炭素繊維/エポキシ複合材およびエポキシ樹脂の
破壊じん性の負荷速度依存性とその相関*日下 貴之^{*1}, 北條 正樹^{*2}
黒川 知明^{*3}, 落合 庄治郎^{*2}Correlation of the Rate Dependence of Fracture Toughness
between Carbon-Fiber/Epoxy Composite and Neat Epoxy ResinTakayuki KUSAKA, Masaki HOJO,
Tomoaki KUROKAWA and Shojiro OCHIAI

Mode I fracture behavior of modified epoxy (#133, Toho rayon) and carbon-fiber/modified-epoxy composite (IM 600/133, Toho rayon) was examined over eight decades of loading rates from 0.01 mm/min to 15 m/sec to study the correlation of their rate dependence. Although the fracture toughness of both epoxy resin and composite laminates showed negative rate dependence, the epoxy resin was more rate-sensitive than the composite laminates especially at very low loading rates. Microscopic observation showed that the debonding of the interface between carbon fibers and matrix resin was dominant at low loading rates but that the fracture of matrix resin was dominant at high loading rates in composite laminates. This was considered to be the cause for the difference of the rate dependence between in the composite laminates and in the epoxy resin at very low loading rates. The crack growth behavior was unstable at low loading rates but stable at high loading rates in the epoxy resin. In the composite laminates, however, the crack growth behavior was almost stable over the range of loading rate tested in this study.

Key Words: Composite Material, Polymer Material, Fracture Toughness, Crack Stability, Rate Dependence, Impact Strength, Mode I

1. 緒 言

CFRP (Carbon Fiber Reinforced Plastic, 炭素繊維強化プラスチック) 積層材においては, 飛行体の衝突などによって発生する層間剥離が構造物の安全性あるいは信頼性を低下させる要因の 1 つとして重要な研究課題となっている. このような層間破壊の問題については, 線形破壊力学の適用が試みられ, 層間破壊じん性の測定方法などを含めた損傷許容性評価技術に関して多くの優れた研究成果が報告されている(1)-(3). また, 材料開発の面では, 母材樹脂の高じん化, 層間樹脂層の厚肉化あるいはインターリーフ挿入などの手法によって層間破壊じん性の大幅な改善が行われ, 高度な信頼性を要求される大型旅客機の 1 次構造部材にまで CFRP 材が利用されるようになった.

一方, CFRP 材の母材として用いられるエポキシ樹脂などの高分子材料の破壊特性は強い負荷速度依存性(以下, 単に速度依存性と記す)を示すことが知られており(4)-(6), CFRP 材の層間破壊の問題を考察する上で速度依存性の問題を無視することはできない. この分野では, Aliyu ら(7), Gillespie ら(8), Smiley ら(9), Mall ら(10), Maikuma ら(11)などによる研究が代表的であり, いくつかの CFRP 材についてその層間破壊じん性の速度依存性に関する実験結果を報告している. ところが, これらの実験結果は必ずしも一定の傾向を示しているとはいえず, また, 負荷速度の変化にともなうき裂進展挙動の変化あるいは微視的破壊機構の変化などについても十分な知見が得られているとはいえない. その要因として, これらの研究がそれぞれ比較的狭い負荷速度範囲内での速度依存性を議論していることや特に高負荷速度域での層間破壊じん性の評価方法が必ずしも十分でないことが挙げられる. このことから, 著者らは十数 m/sec 程度の負荷速度まで適用可能な層間破壊じん性の簡便な評価方法を提案し

* 原稿受付 1997 年 9 月 17 日.

^{*1} 立命館大学理工学部(☎ 525-8577 草津市野路東 1-1-1).^{*2} 正員, 京都大学工学部(☎ 606-8501 京都市左京区吉田本町).^{*3} 正員, 摂南大学工学部(☎ 572-8508 寝屋川市池田中町 17-8).

Table 1 Mechanical properties of the materials under static loading.

		#133 epoxy resin	IM600/133 composite
Young's modulus	E_L, E_T (GPa)	4.0	140, 9.6
Shear modulus	G_{LT} (GPa)	—	4.0
Poisson's ratio	ν_{LT}, ν_{TL}	0.42	0.32, 0.02
Tensile strength	σ_{BL}, σ_{BT} (MPa)	64	3400, 67
Mass density	ρ (g/cm ³)	1.3	1.6

(12)-(14), 低速衝撃の領域をも含んだ広い負荷速度範囲での CFRP 材のモード I^{(14),(15)} およびモード II^{(16),(17)} の層間破壊じん性の速度依存性を明らかにした。

しかしながら, CFRP 材の層間破壊挙動は母材樹脂の破壊特性のみならず繊維と樹脂との界面の特性をも反映したものであると考えられることから, CFRP 材の層間破壊の問題のより詳細な理解のためには層間破壊じん性の速度依存性に及ぼす母材の特性と界面の特性の寄与を明らかにする必要がある。ただし, 後者の評価については, いくつかの試みが行われているものの, CFRP 材の繊維と樹脂との界面の破壊特性を定量的に評価する方法は未だ確立されているとはいえず, 現時点ではその速度依存性を検討することは困難である。

以上のことから, 本報では, 低速衝撃の領域をも含んだ広い負荷速度範囲で炭素繊維/エポキシ複合材およびエポキシ樹脂単体の破壊じん性およびき裂進展挙動の負荷速度依存性を検討し, 複合材の破壊特性と樹脂単体の破壊特性との関連性について考察した。

2. 供試材

本報では, 変性エポキシ樹脂 (#133, 東邦レーヨン製) と炭素繊維/変性エポキシ複合材 (IM600/133, 東邦レーヨン製) との破壊特性の比較を行った。#133 は耐衝撃性の向上を狙って開発された高じん性のエポキシ樹脂であり, IM600/133 はこの樹脂と高強度中弾性率炭素繊維を組み合わせた複合材である。IM600/133 の供試体は, 積層構成 $[0^\circ]_{20}$ にてオートクレーブを用いて成形した。成形後の板厚 $2h$ は約 2.8 mm, 繊維含有率 V_f は約 54 % であった。#133 の供試体は, 可能な限り IM600/133 の供試体と成形条件が等しくなるよう配慮し作製した。成形後の板厚 $2h$ は約 10 mm であった。#133 および IM600/133 の準静的荷重下での物性値を表 1 に示す。

IM600/133 では, 繊維架橋の影響によってき裂進展初期に破壊じん性値がやや上昇する⁽¹³⁾。本報では, このような破壊じん性のき裂進展長依存性の影響を除くため, 積層中央面に挿入した厚さ 25 μm の PTFE フィルムの先端からき裂を 10mm 程度進展させた後

に破壊じん性試験を行った。一方, #133 では, 機械加工したシェブロンノッチの先端からモード I のき裂を不安定的に進展させ, その停止点を破壊じん性試験の初期き裂位置とした。また, き裂の蛇行を防ぐため, 試験片の側面に深さ約 1~2 mm のサイドグループを導入した。

3. 試験方法

3.1 破壊じん性試験法 準静的破壊じん性試験には, 図 1 (a) および図 2 (a) に示す DCB (Double Cantilever Beam, 双片持ち梁) 試験法^{(3),(18)}を用い, 万能材料試験機によって変位速度 $\dot{\delta} = 0.01 \sim 100 \text{ mm/min}$ の範囲で試験を行った。CFRP 積層材では DCB 試験法が最も標準的なモード I 層間破壊じん性試験法である⁽¹⁸⁾が, 高分子材料では CT (Compact Tension, 小型引張) 試験法などが標準的なモード I 破壊じん性試験法である⁽¹⁹⁾。しかしながら, 複合材と樹脂単体のき裂進展挙動の速度依存性の比較を容易にするために, 本報では, あえて DCB 試験法を用いて樹脂単体の破壊じん性試験を行った。

衝撃破壊じん性試験には, 図 1 (b) および図 2 (b) に示す WIF (Wedge Insert Fracture, くさび挿入破壊) 試験法⁽¹³⁾⁻⁽¹⁴⁾を用い, SHPB (Split Hopkinson Pressure Bar) 式衝撃試験機によって変位速度 $\dot{\delta} = 5 \sim 15 \text{ m/sec}$ の範囲で試験を行った。WIF 試験法は, 負荷方法などの点で DCB 試験法に比べて衝撃試験への適用が容易であるが, エネルギー解放率 G_I の評価方法が DCB 試験の場合に比べてやや複雑になる⁽¹³⁾⁻⁽¹⁴⁾。また, 一般に, 衝撃破壊じん性試験の場合には試験片あるいは測定装置の慣性力の影響などを考慮する必要があるが, 本報で用いた衝撃 WIF 試験法では, 負荷方法などを工夫することによって, 次節に示すような静的な理論に基づく評価式を用いて衝撃荷重下での破壊じん性値 G_{IC} を算出することを可能としている^{(15),(14)}。なお, その妥当性については著者ら⁽¹⁴⁾が有限要素法による過渡応答解析によって示したとおりである。

3.2 破壊じん性値の評価法 準静的 DCB 試験では, JIS K7086 に示されるように, 次式を用いて破壊じん

(a) DCB specimen for quasi-static tests

(b) WIF specimen for impact tests

Fig. 1 Mode I interlaminar fracture specimens of composite laminates; width, $b = 6-8$ mm, thickness, $2h = 3$ mm, initial crack length, $a_0 = 40-80$ mm (DCB), $35-40$ mm (WIF).

性値 G_{IC} を算出した^{(3),(18)}.

$$G_{IC} = \frac{3}{2(2h)} \left(\frac{P_C}{b} \right)^2 \frac{\sqrt[3]{(bC)^2}}{\alpha} \dots\dots\dots (1)$$

ここで, b , $2h$, $C (= \delta/P)$ はそれぞれ試験片の板幅, 板厚および荷重点コンプライアンスであり, P_C は初期臨界点における荷重である. また, $\alpha (= \sqrt[3]{E_x}/4)$ は試験片の物性に依存する定数であり, 本報では実験的にこれを決定した^{(3),(18)}. 定数 α は, #133, IM600/133 に対してそれぞれ 3.66 および $13.3 \text{ N}^{1/3}/\text{mm}^{2/3}$ であった.

衝撃 WIF 試験では, 次式を用いて破壊じん性値 G_{IC} を算出した^{(15),(14)}.

$$G_{IC} = \frac{3A^2}{2(2h)} \left(\frac{\epsilon_C}{bD^*} \right)^2 \frac{\sqrt[3]{(bC^*)^2}}{\alpha} \dots\dots\dots (2)$$

$$A = \frac{(a_C + e)a^*}{(a^* + e)a_C} \dots\dots\dots (3)$$

ここで, ϵ_C , a_C はそれぞれ初期臨界点における試験片表面のひずみおよびき裂長さ (着力点からき裂先端までの水平距離) である. また, $D^* (= \epsilon_h/F_y)$ はひずみ ϵ_h と荷重 F_y の関係を与える定数であり, き裂長さ a に依存する^{(15),(14)}. 本報では衝撃 WIF 試験を行う前に各試験片ごとに静的 DCB 試験による予備試験 (き裂を進展させない) を行い D^* を決定した. a^* , C^* はこの予備試験の際のき裂長さおよび荷重点コンプライアンスである.

本報では, 荷重 P あるいはひずみ ϵ_h の最大点をもって初期臨界点とした. なお, 著者ら⁽²⁰⁾は, 有限要

(a) DCB specimen for quasi-static tests

(b) WIF specimen for impact tests

Fig. 2 Mode I fracture specimens of epoxy resin; width, $b_0 = 10$ mm, $b = 6-8$ mm, thickness, $2h = 25$ mm, initial crack length, $a_0 = 30-80$ mm (DCB), $30-60$ mm (WIF).

素解析結果から, ひずみゲージの貼付位置を $x = 0$ より正の方向にわずかにずらして貼付した場合には, 最大荷重点 P_{max} と最大ひずみ点 ϵ_{max} がほぼ一致することを確認している.

4. 結果 と 考 察

4.1 破壊じん性の負荷速度依存性 図3に変性エポキシ樹脂#133 および炭素繊維/変性エポキシ複合材 IM600/133 の破壊じん性の速度依存性を示す. 図中で, 横軸はエネルギー解放率の時間変化率 $\dot{G}_I$, 縦軸は初期臨界点における破壊じん性値 G_{IC} である. ○, ●, ◎ は#133 の試験結果であり, それぞれ不安定破壊, 安定破壊および安定破壊と不安定破壊が混在したこと (詳細は次節で述べる) を表す. ◆ は IM600/133 の試験結果であり, 負荷速度によらず安定破壊のみが起こった. また, △, ▲ は比較のために示した炭素繊維/汎用エポキシ複合材 (T300/2500, 東レ製) の試験結果⁽¹⁵⁾であり, それぞれ不安定破壊および安定破壊が起こったことを表す.

図から, IM600/133 では, 破壊じん性値 G_{IC} は図中の薄墨のような階段状の速度依存性を示すことが分かる. すなわち, $\dot{G}_I = 10^{-1} \sim 10^0 \text{ J/m}^2/\text{sec}$ 付近の負の速度依存性を示す領域 (領域 II) とその上下の速度依存性の小さい領域 (領域 III および領域 I) が存在する. この傾向は著者らがすでに報告している他の CFRP 材の試験結果^{(15),(14),(21)}と酷似している. 一方, #133 では, 破壊じん性値 G_{IC} は IM600/133 の場合に比べてより顕著な速度依存性を示すことが分かる. 特に,

Fig. 3 Rate dependence of mode I fracture toughness; ○ and △ represent unstable fracture, ●, ◆ and ▲ represent stable fracture, and ◎ represents mixture of stable and unstable fracture; ↓ represents the displacement rate of the loading point.

領域Ⅰでは、複合材と樹脂単体の破壊じん性の速度依存性の差異が著しく、かつ、複合材の破壊じん性は樹脂単体の破壊じん性より小さいことが分かる。これに対し、領域Ⅲでは、複合材、樹脂単体いずれについても破壊じん性の速度依存性は小さく、破壊じん性値 G_{IC} は負荷速度によらずほぼ一定であることが分かる。

以上の結果が示すように、高負荷速度域では複合材の破壊特性は樹脂単体の特性を反映したものとなるのに対し、低負荷速度域では複合材の破壊特性は樹脂単体の特性と異なるといえる。この傾向は、後述する破面の観察結果から示唆されるように、複合材の微視的破壊機構は、高負荷速度域では母材樹脂の破断が支配的であり、低負荷速度域では繊維と樹脂との界面の剥離が支配的であることに起因すると推察される。

4.2 き裂進展挙動の負荷速度依存性 図4および図5に準静的DCB試験によって得られた#133およびIM600/133の荷重-変位曲線を示す。図中で、太実線は負荷速度が小さい場合、太破線は負荷速度が大きい場合の試験結果であり、細実線および細破線はそれぞれの初期部分の最小二乗近似直線である。○は荷重-変位曲線が最小二乗直線から外れる点(非線形点)を示す。初期き裂長さ a_0 は図中に示すとおりであり、細実線と細破線の勾配が異なるのは初期き裂長さ a_0 などの試験片寸法が異なるためである。

#133では、図4に示すように、負荷速度が大きい場合には、初期臨界点以降、き裂は荷重点変位 δ の増

加にともなってほぼ連続的に成長(安定破壊)し、荷重 P は緩やかに減少した。ところが、負荷速度が小さい場合には、初期臨界点に達した直後、き裂は数~数十mm程度高速に伝ば(不安定破壊)し、荷重 P は急激に低下した。このような傾向は、著者らが検討した他のエポキシ樹脂⁽²²⁾でも同様であった。また、#133では、負荷速度によらず、初期臨界点以前の荷重-変位関係の非線形性は認められなかった。

一方、IM600/133では、図5に示すように、負荷速度によらず安定破壊のみが起り、き裂進展にともなわれて多くの繊維架橋が発生した。これと異なり、著者らが検討した他のCFRP材⁽¹⁵⁾では、図3に示すように、低負荷速度域で不安定破壊、高負荷速度域で安定破壊がみられた。また、IM600/133では、負荷速度が小さい場合には、初期臨界点以前に荷重-変位関係の非線形性が認められた。

よく知られるように、破壊じん性値 G_{IC} がき裂長さ依存性あるいは負荷速度依存性などを示さない場合には、変位制御下でのDCB試験(あるいはWIF試験)は安定破壊試験となる⁽¹⁸⁾。ところが、実際には、#133あるいはT300/2500の場合のように負荷速度によっては不安定破壊が起り得る。著者ら⁽¹⁵⁾は、このような安定破壊試験条件下での不安定破壊の要因が(1)停止き裂から伝ばき裂への移行の際のき裂先端での急激なひずみ速度の上昇と(2)前節で示したような破壊じん性の負の速度依存性(厳密には試験速度より高速

Fig. 4 Load-displacement relations in quasi-static DCB tests (#133).

Fig. 5 Load-displacement relations in quasi-static DCB tests (IM600/133).

で破壊じん性値が低下する)にあることを指摘し、かつ、この仮定に基づくき裂進展挙動の予測が実験結果と定性的にも定量的にも非常によく一致することを示した。これに照らすと、図3に示したいずれの材料についても、低負荷速度域で(2)の仮定を満たすことになる。ところが、(1)の仮定については、エポキシ樹脂のような脆性な材料ではほぼ一般的に成り立つ^{(4),(15)}ものの、IM600/133のようにき裂進展にともなって発生する繊維架橋の影響が大きい場合にはき裂先端での急激なひずみ速度の上昇が遅延あるいは緩和されることが推察される。図3に示すように、T300/2500のような繊維架橋がほとんど発生しない複合材料では、#133とほぼ同様の傾向を示すことを考えあわせると、このような繊維架橋の影響が、IM600/133では低負荷

(a) Quasi-static ($\dot{\delta} = 0.05$ mm/min)

(b) Impact ($\dot{\delta} = 10$ m/sec)

Fig. 6 Scanning electron micrographs of fracture surface and its section (IM600/133); crack propagation $\rightarrow$ or $\otimes$.

速度域においても安定破壊が起こることの一因であると考えられる。

4.3 破面観察結果 図6に走査型電子顕微鏡によるIM600/133の破面およびその断面の観察結果を示す。(a)、(b)はそれぞれ領域Ⅰおよび領域Ⅲに相当する負荷速度での観察結果である。図中で、き裂進展方向は紙面に対して左から右あるいは手前から奥である。

図6(a)から、IM600/133では、負荷速度が小さい場合には、母材樹脂上に繊維が引き抜かれた痕跡が多く観察される。したがって、低負荷速度域では繊維と樹脂との界面での剥離が主な破壊モードであるといえる。一方、図6(b)から、負荷速度が大きい場合には、破面は非常に平坦であり、繊維と樹脂との界面での剥離は少ないことが分かる。したがって、高負荷速度域では母材樹脂の破断が主な破壊モードであるといえる。このような傾向は、断面写真により顕著であり、微視的破壊形態の相違が破面の凹凸の差異となって明瞭に現れている。また、負荷速度によらず、IM600/133で

Fig. 7 Profiles of fracture surface (#133); Δ represents the initial crack tip; crack propagation $\rightarrow$.

Fig. 8 Scanning electron micrographs of fracture surface (#133); Δ represents the initial crack tip; crack propagation $\rightarrow$.

は繊維あるいは繊維束の架橋が多く観察された。

図 7 に触針式表面形状測定装置 (サーフコム 570A, 東京精密製) を用いて測定した #133 の破面の縦断面 (x - y 面) を示す。図中では、塑性変形の有無を明らかにするためにき裂の上下面の測定結果を並べて示している。ただし、縦軸のスケールは横軸のスケールの 5 倍である。

#133 では、図 7 (a) に示すように、負荷速度が小さい場合には、初期き裂先端から約 0.9 mm の範囲に非常に変形の大きい領域が存在することが分かる。と

Fig. 9 Schematic illustration of the factors affecting the mode I fracture toughness of composite laminates.

ころが、図 7 (b) に示すように、負荷速度が大きい場合には、き裂の上下面はほぼ一致し、残留変形はほとんど存在しないことが分かる。これらの特徴は図 8 に示す破面の観察結果からも確認され、#133 では、負荷速度が大きい場合には破面はほぼ脆性的であるが、負荷速度の小さい場合にはき裂先端に塑性変形が生じていることが分かる。また、図 8 (a) に示した破面を図 6 (a) に示した破面と比較すると、樹脂単体に比べて複合材では破面の塑性変形はるかに小さいことが分かり、両者の間には破壊機構の相違があることが推察される。しかしながら、図 4 に示したように、#133 では負荷速度によらず荷重-変位曲線にほとんど非線形性が認められないことから、このようなわずかな塑性域の存在は荷重-変位曲線の非線形性にはほとんど現れないことが分かる。このことから、図 5 に示した IM600/133 の低負荷速度域での荷重-変位曲線の非線形性の要因は、母材樹脂の塑性変形ではなく、むしろ繊維と樹脂との界面の剥離に起因した微小き裂によるものであると推察される。

以上の観察結果を図 3 に示した試験結果と比較すると、複合材の破壊特性は図 9 のように模式化される。すなわち、高負荷速度域では母材樹脂の破壊が支配的であるために複合材の破壊特性は樹脂単体の破壊特性を反映したものになり、低負荷速度域では繊維と樹脂との界面での剥離が支配的であるために複合材料の破壊特性は樹脂単体の破壊特性と異なったものになるといえる。Gledhill ら⁽⁵⁾は、エポキシ接着層とエポキシ樹脂単体の破壊特性を比較し、両者の類似性を強調しているが、本報での結果は複合材の場合にはこれとは異なり負荷速度によっては界面の特性がより重要になることを示すものである。

5. 結 言

低速衝撃の領域をも含んだ広い負荷速度範囲で、変性エポキシ樹脂 (#133) および炭素繊維/変性エポキシ複合材 (IM600/133) の破壊じん性試験を行い、破壊じん性およびき裂進展挙動の負荷速度依存性を検討した結果、以下の結論を得た。

- エポキシ樹脂、複合材ともに、破壊じん性値 G_{IC} は負荷速度の上昇に伴って低下する。ただし、この時、速度依存性の大きい領域と速度依存性の小さい領域が存在する。
- 複合材と樹脂単体の破壊じん性の速度依存性を比較した場合、高負荷速度域では複合材の特性は樹脂単体の特性とよく一致するが、低負荷速度域では両者は異なり複合材の速度依存性は樹脂単体の速度依存性より小さい。また、低負荷速度域での複合材の破壊じん性は樹脂単体の破壊じん性より小さい。
- 複合材の破壊形態は、高負荷速度域では母材樹脂の破断が支配的であるが、低負荷速度域では繊維と樹脂との界面の剥離が支配的である。このことは、上記の低負荷速度域での複合材と樹脂単体の破壊特性の差異の一因であると考えられる。
- 樹脂単体の試験結果から、著者ら^{(15),(21)}が示したように、破壊じん性が負の速度依存性を示す場合には、安定試験条件下においても不安定破壊が生じることが確認された。しかし、複合材の試験結果から、繊維架橋の影響が大きい場合には、このような不安定破壊挙動が抑制されることが示唆された。

供試材の作製にご協力いただきました東邦レーヨン(株) 安藤正人氏に対し、深く感謝の意を表します。

文 献

- (1) Freidrich, K., *Application of Fracture Mechanics to*

Composite Materials, (1989), Elsevier.

- (2) Wilkins, D.J., Eisenmann, J.R., Camin, R.A., Margolis, W.S. and Benson, R.A., *ASTM STP 775*, (1982), 168-183.
- (3) Hojo, M., Kageyama, K. and Tanaka, K., *Composites*, **26** (1995), 243-255.
- (4) Atkins, A.G. and Mai, Y.W., *Elastic Plastic Fracture*, (1985), Ellis Horwood.
- (5) Gledhill, R.A., Kinloch, A.J., Yamini, S. and Young, R.J., *Polymer*, **19** (1978), 574-582.
- (6) Béguelin, Ph. and Kausch, H.H., *Proc. ICM-6*, (1991), 353-354.
- (7) Aliyu, A.A. and Daniel, I.M., *ASTM STP 876*, (1985), 336-348.
- (8) Gillespie, J.W., Carlsson, L.A. and Smiley, A.J., *Compos. Sci. Tech.*, **28** (1987), 1-15.
- (9) Smiley, A.J. and Pipes, R.B., *J. Compos. Mater.*, **21** (1987), 670-687.
- (10) Mall, S., Law, G.E. and Katouzian, M., *J. Compos. Mater.*, **21** (1987), 569-579.
- (11) Maikuma, H., Gillespie, J.W. and Wilkins, D.J., *J. Compos. Mater.*, **24** (1990), 124-149.
- (12) 山内良昭・黒川知明・日下貴之, 材料, **42-483** (1993), 1445-1451.
- (13) 日下貴之・黒川知明, 材料, **45-5** (1996), 484-489.
- (14) 日下貴之・北條正樹・黒川知明・落合庄治郎, 機論, **63-615**, A (1997), 2359-2365.
- (15) Kusaka, K., Hojo, M., Mai, Y.W., Kurokawa, T., Nojima, T. and Ochiai, S., *Compos. Sci. Tech.*, (掲載予定).
- (16) 日下貴之・黒川知明・山内良昭, 材料, **43-487** (1994), 445-450.
- (17) 日下貴之・北條正樹・黒川知明・落合庄治郎, 機論, **64-621**, A (1152), 1152-1159.
- (18) JIS K7086-1993, 炭素繊維強化プラスチックの層間破壊じん性試験法.
- (19) ASTM D5045-91, Standard Test Methods for Plain-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials.
- (20) 日下貴之・黒川知明・北條正樹・落合庄治郎, 第25回FRPシンポジウム講演論文集, (1996), 203-204.
- (21) 野島武敏・日下貴之, 機論, **63-609**, A (1997), 879-885.
- (22) 日下貴之・北條正樹・黒川知明・落合庄治郎, (未発表).