液体窒素中におけるアルミナ繊維/エポキシ積層板の
モードⅡ静的・疲労層間破壊*北條 正樹^{*1}, 松田 聡^{*2}, 落合 庄治郎^{*1}
森谷 潔^{*3}, 青山 博^{*4}Mode II Interlaminar Fracture under Static and Fatigue Loadings
of Alumina Fiber/Epoxy Laminates in Liquid NitrogenMasaki HOJO^{*5}, Satoshi MATSUDA, Shojiro OCHIAI,
Kiyoshi MORIYA and Hiroshi AOYAMA^{*5} Kyoto University, Mesoscopic Materials Research Center, Graduate School of Engineering,
Sakyo-ku, Kyoto, Kyoto, 606-8501 Japan

Among advanced composite materials, alumina fiber (ALF)/epoxy composites are selected for the structural components of superconducting magnets because of their low thermal conductivity in addition to their higher specific strength and modulus. Since laminate structures are used as the load support system for superconducting magnets, the evaluation of interlaminar strength both under static and fatigue loadings at cryogenic temperature is essential. In the present study, mode II interlaminar fracture toughness and delamination fatigue crack growth behavior in liquid nitrogen (77 K) were investigated with unidirectional ALF/epoxy laminates. Tests were carried out using end notched flexure specimens with special loading apparatus. The fracture toughness values at 77 K were higher than those in laboratory air at room temperature (RT). The fracture mechanism under fatigue loading at 77 K was controlled by the maximum stress, and was completely different from that at RT. Then, the increase of the fatigue crack growth resistance at 77 K from that at RT was observed only under stress ratio, $R=0.1$. The fractographic observation showed that the resin fracture was dominant for the fracture surfaces of fatigue fracture, suggesting that the microscopic mechanism was different from that at RT where the interfacial fracture was dominant.

Key Words: Composite Materials, Cryogenic Temperature, Liquid Nitrogen, Delamination, Mode II, Fracture Toughness, Fatigue Crack Growth

1. 緒 言

アルミナ繊維強化プラスチック (ALFRP: Alumina Fiber Reinforced Plastics) は、炭素繊維強化プラスチック、ガラス繊維強化プラスチック、金属材料等と比べ、極低温から常温までの幅広い温度域において低い熱伝導率を有するため^{(1)~(3)}、4Kの極低温に保たれている超伝導コイルと常温の外漕を連結する構造部材 (荷重支持体) としての利用が開始されている⁽⁴⁾。この場合ALFRPは積層構造で用いられるため、静的・疲労荷重下での層間はく離の発生・成長が主な破壊モードとなる。特に、大型加速器、磁気浮上列車の構造部材として用いられる場合には、繰返し荷重下で使用されるため、層間の破壊じん性とともに、疲労き裂伝ば挙動の評価が重要である。しかし、ALFRPをはじめとする複合材料の極低温での挙動は、破壊じん性評価等に手が付けられたばかり

であり^{(5)~(7)}、疲労き裂伝ば挙動の検討は遅れている。

本研究では、アルミナ繊維/エポキシ積層板について、77Kの液体窒素中でモードⅡ層間破壊じん性および疲労き裂伝ば抵抗を評価した。応力比依存性の解析および走査型電子顕微鏡による破面観察を行い、破壊機構について検討した。また、著者らのRT (室温大気中) の結果⁽⁸⁾と比較し、温度の変化による樹脂の特性の変化が破壊機構に及ぼす影響について検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材と試験片 用いた材料は、前駆体ポリマー法で製造された、直径15 μ mのアルミナ繊維Altex(住友化学工業(株)製、85% γ - Al_2O_3 , 15% SiO_2)と、ビス-フェノールAタイプの120℃硬化型エポキシ樹脂 (ここではエポキシHと称する) から成るブリブレグ (有沢製作所製) を、オートクレーブ成形した一方向積層板(0)₁₆である。本研究で用いたAltex/Epoxy H積層板の77Kにおける弾性率を表1に示す。 E_1 , E_2 は曲げ試験によって得られた弾性率からせん断成分を除いた値、 G_{12} は繊維体積含有率41%を用いてHalpin-Tsai式を用いた推定値⁽⁹⁾、 v_{12} は本材料のRTでの値、 v_{23} は類似のエポキシ樹脂を用いたCFRPのRTでの値⁽¹⁰⁾である。

* 原稿受付 1999年4月20日。

^{*1} 正員、京都大学大学院工学研究科附属メゾ材料研究センター (〒606-8501 京都市左京区吉田本町)。^{*2} 正員、姫路工業大学工学部 (〒671-2201 姫路市書写2167)。^{*3} 京都大学大学院。^{*4} 正員、(株)日立製作所機械研究所 (〒300-0013 土浦市神立町502)。

E-mail: hojo@mech.kyoto-u.ac.jp

Table1 Constitution of laminates and mechanical properties in liquid nitrogen of Altex/epoxy laminates.

Constitution of laminates		(0) ₁₆
Temperature (K)		77
Elastic moduli	E ₁ (GPa)	91
	E ₂ (GPa)	21
	G ₁₂ (GPa)	6.6
	ν ₁₂	0.29
	ν ₂₃	0.55

試験には幅B=13mm、公称板厚2h=2mmの端面切欠き曲げ (ENF:End Notched flexure) 試験片を積層板から切り出して用いた。試験片形状は、図1に示すようにJIS K7086等で用いられる大きさのおよそ1/2とし、支点間距離2Lは50mmとした。き裂長さは片側の支点とき裂先端の距離で定義し、試験片固定座標で求めた。初期欠陥として、離型処理を施した厚さ12.5μmのポリイミドフィルムを成形時に挿入し、き裂伝播の開始点とした。初期欠陥のポリイミドフィルムの離型性が良くなかったため、すべての試験片に、くさびの打ち込みによるモード I の予き裂を3~5mm導入した。初期き裂長さa₀は約10mmとした。試験中のき裂長さの測定を容易にするため、試験片側面を1500番までのサンドペーパー、6μmおよび1μmのダイヤモンドペーストを用いて、鏡面になるまで研磨した後、白色のアクリル系塗料を薄く塗布した。

2・2 破壊力学パラメータの算出 エネルギー解放率Gは、荷重点コンプライアンスCとき裂長さaの関係から求めた。ENF試験のCとaの関係は次式で表される⁽¹⁾。

$$E_1' BC(2h)^3 = \xi_0 L^3 + \xi_1 a^3 \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、E₁'は長手方向の曲げ弾性率、Lは支点間距離の1/2である。77Kでは試験中のき裂長さ測定が困難なため、破壊じん性試験では試験前に試験片をスライドさせる方法⁽¹⁾により、疲労試験では試験終了後に破面から試験前後のき裂長さを測定することにより、各試験片ごとにξ₀、ξ₁を求めた。モード II のエネルギー解放率G_{II}は次式で表される⁽¹⁾。

$$G_{II} = \frac{3\xi_1 P^2 a^2}{2E_1' B^2 (2h)^3} \quad \dots\dots\dots (2)$$

G_{II}およびき裂長さaは、試験中にコンプライアンスから式(1)、(2)を用いて算出した。また、応力拡大係数KとGの関係式は次式で表される⁽¹²⁾。

$$G_{II} = H_{II} K_{II}^2 \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで、H_{II}は弾性率およびポアソン比から求められる定数で、表1の値を用いると、H_{II}=2.2×10⁻¹¹ Pa⁻¹となる。破壊じん性のき裂進展初期の値G_{IIc}は、荷重-変位線図の非線形挙動の開始点 (NL)、5%オフセット点 (5%) および最大荷重点 (P_{max}) で求めた。

Fig.1. End notched flexure specimen.

Fig.2 Schematic drawing of loading apparatus for end notched flexure in liquid nitrogen.

2・3 破壊じん性試験試験 試験には、容量2.45kNのロードセルを接続した電気油圧サーボ式試験機 (島津製EHF-ED1, 容量9.8kN) を用いた。また、液体窒素中の試験のために、RTでの治具⁽¹⁾を1/2サイズに縮小し、図2のようなSUS304製の治具を特別に作成した。荷重点変位を制御し、変位速度を0.5mm/minとした。急激な温度変化による試験片の損傷を防ぐため、試験片を液体窒素の液面近くにしばらく放置した後、液体窒素に浸漬した。試験は、液体窒素の沸騰が収まってから (約30分後) 開始した。

2・4 疲労き裂伝ば試験 試験システム、試験環境は、破壊じん性試験と同じである。自作したモード II 疲労試験用のソフトウェアを用い、最大エネルギー解放率漸減試験を行った。相対的なエネルギー解放率の変化速度2S=(1/G) (dG/da)を-0.1mm⁻¹に保って行った。繰返し速度は10Hz、応力比R (=最小荷重/最大荷重)は0.1および0.5とした。

Fig.3 Relations between load and load-line displacement for mode II fracture toughness tests of Altex/Epoxy H at 77K and RT.

3. 結果および考察

3.1 破壊じん性試験 破壊じん性試験により得られた荷重-変位関係を図3に示す。RT (室温大気中) では最大荷重の約95%から上に凸の非線形挙動を示すのに対し、77K (液体窒素中) では最大荷重点まではほぼ線形であった。図4に77Kでのき裂進展抵抗曲線 (R曲線) をRTの結果と比較して示す。異なる印は異なる試験片での結果を表し、●, ■, ◆が77Kでの結果、○, □が幅20mm, 厚さ3mmの試験片を用いたRTでの安定化ENF試験の結果⁹⁾である。Δa=0の点がNL点に対応する。また、77Kでは安定化ENF試験を行わなかったため、最大荷重点直後に不安定破壊が生じ、各R曲線の最後の点が不安定き裂進展の開始点 (P_{max}点) に対応する。77Kでは、すべての試験片でき裂進展初期から破壊じん性値が上昇し、Δaが約0.25mmで不安定破壊を起こした。RTの最大荷重点でのき裂進展量は約1.5mmであり、77Kではき裂進展量はかなり小さくなった。これは、図3のように、荷重-変位関係において、大気中では上に凸の非線形挙動が見られたのに対し、77Kでは最大荷重点近傍まではほぼ線形であったことに対応している。

表2に77K (液体窒素中) の破壊じん性値をRT (室温大気中) と比較してまとめて示した。Gで評価した77Kでの破壊じん性値は、RTと比較してNL点で1.8倍、P_{max}点で1.2倍上昇し、進展初期には差が大きく、き裂が進展するにつれてその差が小さくなった。4点曲げENF試験による安定化試験の結果¹³⁾でも、77Kの破壊じん性値は、RTと比べNL点で1.7倍、き裂進展中では1.1倍の値が得られており、本研究の結果を裏付けている。また、77Kで不安定破壊が起こったΔa=0.25mmと比較すると、77Kの破壊じん性値はRTの値 (0.83kJ/m²) の1.8

Fig.4 Mode II crack growth resistance curves of Altex/Epoxy H at 77K and RT.

Table2 Results of mode II fracture toughness tests of Altex/Epoxy H at 77K and RT.

		77K	RT
Specimen thickness (mm)		2	3
G _{IIc} (kJ/m ²) [K _{IIc} (MPa m ^{1/2})]	NL	1.2 [7.7]	0.66 [4.9]
	5%	-	-
	P _{max}	1.5 [8.6]	1.3 [6.7]

倍となり、NL点の比とはほぼ同じであった。

3.2 疲労き裂伝ば試験 図5に液体窒素中での疲労試験の結果を示す。(a)はき裂伝ば速度da/dNと応力拡大係数範囲ΔK_{II}の関係、(b)はda/dNと最大エネルギー解放率G_{II,max}の関係を示す。GはKの2乗に比例するため、(a)では横軸のスケールを縦軸の4倍、(b)では8倍とし、横軸を同じ尺度で比較できるように表示した。すなわち、図5(b)の関係をK_{max}について表示した場合に、もとの図5(b)と相似になるようにした。■, ●は77K (液体窒素中) での、□, ○はRT (室温大気中) ⁹⁾でのR=0.1, 0.5の結果を示す。77Kでは、両応力比ともほぼ直線で近似でき、べき乗の関係が成立した。図中の直線に添えた数字がべき指数であり、77Kの値にはアンダーラインを付した。べき指数は、図5(b)でR=0.1で23, 0.5で31と、RTの9.9, 20と比べ高くなり、下限界領域に相当する値となった。ここでは、da/dN=10⁻⁹m/cycleの値を下限界値として以後の解析を行った。77Kの下限界値G_{II,maxh} [K_{II,maxh}] は、R=0.1で420J/m² [3.9MPa m^{1/2}]、R=0.5で490J/m² [2.4MPa m^{1/2}] であり、R=0.1ではRTと比べGで比較して2.6倍と大きく上昇するが、R=0.5では1.2倍とわずかな上昇であった。

図5(a), (b)においてき裂伝ば挙動の応力比依存性を比較すると、77Kではda/dNはG_{II,max}でほぼ整理でき、最大荷重の寄

Fig.5 Crack propagation behavior under mode II fatigue loading of ALFRP at 77K and RT.

Fig.6 Change of stress-ratio effect parameter with crack propagation rate of Altex/Epoxy H at 77K and RT.

与の大きい破壊となるのに対し、RTでは ΔK で整理したほうが応力比の影響が小さくなり、挙動が根本的に異なっていた。

著者らは、これまでCFRPのモード I、モード II 疲労き裂伝ば挙動の応力比依存性を検討するパラメータとして、次式で表される等価応力拡大係数範囲を用いてきた^{(11),(14)~(16)}。

$$\Delta K_{eq} = K_{max} \gamma \Delta K^{1-\gamma} \dots \dots \dots (5)$$

ここで、 γ は同一のき裂伝ば速度での ΔK と応力比Rから求められる実験的なパラメータである。 γ は K_{max} が相対的に破壊に寄与する割合、 $1-\gamma$ は ΔK が破壊に寄与する割合を示し、破壊機構を表すパラメータでもある。本研究でも、各き裂伝ば速度での γ の値を求めた。77Kでの γ の変化をRTの結果⁽⁸⁾ととも

に図6に示す。77Kでは、 γ はすべてのき裂伝ば速度域でほぼ0.9となり、ほぼ K_{max} 支配型の破壊となった。RTでは、 γ は0.25~0.45と相対的に ΔK の寄与が大きい破壊であり、温度を下げることによって破壊機構が大きく変化することが明らかになった。

3.3 破面観察 図7(a)に77K、(b)にRTでの試験後の破面のSEM観察結果を示す。矢印はき裂進展方向を表す。また、写真はすべて、試料ステージを45°傾けて撮影した。

77Kでの静的試験後の破面(図7(a-1))では、樹脂破壊の割合が界面破壊(繊維およびその抜け跡)より大きく、樹脂領域ではハックルが顕著にみられた。ハックルの間隔は $10\mu m$ 程度であり、RTの静的破壊の破面(図7(b-1))でのハックルの間隔(20~ $30\mu m$)よりかなり小さかった。77Kでは、個々のハックル間の隙間のき裂進展方向の大きさがRTより狭く、ハックルの塑性変形量が77KではRTと比べて小さいことがわかった。また、破面全体でRTではあまり見られなかった小さいハックル状の様相が多数観察された。さらに、高倍の観察では表面に樹脂が付着しているのが確認でき、樹脂が起点で破壊が生じたことが示唆された。

77Kでの高き裂伝ば速度域の疲労破壊後の破面(図7(a-2))は、静的破壊の破面(図7(a-1))と比べて全体的に起伏は小さかった。破面において樹脂破壊の割合は界面破壊より若干大きく、界面破壊の割合が大きかったRT大気中の結果(図7(b-2))と大きく異なった。樹脂破壊領域では、静的破壊に類似した大きく深いハックルがみられた領域と、これが見られなかった領域の2種類に分類できた。大きなマイクロクラック

Fig.7 Scanning electron micrographs of mode II fracture surface of Altex/Epoxy H.

クは間隔が約10 μ mで静的破壊 (図7(a-1)) と類似した形状であり, RTの疲労破壊のような先端が鈍角なハックルはほとんど観察されなかった. 大きなマイクロクラックがみられない領域では, 樹脂が脆性的に細かく割れており, 塑性変形した様子は観察されなかった.

下限界近傍 (図7(a-3)) の破面は, 高き裂伝ば速度域の破面 (図7(a-2)) と類似しており, 大きいマイクロクラック領域と樹脂が細かく割れた領域が見られた. 樹脂破壊の占める割合が界面破壊より大きく, ほほ界面破壊であったRTの下限界近傍 (図7(b-3)) とは大きく異なった. 疲労破面に伝ば速度依存性が認められなかったことは, 図6の結果とも良く対応する.

3.4 温度による破壊機構の変化 疲労き裂伝ばの応力比依存性は, 図5, 6から明らかなように, RTと77Kで著しく異なった. すなわち, 破壊機構はRTでは ΔK 支配に近いのに対し, 77Kではほぼ K_{max} 支配であった. その微視的な機構は不明であるが, 本材料では, RTの低伝ば速度領域では界面破壊が主体であった⁹⁾. RTで同じ ΔK 支配を示すCF/エポキシ積層板では, 一般に破面は樹脂過多で凹凸が少なく, 樹脂の繰り返しせん断破壊が主な機構と考えられている¹¹⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾. 一方, 77Kでは低伝ば速度領域でも破面にハックルが認められ, 微視的には引張応力による破壊が主な機構と考えられた.

脆性的なエポキシ樹脂について, 実験的な事実から, 引張破壊は最大主応力支配に近い破壊となり, 圧縮破壊ではVon

Mises則に従うとする図8のような破壊のクライテリオンが提案されている¹⁸⁾. ここでは問題を単純化し, 平面応力状態の2次元問題を考える. 脆性的なエポキシの破断曲線 (降伏曲線) は, 2本の直線と楕円の一部で表される. 図中, 細線がRTでの破断曲線 (降伏曲線) を模式的に示す. 低温になると, 引張破壊応力が増大し, 直線は高応力側へシフトする. 同様に, Von Mises則の条件 (降伏応力) も増大, 楕円も絶対値の高い側へシフトする. ここで, 疲労荷重下での引張破壊応力と降伏応力の温度依存性が異なる (降伏応力の増大が引張破壊応力の増大より大きい) と仮定すると, 前述の本実験で, RTと77Kで疲労破壊機構が大きく異なったことが理解される. すなわち, 破壊条件がRTでは純せん断試験で降伏・塑性変形により疲労破壊した材料でも, 77Kでは純せん断試験でも脆性的な引張破壊型となる.

また, 熱残留応力の影響によって, 77KではRTより高い引張の残留応力が繊維の周方向に生じる. このため, 樹脂が壊れやすくなり, 破面全体で小さなマイクロクラックが多数みられたとも考えられる. さらに, 界面では半径方向に圧縮の熱残留応力が生じるため, 界面破壊が支配的であったRTとは異なり, 樹脂破壊が顕著に起こったと考えられる.

著者らは, これまでRTで種々の樹脂をマトリックスとするCFRPおよびAltex/Epoxy Hについて, 疲労き裂伝ばの応力比依存性と破壊機構について検討してきた^{8)(11)(14)~(17)}. 樹脂のじん性が低い場合, モードIでは一般に $\gamma=0.6\sim0.9$ となるが,

Fig.8 Schematic drawing of failure criterion of epoxy resin at 77K and RT.

この場合、疲労き裂伝ばの下限界値の破壊じん性値（伝ば時）に対する比は K で表して0.6~0.8であり、かつ γ に比例していた。本研究の場合、 $\gamma=0.9$ と高い値になったが、対応する下限界値は $G_{Icmax}=400\text{J/m}^2$ 、伝ば時の破壊じん性値（ $G_{Ic}=1.4\text{kJ/m}^2$ ）となり、 K で表した下限界値の破壊じん性値に対する比は0.5となり、従来の結果とは異なる。モードⅡの場合、ハックルの元となるマイクロクラックの発生は脆性的であっても、せん断荷重による連結の過程で何らかのせん断破壊が寄与する。このことが、上述の違いに関連しているのではないかと考えられる。

Altex/Epoxy Hのマトリックスであるエポキシ樹脂の低温での特性は不明である。ここで、静的破壊でも上述の疲労破壊と同様に引張破壊応力が増大すると考えると、破壊じん性試験においてき裂先端のハックル形成の初期段階である微視的な引張破壊型のマイクロクラック形成に関連すると考えられる初期値が、低温で高くなったことも類推できる。ただし、伝ば時に靱性値があまり増大しなかったことは、単純には説明できない。モードⅡの静的なき裂伝ばは、引張破壊型のハックル形成、その塑性変形によるエネルギー吸収、最終的なせん断破壊によるハックルの連結等が関係するが、破面観察から明らかなように、ハックルの塑性変形量は低温で明らかに減少しており、低温での降伏応力の増大が単純にじん性向上に結び付かなかった可能性が考えられる。詳細は今後の検討が必要である。

4. 結 言

Altex/Epoxy Hについて、77K（液体窒素中）でのモードⅡ静的・疲労層間は離き裂伝ば挙動を調べた。これまで明らかになっているRT（室温大気中）での挙動と比較し、破壊機構について検討を行った。その結果、以下のことが明らかになった。

- (1) 77Kでの破壊じん性値は、RTの結果と比較して伝ば初期の値 $G_{Ic}(NL)$ で1.8倍、伝ば時の値 $G_{Ic}(P_{max})$ で1.2倍と

高くなった。

- (2) 液体窒素中において、FRPのモードⅡ疲労き裂伝ば試験を行い、その挙動をはじめて明らかにした。その結果、べき乗則の関係が成立したが、下限界近傍に相当する非常に大きなべき指数が得られた。下限界値は、応力比0.1ではRTより大きく上昇したが、応力比0.5ではほとんど上昇せず、応力比によって違いがみられた。
- (3) 応力比依存性解析の結果、き裂伝ば挙動は試験したすべてのき裂伝ば速度領域でほぼ最大荷重支配型の破壊となり、繰返し荷重の寄与の大きいRTとは大きく異なる結果となった。
- (4) 77Kでの試験後の破面では、樹脂の塑性変形量が小さく、樹脂の脆性的な破壊が顕著であった。疲労破壊では、樹脂の破壊が主であり、界面破壊が顕著にみられたRTとは大きく異なった。
- (5) 疲労破壊の破面にき裂伝ば速度依存性がなく、破面観察結果と応力比依存性解析の結果と一致した。

本研究を遂行するにあたり、文部省科学研究費補助金、基盤研究(C)（一般）（課題番号10650085）および特別研究員奨励費（学術振興会特別研究員(DC)）（課題番号00093003）の補助を得た。また、本研究を遂行するにあたり、京都大学工学部技官中川勇氏に多大な協力をいただいた。ここに、感謝の意を表する。

文 献

- (1) 原川正司・安部康明, 日本複合材料学会誌, 17, (1991), 52-57.
- (2) 竹野正志・西嶋茂宏・岡田東一・藤岡耕治・倉岡泰郎, 低温工学, 21-3, (1986), 182-187.
- (3) 安田純・岩崎康彦・西嶋茂宏, 低温工学, 26-2, (1986), 108-119.
- (4) 青山博・服部敏雄・岩佐正明・根本武夫・園部正・滝沢照広・渡邊洋之・福士慶滋・一ノ瀬道幸・寺井元昭, 日本機械学会論文集, 62-598, A (1996), 1519-1526.
- (5) 川田宏之・柳瀬康人・川又昭夫・清水敏夫・山下和久・浅野清, 材料, 48-3, (1999), 282-288.
- (6) 川田宏之・宮尾幸三・小山充彦・中尾裕行・浅野清, 第25回記念FRPシンポジウム講演集, (1996), 209-210.
- (7) 前田利雄・桜井昭男, 第26回FRPシンポジウム講演集, (1997), 263-264.
- (8) 北條正樹・松田聡・落合庄治郎・森谷潔・青山博, 材料, 48-12, (1999), 1400-1407.
- (9) D. Hull, "複合材料入門", (1984), 79, 培風館.
- (10) 田中啓介・田中拓・辻辰哉・山岸謙二郎, 日本機械学会論文集, 61-583, A (1995), 523-529.
- (11) 北條正樹・松田聡・樋口太郎・落合庄治郎, 材料, 46-4, (1997), 366-373.
- (12) Sih, G.C., Paris, P.C. and Irwin, G.R., *International Journal of Fracture Mechanics*, 1, (1965), 189-203.
- (13) 北條正樹・松田聡・町田修一・河田貴由・落合庄治郎, 投稿準備中.
- (14) Hojo, M., Tanaka, K., Gustafson, C-G. and Hayashi, R., *Composites Science and Technology*, 29, (1987), 273-292.
- (15) Hojo, M., Ochiai, S., Gustafson, C-G. and Tanaka, K., *Engineering Fracture Mechanics*, 49, (1994), 35-47.
- (16) 松田聡・北條正樹・落合庄治郎, 日本機械学会論文集, 63-605, A (1997), 39-45.
- (17) 松田聡・北條正樹・落合庄治郎・樋口太郎, 強化プラスチック, 42-2, (1996), 49-53.
- (18) Kawabata, S., *Proc. Fourth International Conference on Composite Material*, Vol.1, (1982), 161-168.