研究論文

炭素繊維/高靱性ポリイミド樹脂複合材料 MR50K/PETI5 の
衝撃後圧縮 (CAI) 強度特性について加藤 久弥^{*1}, 下河 利行^{*2}, 上田 享^{*3}, 濱口 泰正^{*4}, 小林 大祐^{*5}

(2003 年 12 月 4 日受付)

CAI Strength of MR50K/PETI5 Carbon/Tough-Polyimide
Composite MaterialHisaya KATO^{*1}, Toshiyuki SHIMOKAWA^{*2}, Akira UEDA^{*3},
Yasumasa HAMAGUCHI^{*4} and Daisuke KOBAYASHI^{*5}

(Received December 4, 2003)

In this study CAI (Compression After Impact) strength of a carbon/tough-polyimide composite material, MR50K/PETI5, where PETI5 resin was newly developed for the next generation SST at NASA was investigated. First, impact damage was given to CAI specimens at room temperature and the load response was measured during the impact test and the damage of the specimens was observed by an ultra sonic C-scanner and 3-D ultrasonic inspection system. Second, CAI strength and failure strain at room and high temperatures were measured. Third, the damage caused by the CAI test was observed using an optical microscope. Test results are compared with those of T800H/PMR-15 carbon/polyimide composite, where PMR-15 is a typical brittle resin, and the characteristic CAI behavior and strength of a carbon fiber/highly-tough resin composite was clarified.

1. 諸 言

炭素繊維/高分子樹脂複合材料 (CFRP) は, 航空宇宙構造用材料として広く使用されているが, 適用範囲は高温に達しない部位に限られている。その理由は, 一般的に使用されるエポキシ樹脂は耐熱性が低いためである。しかし最近では, CFRP の使用温度範囲を広げるため, 耐熱性を高めた樹脂が次々と開発されており, 中でも高

温接着剤等を使用されるポリイミド樹脂が国内外で注目を集めている。ポリイミド樹脂系列の中でも, 米国の NASA が次世代超音速輸送機構造用として開発したポリイミド樹脂 PETI5 は, 特に優れた靱性と耐熱性を有しており, 注目を集めている。

マトリクスに PETI5 を使用した CFRP については, 既に幾つかの基礎機械的特性が調べられている。Hou¹⁾ は, IM7/PETI5 の製造プロセスについて検討し, 0° 積層の基礎機械的特性や積層材料の有孔圧縮 (OHC: Open Hole Compression) 強度について調べた。また, Walker²⁾ は, IM7/PETI5 の圧縮強度を 3 温度条件について実験的に調べるとともに, 3 次元 FEM により残留層間せん断応力を計算し, 圧縮強度に及ぼす影響が小さいことを示した。さらに, Hergenrother³⁾ は, 次世代超音速輸送機構造用の複合材料等に関する展望の中で, 非公開文献の中から IM7/PETI5 の OHC 強度, 衝撃後圧縮 (CAI: Compression After Impact) 強度と CAI 弾性係数, 0° 積層の引張, 圧縮強度等について数値を示している。

プリプレグを積層した CFRP は, 板厚方向に強化繊維

^{*1,*4} 宇宙航空研究開発機構総合技術研究本部先進複合材料評価技術開発センター (181-0015 三鷹市大沢 6-13-1)

Advanced Composite Evaluation Technology Center, Institute of Space Technology and Aeronautics, Japan Aerospace Exploration Agency

^{*1} 研究員 Research Engineer, ^{*4} チームリーダー Team Leader

^{*2,*3,*5} 東京都立科学技術大学工学部航空宇宙工学科

Department of Aerospace Engineering, Tokyo Metropolitan Institute of Technology

^{*2} 教授 Professor, ^{*3} 学生 Student, ^{*5} 大学院生 Graduate Student

が存在しないため、一般的に面内圧縮荷重や面外変形による層間剝離を誘発する荷重に対して弱い。従って、航空宇宙構造用材料としてCFRPを適用する場合には、引張強度ではなく圧縮強度やCAI強度が設計評定となることが多い。PETI5樹脂は開発されてからの歴史が浅いため、PETI5樹脂をマトリクスとするCFRPのCAI挙動や強度については、CAI強度値の一例が上記したHergenrother³⁾による非公開文献からの引用として示されているのみである。しかしながら、Hergenrother³⁾が示したCAI強度値の一例には、積層方法や衝撃荷重等の計測条件が明示されていないため、事実上は報告例が存在しないと考えてよい。

本研究では、供試材料にCytec製ポリイミド樹脂PETI5と三菱レイヨン製の高強度・中弾性炭素繊維MR50Kを組み合わせた炭素繊維/ポリイミド樹脂複合材料MR50K/PETI5を選択し、衝撃損傷挙動および衝撃後圧縮強度を明らかにすることを目的とした。すなわち、MR50K/PETI5複合材料によりCAI試験片を製作し、衝撃荷重を付与し、衝撃後の損傷の様子を観察するとともに、常温および高温環境下(180°C)においてCAI強度を調べた。また、CAI強度試験終了後の試験片について損傷の様子を観察した。以上により、高靱性複合材料であるMR50K/PETI5特有の衝撃損傷挙動と室温および高温におけるCAI強度特性を明らかにする。さらに、得られた結果を、代表的脆性材料であり、NAL-NASDAが構想していた小型無人スペースシャトルHOPE-Xの構造用候補材料であった炭素繊維/ポリイミド樹脂複合材料T800H/PMR-15のCAI特性と比較する。

2. 供試材料, 試験片, および試験方法

本研究の対象とした材料は、炭素繊維/ポリイミド樹脂複合材料MR50K/PETI5である。ここで、PETI5はCytec製ポリイミド樹脂であり、MR50Kは、三菱レイヨン製のサイジング処理を施さない高強度・中弾性炭素繊維である。一方、比較の対象とした炭素繊維/ポリイミド樹脂複合材料T800H/PMR-15は、耐熱性の高い代表的な脆性材料である。T800H/PMR-15は、NAL-NASDAにおいて小型無人宇宙往還機HOPE-Xの構造用材料として多くの設計データを取得した。なお、著者らによるT800H/PMR-15のCAI特性研究⁴⁾に用いた材料は脆性が標準よりも高かったと考えられたので、衝撃応答と衝撃による層間剝離の比較にのみ用いた。CAI強度の比較には、FHIとNASDA⁵⁾により得られた数値を使用した。なお、供試材料の積層方法は、圧縮試験やCAI試験で一般的に用いられる擬似等方積層32プライ([−45/0/45/90]_{4s})とした。本研究でを使用したMR50K/PETI5の公称板厚は4.288 mmだが、実測平均板厚は、4.394 mmであった。Fig. 1にSACMA SRM2R-94に準拠した試験片の形状を示す。

衝撃試験時に用いた試験片抑え治具の形状をFig. 1に示す。この形状もSACMA SRM2R-94に準拠している。衝撃試験方法は、まず試験片をFig. 1に示す抑え治具にゴム頭トグルクランプで固定し、INSTRON製9250落錘型衝撃試験機を用いて、試験片の中央に衝撃を与える。落錘の重量を5.07 kgfとし、衝撃部は直径15.9 mmの半球形状とする。落錘の中にロードセルを備えており、衝撃を与えた時に試験片に加わる荷重の時間応答を計測できる。

衝撃後の打撃痕を光学顕微鏡により観察した後で、衝

Fig. 1 CAI specimen and stabilizer jig configurations.

Fig. 2 Vertical compression jig configuration and test set-up.

撃により試験片の内部に発生した層間剥離の様子を日本クラウトクレーマー製 SDS5400R 型超音波探傷装置を用いて、試験片の表裏から調べた。探傷範囲は、衝撃部を中心に $112.5\text{ mm} \times 101.6\text{ mm}$ の範囲とした。また、一部の試験片に対して、東芝製 3-D 超音波試験装置による観測も試みた。超音波探傷を実施した後、Fig. 1 に示す試験片表面 2 箇所表裏の計 4 箇所にはずみゲージを貼付し、試験片を Fig. 2 に示す CAI 試験治具に固定した。

圧縮試験では、試験片を取り付けた試験治具に対して、変位速度 1.0 mm/min で圧縮荷重を与え、荷重と変位の関係を計測した。圧縮試験は、室温と 180°C の環境で実施した。室温試験においては INSTRON 製 1128 型機械式材料試験機を使用し、高温試験においては INSTRON 製 8500 型油圧式材料試験機とそれに付属する恒温環境槽を使用した。なお、この圧縮試験治具と圧縮試験方法は SACMA SRM2R-94 に準拠している。

圧縮破壊した試験片は、衝撃点を通る負荷軸に沿って切断し、切断による損傷を除去するために断面を研磨した上で、衝撃・圧縮荷重軸断面に見られる層間剥離および破壊モードを観察した。

3. 試験結果と考察

3.1 衝撃エネルギーと衝撃荷重

与えた衝撃エネルギーは、単位板厚あたり 2.22, 4.45, 6.67, 8.90 J/mm の 4 条件である。Fig. 3 に得られた荷重およびエネルギーの時間応答を示す。また T800H/PMR-15 に対し、著者ら⁴⁾による 2.22, 4.45, 6.67 J/mm の 3 条件の衝撃エネルギーを与えた場合についての関係を Fig. 4 に示す。これらの図により、T800H/PMR-15 の場合は、時間に対する衝撃荷重波形が上に凸の放物線形状となるのに対し、MR50K/PETI5 では、衝撃エネルギ

ーが高くなると時間に対する衝撃荷重波形が台形状となることがわかる。Fig. 5 に衝撃エネルギーと衝撃時にかかる最大荷重の関係を示す。MR50K/PETI5 では、 $4.45 \sim 8.90\text{ J/mm}$ において衝撃時にかかる最大荷重が約 10 kN で一定となり、 2.22 J/mm の場合のみ、他のエネルギーと比較して最大荷重が低かった。一方、T800H/PMR-15 の場合は衝撃エネルギーに対して、最大荷重は線形に増大しており、マトリクスの高分子樹脂が高靱性である場合と脆性である場合の違いがこのような形で現れることがわかる。Fig. 6 に衝撃エネルギーと消費エネルギーの関係を示す。消費エネルギーは、衝撃エネルギーに比例して増加し、MR50K/PETI5 と T800H/PMR-15 では殆ど差がないことがわかる。

MR50K/PETI5 には、衝撃後の衝撃箇所には大きな打撃痕とデント（へこみ）が見られた。更に、衝撃エネルギーの高い場合には、打撃痕周りの表面層に、繊維方向（ -45° ）に沿ったひび割れが観察された。打撃痕の面積とデント深さは、T800H/PMR-15 の場合と比較して大きかった。また、打撃痕の裏面では両試験片の損傷に大きな差はなかった。以上のような衝撃面における損傷の違いも樹脂の靱性の差に起因すると考えられる。前記したように、消費エネルギーは MR50K/PETI5 と T800H/PMR-15 で殆ど差がないため、MR50K/PETI5 の場合は、打撃痕や割れといった表面層の損傷に T800H/PMR-15 の場合よりも多くのエネルギーが消費されたことになる。

3.2 超音波探傷による衝撃後層間剥離の観察

衝撃により試験片の内部に発生した損傷の様子を超音波探傷により調べた。これらの損傷は層間剥離と微小き裂を含むものと考えられるが、以下の議論では層間剥離について詳細に検討する。Fig. 7 に $2.22 \sim 8.90\text{ J/mm}$ の

Fig. 3 Load vs. energy during impact test (MR50K/PETI5).

Fig. 4 Load vs. energy during impact test (T800H/PMR-15).

衝撃エネルギーを与えた MR50K/PETI5 の超音波 B、C-scope 探傷結果を示す。また、Fig. 8 に 2.22~6.67 J/mm の衝撃エネルギーを与えた T800H/PMR-15 の超音波探傷結果を示す。さらに一例であるが、Fig. 9 に 4.45 J/mm の衝撃エネルギーを与えた後の 3 次元 (3D) 超音

波検査装置による MR50K/PETI5 の板厚方向の損傷を含む層間剝離の様子を示す。上側が打痕部分であり、樹脂損傷が主であると考えられる。層間剝離は上から下に向けて、上から見ると板厚中央までは右回転、板厚中央から左回転で螺旋形に進行した様子がわかる。これは積

Fig. 5 Maximum load vs. impact energy.

Fig. 6 Consumed energy vs. impact energy.

Impact Energy	2.22 J/mm	4.45 J/mm	6.67 J/mm	8.90 J/mm
C-Scope (Upper Surface)				
B-Scope				
C-Scope (Lower Surface)				
Details	Area 0 mm ² Width 0 mm	Area 189 mm ² Width 19.9 mm	Area 340 mm ² Width 21.7 mm	Area 357 mm ² Width 27.2 mm

Fig. 7 Delamination area of MR50K/PETI5 observed by an ultrasonic C-scanner at each impact energy.

層角度の隔たりの小さい順序に剝離が伝播したためと考えられる。

Fig. 7, 8 の C-scope の結果より、MR50K/PETI5 の層間剝離面積は、T800H/PMR-15 と比較して非常に小さいことが確認された。B-scope の結果より、MR50K/PETI5 の板厚方向における層間剝離の分布は、T800H/PMR-15 のように下広がり円錐型ではなく、円筒型になっていることが確認できる。さらに、Fig. 9 の 3D 超音波画像による MR50K/PETI5 板厚方向の層間剝離分布は中央が膨らんだ太鼓型を示している。この画像によると、層間剝離面積は表面の損傷面積と同等程度であるこ

とが示されている。なお、以下の議論では、超音波探傷により検出された各層における層間剝離を投影して導いた層間剝離面積を単に層間剝離面積、同様に投影して導いた荷重軸に直交する方向の最大剝離幅を層間剝離幅と称する。

衝撃エネルギーと層間剝離面積の関係を Fig. 10 に示す。層間剝離面積は、衝撃エネルギーに対して線形的に増加している。4.45 J/mm の衝撃エネルギーを与えた試験片において、MR50K/PETI5 の層間剝離面積は、T800H/PMR-15 における面積の僅か 4.7% 程度であり、6.67 J/mm の衝撃エネルギーを与えた試験片において

Impact Energy	2.22 J/mm	4.45 J/mm	6.67 J/mm
C-Scope (Upper Surface)
B-Scope
C-Scope (Lower Surface)
Details	Area 906 mm ² Width 34.7 mm	Area 4376 mm ² Width 82.2 mm	Area 5381 mm ² Width 82.0 mm

Fig. 8 Delamination area of T800H/PMR-15 observed by an ultrasonic C-scanner at each impact energy.

Fig. 9 A three dimensional view of the impact damage and delamination formed in MR50K/PETI5 observed by a 3-D ultrasonic inspection system at impact energy, 4.45 J/mm.

Fig. 10 Delamination area vs. impact energy.

も5.6%しか存在していなかった。層間剥離面積に大きな相違が発生した原因は、両試験片の層間破壊靱性の差によるものと考えられる。一般に、層間破壊靱性は樹脂の性質に大きく依存するため、脆性的で靱性が低いPMR-15の場合は、衝撃を受けた時に層間剥離の発生・進展にエネルギーが消費されるため、表面層には大きな損傷が発生しなかったと考えられる。逆に、PMR-15と比較して靱性が著しく高いPETI5の場合は、衝撃を受けた時に層間剥離にエネルギーがあまり消費されず、表面層割れや打撃痕のへこみといった直接衝撃荷重を受け止める領域に大きな損傷が発生したと考えられる。

衝撃エネルギーと層間剥離幅の関係をFig. 11に示

す。T800H/PMR-15の6.67 J/mmの衝撃エネルギーを与えた場合の層間剥離幅が飽和したように見えるのは、層間剥離が大き過ぎて、試験片幅方向の剥離進展が抑え治具に抑制されたためと考えられる。それを除くと、層間剥離幅も衝撃エネルギーが増加するにつれて、広がることがわかる。

3.3 衝撃後圧縮試験

衝撃を与えたMR50K/PETI5試験片について、常温および180℃の環境において圧縮強度を調べた。得られた衝撃エネルギーと常温および180℃におけるCAI強度との関係をFig. 12に示す。また、著者らが計測した衝撃損傷を与えていないMR50K/PETI5平滑試験片の圧

Fig. 11 Delamination width vs. impact energy.

Fig. 13 Failure strain vs. impact energy.

Fig. 12 CAI strength vs. impact energy.

縮強度を、0 J/mm に対しプロットして示した。なお、前記したように著者らの前報⁹⁾の T800H/PMR-15 は、樹脂の脆性が従来評価してきた材料の場合よりも高いと考えられたので、FHI と NASDA⁹⁾ が取得した T800H/PMR-15 の室温における CAI 強度を、比較の対象として、この図に示した。

常温および 180°C における MR50K/PETI5 の場合、衝撃エネルギーが増加すると CAI 強度は線形的に低下することがわかる。常温の場合は、衝撃損傷を与えない場合も含めて、線形的に低下する。また、MR50K/PETI5 の室温における CAI 強度は、T800H/PMR-15 のそれと比較して、衝撃エネルギーが 2.22 J/mm の場合でおよそ 1.8 倍、4.45 J/mm の場合で 2 倍、損傷が激しかった

6.67 J/mm の場合においても 2.2 倍となり、衝撃エネルギーが最も高い 8.89 J/mm の場合は 1.6 倍となった。一方、180°C における CAI 強度は室温の場合と比較して 70~80% 程度に低下している。しかしこの値でも、室温における T800H/PMR-15 の CAI 強度よりはるかに高い値であった。

一方、損傷を与えていない MR50K/PETI5 の室温における静強度は T800H/PMR-15 の場合と比較して、逆に 17% 程度低くなっている。すなわち、本高靱性樹脂の効果は衝撃損傷を受けていない場合の圧縮強度には有効でないが、衝撃荷重を受けた場合には損傷が小さく CAI 強度低下も比較的小さいという特徴が明らかとなった。

さらに Fig. 13 には、MR50K/PETI5 の室温および 180°C における衝撃エネルギーと破壊歪の関係を示す。衝撃エネルギーが増加すると破壊歪は線形的に減少し、180°C における破壊歪は室温の場合と比較して 70~80% 程度に低下していることがわかる。しかし、衝撃エネルギーが 8.90 J/mm の場合でも、破壊歪は約 4,800 $\mu\text{m}/\text{m}$ であるので、耐衝撃性が非常に高いことがわかる。

3.4 CAI 試験終了後における試験片切断面の観察結果

CAI 試験終了後の MR50K/PETI5 試験片に対して、圧縮荷重軸と衝撃付与点とを通過するように試験片を切断した。その断面を光学顕微鏡により観察し、層間剝離や圧縮破壊の様子を調べた。観察された切断面の様子を Fig. 14, 15 に示す。この図において、三角印は衝撃を与えた位置を示し、下線は CAI 試験前に超音波探傷により計測された層間剝離の荷重軸方向長さを示す。

Fig. 14 Cross section of impacted area and compressive failure modes obtained by CAI tests at room temperature.

Fig. 15 Cross section of impacted area and compressive failure modes obtained by CAI tests at 180°C.

室温で試験した衝撃エネルギーが2.22 J/mm の場合は、例外的に衝撃点が圧縮破壊の起点とならなかった。しかし、それ以外の衝撃エネルギーレベルにおいては、全て衝撃箇所が圧縮破壊の起点となっていた。衝撃負荷後かつ圧縮試験の前に超音波探傷を実施した結果では、衝撃エネルギーが2.22 J/mm の場合は試験片に層間剥離が見られなかった。一方、2.22 J/mm より高い衝撃エネルギーを与えた試験片の場合には、層間剥離が観察できた。

衝撃を与えた試験片に対して圧縮試験を行い、その後の層間剥離長さを調べたところ、衝撃による層間剥離長さは、圧縮試験後において僅かしか増加しなかった。圧縮破壊の形態としては、衝撃エネルギーが小さい場合、層間剥離が少なく、巨視的なせん断破壊を示した。一方、

衝撃エネルギーが大きい場合には、小さな層間剥離が多数発生したが、巨視的にはやはりせん断破壊を示した。また、高温においても圧縮破壊の形態はせん断破壊であった。このような破壊形態であったため、圧縮試験により破壊した試験片の面外方向のふくらみはいずれの場合も小さかった。著者が過去に実施した炭素繊維複合材料の室温圧縮試験^{6,7)}では、例外無く大きな層間剥離が起き、面外に菱形の変形を伴う座屈型破壊形態を示した。本研究のような破壊形態を示したのは、T800H/PMR-15 の Hot/Wet 圧縮試験の場合⁸⁾のみであった。したがって、以上のような圧縮破壊の形態は、Hot/Wet 条件以外では、高靱性樹脂を用いた CFRP 特有のものと考えられる。

4. 試験結果の総合的検討

PETI5樹脂は靱性が高いため、MR50K/PETI5は衝撃時に層間に発生するせん断応力に対して非常に高い抵抗力を有する筈である。ここでは、この性質がCAI特性にどのように現れたかについて議論する。

MR50K/PETI5の衝撃なし静圧縮強度がT800H/PMR-15の場合より低いのは、破壊形態が関係していると思われる。すなわち、MR50K/PETI5の場合はせん断型破壊であるのに対し、T800H/PMR-15の場合は層間剥離が圧縮荷重により新たに急激に生じることによる座屈破壊⁹⁾である。後者の方が破壊までに大きなエネルギーを材料内部に蓄積できたためと考えられる。

また、Fig. 3, 4に示した衝撃応答曲線によれば、両者で最も大きく異なるのは、荷重応答曲線である。靱性の高いMR50K/PETI5の場合は、4.45~8.90 J/mmにおいて、応答曲線が時間軸に対して台形を示している。Fig. 7, 9, 14および15の圧縮試験後における内部の損傷状況と併せて見れば、これはPETI5樹脂の変形が、大きな衝撃エネルギーを吸収したものと考えられる。勿論、Fig. 7, 9, 14や15により、小さい層間剥離、すなわち樹脂のせん断破壊も衝撃エネルギーの一部を吸収していることはわかる。また、前述したように衝撃後の表面観察から表層の樹脂損傷に消費されていることも明らかである。

一方、Fig. 4によれば、T800H/PMR-15の荷重応答曲線は小さく波打った正弦波あるいは三角波に近い。この関係とFig. 8に示した剥離の様子や前報⁹⁾の断面観察結果から、衝撃エネルギーを脆性的な樹脂破壊と層間剥離が吸収していると考えられる。大きな層間剥離が多層にわたるので、座屈破壊が容易に起きるため、低い圧縮強度が現れると考えられる。

以上の議論からMR50K/PETI5では、衝撃荷重による層間剥離は小さく、また層間の靱性も高いため、衝撃後に面内圧縮荷重を加えても層間剥離がほとんど進展せず、最終的には層間剥離から生じる座屈破壊ではなく、せん断型の破壊となり、Fig. 12, 13に示したようなCAI強度の向上をもたらしたと考えられる。

Fig. 7, 9, 10, 11, 12, 13, 14および15に示すように、MR50K/PETI5では、衝撃による層間剥離面積が小さいこと、CAI圧縮試験後の層間剥離増加の小さいこと、ならびにCAI強度が高いこと等は高靱性樹脂を使用した効果であることがわかる。すなわち、PETI5のような高靱性樹脂を複合材構造に使用すれば、CFRPの弱

点である層間剥離を伴う面外変形による強度低下を大きく改善できることを示している。このことは複合材料の板厚方向に対する、スティッチング等の強化対策を不要とするものである。

5. 結 論

新しく開発された耐熱性のあるポリイミド系高靱性樹脂PETI5を使用した炭素繊維複合材料MR50K/PETI5について、衝撃損傷挙動とCAI強度特性を調べ、高靱性樹脂を用いたCFRP特有の荷重応答、衝撃損傷の様子、CAI強度、およびCAI破壊モード等を明らかにした。得られた主な結論を以下に示す。

① 面外方向の衝撃を与えた場合、MR50K/PETI5は、肉眼で確認できるような損傷が表面に発生した。しかしながら、内部の層間剥離面積は非常に小さかった。3D超音波検査装置によると、衝撃エネルギーが4.45 J/mmの場合は、表層の損傷の大きさと同程度とみなされた。また、前報⁹⁾のT800H/PMR-15の場合のおよそ5%程度であった。このような剥離面積の大きな相違は、樹脂の靱性に起因すると考えられた。

② 3D超音波検査画像によると、層間剥離は上から下に向けて、上から見ると中央までは右回転、中央からは左回転で螺旋型に進行したことがわかった。これは、積層角度の隔たりの小さい順序に剥離が伝播したためと考えられた。

③ 室温におけるMR50K/PETI5の衝撃なし静圧縮強度と衝撃エネルギー2.22~8.89 J/mmを与えた場合のCAI強度に対し、FHI・NASDAが取得したT800H/PMR-15の室温における場合⁹⁾と比較した。この結果、MR50K/PETI5の衝撃なし静圧縮強度はT800H/PMR-15の場合と比較して、約17%低いものであった。しかしながら、CAI強度に関してはT800H/PMR-15の場合の1.6~2.2倍であり、CAI破壊歪も大きかった。このように、MR50K/PETI5は、単純な圧縮強度はむしろ低いにもかかわらず、CAI強度とCAI破壊歪は大きな値を示した。このようなCAI強度特性の違いは、PETI5樹脂の高靱性に起因すると考えられた。

④ 180℃におけるMR50K/PETI5のCAI強度およびCAI破壊歪は室温の場合と比較して70~80%程度に低下した。しかし、この値でも室温におけるT800H/PMR-15のCAI強度よりはるかに高い値であった。

⑤ MR50K/PETI5の場合、室温および180℃におけるCAI強度は衝撃エネルギーに対して線形的に低下した。

⑥ MR50K/PETI5 の場合、室温衝撃なし静圧縮試験での破壊形態は巨視的にせん断破壊とみなせた。一方、CAI 圧縮破壊後の試験片に対する切断面の観察により認められた破壊様式は、衝撃エネルギーの大きさや試験温度にかかわらず巨視的にせん断破壊とみなせた。

⑦ MR50K/PETI5 の場合、CAI 強度試験後に観察された荷重軸方向の層間剥離長さは、圧縮試験前の衝撃負荷による剥離長さと比較して僅かしか増加していなかった。

⑧ PETI5 のような高靱性樹脂を複合材構造に使用すれば、CFRP の弱点である面外方向の強度特性を大きく向上させ得ることを示した。

参 考 文 献

- 1) T.H. Hou, B.J. Jensen & P.M. Hergenrother : *J. Compos. Mater.*, **30**, 1 (1996), 109-122.
- 2) S.P. Walker : Proc. of ICCM-14 (2003), San Diego, CD-ROM, #0859.
- 3) P.M. Hergenrother : *Chemical Innovations*, Feb. (2000), 34-44.
- 4) 小林大祐, 濱口泰正, 下河利行 : 第 40 回飛行機シンポジウム講演集 (2002), CD-ROM, 565-568.
- 5) 菅原憲明, 神山隆之, 中島宏和, 松下 正, 三津間秀彦, 小林智之 : 第 32 回構造強度に関する講演会講演集 (1990), pp. 62-65.
- 6) T. Shimokawa, H. Katoh, Y. Hamaguchi, S. Sanbongi, H. Mizuno, H. Nakamura & R. Asagumo : *J. Compos. Mater.*, **36**, 7 (2002), 885-895.
- 7) C. Marais, T. Shimokawa & H. Katoh : Proc. of ICCM-13 (2001), Beijing, CD-ROM, ID1024.
- 8) T. Shimokawa, Y. Hamaguchi & H. Katoh : *J. Compos. Mater.*, **33**, 18 (1999), 1685-1698.
- 9) 下河利行, 濱口泰正, 角田義秋 : 日本複合材料学会誌, **22**, 5 (1996), 184-192.