AE 法による炭素繊維強化薄肉円管材の損傷メカニズムの解明[†]

田 中 行 平* 金 川 靖**
村 上 澄 男** 川 崎 敦 司***

Study on Damage Mechanism in Laminate Tube of CFRP by AE Technique

by

Kohhei TANAKA*, Yasushi KANAGAWA**, Sumio MURAKAMI**
and Atsushi KAWASAKI***

The internal damage evolution of thin tubular specimens of CFRP was studied by means of AE (acoustic emission) measurement. The AE signals were detected first in the quasi static tests on the CFRP tubular specimens of 0° , 90° and $\pm 45^\circ$ fiber orientations, and three damage modes induced in the tests, i. e., matrix crack, delamination and fiber breakage were identified by the frequency analysis of AE signals. Then, the fatigue tests on the specimens of $\pm 45^\circ$ were performed under the particular stress ratios $R = 0$ and $R = -0.25$ by detecting the AE signals for the whole process of fatigue. By use of the results of the quasi static tests, the behavior of damage development in every stage of fatigue was analyzed from the frequency analysis of AE signals. The AE signal related with matrix crack was observed in the middle of the fatigue process, and the AE signal due to fiber breakage was observed in the later stage of the fatigue. The AE signal due to delamination was mainly observed in the later period of the fatigue under stress ratio $R = -0.25$. The damage state in some stages of fatigue was also observed by a scanning acoustic microscope by interrupting the fatigue test, and the validity of the identification of damage modes by the frequency analysis was confirmed by comparing the results of AE analysis with those of the internal observation. These results agreed also with the results of other measurement of the macroscopic variation of elastic modulus, as well as with those of damage observation on the sliced section of the specimens.

Key words: CFRP, Acoustic emission, Damage process, Matrix crack, Delamination, Frequency analysis, Fatigue

1 緒 言

高分子系複合材料では繰返し荷重による疲労に伴い、マトリックスき裂、層間はく離、繊維破断などの損傷が発生する。^{1), 2)} 損傷同士の相互作用や材料の個体差によって、異なる損傷挙動を取るものもあり、内部損傷の発生箇所と発生時期を特定することは困難である。複雑な損傷挙動を理解するためには、使用環境下で材料内部の微視的損傷挙動を検出する手法が必要であり、そのため内部損傷の識別法として非破壊計測法の導入が試みられている。CFRP に関して、Fuwa ら³⁾ は繰返し試験など種々の荷重下における基本的な AE 挙動の研究を行い、鈴木、中西ら⁴⁾ は、周波数解析を用いて準静的試験での損傷因子の同定を試みている。駒井、箕島らは、準静的引張試験の AE 計測と超音波顕微鏡の観察を併用し、⁵⁾ また、衝撃を加えた試験片に対して超音波顕微鏡によるきめ細かい層間はく離の観察を行っている。⁶⁾ 木田、鈴木ら⁷⁾ は繊維含有率による損傷因子の影響について検討している。しかしながら、疲労過程における損傷の AE 法による検討例は少ない。

複雑な損傷メカニズムを評価するためには、内部の損傷モード、剛性の変化、AE 挙動などと複数のパラメータが考えられるが、内部損傷観察では対象物を切断する必要があり、剛性の変化を測定するには何らかの別途試

験が必要である。したがって、本研究では AE 計測法を用いた。初めに、損傷モードに対応する周波数帯を特定するため、準静的引張試験において特徴的な損傷モードを示す種々の試験片を用いて、AE イベントの周波数解析を行った。次いで、応力比 $R = 0$ と $R = -0.25$ の2種類の負荷条件下で、エッジ効果のない円管試験片の疲労試験における AE 計測を行い、準静的試験で得られた結果から疲労損傷の進展メカニズムを明らかにした。

2 実験および観察方法

2.1 試験片および試験条件

Fig. 1. Supporting condition of specimen.

[†] 原稿受理 平成 8 年 7 月 16 日 Received July 16, 1996

* 名古屋大学大学院 〒464-01 名古屋市中千種区不老町, Graduate Student, Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-01

** 正 会 員 名古屋大学工学部機械工学科 〒464-01 名古屋市中千種区不老町, Dept. of Mech. Eng., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-01

*** 三菱電機(株)稲沢製作所 〒492 稲沢市菱町, Mitsubishi Electric Co., Hishi-machi, Inazawa, 492

供試材に、プリプレグ東レ P3052 (炭素繊維T300, 汎用エポキシ#2500, 厚さ 0.125mm, 繊維体積含有率 59%) で巻かれた, 内径 15mm, 外径 17mm, 標点間距離 40mm, 繊維配向角が 0° , 90° の1方向積層と, $\pm 45^\circ$ の斜向対称積層の薄肉円管試験片を用いた. Fig. 1 に試験片の保持状態を示す. 炭素繊維とプリプレグの引張強度はそれぞれ 3 528MPa, 1 911MPa, 積層材の引張強度は 0° 単層材, 90° 単層材, $\pm 45^\circ$ 積層材がそれぞれ 1 878 MPa, 52 MPa, 244 MPa である.

準静的引張試験と疲労試験の応力速度をそれぞれ 5MPa/sec, 100MPa/sec とし, 疲労試験を 2 種類の負荷条件 (応力比 $R=0$ と $R=-0.25$) に対して, 応力振幅一定 ($\sigma_a=62.5$ MPa) の三角波形によって行った.

2・2 AE 計測システムおよび超音波顕微鏡

AE システムは, プリアンプ (MODEL5100), AE 信号処理装置 (MODEL5880A), および EPSON 社製 PC-286VS を改良した AE 信号解析装置 (MODEL5800A) から構成され, 波形収録システムは, 波形収録装置 (オートニクス社製, APC510) および制御コンピュータ (NEC 社製, PC-9801BA2) から構成される. 円管試験片のテーパ部分を削った平面部分に 2ヶ所 (センサ間隔 60 mm) に広帯域型センサー (NAIS B-2302N, 周波数特性 100~1 600kHz) を固定し, 総利得を 70dB, しきい値をノイズレベルの約5倍の 160mV (メインアンプ出力電圧) で計測した. FFT による波形データの周波数解析 (sampling rate $0.1 \mu\text{sec}$) では, AE 信号の最大パワースペクトルを持つ周波数成分のヒストグラムを求めた.

超音波顕微鏡は, 反射型・機械走査型のオリンパス製 UH-3 を用い, ゲート幅 250ns で, 周波数 30MHz のパルス波モード音響レンズ (音響レンズの開口角 50°) を使用した. ここで, 超音波走査と同期させて円管試験片を回転させ, 円管試験片内部の円周方向展開画像を得た.

2・3 内部断面観察法

円管試験片軸に垂直方向に, 厚さ 3mm 間隔で薄片 8 枚を切断し, 金属顕微鏡を用いてすべての薄片のマトリックスき裂と層間はく離の位置・大きさ・数を測定した. 各き裂の層厚さ方向の長さ l を層厚さ $l_0=0.125$ mm に対して, $Na=\{0 < l/l_0 < 0.5\}$, $Nb=\{0.5 < l/l_0 < 1\}$, $Nc=\{l/l_0=1\}$ となる 3 つの群に分類し, マトリックスき裂密度 D_{MTC} を以下のように定義する.

$$D_{MTC} = (Na \times 0.25 + Nb \times 0.75 + Nc \times 1) \times l_0 / A \quad (1)$$

ここで, A は薄片 8 枚分の総断面積である. また, 層間はく離の各長さ l_{DEL} に薄片の厚さ 3mm を掛けたものを層間はく離面積 A_{DEL} とし, 全層間面積 A_{INT} で, 層間はく離面積と層間はく離密度 D_{DEL} をそれぞれ以下のように定義する.

$$A_{DEL} = l_{DEL} \times 3, D_{DEL} = A_{DEL} / A_{INT} \quad (2)$$

3 準静的引張試験における損傷

CFRP の疲労損傷過程を AE 法を用いて解明するためには, 各損傷モードによって発生する AE 信号の同定が必要である. ここでは, 単純な積層構成であり, しかも

その損傷モードが明らかである一方向強化材について準静的引張破壊試験を行い, 周波数スペクトルなどの AE パラメータと損傷との対応を検討する. さらに, 疲労試験で用いる $\pm 45^\circ$ 積層材についても引張試験を行い, 単層材における AE 挙動との比較を行う.

Fig. 2 に, 単軸引張試験の応力-ひずみ曲線を示す. $\pm 45^\circ$ 積層材は, 破断ひずみが約 6.5% と単層材に比べて大きく, 著しい非弾性変形挙動が観察される. これに対して, 0° , 90° 単層材は破断ひずみが小さく線形的である. ここで単層材の破断応力をみると, 90° 材では 52MPa と小さく, 0° 材では 1 878MPa と極めて大きい. 両者の違いは損傷モードが異なるため, それを表す破断部分の観察結果を Fig. 3 に示す. Fig. 3 (a) の 0° 材では, 多数の繊維が破断しているのが観察されるのに対し, Fig. 3 (b) の 90° 材ではマトリックス部分で試験片が破断しており, 繊維破断はまったく生じていない. そのため, 0° , 90° 単層材を用いることによって, 繊維破断とマト

Fig. 2. Stress-strain relation under monotonic tensile loading.

Fig. 3. Macroscopic appearance of fractured specimens.

Fig. 4. Change of AE signals under tensile loading.

Fig. 5. Relation between elastic moduli and stress under tensile loading.

Fig. 6. Relation between AE frequency and event count under tensile loading.

リックスき裂の2つの損傷モードを評価することができる。Fig. 3 (c) の $\pm 45^\circ$ 積層材では、繊維破断と、広い範囲にわたる層間はく離が発生しており、以下で単層材の結果と比較して層間はく離のAE周波数帯を抽出した。

損傷の力学的効果を調べるため、準静的引張試験における $\pm 45^\circ$ 材のAE信号と軸方向の縦弾性係数の変化を測定し、巨視的な材料特性の変化と損傷進展とを対応付

けた。Fig. 4 は、応力値とAE発生率の時間変化で、応力値が135MPaを越えたところでAE発生率が急激に増大している。このAE発生率が急増するときの応力をAEに対する初期損傷応力と定義する。また、同じ試験片における縦弾性係数の変化をFig. 5に示す。非損傷材料における初期縦弾性係数 E_0 は14.5GPaで、初期損傷応力135MPa以下の負荷ではほとんど変化しない。初期損傷応力を越える応力を加えたとき、つまりAEが生じてから弾性係数は減少を始め、破断直前には E_0 の約66%まで急減する。このように変形過程に伴うAE信号の発生と材料の縦弾性係数の変化には密接な関連性があり、AE信号の発生を損傷の発達と考えることができる。また、疲労試験では弾性率が E_0 の約30%まで低下することがある。Boniface 等⁸⁾によれば、準静的試験では積層板における不安定なき裂の成長が試験片を破壊し、疲労試験では比較的安定したき裂の成長が観察されており、このため準静的試験の弾性率の低下率が低いものと考えられる。

次に、準静的引張破壊試験で発生したAE信号のパワースペクトル分布を求め、損傷モードとの関連を検討した。ここで、個々のAE信号のパワースペクトルの分布には幅があるため、AEパラメータとして最大のパワースペクトルをもつ周波数成分を調べ、各試験片のヒストグラムをFig. 6に示す。 0° 単層材の分布は500kHz付近の高周波数に偏り、 90° 単層材では、約100kHzを中心とした成分のみが観察される。この違いはFig. 3で述べた損傷モードの違いに起因しており、 0° 材の結果から繊維破断に伴う信号は約500kHz付近の高周波数であり、 90° 単層材の結果からマトリックスき裂によるものが100kHzを中心とした低周波数に対応することが結論できる。Fig. 6の $\pm 45^\circ$ 積層材の結果は広い周波数分布を示し、単層材の結果を考慮すると、200~400kHz付近の信号は $\pm 45^\circ$ 材にのみ顕著にみられる周波数成分であることから、先に述べた層間はく離あるいは層間での摩擦による信号であると考えられる。

4 繰返し疲労試験における損傷

ここでは、損傷に及ぼす繰返し引張負荷の影響を評価するために、金属顕微鏡による断面観察と超音波顕微鏡による内部観察を行い、さらに軸方向の縦弾性係数の変化とAE信号を測定した。試験片はすべて $\pm 45^\circ$ 積層材

Fig. 7. Internal damage under cyclic loading.

Fig. 8. Distribution of matrix crack density ($N/N_f = 0.96$).

Fig. 9. Relation between elastic modulus and damage density under cyclic loading.

Fig. 10. Scanning acoustic microscope image ($N/N_f = 0.9$).

で、 $R=0$ と $R=-0.25$ の2通りの応力を負荷した。

はじめに、CFRP における代表的な損傷モードであるマトリックスき裂と層間はく離に着目して疲労過程における内部損傷を定量的に測定し、さらに、縦弾性係数に与える損傷の影響についても検討した。Fig. 7 は金属顕微鏡による写真の1例で、マトリックスき裂と層間のはく離が観察される。内部損傷の観察では、損傷の発生箇所を半径方向、円周方向、紙面に垂直な軸方向に分類している。

応力比 $R=0$ 、寿命比 $N/N_f = 0.96$ における試験片の最内層を除いた半径方向と円周方向のマトリックスき裂密度の分布（軸方向8枚の平均値）を Fig. 8 に示す。マトリックスき裂密度は半径方向には比較的均一で、この傾向は寿命比と応力比に関係なく認められた。また、マトリックスき裂密度と層間はく離密度の円周方向と軸方向の分布はばらつきが大きく、CFRP の損傷発生箇所が局

Fig. 11. Change of AE signals under cyclic loading.

Fig. 12. Relation between AE frequency and event count under cyclic loading.

所的であることがわかる。本研究ではエッジ効果のない円管試験片を用いており、曲率によって層厚さ方向に垂直応力が作用し、円管の内側と外側で損傷状態が変わる可能性があるが、Fig. 8 の観察結果は、曲率の損傷への影響が少ないことを示している。ここで、マトリックスき裂密度の高い領域と層間はく離密度の高い領域が一致しており、それぞれの損傷が相互に影響を及ぼしあっていることを示している。

次に、準静的引張試験と同様に、 $\pm 45^\circ$ 材の縦弾性係数と AE 信号の変化を測定し、繰返し疲労試験における損傷進展に伴う巨視的な材料特性の変化と AE 信号との関連について検討した。Fig. 9 は、寿命比に対するマトリックスき裂密度、層間はく離密度、縦弾性係数の代表値の変化である。ここで、初期弾性率 E_0 は平均値を用いている。まず内部損傷の変化をみると、層間はく離密度は応力比 $R=0$ と $R=-0.25$ の両方で、寿命の約 8 割から急激に増加している。これに対し、マトリックスき裂密度は応力比 $R=0$ の場合に寿命の約 4 割から増加し、応力比 $R=-0.25$ の場合には寿命の約 6 割から増加している。縦弾性係数は、応力比 $R=0$ の場合に寿命の約 4 割からゆるやかに低下し、応力比 $R=-0.25$ の場合には寿

命の約 8 割から急激に減少している。前節で示した縦弾性係数の低下と損傷発生との相関関係と同様に、ここではマトリックスき裂密度の増加とゆるやかな縦弾性係数の低下とが対応している。ここで、応力比 $R=0$ と $R=-0.25$ で破断時の損傷密度が同程度であることから、層間はく離などの損傷密度が一定量を越えると材料が破壊すると思われる。層間はく離と繊維破断の縦弾性係数に対する影響に関しては、周波数解析の結果と比較して後で述べる。

層間はく離の変化を超音波顕微鏡により観察した結果、応力比 $R=-0.25$ の疲労試験において、寿命の約 6 割まで顕著な層間はく離はみられず、AE 信号が増加し始める寿命の 7 割で小さな層間はく離がいくつか観察された。寿命比 $N/N_f=0.9$ における中間層の超音波顕微鏡画像を Fig. 10 に示す。内部損傷観察で層間はく離が増加し始めた時期に対応しており、 -45° 方向にのびる比較的大きな層間はく離と繊維のゆがみが観察される。他の層間でもすべての層間はく離が繊維方向に沿って成長している。また、応力比 $R=0$ の場合、寿命比 $N/N_f=0.95$ でも大きな層間はく離はみられず、中・小の層間はく離が全体的に多数観察された。Herakovich 等⁹⁾によれば、引張-圧縮

疲労試験において、引張荷重は損傷を発生・進展させ、圧縮荷重は損傷の進展速度を加速させる働きをします。そのため、圧縮荷重の作用する疲労試験では、損傷が急激な不安定成長を起こし、 $R = -0.25$ の層間はく離の分布がより局所的であると考えられる。

Fig. 11 は AE 発生率の寿命比に対する変化で、応力比 $R = 0$ の場合は寿命の約 7 割から、応力比 $R = -0.25$ の場合には寿命の約 2 割から AE イベントの発生が測定された。この $N/N_f = 0.2 \sim 0.6$ の AE 信号は応力比 $R = -0.25$ 特有のもので、低い応力レベル $0 \sim 50 \text{ MPa}$ で発生している。一般に繰返し荷重の場合、平均荷重あるいは応力の反転する付近で発生する AE はき裂の開閉によるものが多い。¹⁰⁾ また、ここでの AE 信号は同一箇所で一サイクルごとに発生しており、後で述べる周波数解析で、 $100 \sim 200 \text{ kHz}$ の周波数帯となるため、応力の反転に伴うマトリックスき裂の開閉によるものであると考えられる。この $R = -0.25$ の持つ AE エネルギーは極めて小さく、 $\pm 45^\circ$ 材の準静的引張試験における最大 AE エネルギーの約千分の一程度である。先に定義した準静的試験の初期損傷応力における AE 信号の持つエネルギーは $44 \text{ mV}^2/\text{sec}$ である。 $R = -0.25$ において、これに対応するエネルギーが検出されるのは寿命比 $N/N_f = 0.8$ のときで、これは Fig. 9 のマトリックスき裂密度の増加する時期に相当する。このように、初期損傷応力を AE 法によって規定するためには、負荷応力によって AE 計測条件を調整する必要がある。

疲労過程における損傷モードは、AE 信号の挙動だけでは明らかにできない。ここではさらに、前節の準静的破壊試験結果から、周波数スペクトルによる疲労過程の AE 発生源の同定を試みた。発生した個々の AE の最大パワースペクトルを持つ周波数のヒストグラムを Fig. 12 に示す。Fig. 12 (a), (b) は、それぞれ応力比 $R = 0$ における寿命比 $N/N_f = 0.86, 0.99$ の図で、Fig. 22 (c), (d), (e), (f) は、応力比 $R = -0.25$ における寿命比 $N/N_f = 0.70, 0.88, 0.94, 0.99$ の結果である。Fig. 22 (a) の $100 \sim 200 \text{ kHz}$ 付近の低周波数の信号は、 90° 材の準静的破壊試験の破断の瞬間に多くみられたことからマトリックスき裂に相当すると推測した。この疲労試験でも初めにこの周波数帯の信号が検出されており、マトリックスき裂密度が最初の損傷モードであるとした Fig. 9(a) の考察からもこの推測は妥当であろう。 500 kHz 付近の信号は、 0° 材の引張破断過程で多く発生していたことから、繊維破断と推測した。疲労試験でも Fig. 12(b) のように破断の直前の $N/N_f = 0.99$ 以後に発生しており、試験片の最終破壊モードが繊維破断を伴う引張破断であることと対応している。

応力比 $R = -0.25$ における寿命比 $N/N_f = 0.2 \sim 0.6$ に発生する信号の周波数帯はすべて $100 \sim 200 \text{ kHz}$ で、Fig. 12(c) では $N/N_f = 0.7$ と比較的早い時期から $100 \sim 200 \text{ kHz}$ と同時に $420 \sim 460 \text{ kHz}$ の信号が検出されている。その後、Fig. 12(d)~(f) のように $100 \sim 200 \text{ kHz}$ の信号は試験片の破壊まで常に発生しているのに対し、 420

$\sim 460 \text{ kHz}$ の信号の発生は散発的で、計測されないことも多い。この周波数 $420 \sim 460 \text{ kHz}$ にみられる AE イベントは繊維破断と層間はく離の境界領域にあり、微視的な観点からその帰属を証明することは難しい。しかし、応力比 $R = 0$ のときに比べ少ないが、 $R = -0.25$ でも圧縮変形に伴う繊維破断が発生しており、その損傷に対応する 460 kHz 以上の信号が検出されていない点と、初めに $420 \sim 460 \text{ kHz}$ 帯の信号が検出される寿命比 $N/N_f = 0.7$ のとき、Fig. 9(b) の内部損傷観察で層間はく離が観察されていない点から、周波数 $420 \sim 460 \text{ kHz}$ は圧縮変形に伴う繊維破断に対応すると推測される。その場合、周波数解析結果より $R = -0.25$ で繊維破断に対応する信号は $N/N_f = 0.7 \sim 0.95$ まで不連続に発生し、 $N/N_f = 0.95$ 以後に多発している。Fig. 9 (a) の縦弾性係数の変化と比較すると、繊維破断の多発する時期に、層間はく離が増加して、剛性が急減している。一方、 $N/N_f = 0.7 \sim 0.95$ の散発的な繊維破断は剛性に影響を与えていない。繊維破断の発生量が少ない応力比 $R = 0$ で縦弾性係数の低下量が少ないことも考慮すると、繊維破断の多発は剛性の低下に影響が大きいことがわかる。これに対して、層間はく離の増加は試験片の破壊する時期を決めることになる。 $N/N_f = 0.99$ の Fig. 12 (f) ではさらに $200 \sim 400 \text{ kHz}$ 前半までの信号が検出された。この周波数帯は $\pm 45^\circ$ 材の引張破断過程で唯一顕著にみられたもので、層間はく離あるいは層間の摩擦によると推測した。これらの信号は、寿命比 $N/N_f = 0.9$ 以降から多く発生しており、先の内部損傷観察結果と比較して、層間に起因していると判断され、最終破壊が圧縮負荷時に生ずることと対応している。一方、この周波数帯は応力比 $R = 0$ では、Fig. 12 (b) のように $N/N_f = 0.9$ 以後にときおり検出されるものの、応力比 $R = -0.25$ に比べてその数は少なく、検出されないこともある。破断した試験片のはく離面を観察すると、 $R = 0$ では比較的平坦なのに対し、 $R = -0.25$ では微小な凹凸が生じていることが確認されている。応力比により、 $200 \sim 400 \text{ kHz}$ の信号の発生挙動が異なるのは、圧縮応力の有無に伴う層間はく離の発達過程の違いに起因するものと推測される。

5 結 言

炭素繊維強化複合材料の損傷挙動を調べるため、応力比 $R = 0$ と $R = -0.25$ の 2 種類の負荷条件の疲労試験で薄肉円管試験片の AE 計測とその周波数解析、縦弾性係数の測定、内部損傷観察の定量的な評価を行い、以下の知見を得た。

(1) 準静的引張負荷に伴い AE イベントが急増するときの応力を初期損傷応力と定義すると、 $\pm 45^\circ$ 材では、初期損傷応力以下の負荷で縦弾性係数は変化せず、初期損傷応力を越える負荷に対して剛性は低下する。また、AE 信号の発生と剛性の低下には密接な関連があり、AE 信号の発生を損傷の発達と考えることができる。

(2) 準静的引張破壊試験での AE 信号の周波数スペクトル解析を行った結果、複合材料の主要な損傷モードであるマトリックスき裂、繊維破断、層間はく離に対応

する周波数成分が, それぞれ 100~200kHz の低周波数成分, 500kHz 付近の成分, 200~400kHz 付近の成分に相当すると考えられる. ここで, 400~450kHz の周波数帯は層間はく離と繊維破断の境界領域であり, この周波数帯に対応する損傷モードを同定することは難しい.

(3) 準静的引張試験で周波数解析により各損傷モードの同定を行い, その結果を繰返し疲労試験に適応させて, 各損傷の発生時期を評価した. さらに, 疲労試験における内部損傷観察と超音波顕微鏡観察結果とを比較して, 準静的試験における周波数解析に対する考察の妥当性を確かめた.

(4) 内部損傷観察と縦弾性係数の低下を比較した結果, マトリックスき裂密度の増加が縦弾性係数のゆるやかな低下に, 繊維破断の多発が縦弾性係数の急減に対応し, 損傷密度が一定値を越えると材料が破壊することがわかった. また, 疲労過程で発生する AE 信号のエネルギーは準静的試験と比べて小さいため, 疲労損傷の発達を調べるときには計測条件の調整が必要である.

参 考 文 献

- 1) K. L. Reifsnider, K. Schulte and J. C. Duke, ASTM STP 813, 136 (1983).
- 2) I. M. Daniel and A. Charewicz, Engineering Fracture Mechanics, **25**, 793 (1986).
- 3) M. Fuwa and B. Harris, J. Physics.D, **8**, 1460 (1975).
- 4) 鈴木 恵, 中西 博, 日本機械学会論文集, **86**, 1459 (1987).
- 5) 駒井謙治郎, 箕島弘二, 日本機械学会論文集, **91**, 54 (1992).
- 6) 駒井謙治郎, 箕島弘二, 日本機械学会論文集, **94**, 27 (1994).
- 7) 木田外明, 鈴木 恵, 日本機械学会論文集, **94**, 33 (1995).
- 8) L. Boniface, P. A. Smith, S. L. Ogilby and M. G. Bader, Proceedings of ICCM6 and ECCM2, **3**, 156 (1987).
- 9) C. T. Herakovich and Y. M. Tarnopol'skii, HANDBOOK OF COMPOSITES, **2**, 254 (1989).
- 10) 関根英樹, 鈴木 寛, 根村雅晴, 日本複合材料学会誌, **13-2**, 72 (1987).