SiC ウィスカの添加による C/C 複合材料の層間特性の向上*

向 後 保 雄^{*1}, 八 田 博 志^{*1}Improvement of the Interlaminar Properties
of C/C Composites by SiC Whisker Addition

Yasuo KOGO and Hiroshi HATTA

In order to improve the interlaminar properties of C/C composites, SiC whiskers were added to the carbon matrix. C/C composites with 0, 2.5, 5.0 vol.% of SiC whiskers were examined by short beam shear, DCB and ENT tests. Other mechanical properties, such as flexural and tensile properties, were also evaluated for each specimen. Results showed that SiC whisker addition drastically improved interlaminar shear strength (ILSS) and interlaminar fracture toughness, though C/C composites with 5.0 vol.% of SiC whiskers showed a 20% decrease in tensile strength. Observation of microstructure and crack extension during fracture toughness tests revealed that main effects of SiC whisker addition were reduction in density of intrinsic cracks and change in fracture mode mainly due to reinforcement of the fiber rich layer/matrix interface.

Key Words: Composite Materials, Interlaminar Shear, Fracture Toughness, Tensile Properties, Carbon Carbon Composites, Interlaminar Properties

1. 結 言

炭素繊維強化炭素(C/C)複合材料は軽量で高温特性に優れることから、金属やセラミックスでは適用不可能な超高温域における耐熱構造材料としての適用が期待されている⁽¹⁾。中でも宇宙・航空関連分野においてはスペースプレーンの開発が進められており、高性能エンジンや熱防護システムへの適用が検討されている⁽²⁾。しかし、C/C複合材料は面内特性に比較して層間の特性が著しく低く(CFRPのおよそ1/10程度)⁽³⁾、この点が構造設計上の大きな問題となる。

例えば積層材を用いて複雑形状を設計する場合、主たる荷重が負荷される方向に繊維を配向させるが、構造物が複雑形状である場合には層間方向にも応力が発生する。その際、繊維方向の特性が十分確保されても、層間の特性が著しく低い場合、副次的に発生した層間応力によって破壊に至る恐れがある。このような場合、通常構造設計面から層間応力を軽減する手段が検討されるが、構造上の制約から層間特性と主軸方向の特性を最適化することが困難な場合も多い。材料面から

C/C複合材料の層間特性を向上させる方法としては、主軸方向以外の方向へも強化繊維を配する三次元強化(三次元繊維物の使用)が検討されている⁽⁴⁾。この方法によれば層間特性は飛躍的に向上し、三次元的に荷重が負荷されるような構造には極めて有効である。しかし、繊維の三次元化はもとの面内の繊維体積率を低下させ、面内特性を低下させる要因となる。また、三次元繊維物は製織可能な形状に制約があり、適用可能な形状が限定されるばかりでなく製造コストが高いことも実用上問題となる。

そこで本研究では、三次元強化とは異なる層間強化法として、従来の積層形(二次元強化)C/C複合材料のマトリックス中にSiCウィスカを分散した複合材料に注目し、その層間特性および他の機械的特性への寄与について検討した。

2. 実 験 方 法

2・1 C/C複合材料 供試材料は、強化繊維として表1に示すPAN系の炭素繊維クロス(平織り)を用いたもので、大和田カーボン(株)に依頼して成形を行った。同複合材料はFRPを板材に成形後、これを硬化・焼成することにより多孔質C/C複合材料とし、その後マトリックスの充填率を目的として樹脂の含浸

* 原稿受付 1995年9月13日。

*1 正員、文部省宇宙科学研究所 (〒229 相模原市山手台3-1-1)。

硬化 焼成を繰返して作製した。マトリックス中への SiC ウィスカの分散は、FRP を成形する際の樹脂中にあらかじめ SiC ウィスカを体積率 (V_{SiC}) で 2.5% または 5.0% (公称値) 分散させて行った。また、比較のため SiC ウィスカを添加しない C/C 複合材料についても同様の手法によって成形して評価を行った。いずれの複合材料においても炭素繊維の体積率 (V_f) は公称 60% である。

図 1 は実験に用いた各複合材料の断面組織を示している。いずれの複合材料においてもマトリックス中に炭素繊維が密に存在する繊維束部分 (C 層) と、マトリックスのみからなる部分 (M 層) が存在する。SiC ウィスカを添加しない複合材料では、C 層と M 層の界面において繊維束に沿ったき裂が発生しているのが観察されるのに対し、SiC ウィスカを添加した材料ではき裂はほとんど観察されない。図 2 は断面の光学顕微鏡写真から求めた各材料中に存在するき裂の大きさおよび密度を示しており、SiC ウィスカを添加することによってき裂の大きさおよび密度を著しく減少することがわかる。なお、SiC ウィスカは図 3 中の白色の点で示されるように主に M 層中に均一分散しているが、一部のウィスカは C 層内の繊維束間にも分散している。

2.2 層間特性評価 SiC ウィスカの添加による層間特性への寄与を評価するため、層間せん断強度 (ILSS: Interlaminar shear strength) 試験、モード I およびモード II の層間破壊靱性試験を実施した。

ILSS は、JIS K7078 に準拠し、10 mm×35 mm×5 mm¹ の試験片を用いてショートビーム法により求めた。このときのスパン長さは 25 mm、クロスヘッドスピード (CHS) は 0.1 mm/min とした。得られた最大荷重 (P_{max}) より、式 (1) を用いて ILSS (τ_{ILSS}) を求めた。

$$\tau_{\text{ILSS}} = \frac{3}{2} \frac{P_{\text{max}}}{bh} \quad \dots\dots\dots (1)$$

Table 1 Characteristics of reinforcements and process of C/C composite

Reinforcement	Plane weave cloth PAN based carbon fiber Young's modulus : 235 GPa Strength : 3.8 GPa Volume fraction : 60% (nominal)
SiC whisker	Volume fraction : 0%, 2.5%, 5%
Processing	Resin-char process by OHWADA CARBON CO.

ここで、 b および h は試験片の幅および高さである。

モード I の層間破壊靱性値は図 4 に示す DCB (Double Cantilevered Beam) 試験片を用いて、クロスヘッドスピード 0.5 mm/min で実験を行うことにより求めた。試験片への予き裂の導入は、試験片端面側面にハイトゲージを用いてけがきを行い、ここに薄いナイフを押し込むことにより行った。R 曲線挙動の有無を確認するため、機械加工によるノッチ導入後約 1 mm 程度き裂を進展させた試験片についても一部測

(a) $V_{\text{SiC}} = 0\%$

(b) $V_{\text{SiC}} = 2.5\%$

(c) $V_{\text{SiC}} = 5.0\%$

Fig. 1 Cross sectional views of C/C composites

定を行った。図5に無添加材の代表的な荷重(P) 開口変位(δ) 曲線を示すが、数 mm 程度き裂が進展するとに負荷荷重のおよそ 80% まで荷重の除荷を行い、その傾き($\Delta\delta/\Delta C$) から各き裂長さ(a) におけるコンプライアンス(C) を求めた。このとき、き裂長さ(a) は読取り顕微鏡により直接測定した。ついで、得られた C - a 曲線を最小二乗法を用いて三次曲線 $C=ma^3$ (m は定数) で近似し、これを微分することによって dC/da を求めた。各荷重サイクルでのモード I ひずみエネルギー解放率(G_I) は、除荷前の荷重(P) を用い

て、

$$G_I = \frac{P^2}{2w} \frac{dC}{da} \quad (2)$$

より求めた。ここで、 w は試験片幅である。

モード II の層間破壊靱性は、図6に示すような ENF(End Notched Flexure) 試験片を用いて評価を行った。予き裂の導入はモード I の試験片と同様の方法であり、試験時のクロスヘッドスピードは 0.1 mm/min とした。モード II 臨界ひずみエネルギー解放率(G_{IIc}) は、JIS K7086 に準拠して以下の式より求め

(a) $V_{SiC} = 0\%$

(b) $V_{SiC} = 2.5\%$

(c) $V_{SiC} = 5.0\%$

Fig. 2 Crack size distributions in as received C/C composite

Fig. 3 Optical micrograph of SiC whisker dispersed in C/C composite

Fig. 4 Geometry of mode I interlaminar fracture toughness test specimen

Fig. 5 Typical load versus crack opening displacement curve of mode I interlaminar fracture toughness test ($V_{SiC} = 0\%$)

た。

$$G_{IIc} = \frac{9a_1^2 P_c^2 C_1}{2w(2L^3 + 3a_1^3)} \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで P_c は、荷重-クロスヘッド変位曲線における初期の直線の傾きより 5% 小さい傾きの直線が荷重-クロスヘッド変位曲線と交わる交点の荷重値(初期限界荷重: 図 7 参照)である。また、 a_1 は初期限界荷重 P_c に至る間に進展したき裂進展量を考慮したき裂長さであり、初期き裂長さ a_0 を用いて以下のように示すことができる。

$$a_1 = \left[\frac{C_1}{C_0} a_0^3 + \frac{2}{3} \left(\frac{C_1}{C_0} - 1 \right) L^3 \right]^{1/3} \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 C_0 および C_1 は初期弾性部分および初期限界荷重点でのコンプライアンス、 L は荷重点と支点の距離(支点間距離の 1/2)、 w は試験片幅を示している。

2.3 曲げおよび引張試験 ウィスカ添加による層間特性以外の機械的特性への影響について検討するため、強度・弾性率を曲げおよび引張の両モードで測定した。

曲げ強度および弾性率は $10 \text{ mm} \times 180 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}^3$ の短冊状試験片を用い、四点曲げ試験により求めた。クロスヘッドスピードは 0.1 mm/min であり、内スパンおよび外スパンはそれぞれ 54 mm および 162 mm

Fig. 6 Geometry of mode II interlaminar fracture toughness test specimen

Fig. 7 Typical load versus displacement curve of mode II interlaminar fracture toughness test ($V_{SiC} = 0\%$)

mm とした。なお、曲げ弾性率を測定するため試験片上下面にはひずみゲージを貼付した。

引張強度・弾性率の測定には、曲げ試験と同様の $10 \text{ mm} \times 180 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}^3$ の短冊状試験片に $10 \text{ mm} \times 30 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}^3$ のアルミタブを接着した試験片を用いた。クロスヘッドスピードは 0.1 mm/min であり、ひずみゲージを両面に貼付して応力-ひずみ曲線を求めた。

3. 実験結果

3.1 層間特性

3.1.1 層間せん断試験 図 8 は層間せん断試験における代表的な荷重-クロスヘッド変位曲線である。図 8 より、ウィスカの添加量が増すに従って最大荷重が増加するとともに、最大荷重以後はより急激な荷重低下を起こす傾向があることがわかる。図 9 は式(1)を用いて求めた ILSS をプロットしたものである。ウィスカを添加していない材料ではおよそ 5 MPa であった ILSS が、2.5% のウィスカ添加によって 13

Fig. 8 Typical load versus displacement curve of interlaminar shear (short beam) test

Fig. 9 Effect of SiC whisker addition on interlaminar shear strength

MPa, 5%の添加では 14 MPa と著しく向上した。

3・1・2 モード I 層間破壊靱性試験 図 10(a)～(c)は, それぞれのウィスカ添加量の C/C 複合材料について, 式(2)より求めたひずみエネルギー解放率(G_I)をすべてプロットしたものである。図 10(a)に示した無添加材では, およそ 70 J/m^2 付近で一定値をとる場合と, 100 J/m^2 以上で大きくばらつく場合に大別される。試験後の試験片側面の観察を行うと, 図 10(a)中 70 J/m^2 付近で一定値をとる試験片(図中黒塗り記号: ●, ■印)では, 図 11(a)に示すようにき裂は一つの層間を進展している。一方, 図 10(a)中 100 J/m^2 以上で大きくばらついた試験片(白抜き記

号: ○, △印等)では, 図 11(b)に示すように隣接する層にもき裂が発生し, 2 本のき裂が観察された。SiC を 2.5% 添加した複合材の G_I においても, およそ 80 J/m^2 で安定した値をとる場合と 90 J/m^2 以上で大きくばらつく場合に分類され, 5% 添加材においても同様の傾向を示した。この原因は無添加材の場合と同様に, き裂の進展形態の差によるものであった。

ひずみエネルギー解放率は単一のクラックを生成するときの値として定義されている。したがって, 上記

(a) $V_{\text{SiC}} = 0\%$

(b) $V_{\text{SiC}} = 2.5\%$

(c) $V_{\text{SiC}} = 5.0\%$

Fig. 10 Mode I strain energy release rate in C/C composites

(a) single crack extension

(b) multi-crack extension

Fig. 11 Crack extension in mode I interlaminar fracture toughness test

Fig. 12 Effect of SiC whisker addition on interlaminar mode I and II strain energy release rate of C/C composite

の G_I のうちき裂が1本で進展した値をとることが妥当であると考えられる。そこで、図12には、き裂が1本で進展した場合の G_I を G_{Ic} とみなして、 G_{Ic} の SiC ウィスカ添加量依存性を示した。図より、5%のウィスカ添加によって、 G_{Ic} は45%程度上昇していることがわかる。

図13は、モードI破壊靱性試験後のき裂近傍を観察したものである。図13(a)の無添加材では、き裂はおもに繊維束部分(C層)とマトリックス部分(M層)の界面を進展している。図1からもわかるように、C層/M層界面は製造時のマトリックスの収縮や熱膨張係数差に起因すると推測されるき裂が試験前からすでに多数存在し、き裂が発生していない箇所でも高い内部応力が発生しているものと推測される。このため、き裂は選択的にC層/M層界面を進展したものと考

えられる。これに対し、図13(b)に示したウィスカを5%添加した材料では、き裂は繊維束内部を進展する傾向にある。すなわち、き裂はウィスカの少ない繊維束内部に進展しており、ウィスカの添加によってマトリックス自身およびC層/M層界面が強化された⁽⁵⁾ ことにより、き裂進展経路が変化したものと考えられる。

3・1・3 モードII層間破壊靱性試験 本実験では図7に示した荷重-変位曲線に非線形が観察された。この非線形が式(4)の前提であるき裂の安定成長によるものであるかどうかを確認するため、最大荷重以前のき裂進展状況を観察した。き裂長さの観察は、試験中の試験片側面を接写することにより行った。図14は試験片の側面観察から得られたき裂進展長さと、式(4)から計算されるき裂進展長さを比較したものである。接写による側面観察が一方の側面のみを測定していること、およびき裂の先端が不明確であることなどを考慮すれば、SiC ウィスカ添加材および無添加材とも実験結果と計算結果はよく一致している。したがって、本実験で測定される非線形はき裂進展によるものであり、式(4)の適用が可能であると考えられる。

図12中には得られた初期限界荷重から式(3)および式(4)を用いて得られたモードII臨界ひずみエネルギー解放率(G_{IIc})を合わせて示した。ウィスカを添加しない材料では、約160 J/m²であるのに対し、2.5%のSiC ウィスカの添加によって300 J/m²、5%の添加で420 J/m²と直線的に増加する傾向にある。

試験後の試験片側面の観察を行うと、無添加材の場合、き裂はモードI同様C層/M層界面に沿って進展している。モードIの場合と異なる点は、図15(a)に示すように、破面上のマトリックス部分が激しくはく

Fig. 13 Observations of crack extension after mode I interlaminar fracture toughness test

Fig. 14 Comparison between measured and calculated crack length

Fig. 15 Observations of crack extension after mode II interlaminar fracture toughness test

脱し、上下破面形状が一致しない点である。一方 SiC ウィスカを 5% 添加した材料では、き裂は C 層/M 層界面ではなく繊維束内部を進展し、図 15(b) に示すように隣接する層に二つまたは三つのき裂が観察される。また、上下破面が一致しない部分は存在するが、無添加材の場合ほど著しいはく脱は見られない。試験後の破面の状況と不安定破壊に至る以前にき裂の進展が観察されたこと(図 14)を考え合わせると、モード II におけるき裂進展過程は以下のように推測される。すなわち、最大荷重以前にき裂は安定成長するものの破面の凹凸によって機械的にせん断変形を拘束され、さらに荷重が増加することにより、無添加材では破面凹凸を破壊して不安定破壊に至る。一方、SiC ウィスカ添加材では、同様に安定き裂成長はするもののウィスカの添加によってマトリックス自身および C 層/M 層界面の強度が向上したため、破面凹凸の破壊は発生せずに隣接する繊維束内部が破壊して不安定破壊に至ったものと考えられる。

3.2 曲げおよび引張特性 図 16 は各材料の四点曲げ試験における試験結果を示しているが、曲げ弾性率は SiC ウィスカの添加量が増すに従って増加するのに対し、曲げ強度はほぼ一定値をとる。試験後の試

験片を観察すると、SiC ウィスカ添加材では引張側から破壊が発生しているのに対し、無添加材では圧縮側での座屈により破壊しており、破壊モードが異なっている。このように、SiC ウィスカの添加によって破断モードが変化した要因は、層間特性が向上したことによるものであると考えられる。

図 17 は、引張試験における代表的な応力-ひずみ曲線である。無添加材では、応力はほぼ直線的に増大し、そのまま破断に至るが、ウィスカ添加材では、最大応力の 1/2~1/3 程度の応力レベルで初期の傾きからはずれ、再び異なる傾きの直線的に遷移して破断に至る。図 18 にはヤング率 (E_1) と初期の傾きからはずれた以降の傾き (E_2) を合わせて示した。図 18 より、ウィスカの添加量によらず E_2 はほぼ一定値を示し、その値は無添加材のヤング率に一致した。これより、ウィスカ添加材の E_1 から E_2 への遷移は C 層と M 層のはく離によってウィスカによるヤング率への寄与が小さくなったために生じたものと考えられる。図 19 は実験より得られたヤング率および引張強度を示している。ヤング率は曲げ試験の場合同様、ウィスカの添加量が増すに従って増加するのに対し、引張強度は単調

Fig. 16 Effect of SiC whisker addition on flexure strength of C/C composite in four point bending test

Fig. 18 E_1 (Young's modulus) and E_2 obtained from tensile tests

Fig. 17 Typical stress versus strain curve of C/C composite in tension test

Fig. 19 Effect of SiC whisker addition on tensile strength and Young's modulus of C/C composite

に減少し、5%のウィスカの添加によって2割程度低下した。

4. 考 察

4.1 R 曲線挙動 モード I 破壊靱性試験では、図 10 で示したように 1 本のき裂が進展した場合には、ほぼ一定の G_I を示した。また、図 10 中、四角の記号 (■または□印) で示した試験片は、き裂導入の際機械加工によりノッチを導入し、ナイフを用いて 1 mm 程度予き裂を導入した試験片の試験結果である。図 19 より、き裂が 2 本に分岐した 5% ウィスカを添加した場合をのぞいては、 G_I はき裂長さに依存せずほぼ一定値をとっており、R 曲線挙動は観察されない。したがって、ここで求めた値はき裂進展開始の G_I (モード I 臨界ひずみエネルギー解放率: G_{Ic}) とみなすことができる。一方、き裂が 2 本に分かれて進展する場合にはき裂の進展とともにき裂進展抵抗は増加し、R 曲線挙動をとっているとみることができる。これは、一層の繊維クロスがき裂をブリッジングした効果によるもので、クロス積層形の C/C 複合材料に特有の挙動であると考えられる。すなわち、図 20 に示すように、繊維クロスに突き当たったき裂の進展には、繊維クロスに沿って進展する場合 (Type I)、および繊維束内部にき裂が進展し、その後繊維束に沿って進展する場合 (Type II) が考えられる。これらのどちらの場合でも、混合モードのき裂進展や、一部の繊維を切断することが必要になるため、破壊に要するエネルギーは増加する。しかし、もし図 20 中に示すような内在き裂が主き裂前方に存在した場合、主き裂が進展せずに隣接する内在き裂を進展する場合 (Type III) も起こりうる。図 1 に示した断面組織において、無添加材には C 層/M 層界面に多数のき裂が観察されたことから、本実験では主として上記 Type III の機構によってき裂が隣接層間に進展し、繊維がクラックを架橋するために R 曲線挙動を示したのと考えられる。ウィスカを添加した材料においても、繊維の曲率が小さい部分にはき裂が観察されており、同様の機構が作用したものと推測さ

Fig. 20 Model of crack extension in C/C composite

れる。

モード II の破壊靱性値を求めるために実施した ENF 試験では、本来不安定破壊が発生するべきであるにもかかわらず図 14 に示したようにき裂の安定成長が観察されたことから、上昇形 R 曲線を示すことが予想される。そこで、ENF 試験における荷重-変位曲線をもとにき裂進展量と G_{II} の関係を試算した。ここで、き裂進展量と G_{II} の関係は、本来 COD 制御⁽⁶⁾等の実験手法によって求められるべき関係であるが、相対的な比較によって定性的な傾向を議論するには十分であると考えられる。

図 21 は ENF 試験における荷重-変位曲線から求めた G_{II} とき裂進展量 (Δa) の関係を SiC ウィスカを添加しないものと 5% 添加した場合について示している。図 21 より、ウィスカを添加した材料では、無添加材に比較してき裂進展開始の G_{II} が大きくなっていることがわかる。また、ウィスカの添加・無添加によらず G_{II} はき裂の進展とともに増加する傾向にあるが、その増加の程度はウィスカを添加した材料のほうが大きいことがわかる。このように G_{II} の初期値および R 曲線の上昇が SiC ウィスカの添加によって上昇したのは、DCB 試験の場合にも述べたように、C/M 界面が強化されたことによりき裂が繊維束内部を進展したためと考えられる。また、先に述べたように、安定き裂進展によって形成された破面の凹凸が機械的にかみあっているため、さらにせん断変形をするためには破面の凹凸を変形または破壊することが必要となるが、ウィスカを添加した材料ではマトリックスのヤング率および強度が向上しているためせん断変形を拘束する効果が向上したことも、より大きな R 曲線挙動を示した一因と考えられる。

4.2 層間せん断強度に対するウィスカ添加の効果

ショートビーム試験から求めた SiC ウィスカ添加材

Fig. 21 R-curve behavior in mode II interlaminar fracture toughness test

および無添加材の ILSS と、ENF 試験から求めた G_{IIc} の関連を検討するため、 G_{IIc} の向上から予測される ILSS の上昇を見積もった。ここではまず、以下の式から G_{IIc} をもとにモード II の臨界応力拡大係数 (K_{IIc}) を求めた。

$$K_{IIc}^2 = E' G_{IIc} \quad \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 E' は有効弾性率であり、直交異方性体について Sih ら⁽⁷⁾ によって以下のように示されている。

$$E'^{-1} = \frac{a_{11}}{\sqrt{2}} \left[\sqrt{\frac{a_{22}}{a_{11}}} + \frac{2a_{12} + a_{66}}{2a_{11}} \right]^{1/2} \quad \dots\dots\dots (6)$$

ただし、

$$\left. \begin{aligned} a_{11} &= 1/E_{11}, \quad a_{22} = 1/E_{22}, \quad a_{66} = 1/G_{12} \\ a_{12} &= a_{21} = -\nu_{12}/E_{11} = -\nu_{21}/E_{22} \end{aligned} \right\} \quad \dots\dots\dots (7)$$

であり、 E_{11} , E_{22} , G_{12} , ν_{12} , ν_{21} はそれぞれ異方性体の弾性定数である。このようにして求められた K_{IIc} は SiC ウィスカの添加量に応じて 0% で $3.7 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ 、2.5% で $5.4 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ 、5% で $6.6 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ である。

ILSS が材料中に存在するき裂によって決まるものと仮定すると、破壊靱性値 (K_{IIc}) と ILSS の関係は、以下のように示すことができる。

$$\tau_{ILSS} = K_{IIc} f\left(\frac{a}{w}\right) / \sqrt{\pi a} \quad \dots\dots\dots (8)$$

ここで、 $f(a/w)$ は試験片形状に依存する定数であり、 a はき裂長さを示している。試験片形状が同一の場合には $f(a/w)$ は等しいことから、同じき裂が存在した場合の ILSS は $\sqrt{G_{IIc}}$ に比例することになる。したがって、同一き裂が存在するとした場合に、無添加材の ILSS を基準として SiC ウィスカ添加材の ILSS を求めることが可能となる。これらは靱性の向上による ILSS への寄与を示すものであり、本実験では 2.5% で 7.9 MPa 、5% で 9.7 MPa となる。ショートビーム法による実験結果では、2.5% で 13.3 MPa 、5% で 14.0 MPa といずれの場合にも計算値より高い値を示す。この原因は、図 1 および図 2 でも示したように、材料中に存在する欠陥がウィスカの添加によって減少したことによるものと考えられる。

以上のように、ウィスカの添加による ILSS の向上はモード II の破壊靱性値が向上したことおよび製造時

に発生する層間のき裂が減少したことによるものであると結論される。

5. 結 論

C/C 複合材料の層間特性の向上を目的として、マトリックス中に SiC ウィスカを添加する方法について検討し、以下の結論を得た。

(1) SiC ウィスカを添加することにより、ILSS で 2.5 倍、 G_{Ic} で 1.5 倍、 G_{IIc} で 2.5 倍といずれの層間特性についても向上し、ウィスカの添加が層間特性向上に有効であることが確認された。

(2) 層間破壊靱性の向上は、おもにマトリックス自身および繊維束/マトリックス界面の強度が向上したことに起因する。また、ILSS の向上は靱性値の向上および内在き裂が小さくなったことによるものである。

終わりに本研究の一部は文部省科学研究費補助金(奨励研究(A): 課題番号 07750770, および総合研究(A): 課題番号 05302049)によって行われたものであることを付記し、関係各位に深く謝意を表する。

文 献

- (1) Buckley, J. D. (Buckley, J. D. and Edie, D. D. 編), *Carbon Carbon Materials and Composites*, (1992), 12, NASA Reference Publication 1254.
- (2) Hatta, H., Kogo, Y. and Tanatsugu, N., *Proc. AIAA/ASME/ASCE/ASC 36th Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference at New Orleans*, (1995), 1465-1474.
- (3) 向後保雄・八田博志・大蔵明光・大林陽子・澤田豊・藤倉正国, 東京工芸大学工学部紀要, **17** (1994), 50-58.
- (4) Kibler, J. J. (Buckley, J. D. and Edie, D. D. 編), *Carbon Carbon Materials and Composites*, (1992), 169, NASA Reference Publication 1254.
- (5) 本田英昌・小林和夫, ハイテク炭素材料, (1987), 113, 工業調査会.
- (6) Kageyama, K., Kikuchi, M. and Yanagisawa, N. (O'Brien, T. K. 編), *Fatigue and Fracture (Third Volume)*, ASTM ATP, 1110 (1991), 210-225, ASTM, Philadelphia.
- (7) Sih, G. C., Paris, P. C. and Irwin, G. R., *Int. J. Fract. Mech.*, **1** (1965), 189-203.