研究論文

織物 C/C 複合材料の層間せん断強さに及ぼす熱衝撃の影響

福田 博^{*1}, 糸日谷 剛^{*2}, 渡辺 淳^{*3}, 高橋 淳^{*4}, 剣持 潔^{*5}

(1998年2月3日受付)

The Influence of Thermal Shock on Interlaminar Shearing Strength of Woven C/C Composites

Hiroshi FUKUDA,^{*1} Go ITOHIA,^{*2} Jun WATANABE,^{*3} Jun TAKAHASHI^{*4}
and Kiyoshi KEMMOCHI^{*5}

(Received February 3, 1998)

Although mechanical properties of carbon fiber reinforced carbon (C/C) composites under high temperature environment have nowadays been widely studied, the influence of thermal shock on C/C composites have scarcely been investigated due to the lack of high-speed heating equipment. Our equipment based on a high frequency induction heating method provided a solution. In the present study, we examined the influence of thermal shock on the interlaminar shearing strength (ILSS), which is one of the most important subjects of designing the plain woven C/C composites with a three point bending test. By the change of the span-to-height ratio (l/h), the failure mode shift of the interlaminar shearing to the bending was observed. By a series of tests, we proposed an appropriate l/h ratio to obtain a reliable interlaminar shearing strength of C/C composites, which would be higher than that for the conventional CFRPs. The observation of the fracture specimens was done by scanning electron microscopy (SEM) and optical microscopy. Not only $0^\circ/90^\circ$ interfacial debonding but the expansion of transverse cracks were observed in the thermal shocked specimens. $0^\circ/90^\circ$ interfacial debondings were suggested to be the main source of the interlaminar shearing strength deterioration.

1. 結 言

C/C 複合材料 (Carbon fiber-reinforced Carbon composites) は軽量でかつ非常に耐熱性が優れた材料であるため、高温環境下での力学的特性について現在多くの研

究が行われている。ところが、そのほとんどは静的加熱 (電気抵抗加熱方式など) 環境下によるものであり、スペースプレーンが大気圏再突入の際に生じるような急激な熱履歴 (熱衝撃) やその繰り返しに及ぼす影響についてはほとんど研究がなされていないのが現状である^{1,2)}。これは急速加熱という点で加熱装置に制約が生じるためであり、現実的な熱衝撃の再現が困難であることが最大の原因であると言える。そこで本実験では、加熱方式として高周波誘導加熱方式を採用することにより平均約 200°C/s (最大約 300°C/s) の急速加熱が可能となり、また高温から自然冷却 (平均約 -150°C/s , 最大約 -200°C/s) することで現実的な熱衝撃の再現が可能となった。

前報¹⁾では、この試験装置の熱設計 (試験片軸方向および断面方向の温度分布)、並びに熱衝撃が分光放射率・熱膨張係数・弾性係数・引張強度・切欠き強度の温度依存性に及ぼす影響を系統的に調べた。その結果、特に、熱衝撃の影響としては、繊維と母材の熱膨張係数の差によるマイクロクラックの発生 (急速冷却時) と熱衝撃時の

^{*1} 東京理科大学基礎工学部教授 (278-8510 野田市山崎 2641 番地)

Professor, Science University of Tokyo, Yamazaki, Noda 278-8510, Japan

^{*2} 東京理科大学大学院生 (278-8510 野田市山崎 2641 番地)

Graduate Student, Science University of Tokyo

^{*3} 日産自動車株式会社 (243-0126 厚木市岡津古久 560-2)

Nissan Motor Co., Ltd., Atsugi 243-0126, Japan

^{*4,*5} 工業技術院物質工学工業技術研究所 (305-8586 つくば市東 1-1)

National Institute of Materials and Chemical Research, 1-1, Higashi, Tsukuba 305-8586, Japan

^{*4} グループリーダー Leader, ^{*5} 部長 Director

試験片板圧方向の温度勾配による層間はく離の発生（急速加熱時）の2つがあることを明らかにした。

本論文では、熱衝撃がC/C複合材料に及ぼす影響として、複合材料を設計する上で重要となる層間せん断強さ (ILSS: Inter-Laminar Shearing Strength) について SEM 等の内部観察結果をもとに検討を行った。試験法としては、三点曲げ試験法 (ショートビーム法) とダブルノッチ層間せん断試験法が一般的な試験法であるが³⁾、C/C複合材料の層間せん断破壊と曲げ破壊の境界を見出す目的から三点曲げ試験法を採用した。

2. 実験

2.1 試験片材料と形状

Table 1 は本実験で用いた C/C 複合材料の主な仕様である。試験片材料は大和田カーボン製平織り C/C 複合材料で、最終熱処理温度 (HTT: Heat Treatment Temperature) は 1,600°C である。母材にはフェノール樹脂をベースにコールタールピッチによる緻密化処理がされており、繊維には東邦レーヨン製 HTA (PAN 系汎用グレード炭素繊維) を使用している。

また、試験片の形状は短冊形で、厚さ $h=3$ mm、幅 $b=8$ mm、試験片のオーバーハング部分の長さ $l'=2$ mm とした。三点曲げ試験法において、試験片のオーバーハング部分には層間せん断応力 τ が作用しないため、理論上、層間にはく離が起こらないことになるが、実際には層間き裂がオーバーハング部分にも及ぶことになる。ところが、JIS 規格 (炭素繊維強化プラスチックの層間せん断試験法 JIS K 7078) に基づき試験片のオーバーハング部分の長さを試験片の厚さ ($h=3$ mm) と同じにして予備試験を行った結果、オーバーハング部分まで層間き裂が伝達しなかった (層間にはく離が圧子・支点間にしか生じない状態)。このため、本実験では試験片のオーバーハング部分の長さを規格より 1 mm 短い 2 mm として実験を行った。

Table 1 Constituents of C/C composites.

Composites	
Fiber	Matrix
Type: HTA	Base: Phenolic resin
No. of filaments: 3000	Densification: Coaltar pitch
Plain woven fabric, No. of plies: 12	
Vf: 60~65 vol%	
Heat treatment temperature: 1600°C	
Density: 1.5 g/cm ³	

2.2 実験方法

三点曲げ試験法によって熱衝撃前と熱衝撃後の (見かけの) 層間せん断強さを求めた。このとき、スパン/厚さ比 (l/h) を変化 ($l/h=4, 5, 6, \dots, 20$) させることにより層間せん断破壊と曲げ破壊の境界を調べた。また熱衝撃の回数と層間せん断強さの関係についても調べた。層間せん断強さ $\tau_{\max}$ および曲げ強さ $\sigma_{\max}$ は次式により算出した。

$$\text{層間せん断強さ } \tau_{\max} = \frac{F}{I} \frac{h^2}{8} = \frac{3}{4} \frac{P}{bh} \quad (1)$$

$$\text{曲げ強さ } \sigma_{\max} = \frac{M}{I} \frac{h}{2} = \frac{3}{2} \frac{Pl}{bh^2} \quad (2)$$

ただし、 F : せん断力 (N)

I : 断面二次モーメント (m⁴)

M : 曲げ破壊時のモーメント (N・m)

P : 破壊荷重 (N)

b : 試験片の幅 (m)

h : 試験片の厚さ (m)

l : 試験片のスパン (m)

である。破壊荷重 P は最大荷重ではなく、最初のピーク時の荷重 (first peak load) とした。これは、最初のピーク時の荷重に達したときに試験を中止せずに負荷を与え続けられ、初期の破壊形態と異なってしまう可能性があるためである⁴⁾。また、層間せん断強さ $\tau_{\max}$ および曲げ強さ $\sigma_{\max}$ は寸法効果が無視できればスパン l に関係なく一定であるはずである。(2) 式の右辺には l の項が含まれているが、これは l が 2 倍になれば破壊荷重 P が半分になることを示しているに過ぎない。

Fig. 1 Temperature transition under thermal shock testing.

2.3 実験装置

負荷は油圧式材料試験機（島津製作所サーボパルサ EHF-FD5-10L 型）で与え、クロスヘッド速度を 0.5 mm/min とした。ILSS 試験用治具（JIS K 7057）の曲率半径は、圧子を 4 mm、支点を 3 mm とした。

加熱方式には高周波誘導加熱方式を採用した⁵⁾。加熱は 500°C 以上で生じる C/C 複合材料の酸化⁶⁾を防止するため、加熱炉内を窒素雰囲気にして行った。熱衝撃は 1,500°C まで平均約 200°C/s (最大約 300°C/s) で昇温した後 (1,500°C で約 20 秒間保持)、室温まで自然冷却 (平均約 -150°C/s, 最大約 -200°C/s) することを 1 回の熱衝撃とし、試験片には 3 回の熱衝撃を与えた。このときの温度履歴曲線を Fig. 1 に示す。また、温度測定には放射温度計（株式会社チノール製、IR-AP2CS、測定範囲 600～3,000°C）を使用した。

Fig. 2 Comparison of interlaminar shearing strength.

3. 結果および考察

3.1 層間せん断強さ $\tau_{\max}$ と曲げ強さ $\sigma_{\max}$

Fig. 2 はスパン/厚さ比 (l/h) を変化させたときの破壊荷重 P をもとに式 (1) から計算される見かけの層間せん断強さ $\tau_{\max}$ をプロットしたものである。ここで、曲げ破壊をした試験のデータは Δ 印、層間せん断破壊をしたものは $\circ$ および $\square$ 印で示し、熱衝撃後の結果はそれぞれ $\blacktriangle$ $\bullet$ $\blacksquare$ 印で示してある。なお、破壊モードの決定は、試験片破壊の瞬間を目視と音により行った。層間せん断強さは、層間せん断破壊を示したプロットの中から、スパンに関係なく (l/h に関係なく) 層間せん断強さが一定であるプロット (図中 $\circ$ および $\bullet$ 印) の値の平均をとった。なお、 $\circ$ 印と $\square$ 印の相異については後述する。

Fig. 3 はスパン/厚さ比 (l/h) を変化させたときの破壊荷重 P をもとに式 (2) から計算される見かけの曲げ強さ $\sigma_{\max}$ である。曲げ強さの決定は層間せん断強さと同様の方法で算出した。

Fig. 3 Comparison of bending strength.

Table 2 Comparison of interlaminar shearing strength and bending strength between as-received and thermal shocked specimens.

	τ (MPa)	Normalized τ (%)	σ (MPa)	Normalized σ (%)
As-received	12.4	100	232	100
Thermal shocked (3 times)	9.56	77.1	205	88.2

τ : Interlaminar shearing strength
 σ : Bending strength

Table 2 はこのようにして求めた層間せん断強さと曲げ強さを熱衝撃前後で比較した結果である。また、熱衝撃前の層間せん断強さと曲げ強さを 100% として正規化も行った。その結果、熱衝撃により層間せん断強さは 20% 強、曲げ強さは 10% 強の低下が認められた。

次に、層間せん断破壊と曲げ破壊の境界について考察を行った。一般に試験片のスパンが短いときには層間せん断破壊、スパンが長いときには曲げ破壊が起こるが、そのときの理論的な層間せん断破壊と曲げ破壊の境界 (l/h) は式 (1), (2) より次式で与えられる。

$$\text{境界 } (l/h) = \frac{1}{2} \frac{\sigma_{\max}}{\tau_{\max}} \quad (3)$$

この式は層間せん断強さ $\tau_{\max}$ の方が強度低下が大きい場合には l/h が大きくなるので、境界が l/h の大きい方にシフトし、曲げ強さ $\sigma_{\max}$ の方が強度低下が大きい場合には l/h が小さくなるので、境界が l/h の小さい方にシフトすることを意味している。本実験では、層間せん断強さの方が熱衝撃による強度低下が大きかったので境界が l/h の大きい方にシフトすることになるが、実際に熱衝撃によって l/h が 10 付近から 11 付近へシフトしていることが確認できる。

さらに理論的な層間せん断破壊と曲げ破壊の境界を計算した。Table 2 に示される本実験値を (3) 式に代入したところ、熱衝撃前では $l/h=9.35$ 、熱衝撃後では $l/h=10.7$ となった。これは、目視と音により判断した境界とほぼ一致することから、層間せん断破壊と曲げ破壊の境界がおおよそこの付近であると断定できる。

3.2 熱衝撃の回数の影響

Fig. 4 は安定した層間せん断破壊が生じる $l/h=8$ (Fig. 2 中 ○ および ● 印参照) において求めた層間せん断強さと熱衝撃の回数の関係である。このとき、熱衝撃

Fig. 4 The influence of the number of thermal shocks on interlaminar shearing strength.

温度は、供試材の母材組織が変化しないように、供試材の最終熱処理温度より低い温度 (熱衝撃温度 1,500°C, 供試材の最終熱処理温度 1,600°C) で実験を行った。この結果から層間せん断強さは 1 回目の熱衝撃で大きく低下するが、それ以降での強度低下は見られなかった。これは、高橋ら⁷⁾により報告されている熱衝撃の回数と引張り強さの関係と同様の傾向であるといえる。

3.3 熱衝撃による内部損傷

Fig. 5~7 は熱衝撃により生じた内部損傷の走査型電子顕微鏡 (SEM) および光学顕微鏡による観察結果であり、Fig. 8 はそれぞれの写真の位置と損傷の形態を模式的に示したものである。ここで、本供試材は平織りであることから、90° 層と母材の間の界面はく離 (Fig. 6) と 0° 層と 90° 層の間の層内はく離 (Fig. 5) を分けて考える

as-received (no crack observed)

thermal shocked (most cases)

Fig. 5 Comparison of 0°/90° interfacial crack.

Fig. 6 Comparison of 90°/matrix interfacial crack.

Fig. 7 Comparison of transverse crack.

必要がある点に注意されたい、Fig. 5～6 から熱衝撃により、(A) 0°/90° 界面と、(B) 90°/母材界面にはく離が生じたことが確認できる。このとき、(A) 0°/90° 界面のはく離はほとんどの界面で観察されたが、(B) 90°/母材界面のはく離は極めてまれであった。

一方、Fig. 7 は (C) トランスバースクラックを比較したものである。熱衝撃前の試験片にも既にトランスバース

スクラックが発生しているが、これは、製造段階での収縮や製造後の冷却過程における熱応力によって発生するものである⁸⁾。熱衝撃によるトランスバースクラック数の増加は確認されなかったが、トランスバースクラック幅の開口が確認された。また、トランスバースクラックが 90° バンドル内の母材リッチ部界面に沿って入っているのも特徴的であった。

Fig. 8 Schematic view of internal damage induced by thermal shocks.

Table 3 Comparison of internal damage between as-received and thermal shocked specimens.

	as-received	after thermal shock
0°/90° interfacial crack	no crack	most cases
90°/matrix interfacial crack	no crack	rare
transverse crack	narrow crack	wide crack

以上の熱衝撃による損傷を Table 3 にまとめた。これらの損傷発生メカニズムは以下のように推測される (Fig. 9)。本実験供試材における母材炭素 (2) の熱膨張係数は約 $4 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ であり⁹⁾、炭素繊維の半径方向 (90° 方向③) のそれとほぼ同値である。一方、炭素繊維の軸方向 (0° 方向①) の熱膨張係数は約 400°C 以上で負から正に変わり¹⁰⁾、1,500°C でも $2 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ 以下である。そのため、熱衝撃の降温過程において 90°/母材界面 (③-②) にはほとんど熱ひずみを生じないが、0°/90° 界面 (①-③) および 0°/母材界面 (①-②) には前者と比較して非常に大きな熱ひずみを生じことになる。さらに、熱衝撃の降温過程で生じる熱ひずみ速度は、製造段階の冷却時と比較してはるかに大きなひずみ速度である。よって、90°/母材界面 (③-②) にほとんどはく離が発生せず、0°/90° 界面 (①-③) に顕著なはく離が発生したのは、炭素繊維の半径方向と軸方向の熱膨張係数のミスマッチが原因であると考えられる。しかし、熱膨張係数のミスマッチだけを考えたならば、0°/母材界面 (①-②) にも顕著なはく離が観察されるはずであるが、これは界面強度の問題であり、本供試材の 0°/母材界面 (①-②) 強度が、0°/90° 界面 (①-③) より上回っているためであると考え

Fig. 9 Schematic explanation for initiation of internal damage induced by thermal shocks.

Fig. 10 Release of residual thermal stress.

ることができる。

Fig. 10 は熱衝撃後の 0°/90° 界面 (①-③) の一部分を拡大したものである。この写真から、0°/90° 界面 (①-③) にはく離が生じることによって、0°/90° 界面 (①-③) に作用していた焼成時の熱残留ひずみ^{11,12)} が解放している様子がわかる。つまり、トランスバースクラック幅の開口は、0°/90° 界面に作用していた焼成時の熱残留ひずみの解放によって生じたと結論できる。

3.4 熱衝撃による層間せん断強度の低下

層間せん断試験 ($l/h=8$) 後の試験片の写真を Fig. 11 に、また損傷の模式図を Fig. 12 に示す。熱衝撃前後の破壊形態を比較すると、まず、熱衝撃前のものは、圧子近傍の母材と 90° 層での損傷が著しく、その損傷によるき裂の一部が層間せん断破壊の起点となっていることが確認できた。織物 C/C 複合材料の層間せん断破壊は圧子・支点間の中央部の中立軸付近から破壊が進展するという報告があるが¹³⁾、一般に三点曲げ試験では圧子近傍に高いせん断応力集中が生じる¹⁴⁾ ため、実際の破壊は圧子近傍から生じると考えられる。本実験供試材は、樹脂含浸法により製造され、母材内のポイドをコールタールピッ

Fig. 11 Comparison of interlaminar shearing failure.

Fig. 12 Schematic view of interlaminar shearing failure.

チで緻密化処理してあることを先に述べたが、圧子近傍のこの部分が破壊の起点となり得る可能性も十分考えられる。

これに対し熱衝撃後のものは、熱衝撃による $0^\circ/90^\circ$ 界

Fig. 13 Comparison of load-displacement curve.

面のはく離を起点にして層間せん断破壊が生じていることが確認できる。つまり、 $0^\circ/90^\circ$ 界面のはく離が層間せん断応力の作用する方向と同方向であることを考慮すると、熱衝撃による層間せん断強さの低下は、 $0^\circ/90^\circ$ 界面のはく離が層間せん断破壊の起点となることによって生じたと考えられる。

3.5 熱衝撃による曲げ強さの低下

Fig. 13 は熱衝撃前後の荷重-変位曲線を比較したものである。この図から熱衝撃による曲げ剛性の低下が確認

できる。熱衝撃によって繊維の破断等の損傷が確認されたならば、理想的な曲げ剛性の低下(曲げ強さの低下)の要因となるが、主に確認されたのは $0^\circ/90^\circ$ 界面のはく離であり、このはく離によると思われる熱衝撃前後での曲げ破壊形態に有意な差は認められなかった。また、トランスバースクラックは曲げ強さにほとんど影響しないことから¹⁵⁾、曲げ剛性の低下(曲げ強さの低下)の原因は熱衝撃によるマイクロクラック等の内部損傷が破壊の起点となることによるものではないと言える。そこで、ここでは、重ねはり(piled up beam)というはり構造に注目した。この重ねはりとは、単純はりを単に重ね合わせたものであり、一体化された複合はりと比較して曲げ剛性が非常に低いことが特徴である。本実験では $0^\circ/90^\circ$ 界面に顕著なはく離を生じたが、このはく離を含む熱衝撃後のはりには所々に重ねはりの要素を含むと考えた。このようにして考えると、熱衝撃後のりは曲げ剛性が大きく低下するので、熱衝撃後の曲げ強さは低下することになる。

3.6 l/h の違いによる層間せん断破壊挙動について

層間せん断破壊時の理論上の層間せん断強さはスパンに関係なく一定となることを上述したが、本実験では l/h によって層間せん断強さに違いが現れた(Fig. 2参照)。具体的には、層間せん断強さは $l/h=7\sim 10$ 付近である一定値をとったが、 $l/h=4\sim 6$ 付近の比較的小さな値のところでは非常に大きな値を示した。ちなみに、一方向CFRPで同様の試験を行ったところ、層間せん断強さは $l/h=5\sim 8$ 付近で一定値をとり、 $l/h=4$ 付近では非常に大きな値を示した。一般的に材質や構成に関係なく l/h が小さくなるにつれて層間せん断強さは大きくなると言われているが⁴⁾、本実験においても同様の結果が得られた。

また、光学顕微鏡により $l/h=5$ における試験後の内部観察を行った。その結果、圧子と支点近傍(特に圧子近傍)を中心に損傷が著しく、き裂が幾層にもわたって生じていることが確認された。さらに、これらのき裂のほとんどが途中で途切れていることも確認された。この破壊形態は $l/h=7\sim 10$ 付近での“中立軸付近に層間き裂が入る層間せん断破壊(単純せん断破壊)”とは明らかに異なる破壊形態であった。この原因としては、たとえば、 $l/h=0$ のような極端にスパンが短い場合を想定したとき、試験片には板厚方向への圧縮が起こるが、 $l/h=5$ においてもこの圧縮による影響が大きいために層間せん断き裂の進展が妨げられているのではないかと考えられる。それゆえに、本実験では、 $l/h=7\sim 10$ 付近と比較し

て $l/h=4\sim 6$ 付近で非常に大きな層間せん断強さを示したと考えられる。

本実験における平織りC/C複合材料では、以上の理由から $l/h=8$ を用いて層間せん断強さを得たが、残念ながら他の強度試験同様この l/h の値が任意のC/C複合材料に推奨されるものではない。ただ、小さすぎる l/h が層間せん断強さの過大評価を起こすことから、この影響をできるだけ回避するために、供試材が比較的大きな l/h ($l/h>5$)であっても層間せん断破壊を生じたならば、その付近の l/h を供試材の層間せん断強さとして推奨される。

4. 結 論

本論文では、熱衝撃が織物C/C複合材料に及ぼす影響として、熱衝撃前後の層間せん断強さと曲げ強さについて比較・検討を行った。結果は以下の通りである。

1) 熱衝撃は熱膨張係数の異なる炭素繊維の軸方向と半径方向の界面($0^\circ/90^\circ$ 界面)に顕著なはく離をもたらした。また、このはく離により製造過程の焼成時に発生する熱残留ひずみの解放が確認された。

2) 熱衝撃により曲げ強さおよび層間せん断強さは共に低下したが、強度低下は層間せん断強さの方が大きかった。層間せん断強さの低下は $0^\circ/90^\circ$ 界面のはく離が層間せん断破壊の起点となったためであり、曲げ強さの低下は $0^\circ/90^\circ$ 界面のはく離によって曲げ剛性が低下するためである。また、層間せん断強さは熱衝撃を一度与えてしまうと回数に関係なく一定となった。

3) l/h の違いによって層間せん断破壊時の層間せん断強さが異なった。一般にC/C複合材料の層間せん断試験はCFRPの規格(炭素繊維強化プラスチックの層間せん断試験法 JIS K 7078)を採用して $l/h=5$ 前後で行われているが、本実験では $l/h=5$ 付近では複雑な破壊様相を示しており、 $l/h=7\sim 10$ 付近で試験するのが妥当であると考えられる。

参 考 文 献

- 1) 高橋 淳, 渡辺 淳, 津田 浩, 剣持 潔, 林 龍一, 福田 博: 物質工学工業技術研究所報告, 4, 6 (1996), 213-222.
- 2) 超耐環境性先進材料シンポジウム, 第1回(1990)~第8回(1997).
- 3) 石黒陽介, 赤津 隆, 石井 元, 田辺靖博, 安田榮一: 日本複合材料学会1996年度研究発表講演会予稿集(1996), pp. 71-72.
- 4) JIS K 7078, 解説, p. 6.

- 5) J. Takahshi, K. Kemmochi, J. Watanabe, H. Fukuda & R. Hayashi : *Adv. Composite Mater.*, **5**, 1 (1995), 73-86.
- 6) 八田博志, 向後保雄, 鎗居俊雄 : 日本複合材料学会 1995 年度研究発表講演会予稿集 (1995), pp. 67-68.
- 7) J. Takahshi, J. Watanabe, H. Tsuda, K. Kemmochi, R. Hayashi & H. Fukuda : *Progress in Advanced Materials and Mechanics*, ed. by W. Tzuchiang & T.W. Chou, Peking University Press (1996), pp. 1032-1037.
- 8) 向後保雄, 八田博志, 大蔵明光, 藤倉正国, 清宮義博 : 炭素, No. 166 (1995), 41.
- 9) 大谷杉郎, 奥田謙介, 松田 滋 : 炭素繊維 (増補改訂版), 近代編集社, 東京 (1984), p. 82.
- 10) 香山 晃, 芹沢 久, 佐東信司 : 日本複合材料学会誌, **22** (1996), 7-15.
- 11) 高橋 淳, 津田 浩, 剣持 潔, 奥田 敏, 小笠達夫 : 超耐環境性先進材料シンポジウム, 第 8 回 (1997), pp. 427-435.
- 12) G. Chollon, J. Takahashi & K. Kemmochi : Proceedings of the 5th Japan International SAMPE Symposium (1997), pp. 1567-1572.
- 13) P.D. Copp, J.C. Dendis & S. Mall : *J. Composite Mater.*, **25** (1991), 593-608.
- 14) 植村益次 : 日本複合材料学会誌, **7** (1981), 32-39.
- 15) 向後保雄, 八田博志, 大蔵明光, 藤倉正国, 清宮義博 : 炭素, No. 166 (1995), 45-46.