

単繊維モデルコンポジットを用いた炭素繊維の軸方向圧縮弾性率測定*

鄭 泰 根** 上 田 政 人*** 平 賀 淳 人***

Measurement of a Longitudinal Compressive Modulus of Carbon Fiber Using a Single-Fiber Model Composite by

Tae-Kun JEONG, Masahito UEDA and Atsuhito HIRAGA

(Department of Mechanical Engineering, College of Science and Technology, Nihon University, Tokyo)

A longitudinal compressive modulus of carbon fiber was measured using a single fiber model composite. A single fiber was straightly embedded in an epoxy matrix, and its compression test was performed by means of four point bending test. Young's modulus of the epoxy matrix was reduced intentionally by changing the mixture ratio of epoxy resin/hardener to develop fiber micro-buckling. Two polyacrylonitrile carbon fibers with different longitudinal tensile modulus were provided for the experiment. An E-glass fiber with almost same diameter as the carbon fibers was used as a reference material. The micro-buckling wavelengths of the carbon fibers embedded in the epoxy resin were measured during the compression tests, from which the longitudinal compressive moduli were calculated. Estimated compressive moduli of the carbon fibers were found to be almost the same to each longitudinal tensile modulus.

(Received October 14, 2014)

キー・ワード：炭素繊維，圧縮弾性率，座屈，モデルコンポジット

Key Words : Carbon Fiber, Compressive Modulus, Buckling, Model Composite

1 緒 言

炭素繊維強化プラスチック（CFRP）の力学特性の向上のために，強化材である炭素繊維の高剛性化，高強度化が進められている．炭素繊維は直径数マイクロメートル程度の極細線であるため，その力学特性は試験が容易な CFRP に置き換えて評価されることが多い．一方で，炭素繊維や樹脂，界面の力学特性を直接評価しておき，それらの特性から CFRP の力学特性を数値シミュレーションにより予測して，その結果に基づいて材料開発を進めていくというアプローチが，CFRP の更なる高性能化のために重要になってきている^{1)~5)}．炭素繊維の取り扱いにはある程度の熟練が必要ではあるが，軸方向引張試験は比較的容易であり，JIS などで単繊維引張試験として規格化されている．一方で，炭素繊維の軸方向圧縮特性を直接的に評価する方法としては，ループ試験，リコイル試験，直接圧縮試験，単繊維を樹脂埋めしたモデルコンポジット（単繊維モデルコンポジット）試験などがあるが⁶⁾，いずれの手法も試験の技術的な難しさや制約，装置のコストなどの理由から，一般的な評価法にはなっていない．但し，

これらの軸方向圧縮特性の評価結果から，特に軸方向圧縮弾性率に関しては次のような報告がなされている．

Oya らは⁷⁾，炭素繊維の直接圧縮試験を実施して，臨界座屈荷重から圧縮弾性率を予測した．これより，ポリアクリロニトリル（PAN）系炭素繊維の圧縮弾性率は引張弾性率と比較して～50%程度であると報告している．Loidl らは⁸⁾，ループ試験において X 線回折法を利用し，PAN 系炭素繊維の圧縮弾性率は引張弾性率と比較して30～70%程度であると報告している．曲げ変形に伴う炭素繊維の圧縮領域内部においてグラフィシート方位の不一致の程度が増大したことから，ナノサイズのグラフィイト結晶の座屈が，低い圧縮弾性率となる原因であると結論付けている．Tanaka らは⁹⁾，単繊維モデルコンポジットの圧縮試験においてラマン分光法を利用し，炭素繊維の圧縮応力－圧縮ひずみ関係を取得した．これより，炭素繊維の圧縮弾性率は，低ひずみ領域では引張弾性率と同等であるが，ひずみの増大と共に低下していくことが示されている．著者らは¹⁰⁾，電子顕微鏡内で炭素繊維の直接圧縮試験を実施して圧縮応力－圧縮ひずみ線図を取得し，圧縮ひずみの増大に伴い圧縮弾性率が低下していくことを示した．

炭素繊維の直接試験による軸方向圧縮弾性率の測定

* 原稿受理 2014年10月17日

** 日本大学大学院理工学研究科 東京都千代田区神田駿河台

*** 日本大学理工学部 東京都千代田区神田駿河台

については以上のような報告がなされているが、測定方法や試験条件（単繊維での試験であるか、または単繊維モデルコンポジットを用いた試験であるかなど）の違いによる結果の差異や、測定方法の技術的な難しさや制約などから、更なる検証が必要であると考えられる。

一方で、一方向 CFRP（繊維体積含有率が0.6程度）の繊維方向圧縮弾性率は、繊維方向引張弾性率と比較して85～95%程度である^{11)・14)}。すなわち、一方向 CFRP では、炭素繊維ほどの圧縮弾性率の低下は生じていない。このことから、複合化することによって炭素繊維の圧縮弾性率に違いが生じていることが考えられるが、一方向 CFRP の繊維方向弾性率は繊維のうねりにも影響を受けるから^{15)・16)}、一方向 CFRP の圧縮試験結果から炭素繊維の軸方向圧縮特性を正確に導き出すことは容易ではない。

そこで本研究では、単繊維モデルコンポジットを用いて、圧縮負荷による繊維の座屈波長から、繊維の軸方向圧縮弾性率を簡便に測定することを試みた。まず、軸方向圧縮弾性率が既知であるガラス繊維の単繊維モデルコンポジットを用いて、樹脂が繊維を半径方向に支持する効果を求めた。その結果を利用して、炭素繊維の単繊維モデルコンポジットの圧縮試験から得られた座屈波長より、炭素繊維の軸方向圧縮弾性率を求めた。引張弾性率の異なる2種類の PAN 系炭素繊維を用いて軸方向圧縮弾性率を測定して、軸方向引張弾性率と比較した。

2 圧縮による樹脂埋めした繊維の座屈波長と繊維の軸方向圧縮弾性率との関係

弾性床上の柱の座屈理論を用いて、樹脂埋めした繊維の座屈応力及び座屈波長を求めることができる¹⁷⁾。樹脂が繊維を半径方向に支持する効果、すなわち弾性床上のばね定数を k_m とすれば、樹脂埋めした繊維の座屈応力 σ_1 は次式で与えられる。

$$\sigma_1 = \sqrt{\frac{E_t k_m}{\pi}} \quad (1)$$

ここで、 E_t は繊維の軸方向圧縮弾性率である。また、この時の座屈半波長 L_h は次式で与えられる。

$$L_h = \sqrt[4]{\frac{E_t I \pi^4}{k_m}} \quad (2)$$

ここで、 I は繊維の断面二次モーメント（ $=\pi d^4/64$ ）である。

式（2）より、弾性床上のばね定数と繊維の断面二次モーメントとが既知であれば、圧縮による樹脂埋めした繊維の座屈半波長を測定することによって、その繊維の軸方向圧縮弾性率を求めることができる。こ

で、樹脂の力学特性から弾性床上のばね定数への正確な換算が難しいため¹⁸⁾、本研究では、軸方向圧縮弾性率が既知であるガラス繊維を用いて、樹脂による弾性床上のばね定数を予め求めた。この結果を利用して、炭素繊維の軸方向圧縮弾性率を求めた。

なお、炭素繊維の軸方向圧縮弾性率（接線弾性率）は圧縮ひずみの増大に伴って低下していくことが報告されており^{9)・10)}、軸方向圧縮弾性率に線形性を仮定することができる低ひずみ領域すなわち初期圧縮弾性率の測定に関してのみ、本手法が適用可能である。

3 実験方法

3・1 炭素繊維及びガラス繊維

炭素繊維には PAN 系の T800S 及び T700S（東レ）を用いた。軸方向引張弾性率はそれぞれ294GPa、230GPaであり、繊維の公称直径は $d = 5 \mu\text{m}$ 及び $7 \mu\text{m}$ である¹⁹⁾。

エポキシ樹脂による弾性床上のばね定数を実験的に求めるため、ガラス繊維の単繊維モデルコンポジット圧縮試験を実施した。ガラス繊維には、公称直径が $5.3 \mu\text{m}$ （D450）である E ガラス繊維（日東紡）を用いた。軸方向圧縮弾性率は、軸方向引張弾性率と等しく78GPaとした。

3・2 エポキシ樹脂

本研究では、圧縮による樹脂埋めした炭素繊維の座屈波長から、繊維の軸方向圧縮弾性率を簡便に求めることを目的としている。圧縮負荷によって樹脂埋めした繊維が圧縮破壊する前に座屈するか、また、座屈した場合の繊維の座屈波長は、繊維周辺の樹脂の力学特性に依存する。すなわち、ここで使用する樹脂の力学特性としては、繊維が座屈してその座屈波長が容易に測定できる長さとなる程度であることが望ましい。そこで、樹脂埋めに用いるエポキシ樹脂の成形において、硬化剤の量を意図的に減らすことによりエポキシ樹脂のヤング率を低下させて、繊維の座屈挙動の観察が容易になるようにした。

エポキシ樹脂（105/206, West system）を成形する際、メーカーが推奨する主剤と硬化剤との適切な混合比は5：1であるが、これを5：0.8, 5：0.75, 5：0.7, 5：0.65, 5：0.6と変えた6パターンを準備した。主剤と硬化剤とを混合し、十分に攪拌した後、ダンベル形状を転写したシリコン型に注入した。常温にて36時間経過した後、JIS K7162に準拠してエポキシ樹脂のヤング率を測定した。ヤング率は引張ひずみが1.0%までの平均値として取得した。なお、硬化剤が規定量よりも少ない場合には、混合後36時間が経過してもなお硬化が進行するため、その後の時間の経過に伴いエポキシ樹脂のヤング率は増大していく。そのため、エポキシ樹脂の成形後には実験を迅速に行うこと

Table I Mixture ratio of epoxy resin/hardener and resultant Young's modulus.

	Epoxy resin : Hardener	Young's modulus E_m [GPa] *
Pattern1	5 : 0.60	0.01
Pattern2	5 : 0.65	0.2
Pattern3	5 : 0.70	0.3
Pattern4	5 : 0.75	0.7
Pattern5	5 : 0.80	1.6
Manufacturer's recommend	5 : 1.00	2.7

* Measured after 48 hours after mixture

によって、その影響を低減するようにした。

Table I に、主剤と硬化剤との混合比と、混合後、36 時間が経過した後に測定したヤング率との関係を示す。硬化剤の割合が少なくなるにつれて、エポキシ樹脂のヤング率が低下していくことが確認された。

なお、硬化途中のエポキシ樹脂を利用する場合、同一特性のエポキシ樹脂を得るためには成形条件の厳密な管理が必要になるが、後述のように、ガラス繊維モデルコンポジット試験片と炭素繊維モデルコンポジット試験片とで樹脂特性が同じであれば、エポキシ樹脂のヤング率が成形ごとに異なっても炭素繊維の軸方向圧縮弾性率の測定には影響を与えない。

Fig. 1 に、エポキシ樹脂の引張試験から得られた応力-ひずみ線図を示す。主剤と硬化剤の量が適切な混合比で成形した場合、応力-ひずみ関係はほぼ線形的であったが、硬化剤の量が少なくなるにつれて非線形挙動を示すようになった。本方法では、弾性床上のばね定数が一定である必要があるため、樹脂が非線形挙動を示す場合には予測精度が低下する。従って、本樹脂を用いる場合には、できるだけ低ひずみ領域において繊維を座屈変形させる必要がある。

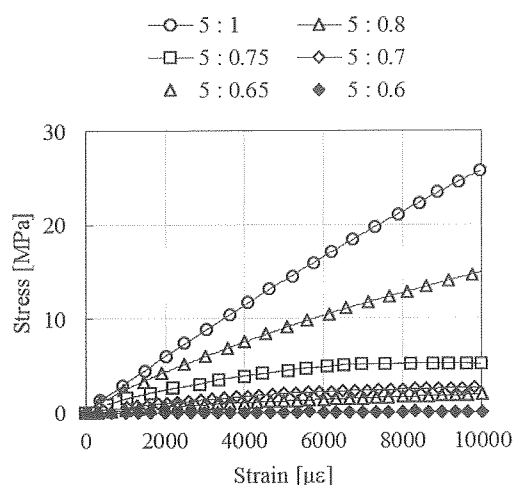


Fig.1 Stress-strain curves of epoxy resin with various mixture ratio.

3・3 試験片形状

樹脂埋めした単繊維の圧縮試験は、梁（ベース材）の4点曲げ試験を利用して実施した¹⁸⁾。すなわち、繊維をベース材の表面にエポキシを用いて樹脂埋めして接着した後、その面が圧縮変形を受けるようにベース材の4点曲げ試験を実施した。Fig. 2 に試験片の概要を示す。

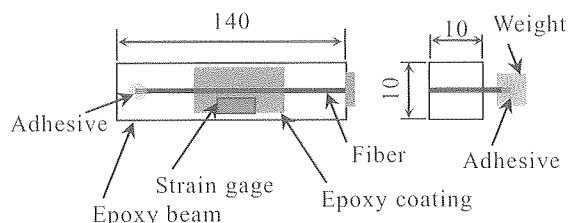


Fig.2 Specimen configuration.

ベース材には一辺が10mmの正方形断面で、長さが140mmのエポキシ樹脂（105/206, West system）を用いた。このベース材に繊維を載せ、シアノアクリレート系接着剤を用いて繊維の一端をベース材に仮固定した。その後、他端に錘となるアルミ板を繊維に接着し、繊維に張力を負荷した状態でエポキシ樹脂を用いて繊維全体をコーティングして、ベース材の表面に接着した。繊維に予負荷を加えた状態で樹脂埋めすることにより、繊維のうねりを除去している。錘の質量は繊維の軸方向引張弾性率と断面積とを考慮して、T800Sの場合は0.7g、T700Sの場合は1.0g、ガラス繊維の場合には0.2gとした。この予負荷によって各繊維に生じる引張ひずみは約0.1%である。コーティングに用いたエポキシ樹脂が硬化した後、繊維を観察しやすくするために紙やすりを用いてコーティング厚さを0.6 mm程度に研削した。また、研磨剤を用いて表面を研磨した。錘は試験開始前に取り外している。

ベース材の4点曲げに伴う繊維の圧縮ひずみを測定するため、ベース材の繊維を載せた面にはひずみゲージ（KFP-2-120, 共和電業）を貼付した。

3・4 4点曲げ試験

Fig. 3 に示すように、繊維を接着した面が圧縮面となるように4点曲げ試験治具にモデルコンポジット試験片を設置し、卓上型万能試験機（STA-1150, オリエンテック）を用いて4点曲げ試験を実施した。負荷点の間隔は130mmであり、支持点の間隔は30mmで

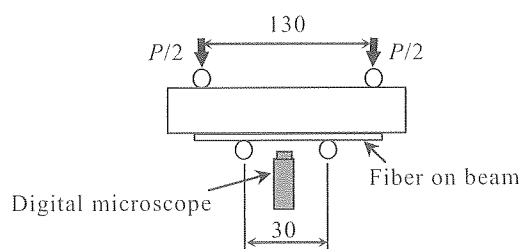


Fig.3 Schematic of four-point bending test.

ある。

樹脂埋めした繊維の座屈変形は、XYZ ステージに設置したマイクロ스코プ（MSZ-125, 朝日工学機製作所）を用いて観察した。マイクロ스코プを4点曲げ治具の下部に設置して、繊維の圧縮変形を逐次観察した。また、この時の繊維の圧縮ひずみは、ベース材に貼付したひずみゲージの圧縮ひずみと等しいと仮定した。

4 実験結果

4・1 エポキシ樹脂のヤング率の違いによる炭素繊維の座屈波長の変化

Table I に示す6種類の混合比で製作したエポキシ樹脂を用いて炭素繊維（T800S）を樹脂埋めして、圧縮に伴う炭素繊維の変形を観察した。得られた結果を Fig. 4 に示す。また、エポキシ樹脂の混合比が5 : 0.65

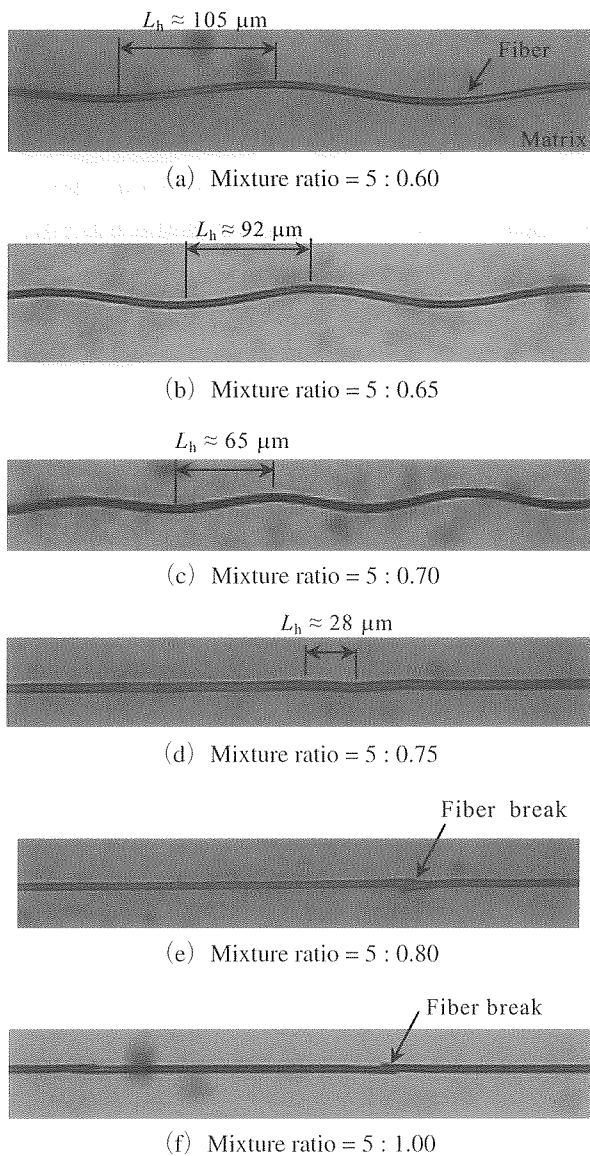


Fig.4 Comparison of compressive behavior of a carbon fiber (T800S) embedded in epoxy resin with various mixture ratio.

の試験片における、炭素繊維（T800S）の座屈挙動の連続写真を Fig. 5 に示す。

エポキシ樹脂の混合比が5 : 1.00及び5 : 0.80の場合、炭素繊維に座屈変形は生じずに圧壊する様子が観察された。一方、混合比が5 : 0.75より大きくなると炭素繊維が座屈変形する様子が観察された。エポキシ樹脂のヤング率の低下に伴って、炭素繊維の座屈波長は長くなっている。

この結果より、エポキシ樹脂の混合比が5 : 0.65の

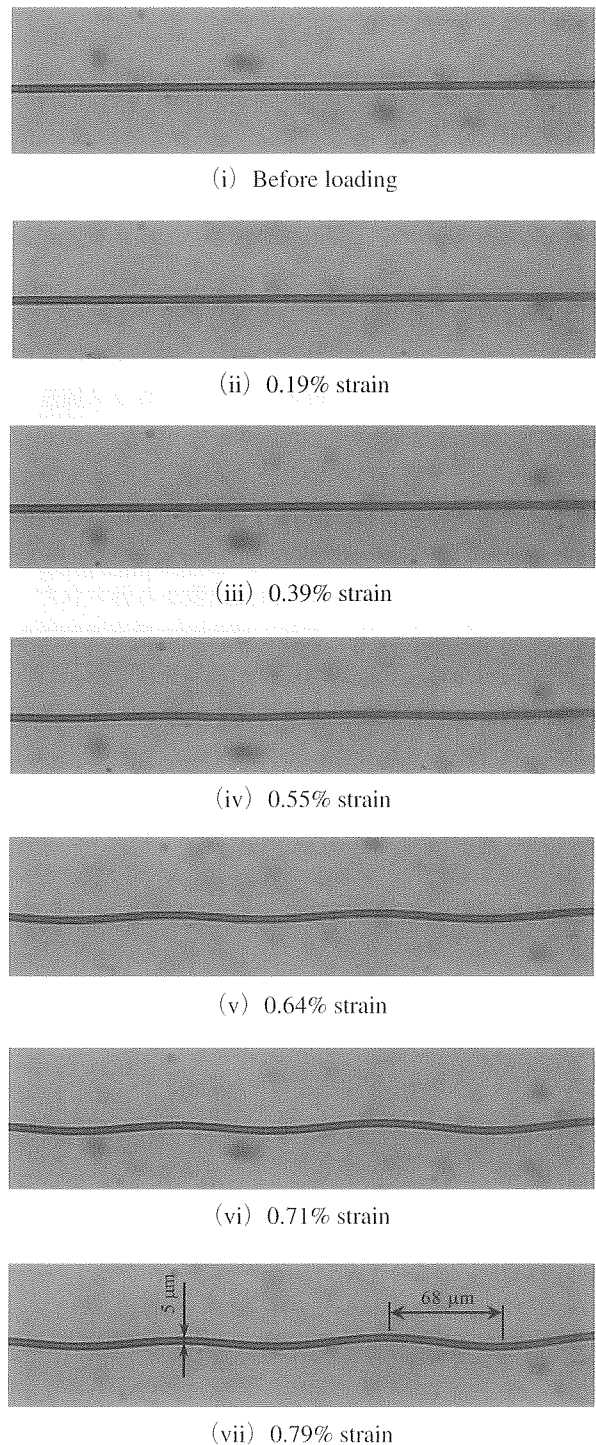


Fig.5 Successive images of micro-buckling behavior of a single carbon fiber (T800S) embedded in epoxy matrix. Mixture ratio of epoxy resin is 5 : 0.65.

場合に、炭素繊維の座屈波長が測定しやすいため（具体的には、マイクロ스코プの撮影領域内で2波長程度の座屈波形が観察でき、繊維径から座屈波長を算出しやすいため）、以下、繊維を樹脂埋めする場合に用いるエポキシ樹脂の混合比には5：0.65を採用する。

エポキシ樹脂の混合比が5：0.65の場合、圧縮ひずみが0.55%の時点で座屈変形が目視で確認できる（Fig. 5 (iv)）。座屈開始点の厳密な同定は、座屈開始時の座屈振幅が小さいために難しいが、この圧縮ひずみ以下の低ひずみ領域にて発生している。繊維には成形時に生じるうねりを防止するために約0.1%程度の引張ひずみを予負荷として与えているから、実際には0.45%程度以下の圧縮ひずみにて繊維が座屈している。従って、本手法で求める圧縮弾性率は、0.45%程度以下の低ひずみ領域における初期圧縮弾性率となる。

実験にて測定された座屈開始時の圧縮ひずみと、式（1）から得られる圧縮ひずみとの整合性については、付録に示した。

4・2 樹脂埋めしたガラス繊維の座屈挙動

混合比を5：0.65としたエポキシ樹脂を用いて、ガラス繊維を樹脂埋めしたモデルコンポジット試験片を製作し、4点曲げを利用した圧縮試験を実施した。

圧縮試験中の樹脂埋めしたガラス繊維の観察写真をFig. 6に示す。樹脂埋めしたガラス繊維（Fig. 6 (i)）に圧縮荷重を加えると、ガラス繊維には微小座屈が生じ（Fig. 6 (ii)）、荷重の増加に伴い座屈の振幅が増大

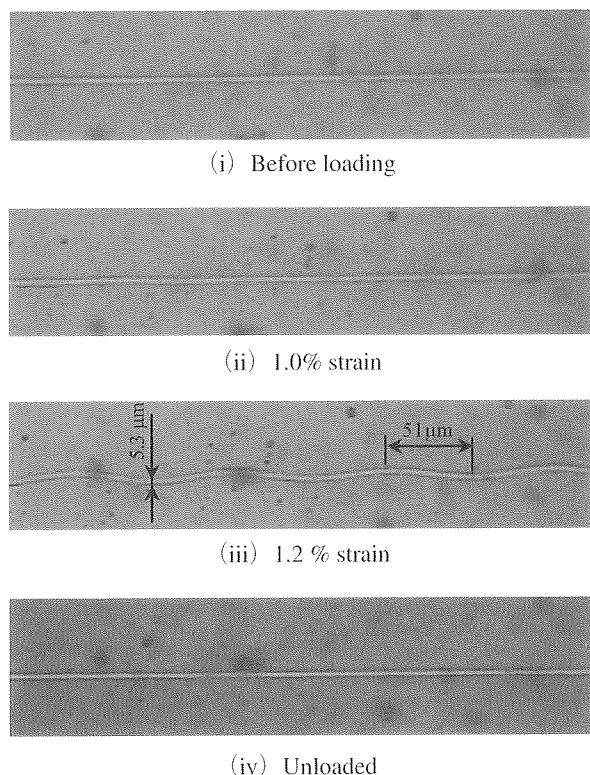


Fig.6 Micro-buckling behavior of a single E-glass fiber embedded in epoxy matrix. Mixture ratio of epoxy resin is 5 : 0.65.

していく様子が観察された（Fig. 6 (iii)）。また、この後に除荷すると、ガラス繊維はほぼ元の形状に戻っている。

ガラス繊維の場合、座屈開始時の圧縮ひずみ量は1.0%程度であり、炭素繊維（T800S）の場合と比較して2倍程度大きい。これは座屈開始時の圧縮ひずみ量が $(E_f)^{-1/2}$ に比例するためである（Appendix 参照）。

4・3 樹脂による弾性床上的ばね定数の算出

圧縮に伴う樹脂埋めしたガラス繊維の座屈半波長をFig. 6 (iii) より求めると、51 μm であった。この座屈半波長より、式（2）を用いて樹脂による弾性床上的ばね定数を算出すると、44MPaを得る。

4・4 炭素繊維の初期圧縮弾性率の算出

4・2節と同じエポキシ樹脂を用いて樹脂埋めした炭素繊維 T800S 及び T700S の、圧縮荷重に伴う座屈波長を観察した結果を Fig. 5 (vii) 及び Fig. 7 に示す。これより、座屈波長はそれぞれ68 μm 及び89 μm であった。この座屈波長と弾性床上的ばね定数とを用いて、式（2）より炭素繊維の軸方向圧縮弾性率を求めると、T800S では312GPa、T700S では238GPaとなる。従って、これら2つの炭素繊維の圧縮弾性率は、0.45%程度以下の圧縮ひずみ領域において引張弾性率とほぼ等しい（Table II）。

Table II Estimated longitudinal compressive modulus of carbon fibers and parameters used for estimation.

	Reference material (E-glass fiber)	Carbon fiber	
		T800S	T700S
Longitudinal tensile modulus [GPa]	78	294 ^{*1}	230 ^{*1}
Fiber diameter d_f [μm]	5.3	5	7
Buckling half-wavelength L_b [μm]	51	68	89
Estimated longitudinal compressive modulus [GPa]	78 ^{*2}	312	238
Foundation modulus by epoxy matrix [MPa]	44 ^{*3}		

^{*1} In reference^[10]

^{*2} Supposed to be same as longitudinal tensile modulus

^{*3} Estimated using E-glass fiber model composite

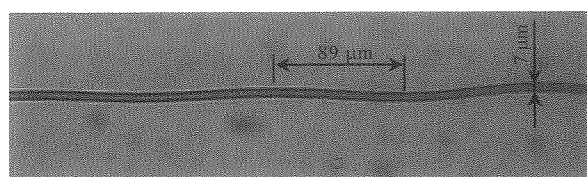


Fig.7 Micro-buckling of a single carbon fiber (T700S) embedded in epoxy matrix at compressive strain of 0.68%. Mixture ratio of epoxy resin is 5 : 0.65.

一方向 CFRP の繊維方向圧縮弾性率は、繊維方向引張弾性率と比較して一般的に～15%程度ほど低い^{11)～14)}、本試験結果から炭素繊維の軸方向圧縮弾性率の低下が確認できないことから、繊維うねりの影響が大きいことが示唆される^{15), 16)}。

本実験で用いた炭素繊維においては、0.45%程度以下の低ひずみ領域における軸方向圧縮弾性率は軸方向引張弾性率とほぼ等しいことが示された。一方で、本手法で得られる軸方向圧縮弾性率が軸方向引張弾性率よりも小さいならば、低ひずみ領域において軸方向圧縮弾性率の低下が生じていると考えられるため、軸方向圧縮弾性率を簡便に比較する手法として利用できる。なお、Fig. 4 b と Fig. 5 とでは、同じ混合比で製作したエポキシ樹脂を用いているが、座屈波長が異なっている。これはエポキシ樹脂のヤング率の違いに起因しており、Fig. 5 でのエポキシ樹脂は、Fig. 4 でのエポキシ樹脂と比較して硬化が進んでいたと考えられる。この原因は、エポキシ樹脂の硬化時の周囲温度を厳密に管理せず、常温としたためである。但し、弾性床土のばね定数を求めたガラス繊維モデルコンポジット試験片 (Fig. 6) のエポキシ樹脂と、炭素繊維モデルコンポジット試験片 (Fig. 5 及び Fig. 7) のエポキシ樹脂とは同一であるから、得られた炭素繊維の圧縮弾性率の算出結果には影響を及ぼさない。すなわち、ガラス繊維モデルコンポジット試験片と炭素繊維モデルコンポジット試験片とを同時に製作し、同時に試験をすれば、エポキシ樹脂の硬化過程を厳密に管理する必要はない。

5 結 言

単繊維モデルコンポジットの圧縮試験から、繊維の軸方向圧縮弾性率を簡便に測定する方法について検討した。この方法を用いて、軸方向引張弾性率の異なる 2 種類の PAN 系炭素繊維の軸方向圧縮弾性率を測定した。得られた結果を以下に要約する。

- (1) ガラス繊維モデルコンポジットの圧縮試験より得られたガラス繊維の座屈波長から、エポキシ樹脂による弾性床土のばね定数を算出した。この結果と、炭素繊維モデルコンポジットの圧縮試験により得られた炭素繊維の座屈波長とから、炭素繊維の軸方向圧縮弾性率を算出した。これより、低ひずみ領域での軸方向圧縮弾性率は、軸方向引張弾性率とほぼ一致していることを示した。
- (2) 一方向 CFRP の圧縮試験から繊維の軸方向圧縮弾性率を予測する場合、繊維のうねりの影響が含まれるが、本手法ではその影響を受けずに繊維の軸方向圧縮弾性率を測定することができる。本測定結果から、一般的に一方向 CFRP において圧縮弾性率が引張弾性率よりも最大で15%程度低い原因

として、繊維うねりの影響が大きい可能性が示唆された。

- (3) 炭素繊維は圧縮変形において非線形挙動を示すことが報告されているため、本手法は低ひずみ領域における軸方向圧縮弾性率を求める場合に有効である。本手法は炭素繊維の圧縮弾性率を簡便に評価する方法として有用であるが、炭素繊維の圧縮に伴う非線形挙動を詳細に評価するためには、参考文献 9) や 10) などの方法を採用する必要がある。

謝 辞

本研究を進めるにあたり、ガラス繊維を提供頂いた日東紡績株式会社に対して、深く感謝いたします。

付 録

繊維の力学特性を等方性と仮定すれば、繊維の軸方向応力 σ_i は次式で表される。

$$\sigma_i = \frac{E}{\left(1 - \frac{2\nu^2}{1-\nu}\right)} \left[\epsilon_i + \frac{\nu}{1-\nu} (\epsilon_r + \epsilon_\theta) \right] \quad (3)$$

ここで、 E 及び ν は繊維の弾性率及びポアソン比、 ϵ_i 、 ϵ_r 及び ϵ_θ は繊維の軸方向、半径方向及び周方向ひずみである。なお、圧縮を正とする。

式 (1) 及び (3) より、座屈開始時の繊維の軸方向ひずみは次式により算出される。

$$\epsilon_i = \left(1 - \frac{2\nu^2}{1-\nu} \right) \sqrt{\frac{k_m}{E_i \pi}} - \frac{\nu}{1-\nu} (\epsilon_r + \epsilon_\theta) \quad (4)$$

Fig. 6 から、ガラス繊維の座屈は圧縮ひずみ1.0%以下で生じている。予負荷による引張ひずみ0.1%を減算すれば、繊維に生じている実際の軸方向圧縮ひずみは0.9%程度である。式 (4) において、 $\epsilon_\theta = \epsilon_r = 0$ と仮定し、 $E_i = 78 \text{ GPa}$ 、 $\nu = 0.3$ 、 $k_m = 44 \text{ MPa}$ とすれば、座屈開始時の繊維の軸方向圧縮ひずみは $\epsilon_i \approx 1.0\%$ となり、実験より得られたひずみ量とおおよそ一致する。

Fig. 5 及び Fig. 7 から、T800S 及び T700S 炭素繊維の座屈は圧縮ひずみ0.55%以下及び0.68%以下で生じている。予負荷による引張ひずみ0.1%を減算すれば、繊維に生じている実際の軸方向圧縮ひずみはそれぞれ0.45%及び0.58%程度である。式 (4) において、 $\epsilon_\theta = \epsilon_r = 0$ と仮定し、Table II に示す材料特性を用いれば (但し、ポアソン比は $\nu = 0.3$ とした)、座屈開始時の繊維の軸方向圧縮ひずみはそれぞれ0.50%及び0.57%となり、実験より得られたひずみ量とおおよそ一致する。

参 考 文 献

- 1) Okabe, T., Ishii, K., Nishikawa and M., Takeda, N., Advanced Composite Materials, **19**, (2010), 229.
- 2) Koyanagi, J., Sato, Y., Okabe, T. and Yoneyama, S., Composites Part A, **56**, (2014), 136.
- 3) Tanaka, F., Okabe, T., Okuda H., Kinloch, I.A., Young, R.J., Composites Part A, **57**, (2014), 88.
- 4) Saito, H., Takeuchi, H. and Kimpura, I., Journal of Composite Materials, **48**, (2014), 2085.
- 5) Thionnet, A., Chou, H.Y. and Bunsell, A., Composites : Part A, **65**, (2014), 148.
- 6) Waas, A.M. and Schultheisz, C.R., Progress in Aerospace Sciences, **32**, (1996), 43.
- 7) Oya, N. and Johnson D.J., Carbon, **39**, (2001), 635.
- 8) Loidl, D., Paris, O., Burghammer, M., Riekel, C. and Peterlik, H., Physical Review Letters, **95**, (2005), 225501.
- 9) Tanaka, F., Okabe, T., Okuda, H., Kinloch, I.A. and Young, R.A., J. Material Science, **48**, (2013), 2104.
- 10) Ueda, M., Saito, W., Imahori, R., Kanazawa, D. and Jeong, T-K., Composites Part A, **67**, (2014), 96.
- 11) Toray, Technical date sheet, No. CFA-001 (T300), No. CFA-003 (T400H), No. CFA-007 (T800H)
- 12) Hexel Corporation, Carbon fiber product data, AS 4, HM63, IM 7, IM10.
- 13) 宇宙航空研究開発機構, 先進複合材料力学特性データベース, <http://www.jaxa-acdb.com>
- 14) Ishikawa, T., Matsushima, M. and Hayashi, Y., Journal of materials science, **20**, (1985), 4075.
- 15) Hsiao, H.M. and Daniel, I.M., Composite Part A, **27**, (1996), 931.
- 16) S.W. Yurgartis, Composite Science and Technology, **30**, (1987), 279.
- 17) Timoshenko, S. and Gere, G.E., Theory of Elastic Stability, McGraw-Hill, New York, (1961), 97.
- 18) 上田政人, 平賀淳人, 西村哲, 日本複合材料学会誌, **37**, (2011), 103.
- 19) Toray Industries, Inc., Technical date sheet, No. CFA-019 (T800S), No. CFA-005 (T700S).