい場合にき裂進展が不安定になることが多く、 G_I/G_{II} を幅広い範囲で変えて R カーブ挙動を測定した例はほとんどない⁽¹²⁾⁽²¹⁾。

一方、層内き裂の混合モード破壊靱性に関する研究は層間はく離き裂と比べて少ない^{(30)(32)~(38)}。特に、同

* 原稿受付 1998 年 8 月 24 日。

^{*1} 正員, 名古屋大学工学研究科(〒464-8603 名古屋市千種区不老町)。^{*2} 日揮(株)横浜本社(〒220-6001 横浜市内西区みなとみらい 2-3-1)。^{*3} 京セラ(株)滋賀工場(〒529-1595 滋賀県蒲生郡蒲生町川合 10-1)。

E mail: h_tanaka@everest.mech.nagoya-u.ac.jp

じ FRP に対して層間き裂と層内き裂の混合モード破壊条件を比較した研究は見当たらない。

本研究では、炭素繊維強化エポキシ積層板の一方方向強化材(UD 材)を用い、モード I と II の混合モード破壊靱性の測定を行った。層間はく離き裂に対しては MMB 試験を、また層内き裂では中央き裂平板の Off-axis 引張試験を行い、両者の結果を比較した。また、MMB 法では座標変換制御⁽³⁹⁾⁽⁴⁰⁾によりき裂進展の安定化を図り、混合モードき裂の R カープ挙動を明らかにした。さらに、新たな混合モード破壊規準を提案し、本研究の実験結果だけでなく文献値への適用も試みるとともに、従来の破壊条件式との比較を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材 用いた材料は既報⁽⁴¹⁾⁽⁴²⁾と同じ、東レ(株)製の炭素繊維/エポキシ積層板、T 800 H/#3631 の UD 材である。樹脂の硬化温度は 180℃、繊維の体積含有率は約 60% である。

2.2 層間破壊靱性試験

2.2.1 MMB 試験 混合モード層間破壊靱性試験に用いた MMB 法の原理を図 1 に示す。2 点(間隔 $2L=100$ mm)を支持された中央面はく離試験片の上に負荷レバーを乗せ、レバー上方から荷重 P を加える。このとき試験片は図 2 のように、双片持はり(DCB: Double Cantilever Beam)試験のようなモード I 荷重 P_I と、端面切欠曲げ(ENF: End-Notched Flexure)試験のようなモード II 荷重 P_{II} を同時に受ける。レバーの支点(Fulcrum)から荷重線までの距離を c 、レバーの重心線までの距離を c_g で表すと、 P_I

と P_{II} は次式で与えられる。

$$P_I = (3c/L - 1)P/4 + (3c_g/L - 1)w_g/4 \quad \cdots (1)$$

$$P_{II} = (1 + c/L)P + (1 + c_g/L)w_g \quad \cdots (2)$$

ここで w_g はレバーの重量である。したがって

$$\frac{P_I}{P_{II}} = \frac{3}{4} \frac{1 + w_g/P}{1 + c/L + (1 + c_g/L)w_g/P} \quad \cdots (3)$$

であり、 c/L が大きくなるとモード I 荷重の割合が大きくなる。本報では $c/L=1.50, 0.90, 0.65, 0.50$ および 0.40 の 5 種類を選んだ。

用いた試験片は図 3 に示す幅 $B=20$ mm、高さ $2h=6.2$ mm(積層数 44 枚)で、繊維方向は試験片長手方向である。成形時に厚さ $12 \mu\text{m}$ のカプトンフィルムを積層板中央面の一部に挿入し、初期はく離欠陥とした。試験片にはピン負荷のためのアルミニウムブロックを接合した。き裂長さ a はブロックのピン孔の中心線からの距離とする。フィルムによる初期き裂長さ a_0 は約 17 mm であり、予き裂を導入せずに試験に供した。

負荷レバーとして図 4 の 2 種類を用いた。(a)の Type A(重量 1.73 N)はレバー上面にピンによる負荷が与えられる。(b)の Type B(重量 2.15 N)では後述の幾何学的非線形の影響を少なくするため、レバー上部に取付けられたピンに負荷が与えられる。

2.2.2 エネルギー解放率 エネルギー解放率のモード I およびモード II 成分 G_I, G_{II} は、境界要素法による線形弾性解析で得た値 $G_{I\text{BEM}}, G_{II\text{BEM}}$ に幾何学的非線形の補正係数 $F_{I\text{nl}}, F_{II\text{nl}}$ を乗じて求めた。

$$G_I = G_{I\text{BEM}} F_{I\text{nl}} \quad \cdots (4)$$

$$G_{II} = G_{II\text{BEM}} F_{II\text{nl}} \quad \cdots (5)$$

Fig. 1 Mixed-mode bending test

Fig. 2 Decomposition of mixed-mode loading

Fig. 3 Specimen for MMB tests

G_{IBEM} と G_{IIBEM} の解析結果は以下の式で近似できる ($a=17\sim45$ mm, $c/L=0.40\sim1.50$).

$$G_{IBEM} = \frac{H_I}{2hB^2} \left\{ P_I \left(3.07 \frac{a}{2h} + 2.87 \right) - P_{II} f \left(\frac{a}{2h} \right) \right\} \dots\dots\dots (6)$$

$$f(a_*) = 0.044(1 - 0.1a_* + 0.095a_*^2 - 0.01a_*^3) \dots\dots\dots (7)$$

$$G_{IIBEM} = \frac{H_{II} P_{II}^2}{2hB^2} \left(1.24 \frac{a}{2h} + 0.448 \right)^2 \dots\dots\dots (8)$$

ここで本材料の場合 $H_I = 7.355 \times 10^{-2}$ GPa⁻¹, $H_{II} = 2.136 \times 10^{-2}$ GPa⁻¹ である.

MMB 試験の荷重変位関係に幾何学的非線形が現れる原因として, (1)アルミブロックの回転効果⁽⁴³⁾, (2)負荷レバーの回転による実質的な c/L 値の変化, さらに(3)Type A 負荷レバーの場合, 傾いたレバー上面に荷重 P が加えられると水平分力が発生することが挙げられる⁽¹⁶⁾. このうち(3)はレバー上部のピンが荷重を受ける Type B レバーでは生じない. 非線形補正係数 $F_{I nl}$, $F_{II nl}$ の計算には, Reeder ら⁽¹⁶⁾ と同様に初等はり理論を利用した. き裂先端の局所変

形を考慮するため, 長さ a のはく離き裂の部分を長さ $a + Dh$ (D は定数) のはりと考える Williams⁽⁴⁴⁾ の手法を採用した.

図5は Type A, 図6は Type B レバーに対する非線形補正係数 $F_{I nl}$, $F_{II nl}$ の計算例を示している. ただし, 荷重 P がき裂進展限界荷重 P_c に等しく, 非線形効果が最大の場合である. 非線形は Type A のモード I 成分で顕著であり, 特に $c/L=0.40$ では G_I が線形弾性解 G_{IBEM} の 25~47%, $c/L=0.50$ では 70% 程度にすぎない. それ以外は負荷レバーを問わず, G_I と G_{II} は線形弾性解から $\pm 20\%$ 以内に収まっている.

全エネルギー解放率 G は, 式(4)のモード I 成分 G_I と式(5)のモード II 成分 G_{II} の和で定義する.

$$G = G_I + G_{II} \dots\dots\dots (9)$$

2・2・3 破壊靱性試験 層間破壊靱性試験には電

(a) Type A

(b) Type B

Fig. 4 MMB apparatus

Fig. 5 Nonlinear correction factor of energy release rate for Type A loading lever

Fig. 6 Nonlinear correction factor of energy release rate for Type B loading lever

気-油圧サーボ式試験機を使用し、室温大気中で行った。本報で用いたレバー比 c/L と混合モード比 G_I/G_{II} の代表値を表1にまとめる。参考のためモードⅠとモードⅡの応力拡大係数の比 K_I/K_{II} の値も示した。実際の G_I/G_{II} はき裂長さに若干依存するため、表1の値を中心に $\pm 5\%$ 程度 ($G_I/G_{II}=0.013$ に限り $\pm 10\%$) の幅をもつ。 $c/L=0.40$ のとき負荷レバーによって G_I/G_{II} が異なるのは、図5と図6に示した非線形効果の差による。それ以外の c/L では負荷レバーによる G_I/G_{II} の差は小さく、実験結果にもほとんど影響しなかった。

$G_I/G_{II}=3.36$ と 0.30 の試験は荷重点変位制御で行った。それ以外の混合モード比では座標変換制御⁽³⁹⁾⁽⁴⁰⁾でき裂を安定に進展させ、破壊靱性値のき裂進展量依存性を測定した。座標変換制御では、荷重点

Table 1 Mixed-mode ratio

c/L	Lever	G_I/G_{II}	K_I/K_{II}
1.50	Type B	3.36	0.99
0.90	Type B	1.37	0.63
	Type A		
0.65	Type B	0.57	0.41
	Type A		
0.50	Type A	0.15	0.21
0.40	Type B	0.030	0.10
	Type A	0.013	0.06

Fig. 7 Center cracked plate for intralaminar test

Fig. 8 Load-displacement curve of MMB test

変位 δ から荷重 P を減算した次式の v を制御する。

$$v = \delta - \beta \lambda_0 P \quad \text{.....(10)}$$

ここで λ_0 は初期き裂長さ a_0 のときのコンプライアンスである。 β は1より小さい定数で、本報では約0.75とした。試験では v の変化速度を 0.025 mm/min とした。

試験中適宜、部分除荷・再負荷を行い、コンプライアンスを測定した。き裂長さの測定は、部分除荷を一時停止させて光学顕微鏡(200倍)で試験片両面から行い、両面の平均を測定値とした。

2.3 層内破壊靱性試験 層内破壊靱性値は、図7に示す Off-axis の中央切欠平板の引張試験によって測定した。繊維配向角 α として 90° , 60° , 45° , 30° , 20° , 15° および 10° の7種類を選び、繊維に平行な中央欠きを導入した。切欠きは直径1mmのドリル孔から刃やすりを用いて導入し、全長 $2a$ が約4mm、先端半径が $15 \mu\text{m}$ 程度の鋭いものに仕上げた。破壊靱性値はこれをき裂とみなして算出した。

試験片の厚さは 2.2 mm (積層数16枚)、幅は 25.4 mm である。試験機および環境は層間試験と同様である。試験は変位制御で引張速度を 0.5 mm/min とした。

エネルギー解放率は、境界要素法で求めた次式によって計算した。

$$G_I = H_I (1.013 \sigma \sqrt{\pi a} \sin^2 \alpha)^2 \quad \text{.....(11)}$$

$$G_{II} = H_{II} (1.003 \sigma \sqrt{\pi a} \sin \alpha \cos \alpha)^2 \quad \text{.....(12)}$$

ここで σ は全断面応力である。

3. 実験結果および考察

3.1 層間破壊靱性

3.1.1 荷重変位曲線 MMB試験で得られた荷重変位曲線の例を図8に示す ($G_I/G_{II}=0.15$)。座標変換制御によって安定なき裂進展が達成されている。負荷過程の荷重変位関係は矢印の荷重まではほぼ線形であるが、これを越えると上に凸の非線形を示す。この非線形開始点から最大荷重まではサブクリティカルなき裂成長が起こっていると考えられる。

本報では破壊靱性値を各負荷過程の最大荷重から求めた。ただし、最大荷重時のき裂長さは、顕微鏡で測定した長さにサブクリティカルなき裂成長分 Δa_{sc} を加えた値とした。各試験片ごとにき裂長さ a とコンプライアンス λ の関係を

$$a = -A_0 + A_1(\lambda - A_2)^{1/3} \quad \text{.....(13)}$$

の形で近似し、これを微分した次式から Δa_{sc} を求めた。

$$\Delta a_{sc} = A_1(\lambda - A_2)^{-2/3} \Delta \lambda / 3 \quad \dots\dots\dots (14)$$

ここで $\Delta \lambda$ はサブクリティカルなき裂成長間のコンプライアンス増加であり、最大でも λ の 3% 以下であった。最大荷重から求めた破壊靱性値は非線形開始荷重から求めた値より 10~20% 程度大きかったが、混合モード比あるいはき裂長さによる有意差は見られなかった。

3・1・2 き裂進展量依存性 図 9 は、き裂進展に伴う層間破壊靱性値の変化を示しており、ここでは破壊靱性値を全エネルギー解放率で表している。(a) はモード II 成分が大きい場合であり、純モード II は ENF 試験の結果である⁽⁴¹⁾。各混合モード比につき代表的な 1 本の試験片の結果であるが、いずれもき裂進展量によらずほぼ一定の靱性値を示している。一方、(b) は $G_I/G_{II} = 1.37$ と純モード I⁽⁴²⁾ の結果である。前者では 2 本、後者では 3 本の試験片の結果を示しているが、試験片間の差は小さく、いずれの場合もき裂進展とともに繊維ブリッジングが形成され、靱性

値が明らかに上昇している。この結果、モード I 荷重が大きい場合に繊維ブリッジングが形成される材料でも、モード II 成分が増加するとブリッジングを生じないことがわかる。これは Russell ら⁽³⁾ の結果と一致する。

3・1・3 混合モード比の影響 図 10 は層間試験で得られた混合モード破壊条件を示したもので、縦軸にモード I 成分 G_I 、横軸にモード II 成分 G_{II} をとっている。ここでは 1 本の試験片につき一つのデータ点とした。 $G_I/G_{II} \leq 0.57$ では、すべての荷重過程から得た靱性値の平均値とした。また、 $G_I/G_{II} = 1.37$ と 3.36 は最初の荷重過程から求めた値とし、繊維ブリッジングの影響は含まれていない。また純モード I の場合は、繊維ブリッジングの影響を差し引いて求めたき裂先端応力拡大係数の限界値⁽⁴²⁾をエネルギー解放率に換算した。

純モード II に近い側では、モード I 成分 G_I の増加に伴って G_{II} が急激に減少し、モード I 成分の重畳が

(a) $G_I/G_{II} \leq 0.57$

(b) $G_I/G_{II} \geq 1.37$

Fig. 9 Change in interlaminar fracture toughness with crack extension

Fig. 10 Mixed-mode fracture condition for interlaminar fracture

Fig. 11 Relation between critical total energy release rate and phase angle of mode mixity

G_{II} の値を大きく引き下げている。一方、モードⅠ側の $G_I/G_{II} \geq 0.57$ では、 G_{II} が増加しても G_I があまり変化しない。むしろ $G_I/G_{II} = 1.37$ では G_I の値が純モードⅠよりも大きくなっており、わずかなモードⅡ成分の重疊は G_I 値を上昇させることがわかる。

図中に、混合モード破壊条件として最もよく用いられる次式の線形破壊規準⁽⁷⁾を実線で示した。

$$G_I/G_{IC} + G_{II}/G_{IIC} = 1 \quad \cdots \cdots (15)$$

ここで G_{IC} と G_{IIC} はそれぞれ純モードⅠとⅡの破壊靱性値である。実験結果と比較すると、 $G_I/G_{II} = 1.37$ と 0.57 では同式が実測値を大きく下回っている。逆に純モードⅡ付近では同式は靱性値をやや過大に評価することがわかる。

図11は、全エネルギー解放率で表した破壊靱性値をモード比パラメータ $\phi = \tan^{-1}(G_{II}/G_I)$ に対してプロットしたものである。ここで ϕ は純モードⅠのとき 0° 、純モードⅡのとき 90° となる。モードⅡ成分の割合が高くなるとともに靱性値が単調増加することがわかる。

3・2 層内破壊靱性 図12は層内破壊靱性試験の結果を層間の場合と比較したものである。黒印の層内靱性と白印の層間靱性の間に大きな差は見られない。純モードⅠの場合、Whitney⁽⁴⁵⁾やLee⁽⁴⁶⁾によっても層内靱性と層間靱性の間にほとんど差がない結果が得られている。逆にHojo⁽⁴⁷⁾は炭素繊維/エポキシ積層板について、モードⅠ層内靱性と層間靱性が大きく異なる場合もあることを報告している。本研究の結果は前者と一致し、しかも $G_I/G_{II} \geq 0.11$ の広い範囲で層内靱性と層間靱性がほぼ等しくなった。ただし、厳密に見ると層内靱性のほうが若干小さい値をとる場合もある。特にモードⅡ側でその傾向が見られること

を考えると、今回の結果から純モードⅡでも層内靱性と層間靱性が一致するとは断定できない。

3・3 混合モード破壊規準 FRPの混合モード破壊規準としては、式(15)以外にもいくつかの経験式が提案されており、代表的なものとして以下が挙げられる。

べき乗規準⁽²⁸⁾：

$$(G_I/G_{IC})^\xi + (G_{II}/G_{IIC})^\eta = 1 \quad \cdots \cdots (16)$$

相互作用規準⁽¹²⁾：

$$\frac{G_I}{G_{IC}} + \frac{G_{II}}{G_{IIC}} + \left(\gamma - \kappa \frac{G_I}{G} \right) \frac{G_I}{G_{IC}} \frac{G_{II}}{G_{IIC}} = 1 \quad \cdots \cdots (17)$$

2直線規準⁽¹⁷⁾：

$$\left. \begin{aligned} G_I &= \mu G_{II} + G_{IC} \\ G_{II} &= \xi G_I + G_{IIC} \end{aligned} \right\} \quad \cdots \cdots (18)$$

Charalambidesによる破壊規準⁽²⁹⁾：

$$\frac{G_I}{G_{IC}} + \frac{G_{II}}{G_{IIC}} + \rho \sqrt{\frac{G_I}{G_{IC}} \frac{G_{II}}{G_{IIC}}} = 1 \quad \cdots \cdots (19)$$

Benzeggaghによる破壊規準⁽²⁵⁾：

$$G = G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC})(G_{II}/G)^\phi \quad \cdots \cdots (20)$$

指数ハックル規準⁽³⁰⁾：

$$G = G_{IIC} + (G_{IC} - G_{IIC})e^{\omega(1-\sqrt{1+(K_{II}/K_I)^2})} \quad \cdots \cdots (21)$$

ただし G は式(9)で定義される全エネルギー解放率である。また、上式中の ξ , η , γ , κ などは近似によって決定する定数である。式(16)～(18)はそれぞれ二つの定数、式(19)～(21)は一つの定数を含む。

本報では以上の経験式に加え、次の新たな破壊規準を提案する。

$$\frac{G_I}{G_{IC}} + \frac{G_{II}}{G_{IIC}} - \chi \frac{G_I}{G} \frac{G_I}{G_{IC}} \frac{G_{II}}{G_{IIC}} = 1 \quad \cdots \cdots (22)$$

これは式(17)の相互作用規準で $\gamma=0$ としたものに相

Fig. 12 Comparison of mixed-mode fracture condition between intralaminar and interlaminar fracture

Fig. 13 Mixed-mode fracture criterion for T800H/#3631

当する。

図 13 は層間破壊靱性試験の結果とこれらの破壊規準を比較したものである。最小二乗法で決定された定数の値を図中に示した。ただし、 $G_{IC}=0.144 \text{ kJ/m}^2$ 、 $G_{IIC}=0.760 \text{ kJ/m}^2$ とした。まず、二つの定数をもつ破壊規準のうち、式(16)と式(17)は比較的良く実験結果を近似できているが、式(18)の 2 直線規準はモード II 側で靱性値をやや過大評価する。また、定数が一つの破壊規準の中では式(21)と式(22)が良い結果を与えるが、式(19)、(20)は実験結果を近似できていない。

次に、これらの破壊規準を Song ら⁽¹³⁾の実験結果(炭素繊維/高靱化エポキシの UD 材)と比較したのが図 14 である。この実験結果ではモード I 側で G_{II} がわずかでも加わると、 G_I の値が急激に減少するが、式(20)と式(21)はこの傾向を表すことができていな

Fig. 14 Mixed-mode fracture criterion for graphite/toughened epoxy

Fig. 15 Mixed-mode fracture criterion curve for various unidirectional laminates

い。また、式(19)はモード II 側で靱性値を過小評価する。残りの式(16)～(18)と式(22)は良い近似を与えている。

以上をまとめると、本報と Song ら⁽¹³⁾の結果のいずれにも適合するのは式(16)のべき乗規準、式(17)の相互作用規準、および本報で提案する式(22)の三つである。これらのうち、式(22)は決定すべき定数が χ の一つだけとなる点が長所である。

式(22)の破壊規準を、さらにいくつかの CFRP(UD 材)の実験結果⁽¹¹⁾⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾に適用したのが図 15 である。靱性の異なる種々の FRP の破壊条件を式(22)はよく表している。また低靱性の材料ほど図中に示した定数 χ の値が大きく、純モード I 付近で G_{II} の重畳が G_I を上昇させる傾向が強まっている。

図 16 は、報告されている UD 材の混合モード破壊靱性試験の結果^{(3)～(6)(8)～(14)(17)～(24)(30)(32)～(35)}に式(22)を適用し、決定された定数 χ の値を G_{IIC}/G_{IC} に対してプロットしたものである。ここでは繊維とマトリックスの種類に応じて異なる記号を用い、層間破壊は白印、層内破壊は黒印で区別している。図中の実線は χ のとり得る上限値であり、すべての混合モード比に対して式(22)を満たす正の G_I 、 G_{II} 値が存在する条件から決定される。 χ の値にはかなり幅があるが、 G_{IIC}/G_{IC} が大きいと χ の値は大きくなる傾向にある。特に G_{IIC}/G_{IC} が 6 以上では χ が上限に近い値をとることがわかる。

Fig. 16 Fitting parameter χ for various unidirectional laminates

4. 結 言

本研究では炭素繊維/エポキシ積層板, T 800 H/#3631 の UD 材を用い, モード I とモード II の混合モード破壊靱性試験を層間破壊および層内破壊の場合について実施し, 両者の結果の比較, および混合モード破壊規準の検討を行った。以下に主な結果をまとめる。

(1) MMB 法による層間破壊靱性試験では, 座標変換制御によってき裂進展を安定化し, 靱性値のき裂進展量依存性を明らかにした。 $G_I/G_{II} \geq 1.37$ では, き裂進展とともに繊維ブリッジングが形成され, 靱性値が増加した。一方, $G_I/G_{II} \leq 0.57$ ではブリッジングが形成されず, 靱性値はき裂進展量によらず一定であった。

(2) 混合モード層間破壊条件を G_I - G_{II} 平面で表した場合, 純モード II 近傍では G_I の増加に伴って G_{II} が純モード II 破壊靱性値 G_{IIC} から急激に低下する。一方, モード I 側では G_{II} が増加しても G_I は純モード I 靱性値 G_{IC} から大きくは変化しない。線形破壊規準 $G_I/G_{IC} + G_{II}/G_{IIC} = 1$ による予測は, モード I 側で靱性値の過小評価, モード II 側で過大評価を与える。

(3) 混合モード比が $G_I/G_{II} \geq 0.11$ の範囲では, 層間破壊条件と層内破壊条件の間に大きな差は認められなかった。

(4) 種々の混合モード破壊規準を, 本研究の実験結果, および炭素繊維/高靱化エポキシの文献値と比較したところ, べき乗規準, 相互作用規準, および本研究で提案した次式が両方の実験結果をよく近似できた。

$$\frac{G_I}{G_{IC}} + \frac{G_{II}}{G_{IIC}} - \chi \frac{G_I}{G} \frac{G_I}{G_{IC}} \frac{G_{II}}{G_{IIC}} = 1$$

他の二つの破壊規準が二つの定数の決定を必要とするのに対し, 上式は定数が χ だけである点が長所である。この式は過去に報告されている多くの実験結果によく当てはまった。また, 定数 χ と G_{IIC}/G_{IC} の間には相関が認められた。

最後に, 試験片を提供していただいた東レ(株)の松井醇一氏に感謝する。

文 献

- (1) O'Brien T. K., Johnston, N. J., Raju, I. S., Morris, D. H. and Simonds, R. A., *ASTM STP*, 937 (1987), 199-221.
- (2) Johnson, W. S. and Mangalgiri, P. D., *ASTM STP*, 937 (1987), 295-315.
- (3) Russell, A. J. and Street, K. N., *ASTM STP*, 876 (1985),

- 349-370.
- (4) Mall, S., Yun, K. -T. and Kochhar, N. K., *ASTM STP*, 1012 (1989), 296-310.
- (5) Hashemi, S., Kinloch, A. J. and Williams, J. G., *J. Comp. Mater.*, **24** (1990), 918-956.
- (6) Polaha, J. J., Davidson, B. D., Hudson, R. C. and Pieracci, A., *J. Reinf. Plast. Comp.*, **15** (1996), 141-173.
- (7) Jurf, R. A. and Pipes, R. B., *J. Comp. Mater.*, **16** (1982), 386-394.
- (8) Yoon, S. H. and Hong, C. S., *Exp. Mech.*, **30** (1990), 234-239.
- (9) Bradley, W. L. and Cohen, R. N., *ASTM STP*, 876 (1985), 389-410.
- (10) Gong, X. J. and Benzeggagh, M., *ASTM STP*, 1230 (1995), 100-123.
- (11) Hashemi, S., Kinloch, A. J. and Williams, J. G., *Comp. Sci. Tech.*, **37** (1990), 429-462.
- (12) Hashemi, S., Kinloch, A. J. and Williams, J. G., *ASTM STP*, 1110 (1991), 143-168.
- (13) Song, S. J. and Waas, A. M., *AIAA J.*, **33-4** (1995), 739-745.
- (14) Dahlen, C. and Springer, G. S., *J. Comp. Mater.*, **28-8** (1994), 732-781.
- (15) Reeder, J. R. and Crews, J. H., Jr., *AIAA J.*, **28-7** (1990), 1270-1276.
- (16) Reeder, J. R. and Crews, J. H., Jr., *NASA Tech. Memo.*, 102777 (1991).
- (17) Reeder, J. R., *ASTM STP*, 1206 (1993), 303-322.
- (18) Kinloch, A. J., Wang, Y., Williams, J. G. and Yayla, P., *Comp. Sci. Tech.*, **47** (1993), 225-237.
- (19) Bhashyam, S. and Davidson, B. D., *AIAA J.*, **35-3** (1997), 546-552.
- (20) Sriram, P., Khourchid, Y., Hooper, S. J. and Martin, R. H., *ASTM STP*, 1230 (1995), 3-18.
- (21) Martin, R. H. and Hansen, P. L., *ASTM STP*, 1285 (1997), 305-323.
- (22) Ducept, F., Davies, P. and Gamby, D., *Composites Part A*, **28** (1997), 719-729.
- (23) Singh, S. and Partridge, I. K., *Polym. Polym. Comp.*, **3-1** (1995), 35-39.
- (24) König, M., Krüger, R., Kussmaul, K., Von Alberti, M. and Gädke, M., *ASTM STP*, 1242 (1997), 60-81.
- (25) Benzeggagh, M. L. and Kenane, M., *Comp. Sci. Tech.*, **56** (1996), 439-449.
- (26) 張惟敦・金原勲・影山和郎・大沢勇, 機講論, No. 930-73 (1993-11), 167-168.
- (27) 菊池正紀・黒田基文, 機論, **57-542, A** (1991), 2378-2383.
- (28) Spencer, B. and Barnby, J. T., *J. Mater. Sci.*, **11** (1976), 83-88.
- (29) Charalambides, M., Kinloch, A. J., Wang, Y. and Williams, J. G., *Int. J. Fract.*, **54** (1992), 269-291.
- (30) Donaldson, S. L., *Composites*, **16-2** (1985), 103-112.
- (31) Kageyama, K., Kimpara, I., Ohsawa, I., Hojo, M. and Kabashima, S., *ASTM STP*, 1230 (1995), 19-37.
- (32) Bilkstad, M. and Johansson, T. R., *J. Comp. Tech. Res.*, **7-4** (1985), 115-120.
- (33) Talbott, M. F., Springer, G. S. and Berghlund, L. A., *J. Comp. Mater.*, **21** (1987), 1056-1081.
- (34) Wu, E. M., *Trans. ASME, J. Appl. Mech.*, **34** (1967), 967-974.
- (35) Wu, E. M. (Broutman, L. J. 編), *Composite Materials, Volume 5, Fracture and Fatigue*, (1974), 223, Academic Press.
- (36) 東郷敬一郎・平子豊・石井仁, 機論, **61-585, A** (1995), 959-964.

- (37) 川田宏之・丸尾和弘・沼田浩明, 材料システム, **15** (1996), 49-55.
 - (38) Wang, A. S. D, Kishore, N. N. and Feng, W. W., *Proc. 4th Int. Conf. Comp. Mater.*, (1982), 599-606.
 - (39) 田中潔, 日本複合材料学会 1991 年度研究発表講演会予稿集, (1991), 31-32.
 - (40) 日本工業規格 K 7086-1993, 炭素繊維強化プラスチックの層間破壊じん性試験方法.
 - (41) 田中拓・田中啓介・猪飼良博, 機論, **61**-583, A (1995), 530-536.
 - (42) 田中啓介・田中拓・山岸謙二郎, 機論, **60** 573, A (1994), 1176-1182.
 - (43) Williams, J. G., *J. Comp. Mater.*, **21** (1987), 330-347.
 - (44) Williams, J. G., *J. Strain Analysis*, **24** (1989), 207-214.
 - (45) Whitney, J. M., Browning, C. E. and Hoogsteden, W., *J. Reinf. Plast. Comp.*, **1** (1982), 297-313.
 - (46) Lee, S. M., *J. Comp. Mater.*, **20** (1986), 185-196.
 - (47) Hojo, M., Ochiai, S., Tsujioka, N., Kotaki, M., Hamada, H. and Maekawa, Z., *Proc. COMP '95*, (1995), 30-36.
-