

マルチファイバーモデルコンポジットに
よる一方向炭素繊維強化プラスチックの
繊維方向圧縮負荷における
キンクバンド現象の評価法

平成 28 年 1 月

日本大学大学院理工学研究科博士後期課程

機械工学専攻

鄭 泰根

目 次

第一章 序 論

1.1	研究背景	1
1.2	一方向 CFRP の圧縮試験規格について	3
1.3	一方向 CFRP の圧縮破壊モード（キックバンド破壊）	6
1.4	一方向 CFRP の圧縮強度の上限値とその要因	7
1.5	本論文の目的	10

第二章 一方向 CFRP を模擬したモデルコンポジットの 製作方法とその圧縮試験方法

2.1	緒言	13
2.2	モデルコンポジット試験片の製作方法	13
2.3	四点曲げを利用したモデルコンポジットの圧縮試験方法	17
2.4	シングルファイバーモデルコンポジットの圧縮試験結果	19
2.5	結言	23

第三章 シングルファイバーモデルコンポジットの 圧縮破壊挙動

3.1	緒言	24
3.2	シングルファイバーモデルコンポジットの圧縮破壊 に与える母材樹脂の影響	24
3.3	炭素繊維の圧縮破壊におけるばらつきの評価	29
3.3.1	試験片の製作	29
3.3.2	四点曲げによるシングルファイバーモデルコンポジット の圧縮及び引張試験方法	30
3.3.3	炭素繊維の電気抵抗測定による圧縮及び引張破壊 の検出方法	31

3.3.4	ワイブル分布による破壊のばらつきの統計的評価手法	32
3.3.5	圧縮及び引張による炭素繊維の電気抵抗の変化	33
3.3.6	炭素繊維の破壊観察	35
3.3.7	圧縮破断ひずみと引張破断ひずみのばらつきの比較	37
3.4	結言	38

第四章 ツーファイバーモデルコンポジットの 圧縮破壊挙動

4.1	緒言	40
4.2	ツーファイバーモデルコンポジットの製作方法	40
4.3	四点曲げによるツーファイバーモデルコンポジットの 圧縮試験方法	43
4.4	圧縮負荷による2本の炭素繊維の圧縮破壊挙動	44
4.5	結言	46

第五章 マルチファイバーモデルコンポジットの 圧縮破壊挙動

5.1	緒言	47
5.2	マルチファイバーモデルコンポジットの製作方法	47
5.3	四点曲げによるマルチファイバーモデルコンポジット の圧縮試験方法	48
5.4	圧縮負荷による複数の炭素繊維の圧縮破壊挙動	49
5.5	結言	56

第六章 結 論 57

Appendix

Appendix 1	マルチファイバーモデルコンポジットにおける 繊維体積含有率	63
------------	----------------------------------	----

Appendix 2	マルチファイバーモデルコンポジットにおける キンクバンドの面外方向変形	66
Appendix 3	四点曲げ試験における繊維直交方向負荷の影響	67
	参考文献	70
	学術論文及び学会発表一覧	77

第一章

序 論

1.1 研究背景

炭素繊維強化プラスチック（Carbon fiber reinforced plastic : CFRP）は、母材となるプラスチックに直径が 5 μm 程度の炭素繊維を充填することでプラスチックを強化した複合材料のことであり、金属材料と比較して比剛性や比強度、耐疲労性などに優れた機械材料である。そのために様々な産業分野で広く用いられており、例えば、輸送機器分野では自動車のボディやプロペラシャフトなど、スポーツ分野では釣竿やゴルフクラブのシャフトなど、土木建築分野では風力発電用ブレードや橋梁の補強材などがある[1]。特に、軽量化が求められる航空分野では、損傷が生じても運航に大きな支障が生じない 2 次構造部材として 1970 年代から CFRP が使用され始め、近年ではその使用範囲が 1 次構造部材である胴体や主翼などにまで広がり、ボーイング 787 とエアバス A350 においては全体重量の約 50 % を CFRP が占めるに至っている。

Figure 1-1 には、幾つかのポリアクリロニトリル（Polyacrylonitrile : PAN）系炭素繊維の引張強度と、それらを用いて製作した一方向 CFRP の引張強度と圧縮強度とをまとめたものを示す。ここで、一方向 CFRP とは、連続した炭素繊維を一方向に配列させた CFRP であり、特に比剛性や比強度が求められる航空機構造では一方向 CFRP の積層板が利用されている。なお、Figure 1-1 に示した一方向 CFRP はエポキシ樹脂を母材に用いたものである。

Figure 1-1 の横軸は炭素繊維のグレードを示しており、右側にいくほど高強度化された炭素繊維である。高強度繊維である T1000 炭素繊維と汎用品である T300 炭素繊維とをそれぞれ用いた一方向 CFRP の引張強度を比較すると、T1000 を用いた一方向 CFRP の方が 60 % ほど優れている。一方で、圧縮強度を比較すると、ほぼ同等である。すなわち、T300 炭素繊維を用いた一方向 CFRP では圧縮強度（1470 MPa）と引張強度（1860 MPa）とはほぼ等しいが、T1000 炭素繊維を用いた一方向 CFRP では圧縮強度（1570 MPa）が引張強度（3040 MPa）の 50~60 % 程度でしかない[2]。航空機構

造では主翼やフロアなどの桁材として一方向 CFRP が採用されているが、曲げを受ける場合には圧縮側から先行して破壊が生じるため、圧縮強度が実質的な強度基準となることが多い。すなわち、引張側よりも圧縮側を厚肉にしたり、スティフナーを追加するなどが必要になり、構造の重量増加を導くこととなる。従って、一方向 CFRP の圧縮破壊メカニズムを明らかにして、その圧縮強度を向上させることができれば、CFRP 構造の更なる軽量化が実現できる。

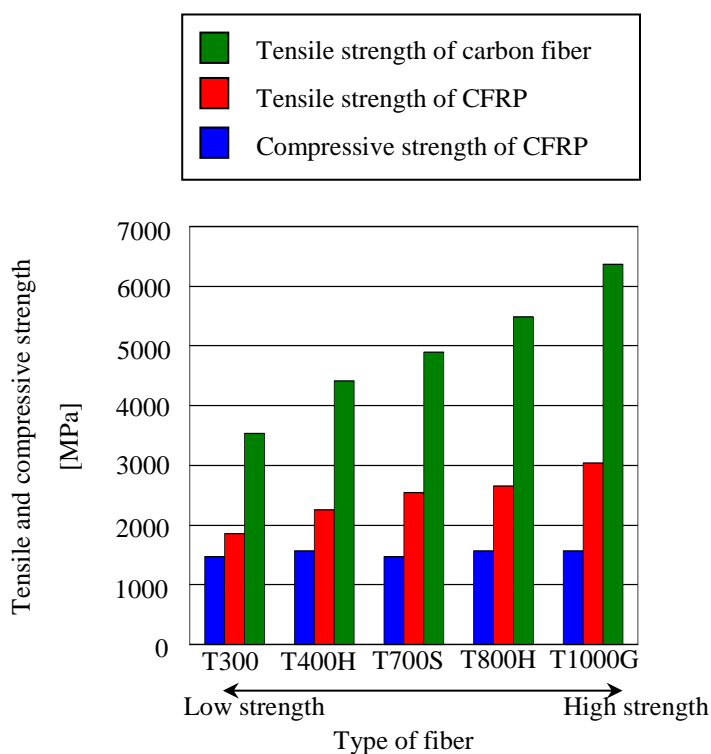


Figure 1-1 Tensile and compressive strength of carbon fibers and the unidirectional CFRPs
(Fiber volume fraction is 60 %) [3]

1.2 一方向 CFRP の圧縮試験規格について

一方向 CFRP の圧縮試験法（無孔圧縮試験法：NHC）には幾つかの試験規格があり、一つの試験規格が広く利用されている状況ではない。また、同じ一方向 CFRP であっても、採用する試験規格に依存して圧縮強度が異なることが報告されている[4]。

圧縮試験規格は、負荷方式によって大きく二つに分類される。一つは端部負荷方式であり、もう一つはせん断負荷方式である。ASTM D695[5]，SRM 1R-94 (BSS 7260)，JIS K 7018 1 法（ASTM D695），JIS K 7018 3 法（ISO 14126 2 法），NAL-NHC-1 II 法（JAXA 提案）では端部負荷方式を規定している。なお、丸括弧は規格内容がほぼ同じであるが、別規格として定められているものである。端部負荷方式では、Figure 1-2 (a) に示すように圧縮治具に試験片を設置し、試験片の両端部から圧縮荷重を負荷する方式である。なお、試験中に試験片の全体座屈を防止するため、座屈防止ガイドを試験片の側面に設置するようになっている。一方、ASTM D3410（Celanese, IITRI method）[6, 7]，ASTM D6484（SRM 3R-94, OHC 法），JIS K7076 B 法（Celanese），JIS K 7018 2 法（ISO 14126 1 法）ではせん断負荷方式を規定している。せん断負荷方式では、Figure 1-2 (b) に示すように試験片の両端部をくさび型チャックで挟み固定して、チャックからのせん断力によって試験片の評点間に圧縮荷重を負荷する方式である。また、Figure 1-2 (c) に示すように ASTM D6641-CLC method [8]など、端部負荷方式とせん断負荷方式とを組み合わせた負荷方式を規定した圧縮試験規格もある。これらの圧縮試験に使用する試験片形状としては、主に短冊型試験片（タブ有りまたはタブ無し）またはダンベル型試験片である。Table 1-1 に、各試験法における試験片形状及び試験片寸法をまとめた。このように、おおよそ長さが 70～150 mm（標点間長さ 5～40 mm）、幅が 5～20 mm、厚さが 1～2 mm の大きさの試験片を用いて一方向 CFRP のマクロスケールの圧縮特性を評価するものである。

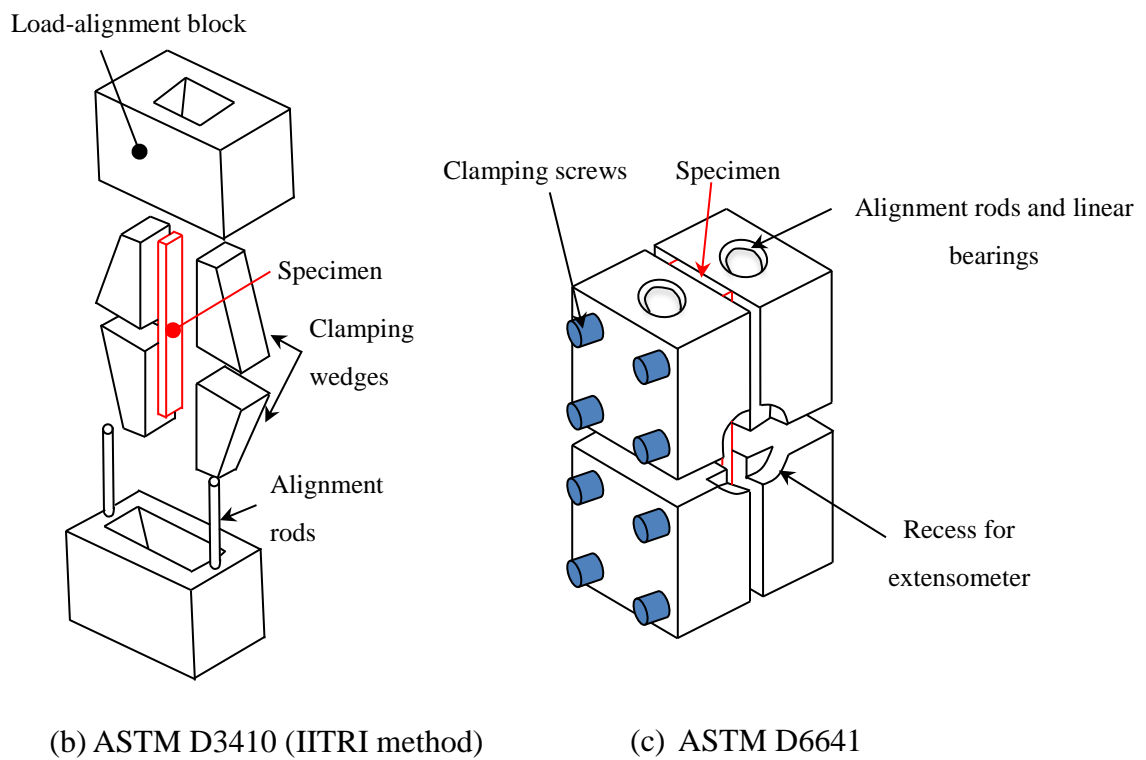
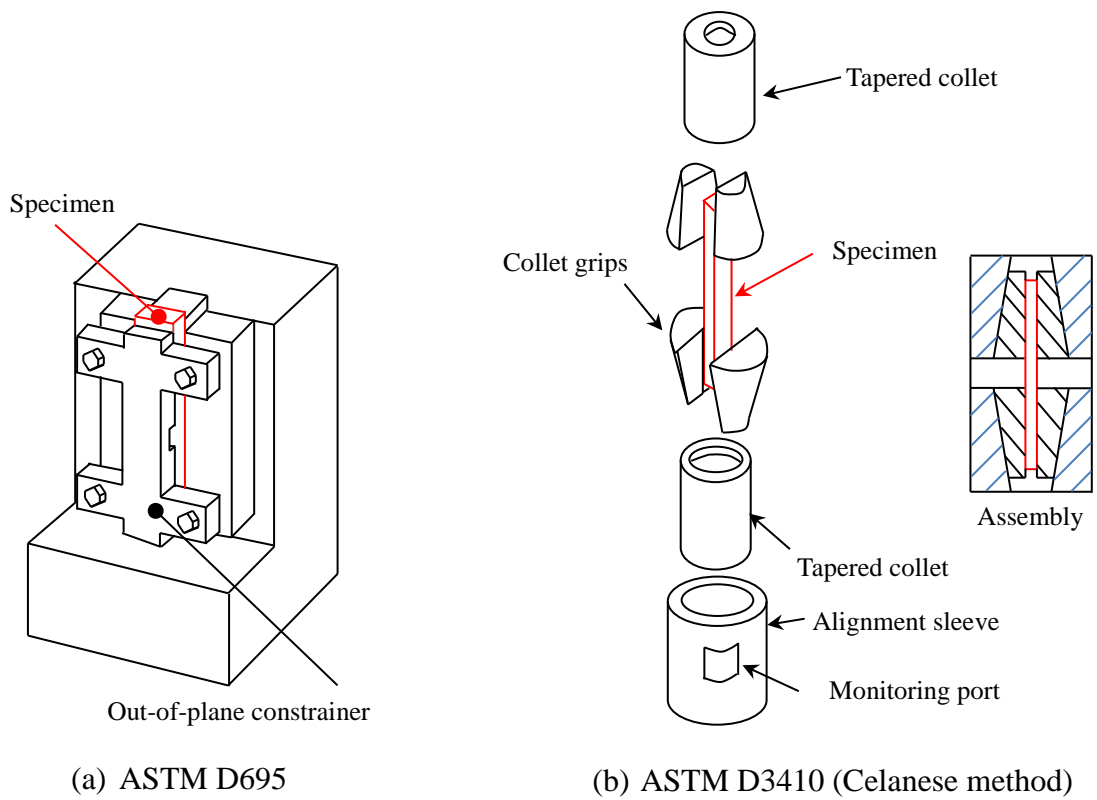


Figure 1-2 Compression test methods (End-loading, shear-loading, and the combined loading)

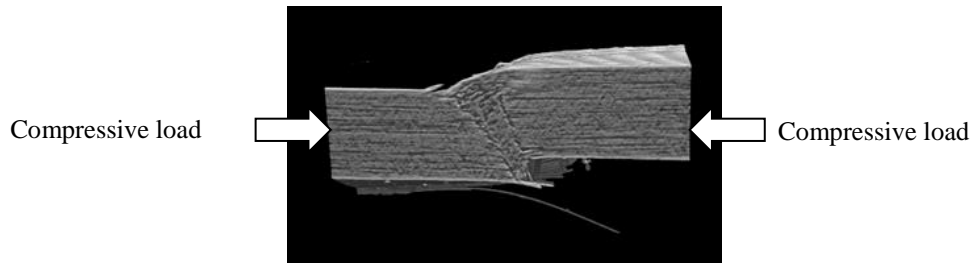
Table 1-1 Specimen configuration of a unidirectional CFRP for compression test

	Testing standards	Test piece approximate dimensions (width×length) [mm]	Gauge dimensions (width×length×thickness) [mm]
End -loading	ASTM D695	19×79.4	12.7×38×1.2~2
	SRM 1R-94 (BSS 7260)	15×80	15×4.75×2
	JIS K 7076 A method (SRM 1R-94)	12.5×78	12.5×8×2
	JIS K 7018 1 method (ASTM D695)	19×77	12.7×38×1.2~2
	JIS K 7018 3 method (ISO 14126 2 Method)	10×110 25 ×125	10×10×2 25 ×25×2
	NAL-NHC-1 II method (JAXA)	25×105	25×12.7×2
Shear -loading	ASTM D3410 (A method, Celanese)	6×140	6×8×2
	ASTM D3410 (IITRI)	25×140~155	10×10×2 25 ×25×2
	ASTM D6484 (SRM 3R-94, OHC Method)	38.1×304.8	38.1×25
	JIS K 7076 B method (Celanese)	6.5×134	6.5×8×2
	JIS K 7018 2 Method (ISO 14126 1 Method)	10×110 25×125	10×10×2 25×25×2
Combined loading	ASTM D6641-CLC method	12×140	12×12.7×2

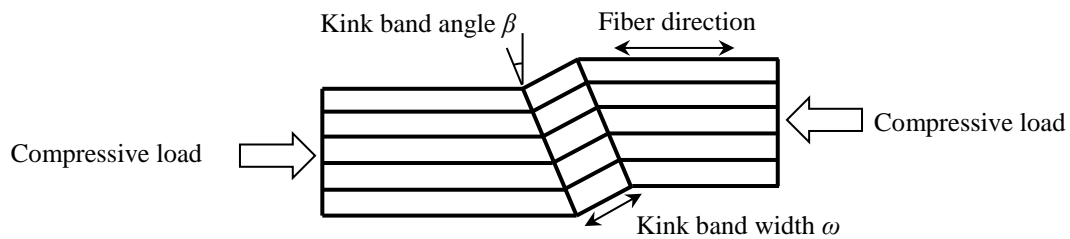
1.3 一方向 CFRP の圧縮破壊モード（キンクバンド破壊）

一方向 CFRP の代表的な圧縮破壊モードはキンクバンド破壊であり、一方向 CFRP の圧縮強度が見かけ上低下する要因と考えられている[9-12]。Figure 1-3(a)は一方向 CFRP の圧縮試験においてその内部で生じたキンクバンド破壊の様子を X 線 CT 装置によって撮影した画像であり[13]、その模式図を Figure 1-3(b)に示す。キンクバンド破壊は母材樹脂中の炭素繊維の同位相座屈に起因したミクロスケールでの構造破壊であり、キンクバンド幅 w は数十から数百 μm 程度である。このようなミクロスケールの損傷進展の観察を、圧縮試験規格で規定されたマクロスケール材料特性を取得するための試験片を用いて行うことは難しい。すなわち、キンクバンド破壊現象を明らかにするためには、ミクロスケールでの損傷観察に適した試験片を用意して評価する必要があると考えられる。

様々な一方向 CFRP の圧縮試験において観察されたキンクバンド幅 w 及びキンクバンド角 α （以下、まとめてキンクバンドパラメータと呼ぶ）を Table 1-2 に示す。これらは圧縮破壊後の断面観察などから測定されたものである[13, 15, 17, 19, 20, 22, 23]。上述の通り、圧縮試験規格にある試験片形状では、キンクバンド破壊がミクロスケール構造破壊であることや、破壊後にはキンクバンドを形成した繊維と樹脂とが飛散することが多いため、測定は容易でなく報告例はごく限られている。また、Table 1-2 には、キンクバンド破壊を観察し易くするために切り欠き試験片[14, 16, 18, 24]などの特別な試験片形状を用いて測定した結果や、軸方向負荷と面内せん断負荷とを組み合わせた特別な試験条件を用いて測定した結果[21]についても併せて記載した。このようにキンクバンドパラメータは炭素繊維と樹脂との種類に依存して異なる結果となっているが、試験片形状や試験条件などが異なるため、これらを直接的に比較することは難しい。以上のように、一方向 CFRP の圧縮破壊のミクロスケールでの観察とキンクバンドパラメータに関する報告例は非常に限られたものとなっている。



(a) X-ray CT image of kink band failure [10]



(b) Schematic of kink band failure

Figure 1-3 Kink band failure of a unidirectional CFRP

1.4 一方向 CFRP の圧縮強度の上限値とその要因

Figure 1-4 には、様々な一方向 CFRP の引張強度と圧縮強度とをまとめたものを示す[25]. この結果より、現状の一方向 CFRP の圧縮強度には、1800 MPa 程度に上限値があると考えられる. この要因としては、以下が考えられる.

- (1) 炭素繊維の材料開発によって炭素繊維の引張強度は向上しているが、圧縮強度は向上していない.
- (2) 樹脂の材料開発は一方向 CFRP の圧縮強度を向上させるものとはなっていない.
- (3) 炭素繊維と樹脂の材料特性以外に一方向 CFRP の圧縮強度を決定する要因があり、炭素繊維と樹脂の材料開発によってその要因が抑制されていない. 例えば,

Table 1-2 Kink-band parameters and compressive strength of various unidirectional CFRPs

Fiber/Matrix	Fiber volume fraction V_f [%]	Kink-band angle β [degree]	Kink-band width ω [μm]	Compressive strength σ_c [MPa]
T800S/2592 [13]	65	25	100	1450
T800/924C [14, 15]	65	5 ~ 30	60 ~ 80	1485
T800/924C [16]	-	25 ~ 30	25 ~ 70	-
AS4/PEEK [17]	60	12 ~ 16.5	76 ~ 255	1210
IM7/PEEK(APC-2) [18]	60	10 ~ 35	270	-
IM6G/3501-6 [19]	-	20 ~ 30	20.8 ~ 104	1725
AS4/APC-2 [20]	60	14.5	1768	1170 ~ 1210
AS4/PEEK [21]	60	14	175	-
IM7/8552 [22]	-	~ 23	-	1570
T800/924C [22]	-	5 ~ 30	90	1625
HTS40/977-2 [23]	58	10 ~ 25	60 ~ 100	1396
T800/924 [24]	63	~ 20	150	1296

繊維の配列状況がキンクバンドの形成に影響を与えていると考えられる。

一方向 CFRP の圧縮破壊をキンクバンド破壊に限定すれば、炭素繊維の同位相座屈によって最終破壊に至るから、炭素繊維の軸方向圧縮強度よりもその圧縮弾性率がキンクバンド破壊に強く影響を及ぼしていると考えられる。炭素繊維の軸方向引張弾性率は材料開発により向上しており、また、一方向 CFRP としての繊維方向圧縮ヤング率も向上していることから、(1) は一方向 CFRP の圧縮強度に上限値が現れている主要因にはならないと考えられる。プリプレグを用いた一方向 CFRP の場合、樹脂特性は

材料メーカーの機密事項になっており、また、樹脂単体では供給されないから、樹脂の直接の評価は難しい。但し、CFRP用の樹脂開発では、繊維と樹脂との接着性や樹脂の靱性の改良が主であると考えられる。繊維と樹脂とに完全な接着を仮定すれば、一方向CFRPの材料試験から樹脂の力学特性を予測することはできるが[26]、炭素繊維も軸方向引張弾性率以外の材料特性の測定は技術的に容易ではないから、樹脂の力学特性を精度良く求めることは難しい。そのために(2)の要因を評価するためには、炭素繊維と樹脂とを別々に用意してCFRPを製作し、評価する必要がある。

(3)のように、炭素繊維と樹脂の材料特性以外にも、繊維の配列状況が一方向CFRPの圧縮強度に影響を与えると考えられる。これを明らかにするためには、繊維の配列状況を任意に変化させた試験片を用いて、キンクバンドの形成過程におけるミクロスケールの損傷進展挙動を観察する必要がある。

ここでミクロスケールの損傷観察に適したモデルコンポジット試験片を用いて、引張試験中に炭素繊維を観察することにより、繊維と樹脂との界面強度を求めるフラグメンテーション試験法がある[27-37]。これは1本の炭素繊維を樹脂に埋め込み、繊維方向引張試験を実施してその時の繊維破断数から界面強度を求めるものである。更に、繊維方向に対してある角度方向に引張荷重を負荷して、繊維と樹脂とのはく離状況から界面強度を求めるCruciform試験なども提案されている[38]。

しかしながら、このようなモデルコンポジットを用いて樹脂中の炭素繊維の圧縮破壊挙動を観察した例はほとんど見当たらない。圧縮負荷中の炭素繊維の破壊挙動の観察が容易なモデルコンポジットを用いてキンクバンド破壊現象を詳細に観察することができれば、繊維の配列状況が一方向CFRPの圧縮強度に与える影響を検討できると考えられる。

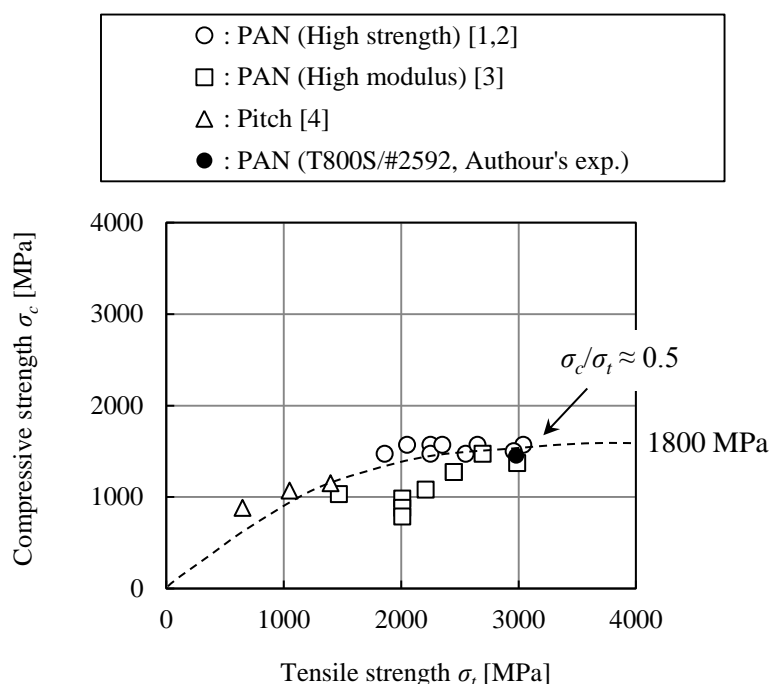


Figure 1-4 Longitudinal compressive strength versus longitudinal tensile strength of various UD CFRP samples. The measurements for T800S/#2592 are obtained by the author (tensile strength: 2980 MPa; compressive strength: 1450 MPa; fiber volume fraction: ~65%) [25]

1.5 本論文の目的

本論文では、一方向 CFRP の低い圧縮強度の要因と考えられているキックバンド破壊現象を詳細に観察して、その破壊メカニズムを検討するためのマルチファイバーモデルコンポジットを提案する。また、このマルチファイバーモデルコンポジットを用いて圧縮試験中の炭素繊維の圧縮挙動を観察することによって、繊維の配列状況がキックバンドの形成に与える影響について明らかにすることを目的とする。

本論文は全六章から構成されており、各章の概要は以下の通りである。

第一章「序論」では、近年の一方向 CFRP において圧縮強度と引張強度との差が拡大傾向にあることを指摘し、これによって生じる CFRP 構造の問題点を挙げた。圧縮

強度が引張強度と比較して低い原因と考えられるキックバンド破壊について解説し、キックバンド破壊がミクروسケールの構造破壊現象であることから、その破壊現象を詳細に観察するためには同スケールでの評価が必要であることを説明して、本研究の目的を述べた。

第二章「一方向 **CFRP** を模擬したモデルコンポジットの製作とその圧縮試験方法」では、炭素繊維を樹脂埋めしたモデルコンポジットの製作方法を示した。また、このモデルコンポジットの圧縮試験においては、偏心荷重が加わらないように、ベース材の四点曲げを利用して圧縮試験を実施する方法について説明した。これより、圧縮試験中にマイクروسコープを用いて炭素繊維を逐次観察しながら、その圧縮破壊現象を観察することが可能であることを示した。

第三章「シングルファイバーモデルコンポジットの圧縮破壊挙動」では、1本の炭素繊維を樹脂埋めしたモデルコンポジット（以下、シングルファイバーモデルコンポジット）を製作して、圧縮試験を実施した。これより、シングルファイバーモデルコンポジットによって一方向 **CFRP** のキックバンド破壊現象を再現することができるかについて検討を行った。また、これまでに報告例のない、炭素繊維の圧縮破壊におけるばらつきについても評価した。

第四章「ツーファイバーモデルコンポジットの圧縮破壊挙動」では、2本の炭素繊維を樹脂埋めしたモデルコンポジット（以下、ツーファイバーモデルコンポジット）を製作した。これよりツーファイバーモデルコンポジットによって一方向 **CFRP** のキックバンド破壊現象を再現することができるかについて検討を行った。また、繊維間距離が圧縮破壊に与える影響について調べた。

第五章「マルチファイバーモデルコンポジットの圧縮破壊挙動」では、複数の炭素繊維を一方向に配列して樹脂埋めしたモデルコンポジット（以下、マルチファイバーモデルコンポジット）を製作して、圧縮試験を実施した。マルチファイバーモデルコンポジットによって一方向CFRPのキンクバンド破壊現象を再現することができるかについて検討をおこなった。また、繊維の配列状況がキンクバンドの形成に与える影響について明らかにした。

第六章「結論」では、本研究で得られた結果をまとめて述べた。

第二章

一方向 CFRP を模擬
したモデルコンポジット
の製作方法とその圧縮試
験方法

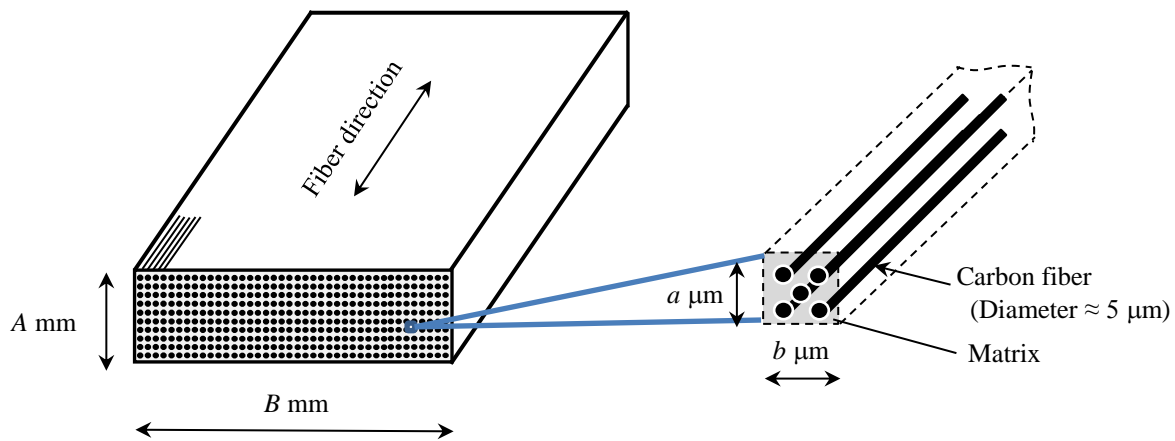
2.1 緒言

一方向 CFRP のキックバンド破壊はミクロスケールの構造破壊であるため、圧縮試験規格にあるようなマクロスケールの圧縮特性を取得するためのマクロスケール試験片を用いてキックバンド破壊現象を観察することは難しい。そこでキックバンド破壊の観察を容易にした試験片を用いてその破壊現象を評価する必要がある。本章では、ミクロスケールの破壊現象が観察可能である炭素繊維を樹脂埋めしたモデルコンポジット試験片の製作方法と、その圧縮試験方法について述べる。

2.2 モデルコンポジット試験片の製作方法

一方向 CFRP の圧縮試験規格で規定されている一般的な短冊形状試験片では、例えば ASTM D 695 幅 19(12.7)×長さ 79.4(38) (評定部) mm とサイズが大きいため、数百 μm 程度の範囲で生じるキックバンド破壊現象の詳細な観察が難しい。そこで、Figure 2-1 のように、短冊形状試験片から一部分のみを取り出したミクロスケールサイズの試験片を考える。例えば Figure 2-1(b)では 5 本の炭素繊維が含まれた試験片であるが、このスケールでの圧縮試験を実施すれば、炭素繊維が圧縮破壊する領域を限定できるから、圧縮負荷によって炭素繊維がキックバンド破壊する様子の観察が容易になると考えられる。

一方で、このようなミクロスケールサイズの試験片では、その製作が難しくなるという問題が生じ、また、その圧縮試験を行うことも容易ではない。そこで、Figure 2-2(a)のように、CFRP の母材樹脂で製作した矩形のベース材の一部にミクロスケールサイズの試験片を設置したモデルコンポジット試験片を用いることとする。すなわち、ミクロスケールサイズの試験片が、母材樹脂で製作された大きな試験片の一部分に埋め込まれた状態のものである。



A : thickness, B : width, A and B are in the order of millimeter (mm)

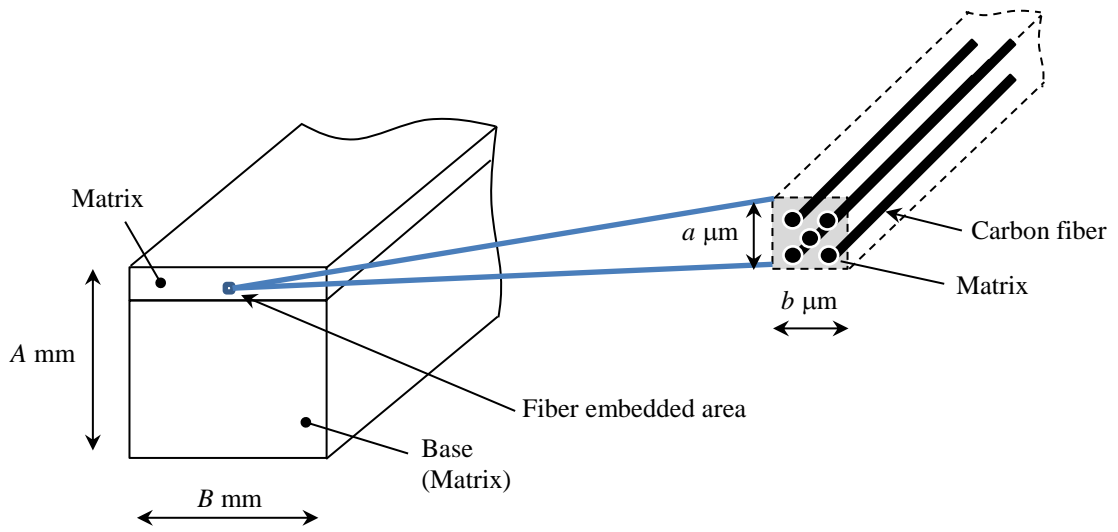
a : thickness, b : width, a and b are in the order of micrometer (μm)

(a) Macro-scale specimen

(b) Micro-scale specimen

Figure 2-1 Macro and Micro-scale specimen

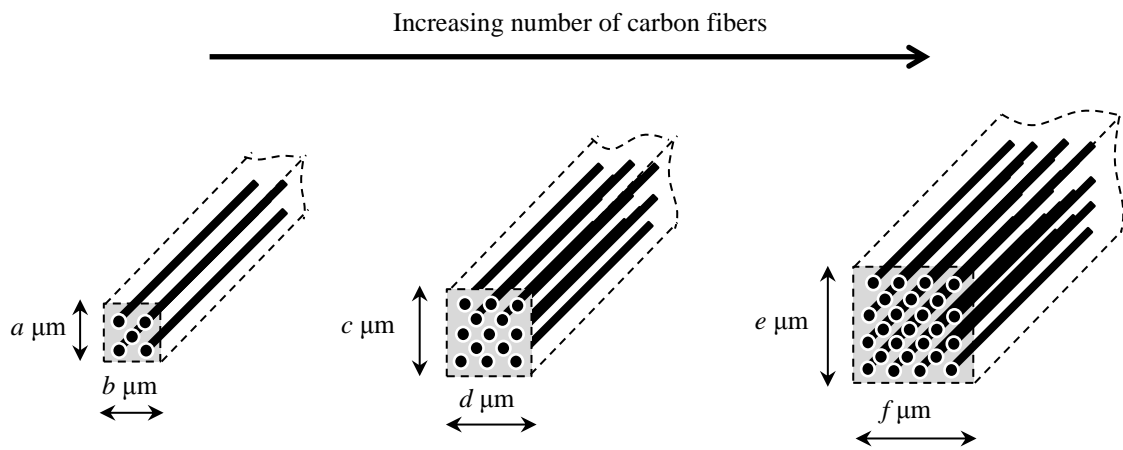
ここで、圧縮試験を容易にするためにベース材の一部にミクロスケールサイズの試験片を設置したモデルコンポジット試験片を用いるが、この場合にはベース材の寸法が大きいため試験片全体（モデルコンポジット試験片）としての繊維体積含有率を算出すると炭素繊維の本数によらずほぼ0%となる。そこで本研究では、炭素繊維が埋め込まれたミクロスケールサイズの領域にのみ限定して繊維体積含有率を考慮することとする。第4章にて述べるが、炭素繊維同士の間隔がある一定間隔以下でなければ圧縮破壊に至る過程で炭素繊維同士の相互作用が生じず、一方向CFRPにて生じるキンクバンド破壊がモデルコンポジットでは生じない。炭素繊維が埋め込まれている領域では炭素繊維同士をある一定間隔以下に制限するため、どのモデルコンポジット試験片でもほぼ同一の繊維体積含有率を仮定し、「近接する炭素繊維の本数」を破壊現象に影響を及ぼすパラメータとして用いることとする。



A : thickness, B : width, A and B are in the order of millimeter (mm)

a : thickness, b : width, a and b are in the order of micrometer (μm)

(a) Cross-section of a specimen



a, b, c, d, e, f : Order of micrometer (μm)

(b) Enlarged image of fiber embedded area

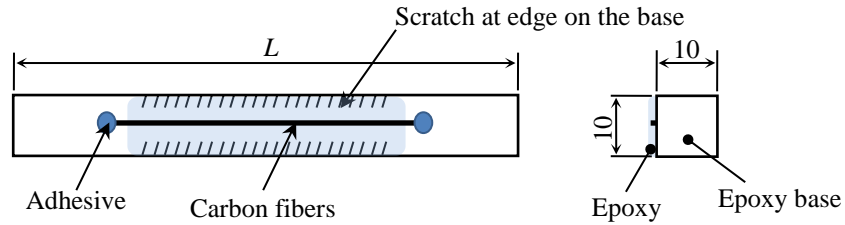
Figure 2-2 Fiber embedded area in model composites

なお、モデルコンポジットとして1本の繊維のみを母材樹脂に埋め込んだシングルファイバーモデルコンポジットは、繊維と樹脂との接着性を評価するフラグメンテーション試験 [27-37] や、樹脂の硬化成形時の収縮による繊維の微小座屈の観察[39]などでも用いられているが、圧縮破壊の検討が行われた例は少ない[40-42].

モデルコンポジットの製作手順は以下のようである。まず、圧縮試験を容易にするため、矩形形状のベース材を製作する。ベース材の材料には常温硬化型のエポキシ樹脂 (105/206, West system) を用い、主剤と硬化剤とを製造メーカーが推奨する混合比 5 : 1 で混合して自転公転ミキサー (シンキー, ARE-310) により十分に攪拌した後、型に注入して成形した。このエポキシ樹脂によるベース材の表面に PAN 系の炭素繊維 (T800S, 東レ) を載せ、炭素繊維の両端にシアノアクリレート系接着剤を用いてエポキシ樹脂ベースに仮固定した。その後、ベース材と同じ材料であるエポキシ樹脂 (105/206, West system) を用いて炭素繊維をコーティングしてベース材の表面に接着した。炭素繊維のコーティングに用いたエポキシ樹脂を完全硬化させるため、恒温炉に置いて 80°C で 3 時間のポストキュアを施した。その後、表面からの炭素繊維の観察を容易にするため、紙やすりを用いてコーティングの厚さを約 0.6 mm 以下に研磨し、更に研磨剤を用いて表面を磨いた。なお、圧縮試験中に炭素繊維をコーティングしたエポキシ樹脂がベース材から剥がれるのを防止するため、カッターを用いてベース材の表面に傷をつけ、アンカー効果を持たせた。試験片形状を Figure 2-3 に示す。また、炭素繊維の力学特性を Table 2-1 に示す[3].

Table 2-1 Physical property of T800S carbon fiber [3]

Tensile Young's modulus	294 GPa
Tensile strength	5880 MPa
Tensile failure strain	2.0 %
Fiber diameter	5 μm



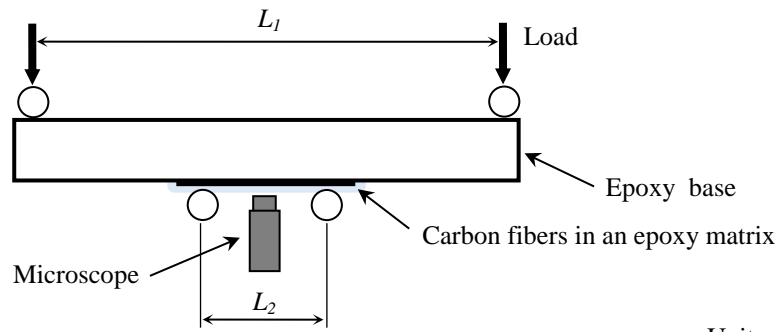
Unit: mm

Figure 2-3 Specimen configuration of a model composite

2.3 四点曲げを利用したモデルコンポジットの圧縮試験方法

モデルコンポジットの両端から圧縮荷重を負荷したり、くさびチャックで両端部を挟んでせん断負荷する場合には、圧子の接触不均一による荷重の偏りや、負荷軸のずれによるモデルコンポジットの曲げ変形により、炭素繊維を埋め込んだ領域が一様には圧縮されない可能性がある。そこで本研究では、モデルコンポジット内の炭素繊維を埋め込んだ領域に一様に圧縮負荷を与えるため、四点曲げ試験を利用する方法を採用した。四点曲げ試験を利用した圧縮試験の概要を Figure 2-4 に示す。モデルコンポジット内の炭素繊維埋め込み部は矩形形状のベース材の片側面に設置したため、この面が圧縮側となるように四点曲げ試験を実施することで、炭素繊維埋め込み部では圧縮負荷を受けることになる。

Figure 2-5 のように、四点曲げにおける負荷点間では純曲げとなり、曲げ応力が一定であるから、負荷点間ではモデルコンポジット内の炭素繊維埋め込み部は一様の圧縮負荷状態となる。なお、曲げによる圧縮ひずみはベース材の表面に接着したひずみゲージを用いて測定した。



Unit: mm

Figure 2-4 Four-point bending test of a model composite

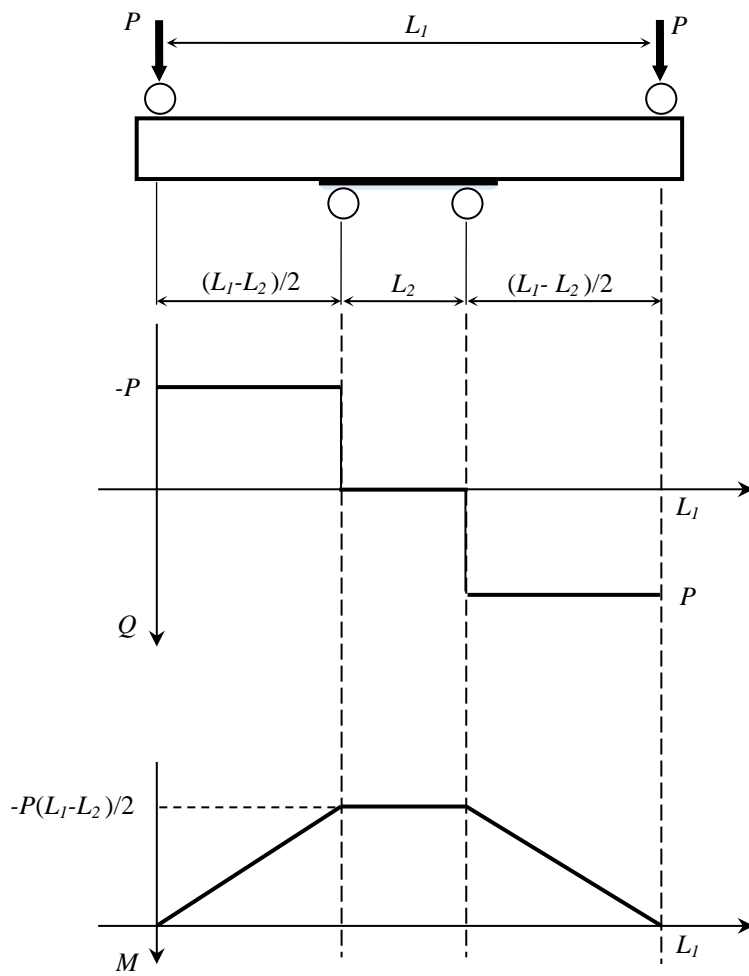


Figure 2-5 Shearing force diagram and bending moment diagram

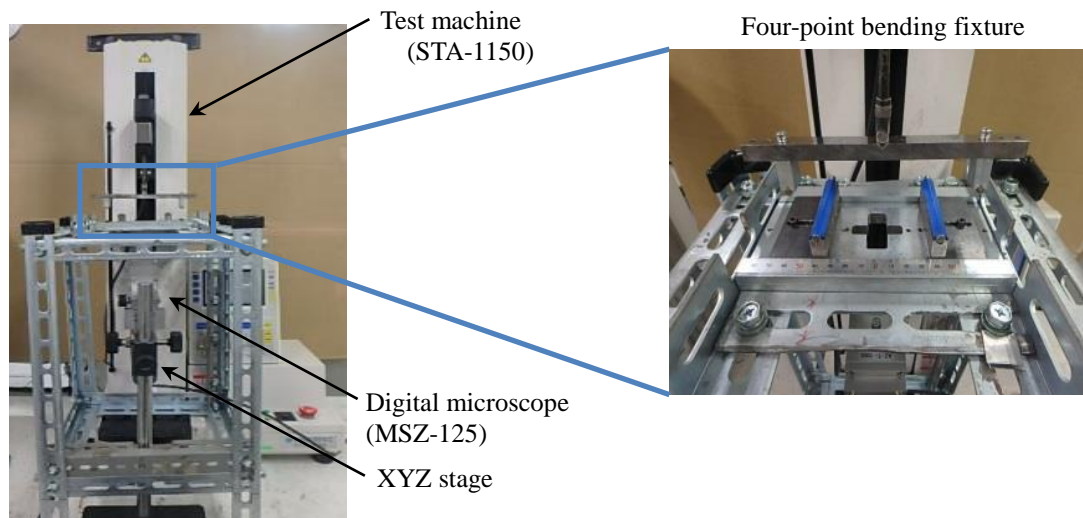


Figure 2-6 Test fixture for four-point bending test

試験装置全体を Figure 2-6 に示す。ベース材の下面側が炭素繊維埋め込み部となるようにモデルコンポジット試験片を四点曲げ治具に設置し、上に凸になるように四点曲げ試験を実施する。四点曲げ試験中には、モデルコンポジットの下側からデジタルマイクروسコープ（MSZ-125，朝日光学機製作所）を用いて炭素繊維が観察可能である。なお，モデルコンポジットを下側から観察するため，四点曲げ治具の中央には穴をあけてあり，下部から試験片を観察できるようにしている。また，負荷点及び支持点間隔を変更することにより，または，ベース材の上面側に炭素繊維埋め込み部を配置すれば，引張試験も可能である。圧縮試験機には卓上型材料試験機（STA-1150，オリエンテック）を用いた。

2.4 シングルファイバーモデルコンポジットの圧縮試験結果

本手法を用いて，モデルコンポジットの圧縮試験を実施した。ここでは，1本の炭素繊維を樹脂埋めしたシングルファイバーモデルコンポジットを用いて，本手法によ

り炭素繊維の圧縮破壊が観察可能であるかを検討した。圧縮試験中の炭素繊維の様子を観察したものを Figure 2-7 に示す。これより、圧縮負荷を増大させていくと、圧縮ひずみが 2.5 % 程度で炭素繊維が軸方向からある角度だけ傾いた方向に沿ってき裂が生じて、圧縮破壊する様子が観察された。一方向 CFRP 圧縮破断ひずみと比較して炭素繊維の圧縮破断ひずみ大きい。しかしながら、破壊モードは一方向 CFRP で観察されるキंकバンド破壊とは異なっている。

なお、炭素繊維の圧縮破壊は、圧縮破壊後に更に負荷を増大させて破壊部近傍を更に変形させた後でなければ、デジタルマイクروسコープを用いた目視発見は難しい。すなわち、目視検出では炭素繊維の圧縮破壊の開始点を正確に検出することは難しい。圧縮破壊の開始点を正確に検出する方法については次章にて述べる。



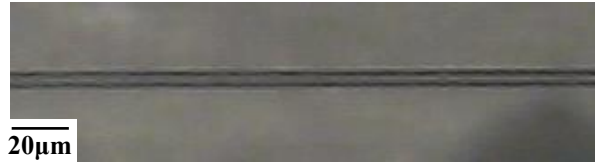
(a) Before test



(b) 0.2 % strain



(c) 0.4 % strain



(d) 0.6 % strain



(e) 0.8 % strain



(f) 1.0 % strain



(g) 1.2 % strain



(h) 1.4 % strain



(i) 1.6 % strain



(j) 1.8 % strain



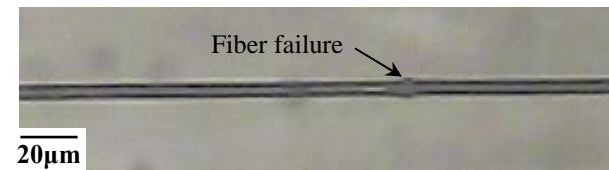
(k) 2.0 % strain



(l) 2.2 % strain



(m) 2.4 % strain



(n) 2.5% strain



(o) Unloaded

Figure 2-7 Compressive failure of a single fiber model composite

2.5 結 言

炭素繊維を樹脂埋めしたモデルコンポジット試験片の製作方法と、その圧縮試験方法について述べた。得られた結果を以下に要約する。

- (1) 炭素繊維の圧縮破壊挙動を観察可能なモデルコンポジット試験片を製作し、4点曲げ試験を利用してモデルコンポジットの圧縮試験を実施する方法を示した。
- (2) 本手法を用いてシングルファイバーモデルコンポジットの圧縮試験を実施した結果、圧縮負荷に伴う炭素繊維の圧縮破壊を連続的に観察することができることを示した。炭素繊維は圧縮負荷により、軸方向から傾いた方向に沿ってき裂を生じて圧縮破壊した。
- (3) シングルファイバーモデルコンポジットにおける炭素繊維の圧縮破壊は、その後に負荷を増大させて破壊部が大きく変形した後でないとマクロスコープによる目視観察が難しいため、炭素繊維の圧縮破壊の開始点を正確に検出することは難しい。

第三章

シングルファイバー
モデルコンポジットの
圧縮破壊挙動

3.1 緒言

本章ではシングルファイバーモデルコンポジットを用いて、一方向 CFRP で生じるキックバンド破壊が起きるかを検討した。シングルファイバーモデルコンポジットにおける炭素繊維の圧縮破壊挙動は、母材樹脂による支持状況に影響を受けると考えられるから、母材樹脂のヤング率を変化させて圧縮試験を実施した。また、炭素繊維は脆性材料であるために引張強度には大きなばらつきを有していることが報告されているが[48,57,58,61]。一方で、圧縮強度のばらつきについてはこれまでに報告がない。そこでシングルファイバーモデルコンポジットを用いて炭素繊維の圧縮破壊におけるばらつきについても評価を行った。

3.2 シングルファイバーモデルコンポジットの圧縮破壊に与える母材樹脂の影響

炭素繊維の圧縮破壊挙動は母材樹脂のヤング率に依存すると考えられるから、ここではコーティングに使用したエポキシ樹脂のヤング率を意図的に変えたシングルファイバーモデルコンポジット試験片を準備して、母材樹脂のヤング率が炭素繊維の圧縮破壊挙動に与える影響について検討した。これによりシングルファイバーモデルコンポジットにおいて一方向 CFRP で生じるキックバンド破壊が起きるかについて検討する。

前章において炭素繊維のコーティングに使用したエポキシ樹脂（105/206, West system）は製造メーカーの推奨する混合比で製作したものであり、JIS K7162 に準拠してエポキシ樹脂のヤング率を測定した結果、2.7 GPa であった。エポキシ樹脂を成形する際、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、ここでは 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によって、その影響を低減するようにした。

Table 3-1 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。このエポキシ樹脂を母材（コーティング）に使用した試験片を用いて、圧縮試験を実施した。なお、全てのベース材にはメーカーが推奨する主剤と硬化剤との適切な混合比5:1を用いて製作している。Figure 3-1 には、主剤と硬化剤との比率を5:0.65としたエポキシ樹脂を母材に用いたシングルファイバーモデルコンポジットを用いて、圧縮試験中に炭素繊維を連続的に観察した結果を示す。母材樹脂のヤング率が低い場合には、繊維の圧縮破壊が生じる以前に繊維が座屈変形している様子が観察された。

Table 3-1 Mixture ratio of epoxy resin/hardener and resultant Young's modulus

	Epoxy resin : Hardener	Young's modulus E_m [GPa]
Pattern 1	5 : 0.60	0.01
Pattern 2	5 : 0.65	0.2
Pattern 3	5 : 0.70	0.3
Pattern 4	5 : 0.75	0.7
Pattern 5	5 : 0.80	1.6
Manufacturer's recommend	5 : 1.00	2.7

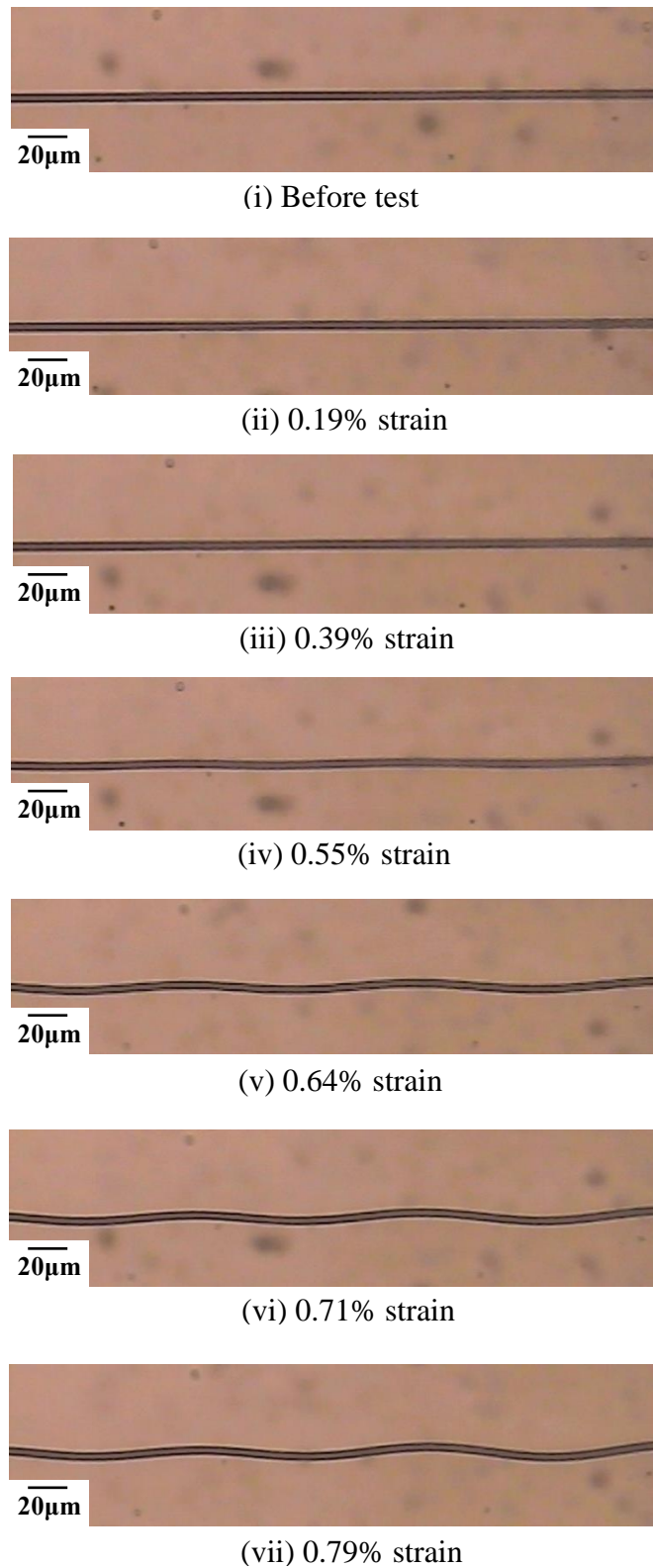
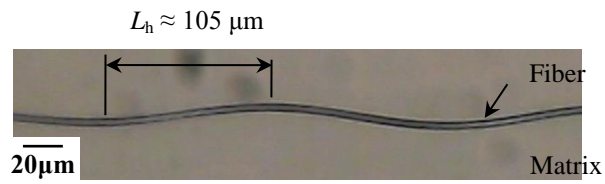


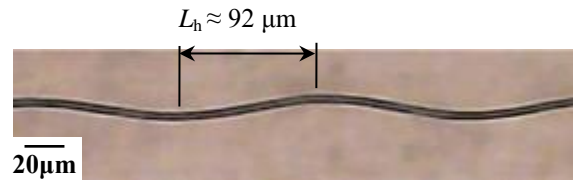
Figure 3-1 Successive images of micro-buckling behavior of a single carbon fiber embedded in epoxy matrix. Mixture ratio of epoxy resin is 5 : 0.65.

また、Table 3-1 に示す 6 種類の混合比で製作したエポキシ樹脂を母材に用いたシングルファイバーモデルコンポジットの圧縮負荷に伴う炭素繊維の変形及び破壊の様子を Figure 3-2 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。この破壊モードは一方向 CFRP で生じるキックバンド破壊とは大きく異なる。

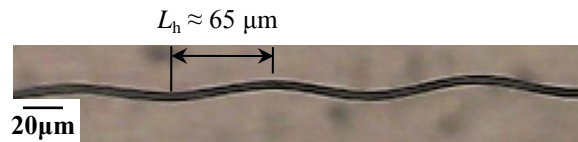
一方、混合比が 5 : 0.75 よりも大きくなると炭素繊維が座屈変形する様子が観察された。エポキシ樹脂のヤング率の低下に伴って、炭素繊維の座屈波長は長くなっている。混合比が 5 : 0.60 の場合の炭素繊維の座屈波長は 105 μm であり、一方向 CFRP のキックバンド破壊で観察されるキックバンド長さ (Table 1-1 参照) に近い値となる。座屈変形した炭素繊維はその腹部において曲げモーメントが最大になるから、隣接する 2 つの腹部で曲げ破壊が生じれば、一方向 CFRP のキックバンド破壊に類似した破壊モードとなる。しかしながら、この時の母材樹脂のヤング率は 0.01 GPa と非常に小さく、一方向 CFRP においてこれほど小さなヤング率の母材樹脂が使用されることはないから、シングルファイバーモデルコンポジットにおいて観察される炭素繊維の座屈現象と一方向 CFRP のキックバンド現象とはその発現メカニズムが異なるものであると考えられる。以上より、シングルファイバーモデルコンポジットでは一方向 CFRP のキックバンド破壊現象を再現することはできないことが明らかとなった。



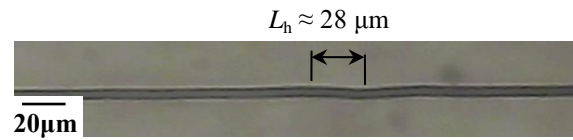
(a) Mixture ratio = 5 : 0.60



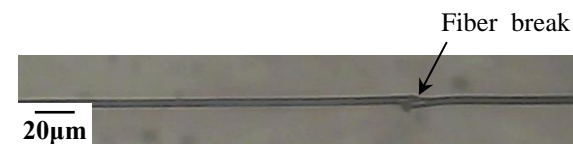
(b) Mixture ratio = 5 : 0.65



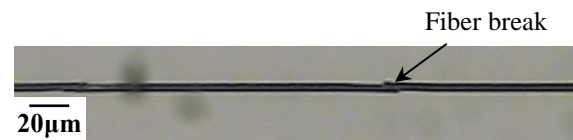
(c) Mixture ratio = 5 : 0.70



(d) Mixture ratio = 5 : 0.75



(e) Mixture ratio = 5 : 0.80



(f) Mixture ratio = 5 : 1.00

Figure 3-2 Comparison of compressive behavior of a carbon fiber embedded in epoxy resin with various mixture ratio

3.3 炭素繊維の圧縮破壊におけるばらつきの評価

3.3.1 試験片の製作

炭素繊維は脆性材料であるために引張強度には大きなばらつきを有するが、圧縮強度のばらつきについてはこれまでに報告がない。そこで、ここではシングルファイバーモデルコンポジットを用いて炭素繊維の圧縮破壊のばらつきについて評価を行い、引張破壊のばらつきとの比較を行った。

シングルファイバーモデルコンポジットの製作方法等については前章で述べた通りであるが、本章では繊維破断の検出のために、圧縮試験中に炭素繊維に電流を印加して炭素繊維の電気抵抗を逐次計測するため、シングルファイバーモデルコンポジットに電極を追加設置した。試験片の製作方法及び形状を簡単に説明する。

長さが 150 mm である矩形形状のエポキシ樹脂ベース材に、2 組の銅箔をそれぞれ 110 mm 及び 134 mm の間隔をあけて巻き付け、それぞれ電圧電極及び電流電極とした。なお、銅箔の幅は 2 mm、厚さは 0.01 mm である。その後、1 本の炭素繊維 (T800S, 東レ) をベース材に載せて、炭素繊維の一端をシアノアクリレート系接着剤を用いてベース材に仮固定した。その後、他端に錘となるアルミ板 (9.8 mN) を炭素繊維に接着し、炭素繊維に張力を加えた状態でエポキシ樹脂を用いて炭素繊維をコーティングして、炭素繊維をエポキシ樹脂ベース材の表面に接着した。なお、コーティングに用いたエポキシ樹脂 (105/206, West system) は、主剤と硬化剤とを適切な混合比 5 : 1 で製作したものである。炭素繊維のコーティングに用いたエポキシ樹脂を完全硬化させるため、恒温炉に置いて 80 °C で 3 時間のポストキュアを施した。その後、紙やすりを用いてコーティングの厚さを約 0.6 mm 以下に研磨し、更に観察しやすくするために研磨剤を用いて表面を磨いた。なお、圧縮試験中にベース材から炭素繊維をコーティングした部分が剥がれるのを防止するためにカッターを用いてベースの表面に傷をつけ、アンカー効果を持たせた。試験片形状を Figure 3-3 に示す。なお、炭素繊維

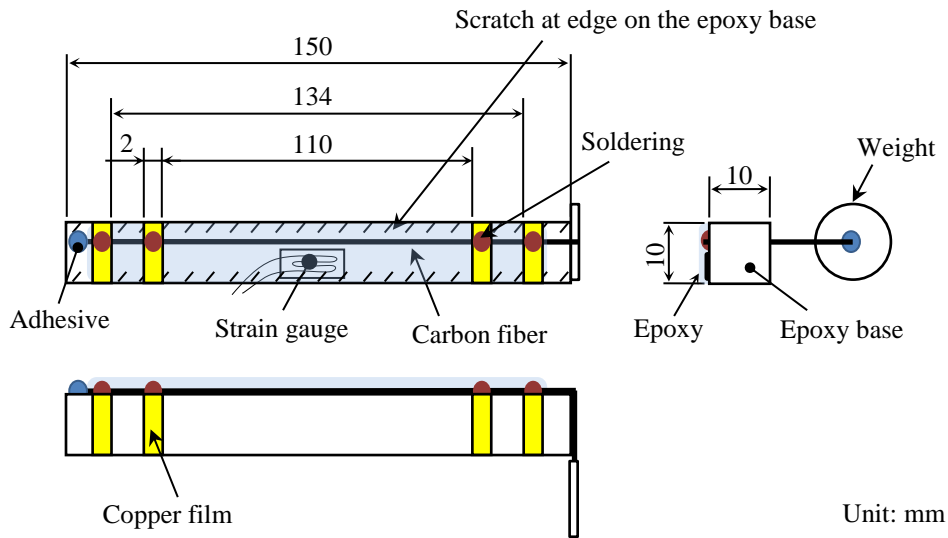
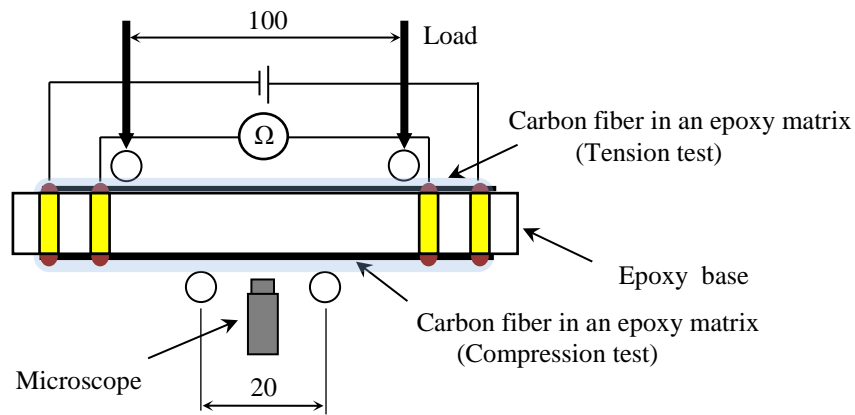


Figure 3-3 Specimen configuration of a single-fiber model composite

維のひずみを測定するため，繊維を載せたベース材の表面にはひずみゲージ（KFP-2-120，共和電業）を貼付した．

3.3.2 四点曲げによるシングルファイバーモデルコンポジットの圧縮及び引張試験方法

四点曲げによるシングルファイバーモデルコンポジットの圧縮試験概要を Figure 3-4 に示す．負荷点間隔は 100mm，支持点間隔は 20mm である．圧縮試験は卓上型材料試験機（STA-1150，オリエンテック）を用いて，負荷速度 0.5 mm/min にて実施した．圧縮試験中にはデジタルマイクロスコープ（MSZ-125，朝日光学機製作所）を用いて炭素繊維を逐次観察した．四点曲げ試験においてエポキシ樹脂ベースの圧縮側になる面に炭素繊維を設置した場合には圧縮試験となり，引張側になる面に炭素繊維を設置した場合には引張試験となる．



Unit: mm

Figure 3-4 Compression and tension test of a single-fiber model composite by means of four-point bending test

3.3.3 炭素繊維の電気抵抗測定による圧縮及び引張破壊の検出方法

シングルファイバーモデルコンポジットの圧縮及び引張試験において炭素繊維の破壊を検出するため、炭素繊維の電気抵抗を試験中に逐次測定した。炭素繊維の電気抵抗 R は次式で表される。

$$R = \rho \frac{L}{A} \quad (3-1)$$

ここで、 ρ は比抵抗、 L は全長、 A は断面積である。

炭素繊維に圧縮負荷を加えると長さが短くなり断面積が増大するから、電気抵抗は減少する。炭素繊維に圧縮破壊が生じるとその箇所では電流の流れが阻害されるから、電気抵抗は急激に増大する。但し、炭素繊維に圧縮破壊が生じても、破面同士が接触した状態であれば測定される電気抵抗が無限大になることはない。一方で、炭素繊維に引張負荷を加えると長さが長くなり断面積が減少するから、電気抵抗は増大する。炭素繊維に引張破壊が生じるとその箇所では電流が流れなくなるから、測定される電気

抵抗は無窮大となる。従って、試験中に炭素繊維の電気抵抗を逐次計測することによって、圧縮及び引張破壊の開始点を検出することが可能である。

3.3.4 ワイブル分布による破壊のばらつきの統計的評価手法

炭素繊維は脆性材料であり、その引張破壊確率はワイブル分布に従うことが知られている[43-61]。本研究では、圧縮破壊確率もワイブル分布に従うと仮定して、圧縮破壊のばらつきについて評価を行った。

圧縮破壊の累積破壊確率 F_i は次式で与えられる。

$$F_i = (i - 0.5)/n \quad (3-2)$$

ここで、 i は低圧縮破断ひずみ順位、 n はデータ総数である。

一方、炭素繊維の圧縮破断ひずみがワイブル分布に従うとすれば、累積破壊確率は次式で与えられる。

$$F_i = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_0}\right)^\alpha\right] \quad (3-3)$$

ここで、 ε_f は実験より得られた炭素繊維の圧縮破断ひずみ、 ε_0 は尺度パラメータ、 α は形状パラメータである。式(3-3)に両辺の対数を取り、変形すれば次式で表せる。

$$\ln\left[\ln\left(\frac{1}{1 - F_i}\right)\right] = \alpha \ln(\varepsilon_f) - \alpha \ln(\varepsilon_0) \quad (3-4)$$

従って、式(3-4)の左辺を縦軸に、右辺を横軸に取って実験結果をワイブル分布にプロットし、その結果を式(3-4)で近似することによって、形状パラメータ及び尺度パラメータが得られる。尺度パラメータが炭素繊維の代表圧縮破断ひずみを、形状パラメータがそのばらつきの程度を表す。なお、引張破断ひずみのばらつきについても同様な

方法で評価した。

なお、炭素繊維は脆性材料であるが、圧縮に関しては応力-ひずみ関係に線形性が成立しないことが報告されており[25,62]、測定したひずみから強度を求めることは難しい。ワイブル分布には強度が用いられることが多いが、本論文では破壊のばらつきを評価することを目的として、破断ひずみを用いてばらつきの評価を行った。

3.3.5 圧縮及び引張による炭素繊維の電気抵抗の変化

炭素繊維を貼付した面が圧縮変形を受けるように四点曲げ試験を実施した。電気抵抗変化率と圧縮ひずみとの関係を Figure 3-5 に示す。縦軸は電気抵抗の変化率であり、横軸は炭素繊維の圧縮ひずみである。圧縮負荷に伴い炭素繊維の電気抵抗は減少した。その後、圧縮負荷を増大させると圧縮ひずみが約 2.5 %程度において急激に電気抵抗が上昇した。この時点で炭素繊維には圧縮損傷が生じているから、この時の圧縮ひずみを炭素繊維の圧縮破断ひずみとした。なお、Figure 3-5 は電気抵抗と圧縮ひずみとの関係の一例であるが、圧縮破断ひずみの試験片ごとのばらつきは小さく、約 2.4% ~ 2.8%であった。なお、圧縮破断ひずみのばらつきについては後述する。

次に、炭素繊維を貼付した面が引張変形を受けるように四点曲げ試験を実施した。Figure 3-6 に電気抵抗変化率と引張ひずみとの関係を示す。縦軸は電気抵抗の変化率であり、横軸は炭素繊維の引張ひずみである。引張負荷に伴い炭素繊維の電気抵抗は線形的に増加した。その後、引張負荷を増大させると引張ひずみが約 1.6 %程度において電気抵抗が無限大になった。この時に炭素繊維には破断が生じているから、この時の引張ひずみを炭素繊維の引張破断ひずみとした。なお、Figure 3-6 は電気抵抗と引張ひずみとの関係の一例であり、引張破断ひずみは試験片ごとにばらつきが生じており、その引張破断ひずみは約 1.1% ~ 2.3 %であった。なお、引張破断ひずみのばら

つきについては後述する.

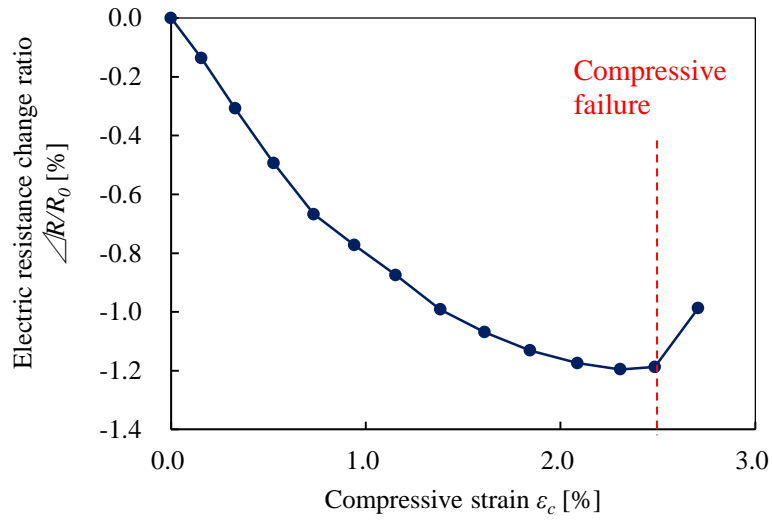


Figure 3-5 A typical example of electrical resistance change ratio of a single-fiber model composite during compression

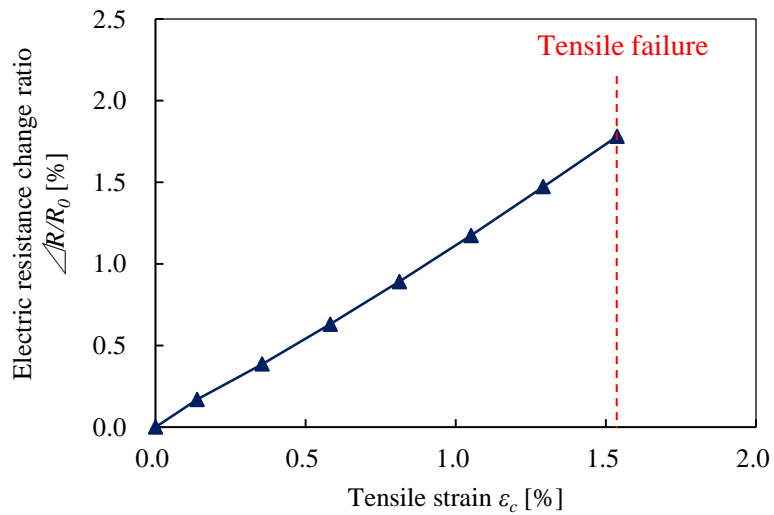


Figure 3-6 A typical example of electrical resistance change ratio of a single-fiber model composite during tension

3.3.6 炭素繊維の破壊観察

圧縮負荷に伴い炭素繊維の電気抵抗変化が急激に上昇した後，炭素繊維の破壊の様子を観察したものを Figure 3-7 に示す．なお，圧縮試験中には炭素繊維を逐次観察して，炭素繊維が圧縮破壊に至るまでに座屈が生じていないことを確認した．炭素繊維には繊維直交方向から 45°程度傾いた面に沿ってき裂が生じ，せん断破壊している様子が観察された．

次に，引張負荷に伴い炭素繊維の電気抵抗変化が無限大となった後，炭素繊維の破壊の様子を観察したものを Figure 3-8 に示す．炭素繊維には繊維直交方向に破断している様子が観察された．

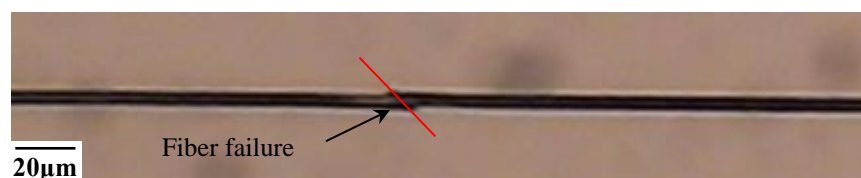


Figure 3-7 Fiber failure due to compression

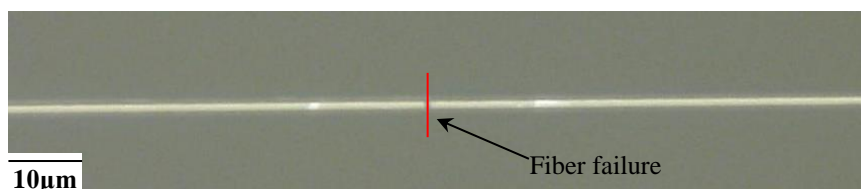


Figure 3-8 Fiber failure due to tension

3.3.7 圧縮破断ひずみと引張破断ひずみのばらつきの比較

シングルファイバーモデルコンポジットの圧縮及び引張試験結果より、圧縮破断ひずみと引張破断ひずみのワイブルプロットとを Figure 3-9 に示す。これより得られた形状パラメータと尺度パラメータとを Table 3-2 に示す。なお、シングルファイバーモデルコンポジット試験片の製作の際、炭素繊維には引張の予負荷（1.7 %）を加えたので、圧縮破断ひずみにはその予負荷を減算し、引張破断ひずみにはその予負荷を加算した。

圧縮破断ひずみにおける形状パラメータは 30.4 であり、引張破断ひずみにおける形状パラメータの 8.42 と比較すると大きな値である。これは、引張破断ひずみのばらつきと比較して、圧縮破断ひずみのばらつきが非常に小さいことを意味している。炭素繊維の引張破壊は欠陥（き裂）サイズに依存しており、引張負荷が作用するとき裂が開口して破壊に至る[63]。一方で、圧縮負荷においてはこのような繊維のき裂は閉口するために進展しにくいから、引張破壊よりも圧縮破壊のばらつきが小さいと考えられる。

圧縮破断ひずみにおける尺度パラメータは 2.39 % であり、引張破断ひずみにおける尺度パラメータは 1.92 % であった。引張破断ひずみは製造メーカーのカタログに記載の破断ひずみ 2.0 % とほぼ等しい[3]。一方で、圧縮破断ひずみは引張破断ひずみよりも大きな値となっている。この理由としては、上述の通り、圧縮負荷ではき裂が閉口するために、欠陥からのき裂進展が抑制されるからであると考えられる。

また、同じ炭素繊維を用いた一方向プリプレグ（T800S/2592，東レ）により製作したマクロスケール試験片の圧縮破断ひずみは 0.95% 程度であるから、シングルファイバーモデルコンポジットにおける炭素繊維の圧縮破断ひずみはこれと比較しても大きな値である。マクロスケール試験片とシングルファイバーモデルコンポジットとで破断ひずみが異なるのは、破壊モードの違い、すなわちマクロスケール試験片ではキ

ンクバンド破壊であり，シングルファイバーモデルコンポジットでは炭素繊維の圧縮破壊であるためと考えられる．但し，マクロスケール試験片ではキंकバンド破壊を直接観察することが難しいため，キंकバンド破壊が生じたかどうかの判断は難しいが，破断ひずみが 0.95%程度である場合には，シングルファイバーモデルコンポジットを用いて得られた炭素繊維の圧縮破断ひずみのばらつきの範囲 (Figure 3-9) よりも十分に小さな破断ひずみであるので，炭素繊維の圧縮破壊が主な原因となっていないことが明らかとなった．

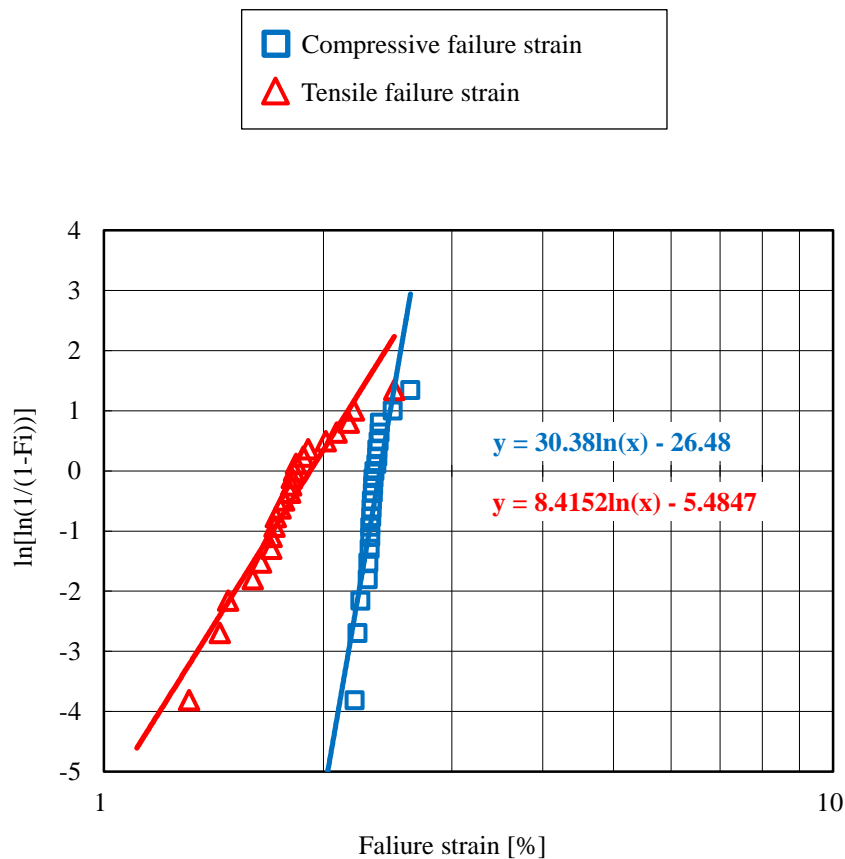


Figure 3-9 Weibull distribution of T800S carbon fibers obtained
 by single-fiber model composite

Table 3-2 Weibull parameters of T800S carbon fibers obtained
by single-fiber model composite

	Shape parameter	Scale parameter
Compressive failure strain	30.4	2.39 %
Tensile failure strain	8.42	1.92 %

3.4 結 言

1 本の炭素繊維を樹脂埋めしたシングルファイバーモデルコンポジットを用いて圧縮試験を実施した。得られた結果を以下に示す。

- (1) 母材であるエポキシ樹脂のヤング率が低い場合には、炭素繊維は圧縮破壊する前に座屈変形を生じた。一方、エポキシ樹脂のヤング率が高い場合には、炭素繊維は座屈変形する前に圧縮破壊した。
- (2) 一方向 CFRP のキックバンド長さと等しい炭素繊維の座屈波長を得るためには、母材のヤング率が非常に小さい必要があり、一方向 CFRP においてこのような小さなヤング率を持つ母材が使用されることはないから、シングルファイバーモデルコンポジットにおいて観察される炭素繊維の座屈現象と、一方向 CFRP のキックバンド現象とはその発現メカニズムが異なると考えられる。
- (3) 圧縮負荷に伴い炭素繊維の電気抵抗は減少し、その後、炭素繊維の圧縮破壊と共に急激に上昇した。一方、引張負荷に伴い炭素繊維の電気抵抗は線形的に増加し、その後、炭素繊維の引張破壊と共に電気抵抗は無窮大となった。この方法を用いて炭素繊維の圧縮破壊及び引張破壊の検出が可能であることを示した。

- (4) 圧縮負荷により，炭素繊維には繊維直交方向から 45 度程度傾いた面に沿ってき裂が生じ，せん断破壊した．一方，引張負荷により，炭素繊維は繊維直交方向にき裂が生じて，破断した．
- (5) 炭素繊維の圧縮破壊におけるばらつきは，引張破壊におけるばらつきと比較して小さいことを明らかにした．また，圧縮破断ひずみは引張破断ひずみよりも大きいことを明らかにした．
- (6) マクロスケール試験片ではキンクバンド破壊が生じたかどうかの判断が難しいが，炭素繊維の圧縮破断ひずみのばらつきの範囲よりもマクロスケール試験片の圧縮破断ひずみが十分に小さいため，炭素繊維の圧縮破壊がマクロスケール試験片の圧縮破壊のトリガーにはなっていないことを明らかにした．
- (7) シングルファイバーモデルコンポジットの圧縮破壊モードは炭素繊維の圧縮破壊であり，一方向 CFRP におけるキンクバンド破壊とは異なる．この結果から，キンクバンド破壊現象を再現するためには，より一方向 CFRP を模擬したモデルコンポジットが必要であることが明らかになった．

第四章

ツーフाइバー
モデルコンポジットの
圧縮破壊挙動

4.1 緒言

第3章の結果より，シングルファイバーモデルコンポジットでは一方向 CFRP のキックバンド破壊現象を再現することができないことが明らかとなった．そこで本章では，2本の炭素繊維を配列したツーファイバーモデルコンポジットを製作して圧縮試験を実施し，キックバンド破壊の再現が可能であるかについて検討を行った．ここで，2本の炭素繊維を配列させる場合には，その炭素繊維同士の間隔が圧縮破壊挙動に影響を与えると考えられる．そこで，炭素繊維同士の間隔を $0\ \mu\text{m}$ から $15\ \mu\text{m}$ まで変化させたツーファイバーモデルコンポジットを製作して，圧縮試験を実施した．

4.2 ツーファイバーモデルコンポジットの製作方法

2本の炭素繊維をマイクロメートルオーダーの間隔で配列させるため，Figure 4-1 に示す炭素繊維の仮固定治具と，Figure 4-2 に示す移動装置とを用いた．炭素繊維の仮固定治具は，大小2種類のコの字型のアルミ板である．移動装置は共通土台の上に XYZ ステージと，XYZ ステージの高さに合わせてかさ上げした台とを設置したものである．

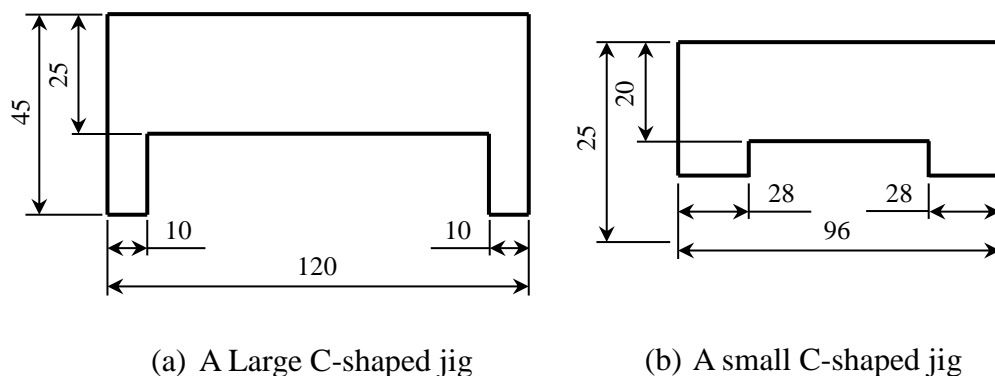
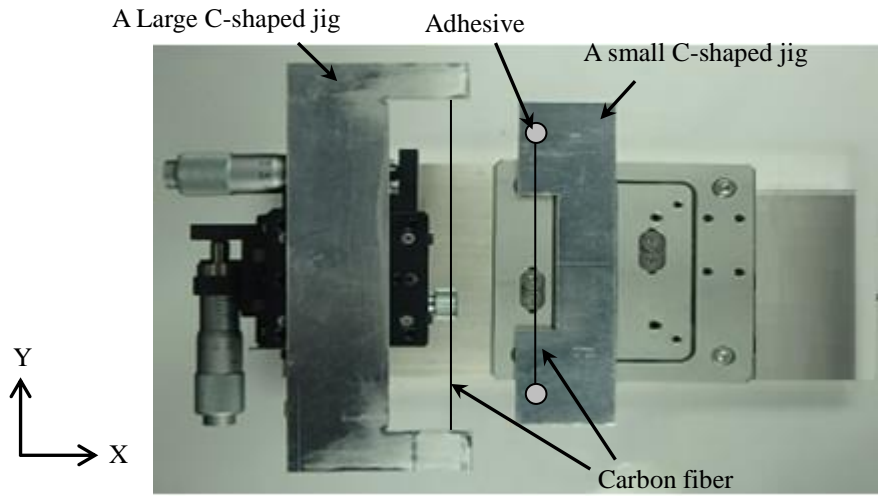
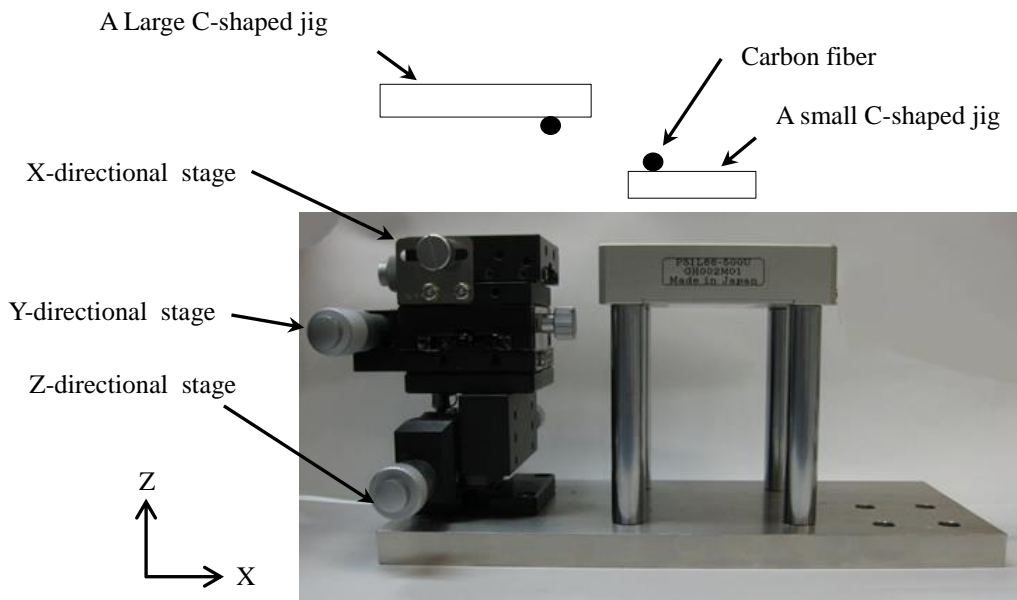


Figure 4-1 Large and small C-shaped aluminum jigs



(a) Plan view



(b) Side view

Figure 4-2 Fixture to closely align carbon fibers

まず、コの字型のアルミ板に炭素繊維を載せた後、シアノアクリレート系接着材を用いて炭素繊維の一端を固定する。炭素繊維の他端を手で持ち、ある程度の張力を加えて炭素繊維を真直ぐにした状態でシアノアクリレート系接着材を用いてもう一端を固定する。接着材が十分に硬化するまで時間を置いた後、炭素繊維を固定した大小2種類のコの字型のアルミ板を XYZ ステージとかさ上げした台とに両面テープを用いてそれぞれ固定する。Figure 4-3 のように、XYZ ステージを移動させることによって、大小2種類のコの字型のアルミ板に固定した2本の炭素繊維を近接させる。その後、Figure 4-3(b)のように、2本の炭素繊維を小さなコの字型のアルミ板にシアノアクリレート系接着剤を用いて固定する。Figure 4-3(b)に示す破線の位置で2本の炭素繊維を切断し、小さなコの字型のアルミ板を取り出してエポキシ樹脂ベース材に載せ、エポキシ樹脂を用いて2本の炭素繊維をコーティングしてエポキシ樹脂ベース材に接着した。なお、コーティングに用いたエポキシ樹脂 (105/206, West system) は、主剤

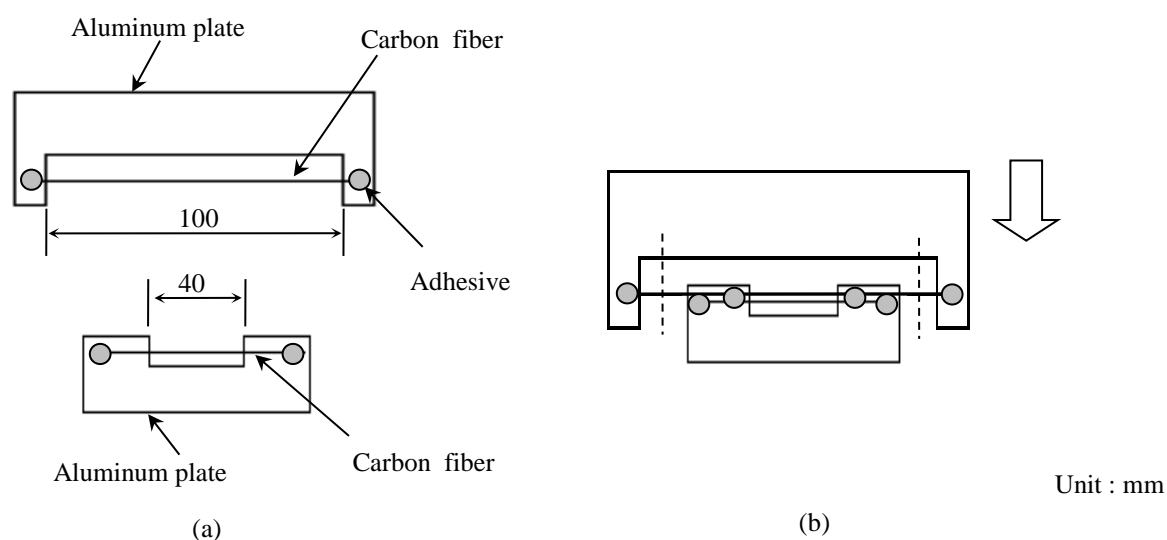


Figure 4-3 Procedure to closely align carbon fibers

と硬化剤を製造メーカーが推奨する混合比 5 : 1 で製作したものである。炭素繊維のコーティングに用いたエポキシ樹脂を完全硬化させるため、恒温炉に置いて 80 °C で 3 時間のポストキュアを施した。その後、紙やすりを用いてコーティングの厚さを約 0.6 mm 以下まで研磨し、更に観察しやすくするために研磨剤を用いて表面を磨いた。ツーファイバーモデルコンポジット試験片の形状を Figure 4-4 に示す。なお、2 本の炭素繊維間の距離を 0 μm , 2 μm , 7 μm , 9 μm , 15 μm とした , 5 種類のツーファイバーモデルコンポジットを製作した。

4.3 四点曲げによるツーファイバーモデルコンポジットの圧縮試験方法

四点曲げによるツーファイバーモデルコンポジットの圧縮試験概要を Figure 4-5 に示す。エポキシ樹脂ベースの表面に載せた炭素繊維が圧縮負荷を受けるように炭素繊維の圧縮試験を実施した。負荷点間は 130 mm, 支持点間は 30 mm である。圧縮試験は卓上型材料試験機 (STA-1150, オリエンテック) を用いて、負荷速度 0.5 mm/min にて実施した。圧縮試験中にはデジタルマイクロスコープ (MSZ-125, 朝日光学機製作所) を用いて炭素繊維を逐次観察した。

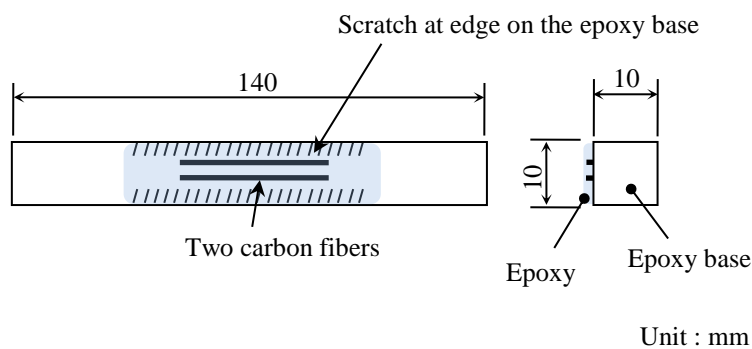


Figure 4-4 Specimen configuration of a two-fiber model composite

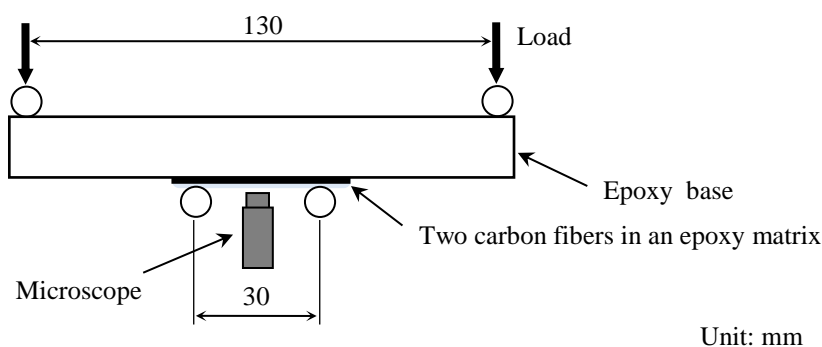
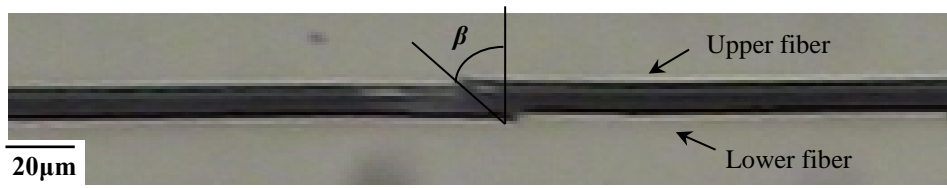


Figure 4-5 Compression test of a two-fiber model composite by means of four-point bending test

4.4 圧縮負荷による 2 本の炭素繊維の圧縮破壊挙動

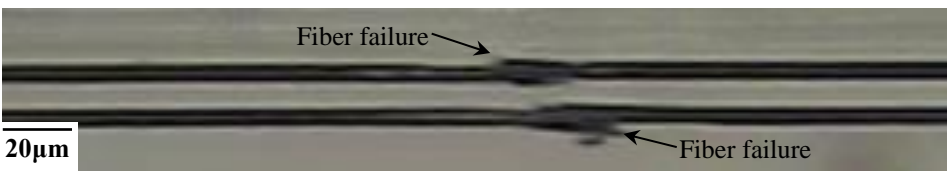
ツーフайバーモデルコンポジットの圧縮試験後の炭素繊維の破壊観察写真を Figure 4-6 に示す。なお、圧縮試験中に炭素繊維の圧縮破壊が観察された時点で除荷した後、観察を行った。全てのツーフайバーモデルコンポジットにおいて、炭素繊維には大きな座屈変形は観察されず、2 本の炭素繊維がほぼ同じ長手方向位置で破断する様子が観察された。繊維間距離が短い場合には、炭素繊維は繊維直交方向から 45° 程度傾いた面に沿ってき裂が生じていた。これより、ツーフайバーモデルコンポジットの圧縮破壊モードは炭素繊維の圧縮破壊であり、一方向 CFRP におけるキンクバンド破壊とは異なっている。すなわち、ツーフайバーモデルコンポジットでは一方向 CFRP におけるキンクバンド破壊現象を再現できないことが明らかとなった。なお、繊維間距離が $15 \mu\text{m}$ であっても 2 本の炭素繊維がほぼ同じ長手方向位置にて破断しているから、本試験条件下では、繊維間距離が $15 \mu\text{m}$ 以下であれば圧縮破壊において炭素繊維に相互干渉が生じている。



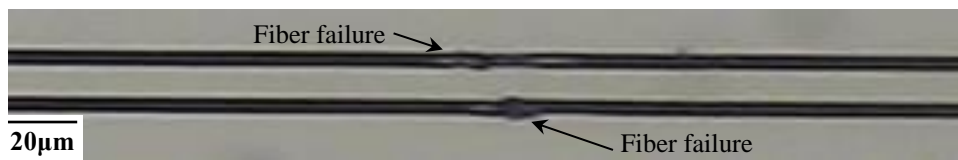
(a) 0 μm spacing between fibers



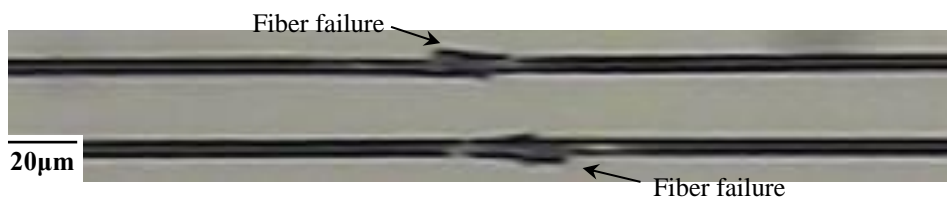
(b) 2 μm spacing between fibers



(c) 7 μm spacing between fibers



(d) 9 μm spacing between fibers



(e) 15 μm spacing between fibers

Figure 4-6 Compressive failure of two-fiber model composites

4.5 結 言

2本の炭素繊維を樹脂埋めしたツーファイバーモデルコンポジットを製作して、圧縮試験を実施した。得られた結果を以下に示す。

- (1) 2本の炭素繊維の間隔を $0\ \mu\text{m}$, $2\ \mu\text{m}$, $7\ \mu\text{m}$, $9\ \mu\text{m}$, $15\ \mu\text{m}$ 程度にしたツーファイバーモデルコンポジットの圧縮試験より、それぞれの試験片において2本の炭素繊維がほぼ同じ長手方向位置で破断する様子が観察された。これより、炭素繊維の圧縮破壊において炭素繊維同士に相互干渉が生じる繊維間距離は、本試験条件では $15\ \mu\text{m}$ 程度以下であることが明らかとなった。
- (2) ツーファイバーモデルコンポジットの圧縮破壊モードは炭素繊維の圧縮破壊であり、一方向 CFRP におけるキンクバンド破壊とは異なる。この結果から、キンクバンド破壊現象を再現するためには、より一方向 CFRP を模擬したモデルコンポジットが必要であることが明らかとなった。

第五章

マルチファイバーモデル
コンポジットの
圧縮破壊挙動

5.1 緒言

前章までにおいて、シングルファイバーモデルコンポジット及びツーファイバーモデルコンポジットでは一方向CFRPのキンクバンド破壊現象を再現することができないことが明らかとなった。そこで本章では、3本以上の炭素繊維を配列したマルチファイバーモデルコンポジットを製作して圧縮試験を実施し、キンクバンド破壊の再現が可能であるかについて検討を行った。また、マルチファイバーモデルコンポジットにおける圧縮破壊現象とマクロスケール試験片におけるキンクバンド破壊現象との関連性について、キンクバンドパラメータを用いて比較することによって検証した。

5.2 マルチファイバーモデルコンポジットの製作方法

炭素繊維の本数を3, 4, 8, 10, 530, 8000, 11000本と変えた7種類のマルチファイバーモデルコンポジットを製作した。炭素繊維の本数が10本以下の場合には、24000本の繊維束より炭素繊維を1本ずつ取り出してマルチファイバーモデルコンポジットを製作した。炭素繊維の本数が530本以上の場合には、24000本の繊維束より炭素繊維をある程度まとめて取り出した後、精密天秤を用いて重量を測定することによって繊維数を算出した。

複数の炭素繊維（T800S，東レ）をまとめて矩形形状のエポキシ樹脂ベース材に載せ、炭素繊維の両端をポリシアネート系接着剤で仮固定した後、エポキシ樹脂（105/206，West system）を用いて炭素繊維をコーティングしてエポキシ樹脂ベース材に接着した。エポキシ樹脂を常温にて24時間硬化した後、完全硬化させるために80℃にて3時間硬化させた。その後、紙やすりを用いてコーティングの厚さを約0.6 mm以下まで研磨し、更に観察し易くするために研磨剤を用いて表面を磨いた。マルチファイバーモデルコンポジット試験片の形状をFigure 5-1に示す。

ここで、複数の炭素繊維を配列させる際、繊維間距離はマルチファイバーモデルコンポジットの圧縮破壊挙動に影響を与えると考えられる。ツーファイバーモデルコンポジットの圧縮試験において繊維間距離がおおよそ 15 μm 以下であれば炭素繊維の圧縮破壊において繊維同士の相互干渉が観察されたから、マルチファイバーモデルコンポジットの製作の際には繊維間距離がおおよそ 15 μm 以下になるようにした。なお、このように繊維間距離を一定値以下にすることは、繊維埋め込み部の局所的な繊維体積含有率を一定値以上にすることと同じである（マルチファイバーモデルコンポジットの局所的な繊維体積含有率については Appendix 2 に示す）。但し、マルチファイバーモデルコンポジットでは繊維数が多いために、全ての繊維間距離を一定値にすることは困難である。従って、繊維間距離はランダムであるが、おおよそ 15 μm 以下となっていることを断面観察により確認している。

5.3 四点曲げによるマルチファイバーモデルコンポジットの圧縮試験 方法

四点曲げによるマルチファイバーモデルコンポジットの圧縮試験概要を Figure 5-3 に示す。エポキシ樹脂ベースの表面に載せた炭素繊維が圧縮負荷を受けるように炭素繊維の圧縮試験を実施した。負荷点間は 130 mm、支持点間は 30 mm である。圧縮試験は卓上型材料試験機（STA-1150, オリエンテック）を用いて、負荷速度 0.5 mm/min にて実施した。圧縮試験中にはデジタルマイクロスコープ（MSZ-125, 朝日光学機製作所）を用いて炭素繊維を逐次観察した。

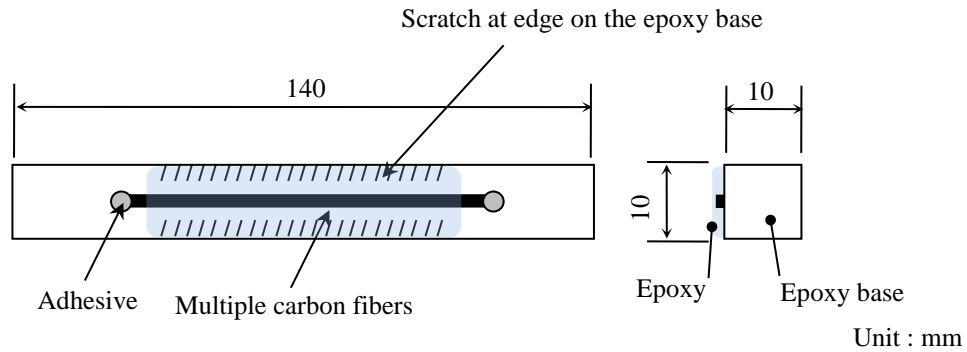


Figure 5-1 Specimen configuration of a multiple-fiber model composite

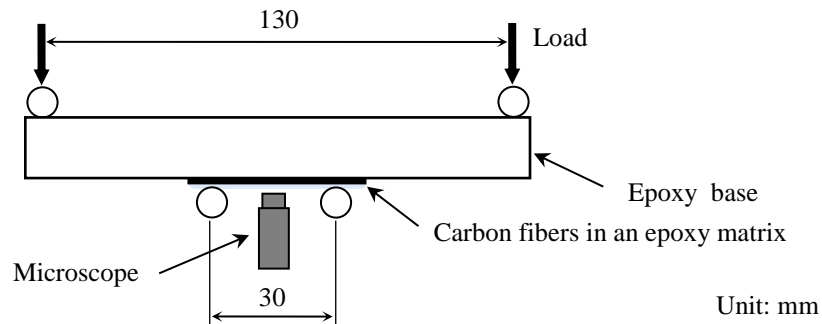


Figure 5-2 Compression test of a multiple-fiber model composite
by means of four-point bending

5.4 圧縮負荷による複数の炭素繊維の圧縮破壊挙動

マルチファイバーモデルコンポジットの圧縮試験後の炭素繊維の破壊観察写真を Figure 5-3 に示す。なお、圧縮試験中に炭素繊維の圧縮破壊が観察された時点で除荷した後、観察を行った。また、シングルファイバーモデルコンポジット及びツーファイバーモデルコンポジットにおける炭素繊維の破壊観察写真も、マルチファイバーモデルコンポジットの破壊様相との比較のために Figure 5-3 に合わせて示した。

炭素繊維の本数が 3, 4, 8, 10 本のマルチファイバーモデルコンポジットにおいて

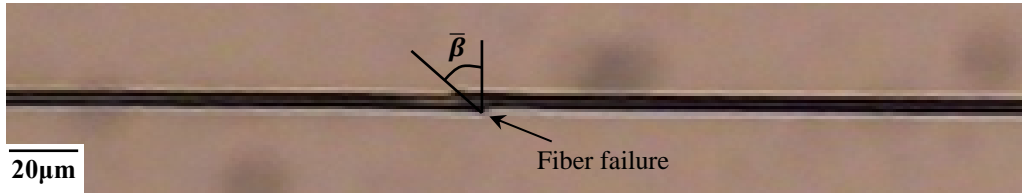
は、全ての炭素繊維がほぼ同じ長手方向位置で破断する様子が観察された (Figure 5-3(c)~(f)). これはツーファイバーモデルコンポジットにおける圧縮破壊と同様である (Figure 5-3(b)). 但し、繊維直交方向からある角度 $\bar{\beta}$ だけ傾いた面に沿って、全ての繊維の破面が形成されている (Figure 5-4 参照). 一方、炭素繊維の本数が 530 本以上のマルチファイバーモデルコンポジットの場合、一方向 CFRP におけるキックバンド破壊と類似の破壊モードが観察された (Figure 5-3(g)~(i)). 従って、炭素繊維の本数が増えるにつれて、破壊モードが繊維の圧縮破壊からキックバンド破壊へと移行していく様子が観察された.

Figure 5-3 に示したように、繊維直交方向と破面とのなす角 $\bar{\beta}$ とキックバンド角を β 、また、キックバンド幅を ω とし、炭素繊維の本数との関係を求めたものを Figure 5-5 に示す. これより炭素繊維の本数が増えるほど、繊維直交方向と破面とのなす角 $\bar{\beta}$ またはキックバンド角 β は減少し、キックバンド幅 ω は広くなっている. 但し、繊維本数が 10 本以下の場合にはキックバンド破壊ではなく炭素繊維の圧縮破壊であるため、キックバンド幅は $\omega=0$ である. Table 1-1 にまとめたように、一方向 CFRP のマクロスケール試験片におけるキックバンド角は $\beta=5\sim 30^\circ$ 程度、キックバンド幅は $\omega=60\sim 150\ \mu\text{m}$ 程度と報告されているから、11000 本のマルチファイバーモデルコンポジットではキックバンド角はおおよそ一致するが、キックバンド幅は狭くなっている. Figure 5-5 の傾向から、更に炭素繊維の本数を増やすことによってキックバンド幅は広くなり、マクロスケール試験片のキックバンド幅に近づくものと考えられる. また、本論文ではマルチファイバーモデルコンポジットにおいて繊維間距離の影響については十分に考慮していないが、繊維間距離もキックバンドパラメータに影響を与えらる.

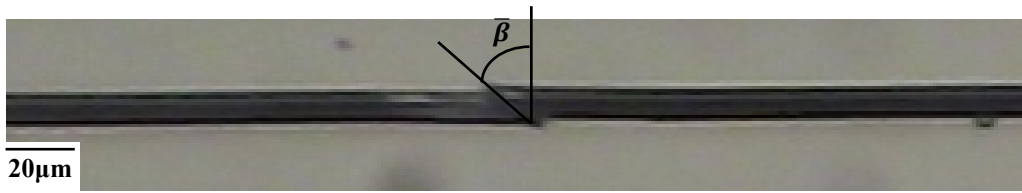
Figure 5-5 には、シングルファイバーモデルコンポジットとマクロスケール試験片の圧縮破断ひずみを示した. 圧縮破断ひずみはシングルファイバーモデルコンポジットでは 2.5 %程度であるが、マクロスケール試験片では 0.95 %程度にまで低下する.

マルチファイバーモデルコンポジットにおいて炭素繊維の本数が増えるにつれてキックバンド幅が広がる傾向を示すことから、キックバンドが弾性床上の繊維の座屈に起因するとすれば、繊維本数の増加によって低ひずみ領域からキックバンドの形成が開始し、炭素繊維の曲げ変形が大きくなることによって、マクロスケール試験片では圧縮破断ひずみが低下すると考えられる。

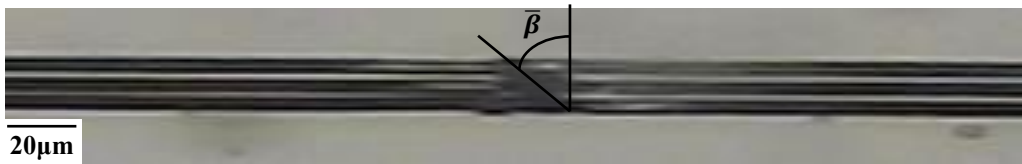
以上より、マルチファイバーモデルコンポジットを用いることにより、一方向 CFRP のキックバンド破壊現象が再現可能であることが示された。キックバンドパラメータは近接する炭素繊維の本数に依存しており、炭素繊維がある程度近接している場合には、近接する炭素繊維の本数によってキックバンドパラメータが決定されていることが明らかとなった。これによりマルチファイバーモデルコンポジットにおける圧縮破壊現象とマクロスケール試験片におけるキックバンド破壊現象とが、近接する炭素繊維の本数によって関連づけられることを示した。



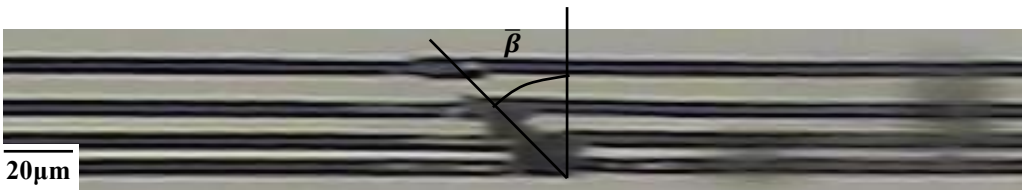
(a) Single fiber in an epoxy matrix



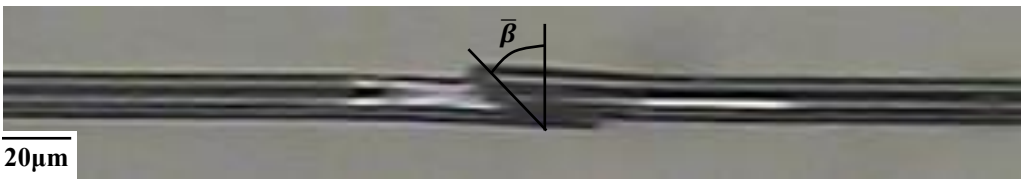
(b) Closely-aligned 2 fibers



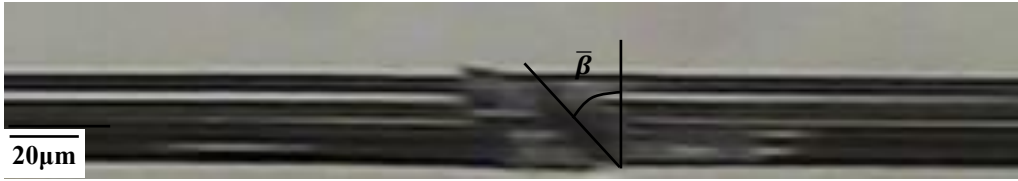
(c) Closely-aligned 3 fibers



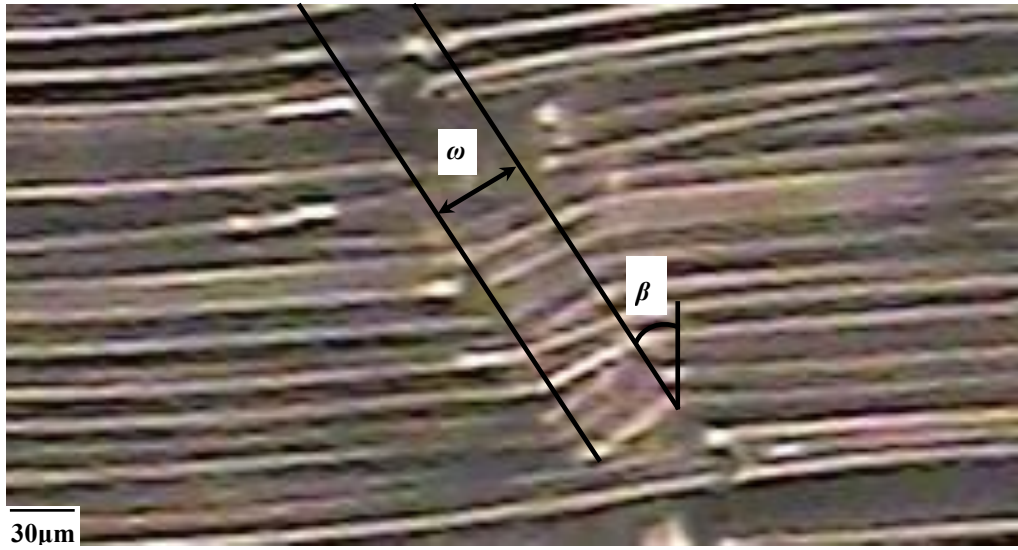
(d) Closely-aligned 4 fibers



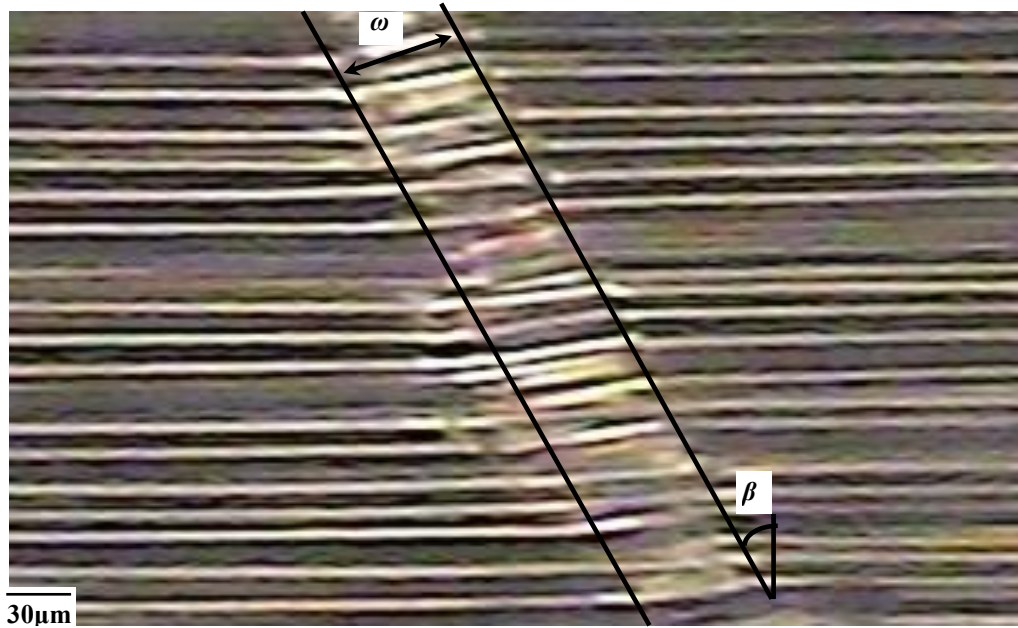
(e) Closely-aligned 8 fibers



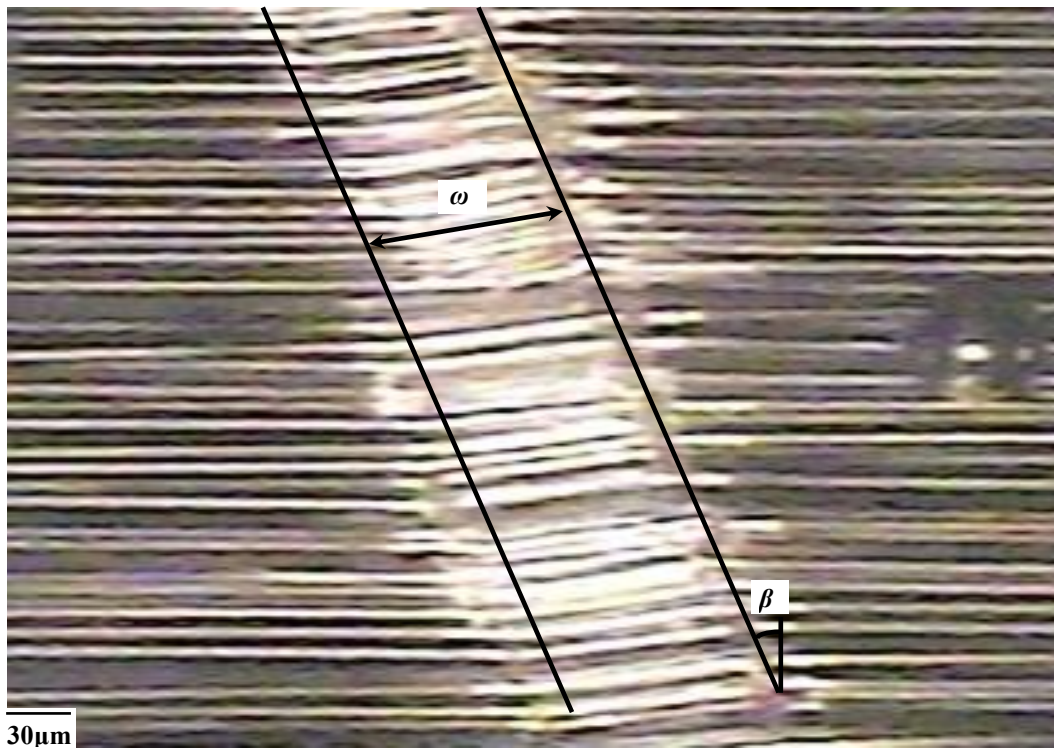
(f) Closely-aligned 10 fibers



(g) Closely-aligned 530 fibers



(h) Closely-aligned 8000 fibers



(i) Closely-aligned 11000 fibers

Figure 5-3 Compressive failure of multiple-fiber model composites

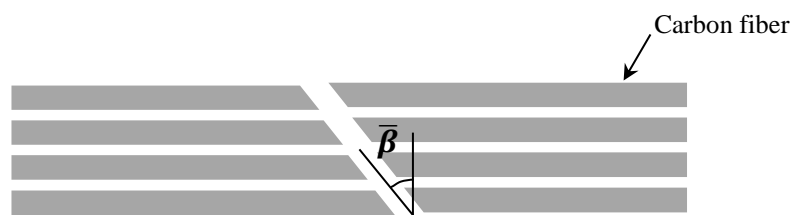


Figure 5-4 Schematic image of fiber failure when number of carbon fiber is small: $\bar{\beta}$ indicates inclined angle of fracture surface

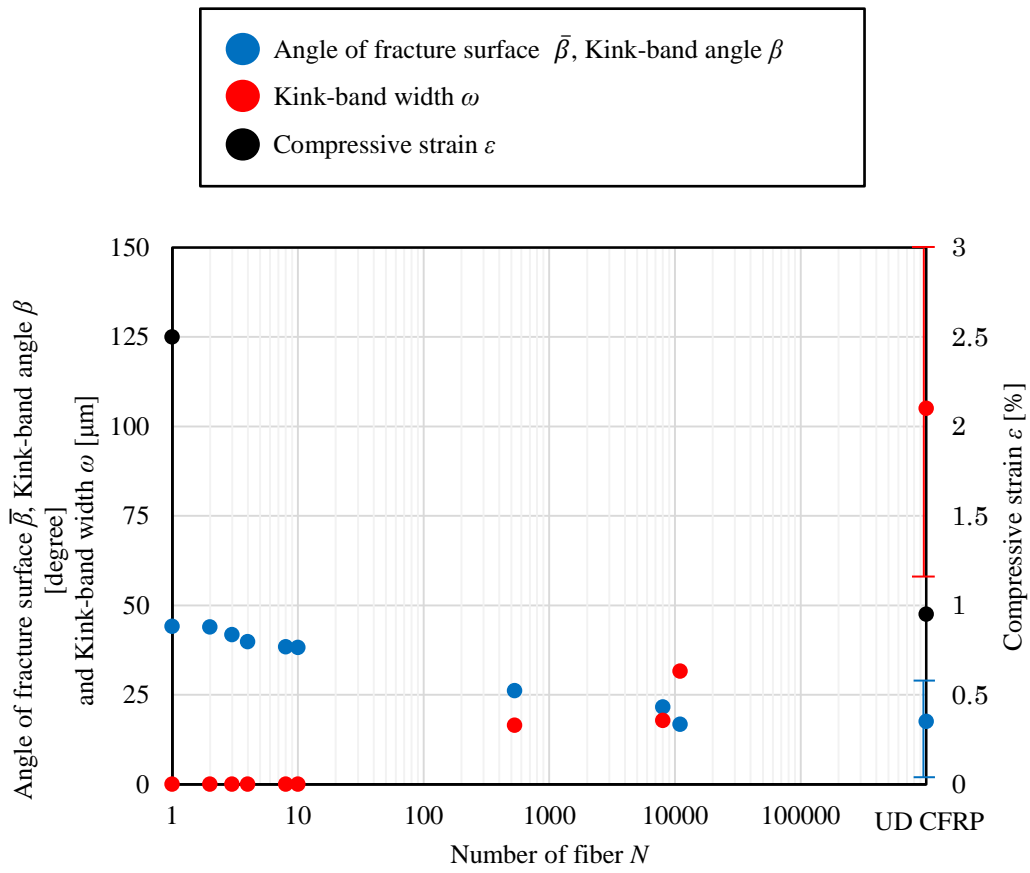


Figure 5-5 Angle of fracture surface, Kink-band angle, width and compressive strain versus number of fibers

5.5 結 言

複数の炭素繊維を樹脂埋めしたマルチファイバーモデルコンポジットを製作して、圧縮試験を実施した。得られた結果を以下に示す。

- (1) 繊維の本数が少ない場合には、シングルファイバーモデルコンポジット及びツーファイバーモデルコンポジットと同様に全ての炭素繊維がほぼ同じ長手方向位置で破断する破壊モードとなった。一方、繊維の本数が増えるにつれて一方向 CFRP と同様なキックバンド破壊が観察された。これより複数の炭素繊維を樹脂埋めしたマルチファイバーモデルコンポジットを用いることにより、一方向 CFRP のキックバンド破壊現象が再現可能であることが示された。
- (2) 炭素繊維の本数が増えるとキックバンド角は小さくなり、また、キックバンド幅は広くなる傾向を示した。炭素繊維の本数が増えるにつれて、一方向 CFRP のマクロスケール試験片におけるキックバンド角及びキックバンド幅に近づいていく。
- (3) 炭素繊維の本数が増えるにつれてキックバンド幅が広くなる傾向を示すことから、キックバンドが弾性床上の繊維の座屈に起因するとすれば、繊維本数の増加によって低ひずみ領域からキックバンドの形成が開始し、炭素繊維の曲げ変形が大きくなることによって、マクロスケール試験片では圧縮破断ひずみが低下する。
- (4) マルチファイバーモデルコンポジットにおける圧縮破壊現象とマクロスケール試験片におけるキックバンド破壊現象とが、近接する炭素繊維の本数によって関連づけられることを示した。

第六章

結 論

一方向 CFRP の低い圧縮強度の要因であるキंकバンド破壊がミクロスケールの構造破壊であるため、キंकバンド破壊現象を解明するには圧縮試験規格にあるようなマクロスケール試験片は評価に適していない。そこで本論文では、このようなミクロスケールの構造破壊現象の観察が容易な炭素繊維を樹脂埋めした試験片、すなわちモデルコンポジットを用いて圧縮試験を実施することにより、キंकバンド破壊を観察する方法を提案した。

ここでは各章において得られた結果を総括して述べて、本論文の結論とする。なお、本論文の概要をまとめたものを Figure 6-1 に示す。

第一章「序論」では、炭素繊維の材料開発に伴い、一方向 CFRP の引張強度が向上しているのに対して、圧縮強度については向上していない事実を指摘し、これによって生じる問題点を挙げた。キंकバンド破壊がミクロスケールでの構造破壊であるため、これまでの多くの研究報告にあるマクロスケールでの評価ではなく、キंकバンド破壊のスケールに合わせた評価方法が必要であることを述べた。

第二章「一方向 CFRP を模擬したモデルコンポジットの製作方法とその圧縮試験方法」では、炭素繊維の圧縮破壊挙動を観察可能なモデルコンポジット試験片を製作し、4 点曲げ試験を利用してモデルコンポジットの圧縮試験を実施する方法を提案した。本手法を用いてシングルファイバーモデルコンポジットの圧縮試験を実施した結果、圧縮負荷に伴う炭素繊維の圧縮破壊を観察することができることを示した。

第三章「シングルファイバーモデルコンポジットの圧縮破壊挙動」では、1 本の炭素繊維を樹脂埋めしたシングルファイバーモデルコンポジットを用いて圧縮試験を実施して、キंकバンド破壊が再現可能であるかを検討した。母材であるエポキシ樹脂のヤング率が高い場合には、炭素繊維は圧縮破壊した。一方で、母材のヤング率が低い場合には炭素繊維の座屈が観察されたが、一方向 CFRP のキंकバンド長さと同じ座屈波長を得るためには、母材のヤング率が非常に小さい必要があることから、

シングルファイバーモデルコンポジットにおいて観察される炭素繊維の座屈現象と、一方向 CFRP のキックバンド現象とはその発現メカニズムが異なることを示した。この結果から、シングルファイバーモデルコンポジットでは一方向 CFRP のキックバンド破壊現象を再現することができないことを明らかにした。

また、これまでに報告の無い炭素繊維の圧縮破壊におけるばらつきについても検証し、引張破壊におけるばらつきと比較して小さいことを明らかにした。

第四章「ツーファイバーモデルコンポジットの圧縮破壊挙動」では、2本の炭素繊維を樹脂埋めしたツーファイバーモデルコンポジットを用いて圧縮試験を実施して、キックバンド破壊が再現可能であるかを検討した。ツーファイバーモデルコンポジットの圧縮破壊モードは、炭素繊維間の距離に係らず炭素繊維の圧縮破壊であったことから、ツーファイバーモデルコンポジットではキックバンド破壊現象を再現することはできないことを明らかにした。また、2本の炭素繊維の間隔を変化させて圧縮試験を行った結果、炭素繊維の圧縮破壊において炭素繊維同士に相互干渉が生じる繊維間距離は、本試験条件では 15 μm 程度以下であることが明らかにした。

第五章「マルチファイバーモデルコンポジットの圧縮破壊挙動」では、複数の炭素繊維を樹脂埋めしたマルチファイバーモデルコンポジットを用いて圧縮試験を実施して、キックバンド破壊が再現可能であるかを検討した。炭素繊維の本数が少ない場合には、シングルファイバーモデルコンポジット及びツーファイバーモデルコンポジットと同様に炭素繊維の圧縮破壊であったが、炭素繊維の本数が増えるにつれて一方向 CFRP と同様なキックバンド破壊が観察された。これより複数の炭素繊維を樹脂埋めしたマルチファイバーモデルコンポジットを用いることにより、一方向 CFRP のキックバンド破壊現象が再現可能であることが明らかにした。

更に、炭素繊維の本数が増えるとキックバンド角は小さくなり、また、キックバンド幅は広くなる傾向があることを明らかにした。炭素繊維の本数が増えるにつれて、マクロスケール試験片におけるキックバンド角及びキックバンド幅に近づいていく

ことから、マルチファイバーモデルコンポジットにおける圧縮破壊現象とマクロスケール試験片におけるキンクバンド破壊現象とが、繊維同士がある一定間隔以下で配列している場合、近接する炭素繊維の本数によって関連づけられることを明らかにした。

以上より、ミクロスケールの圧縮破壊現象を観察することができるモデルコンポジットを製作して、その圧縮試験を実施することにより、一方向 CFRP のキンクバンド破壊現象を詳細に観察する手法を確立した。本手法によりミクロスケールでのキンクバンド破壊現象を観察することができるから、これまでに報告されている有限要素法を用いた圧縮破壊シミュレーション[64]と実験結果とを直接比較して、シミュレーション手法の妥当性を評価することが可能となる。その結果より、キンクバンド破壊シミュレーションの妥当性を確認することができれば、その数値シミュレーション手法を用いて、容易には実験を行うことができない、炭素繊維の直径や断面形状、母材樹脂の特性などを任意に変えて数値シミュレーションを実行することによって、一方向 CFRP の圧縮強度を向上させる具体的な方法を検討することが可能となる。

第一章

炭素繊維の材料開発によって、引張強度は向上

しかし、一方向 CFRP の圧縮強度は向上せず

一方向 CFRP の低い圧縮強度の要因：キンクバンド破壊



キンクバンド破壊現象の解明が必要

圧縮試験規格で規定されたマクロスケール試験片による評価



キンクバンド破壊

：ミクロスケールでの構造破壊

×マクロスケール試験片では評価が困難

ミクロスケールに着目したキンクバンド破壊の評価法が必要

第二章

モデルコンポジットを用いた試験方法の提案

モデルコンポジットの製作方法

四点曲げによるモデルコンポジットの圧縮試験方法



母材樹脂のヤング率の違いによる破壊モードの変化を検討

第三章

シングルファイバーモデルコンポジットの圧縮試験



ワイブル分布を用いて炭素繊維の
圧縮破壊のばらつきを評価

炭素繊維の圧縮破壊におけるばらつきは、引張破壊
におけるばらつきと比較して小さい。

シングルファイバーモデルコンポジット

- ・圧縮破断ひずみ： $\approx 2.5\%$
- ・破壊モード：繊維の圧潰

一方向 CFRP

- ・圧縮破断ひずみ： $\approx 1.0\%$
- ・破壊モード：キックバンド破壊



シングルファイバーモデルコンポジットでは、一方向 CFRP のキック
バンド破壊を再現できない。

第四章

ツーファイバーモデルコンポジットの圧縮試験



破壊モードは炭素繊維の圧縮破壊

ツーファイバーモデルコンポジットでは、一方向 CFRP のキック
バンド破壊を再現できない。

繊維間距離が $15\ \mu\text{m}$ 以下の場合、圧縮破壊において炭素繊維同士
が相互干渉し、長手方向の同一位置にて破壊。

第五章

マルチファイバーモデルコンポジットの圧縮試験

炭素繊維の本数 : 3, 4, 8, 10, 530,
8000, 11000 本

繊維間距離 : 第 4 章の結果より, 15 μm 以下.

マルチファイバーモデルコンポジットでは, 一方向 CFRP のキンクバンド破壊を再現可能.

	繊維の本数										
	1	2	3	4	5	10	530	8000	11000	CFRP	
キンクバンド角 または, 繊維破断角	大きい							小さい			
キンクバンド幅								狭い		広い	
	繊維の圧縮破壊							キンクバンド破壊			

一方向 CFRP のキンクバンド破壊は, 繊維同士がある一定間隔以下で配列している場合, 近接する炭素繊維の本数に依存.

Figure 6-1 Summary

APPENDIX

APPENDIX 1

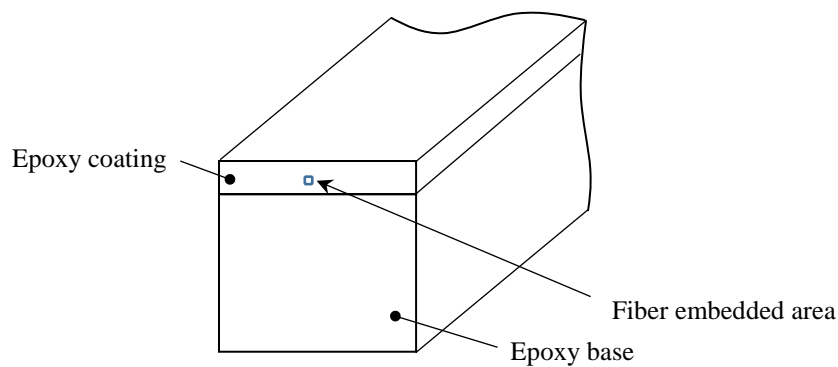
マルチファイバーモデルコンポジットにおける 繊維体積含有率

Figure 7-3(a)にはマルチファイバーモデルコンポジットの断面を、Figure 7-3(b)及び(c)にはその繊維埋め込み部を拡大した模式図を示す。Figure 7-3(b)及びFigure 7-3(c)ではいずれも炭素繊維の本数は同じであるが、Figure 7-3(b)では繊維間距離が広く、Figure 7-3(c)では繊維間距離が狭くなっている。繊維間距離が広い場合、炭素繊維の圧縮破壊において炭素繊維同士の相互干渉は生じず、炭素繊維が独立してそれぞれの長手方向最弱部にて圧縮破壊する。一方、繊維間距離が狭くなるにつれて隣接する炭素繊維同士の相互干渉が生じ、破壊モードは繊維の圧縮破壊からキックバンド破壊に移行すると考えられる。マルチファイバーモデルコンポジットでは、Figure 7-3(a)のように試験片の全断面積に対して繊維埋め込み部が小さい領域であるために、繊維体積含有率はほぼ0%となるから、繊維体積含有率ではマルチファイバーモデルコンポジットの平均的な繊維間距離を表すことができない。一方で、繊維埋め込み部（図中の陰影部）のみに限定して局所的な繊維体積含有率を考えれば、Figure 7-3(b)では繊維体積含有率は低く、Figure 7-3(c)では繊維体積含有率が高いと考えることができる。すなわち、マルチファイバーモデルコンポジットでは繊維埋め込み部における局所的な繊維体積含有率を考慮する必要がある。但し、最外部に位置する炭素繊維からどの程度外側までを繊維埋め込み部とするかで局所的な繊維体積含有率が変わり、また、その領域の決定方法は多数考えられるため、本研究では局所的な繊維体積含有率の代わりに隣接する繊維の本数をキックバンド破壊に与える

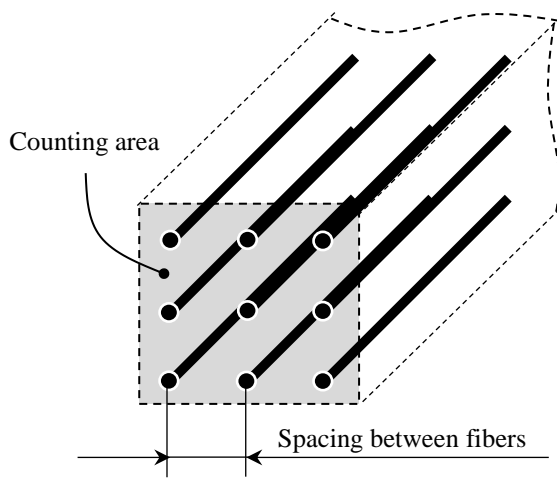
要因として用いた。

また, Figure 7-4(a)と Figure 7-4(b)とにおいてそれぞれ陰影した部分を局所的な繊維体積含有率を考慮する領域と仮定するならば, 繊維埋め込み部の局所的な繊維体積含有率は同じとなる. しかしながら, Figure 7-4(a)では多くの繊維が配列されたマルチファイバーモデルコンポジットであり, Figure 7-4(b)では1本のみが配列されたシングルファイバーモデルコンポジットである. 前者の場合には, 繊維間距離が狭くなれば, 隣接する炭素繊維同士の相互干渉によって破壊モードがキンクバンド破壊に移行するが, 後者の場合では炭素繊維の圧縮破壊となる. 従って, 炭素繊維の本数は圧縮破壊モードに影響を与える.

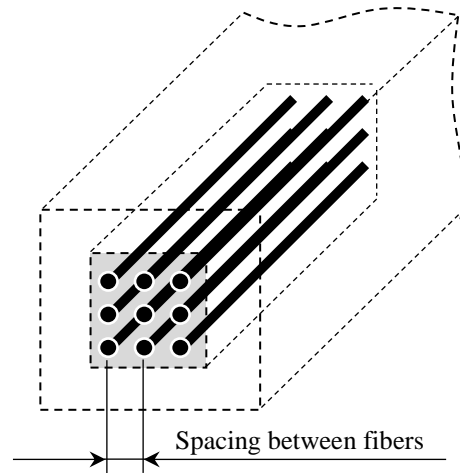
以上のことから, マルチファイバーモデルコンポジットを用いてキンクバンドの形成に与える繊維の配列状況を検証する際, 繊維間距離と隣接する炭素繊維の本数とを, その具体的な影響因子として用いた.



(a) Cross-section of a model composite

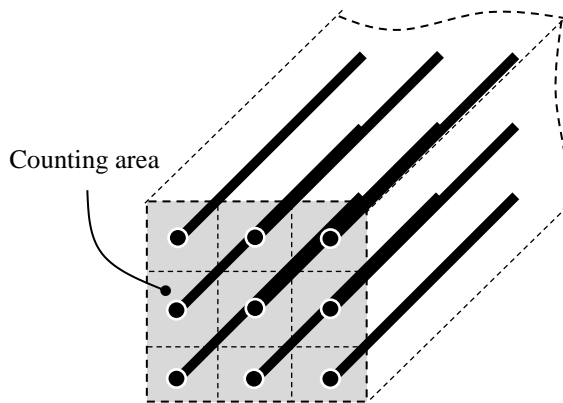


(b) Fiber embedded area
(Fiber volume fraction V_{fa})

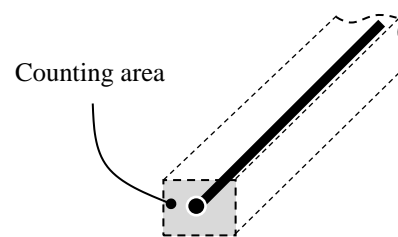


(c) Fiber embedded area
(Fiber volume fraction V_{fb})

Figure 7-3 Local fiber volume fraction of model composite: (a) Low (b) High



(a) Multiple-fiber model composite



(b) Single-fiber model composite

Figure 7-4 Local fiber volume fraction and number of fiber
in fiber embedded area of model composite

APPENDIX 2

マルチファイバーモデルコンポジットにおける キックバンドの面外方向変形

表面からの観察が可能であることからキックバンドは面内方向成分について議論されるのが一般的であり，本研究においてもキックバンドの面内方向成分についてのみ観察を行った．しかし，キックバンドは面内方向のみならず，面外方向にも同時に形成することが報告されている[13]．そこでキックバンド破壊が生じたマルチファイバーモデルコンポジットを長手方向に切断して，キックバンド破壊の様子を観察した写真を Figure 7-5 に示す．これより，キックバンド破壊部では，面外方向にも変形が生じていることが確認できる．このように立体的にキックバンドが形成されているため，面内方向のキックバンド幅やキックバンド角の測定においては，面外方向のキックバンド角に依存して若干の測定誤差が生じている．

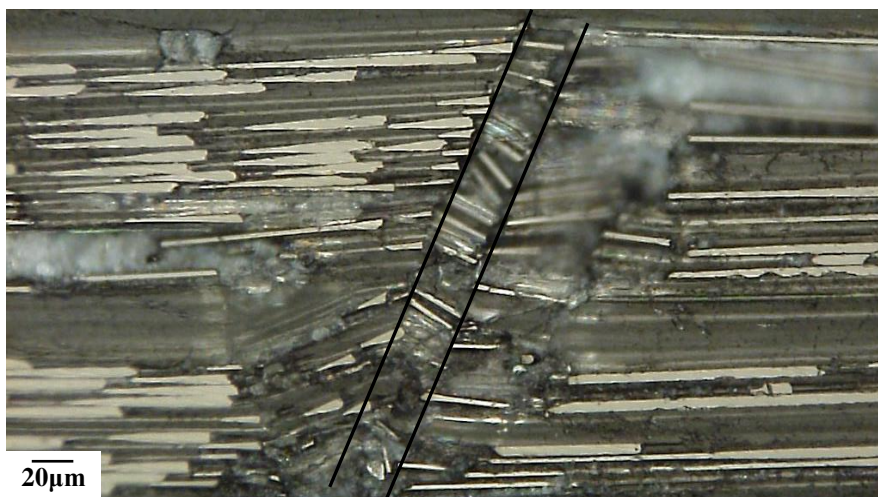


Figure 7-5 Out-of-plane compressive failure of multiple-fiber model composites

(Closely-aligned 11000 fibers)

APPENDIX 3

四点曲げ試験における繊維直交方向負荷の影響

本論文ではモデルコンポジット内の炭素繊維の圧縮試験方法として四点曲げ試験を採用した。この場合に、負荷点では圧子によって繊維直交方向に荷重が負荷されるため、負荷点において炭素繊維が破断することも起こり得る。シングルファイバーモデルコンポジットでは炭素繊維の破断を検出するために電気抵抗を測定する方法を用いたが、負荷点において炭素繊維が破断すると炭素繊維の引張または圧縮破断ひずみを誤って検出する可能性がある。従って、四点曲げ試験における負荷点での繊維直交方向負荷の影響について検討した。圧縮治具による炭素繊維が破壊する荷重を調べておく必要がある。

長さが 150 mm である矩形形状のエポキシ樹脂ベース材に、2 組の銅箔をそれぞれ 110 mm 及び 134 mm の間隔をあけて巻き付け、それぞれ電圧電極及び電流電極とした。なお、銅箔の幅は 2 mm、厚さは 0.01 mm である。その後、1 本の炭素繊維 (T800S, 東レ) をベース材に載せて、炭素繊維の一端をシアノアクリレート系接着剤を用いてベース材に仮固定した。その後、他端に錘となるアルミ板 (9.8 mN) を炭素繊維に接着し、炭素繊維に張力を加えた状態でエポキシ樹脂を用いて炭素繊維をコーティングして、炭素繊維をエポキシ樹脂ベース材の表面に接着した。なお、コーティングに用いたエポキシ樹脂は、主剤と硬化剤とを適切な混合比 5 : 1 で製作したものである。炭素繊維のコーティングに用いたエポキシ樹脂を完全硬化させるため、恒温炉に置いて 80 °C で 3 時間のポストキュアを施した。その後、紙やすりを用いてコーティングの厚さを約 0.6 mm 以下に研磨し、更に観察しやすくするために研磨剤を用いて表面を磨いた。な

お、圧縮試験中にベース材から炭素繊維をコーティングした部分が剥がれるのを防止するためにカッターを用いてベースの両端部に傷をつけ、アンカー効果を持たせた。試験片形状を Figure 3-3 に示す。なお、エポキシ樹脂ベース材に載せた炭素繊維はひずみゲージを貼付した試験片と同じ位置とするため、ベース材表面の中心位置からずらして設置した。試験片形状を Figure 7-6 に示す。

この試験片を平板上に置き、Figure 7-7 のように炭素繊維をコーティングした面から、炭素繊維に繊維直交方向の荷重を負荷した。

炭素繊維に繊維直交方向の荷重を加えると、ある荷重に到達した時点で炭素繊維の電気抵抗値が無限大になった。この時に圧子の負荷点下において炭素繊維が破断したと考えられる。5回の試験結果から、炭素繊維の電気抵抗値が無限大になった時の繊維直交方向荷重の合力の平均値は 929 N であった。四点曲げ試験においてシングルファイバーモデルコンポジットに加える繊維直交方向荷重の最大値がこの荷重以下であれば、圧子による負荷点での炭素繊維の破断は生じていないと考えられる。シングルファイバーモデルコンポジットにおいては炭素繊維の破断が 600 N 程度で生じていたことから、圧子による負荷点での炭素繊維の破断は生じていない。

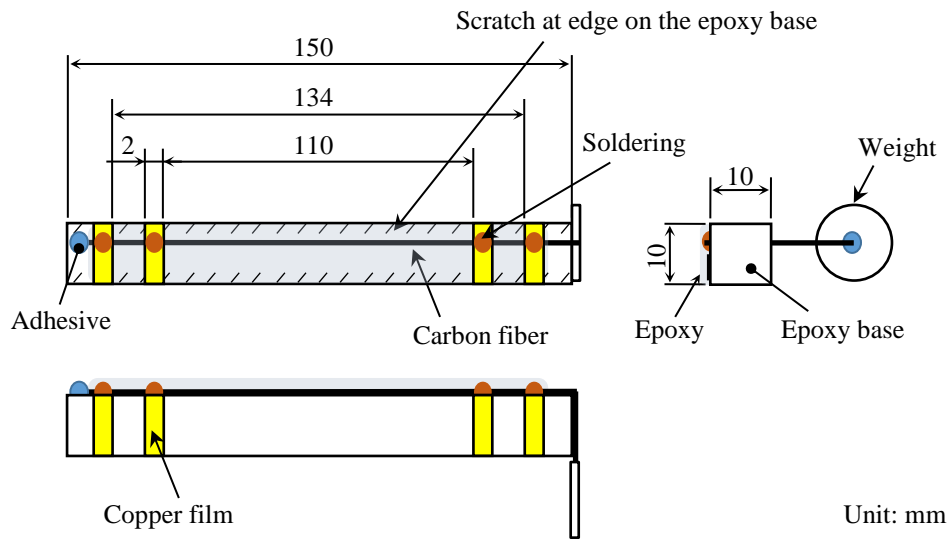


Figure 7-6 Specimen configuration of a single-fiber model composite

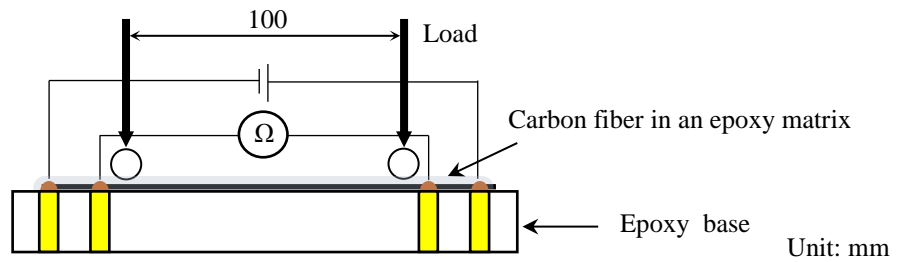


Figure 7-7 Compression test of a single fiber model composite

参考文献

- [1] 山口 晃司, 小野田 弘士, 奥 明栄, 西崎 到, 松井 泰志, 高橋 儀徳, 新版 複合材料・技術総覧, 産業技術サービスセンター, pp.192-293, 2011.
- [2] Toray technical data sheet, No.CFA-001(T300), No.CFA-008(T1000G).
- [3] Toray technical data sheet, No.CFA-001(T300), No.CFA-003(T400H), No.CFA-007(T800H), No.CFA-019(800S) and No.CFA-008(T1000G).
- [4] T. Ogasawara, T. Ishikawa, Proposal of a convenient compressive test method for carbon fiber reinforced plastics composites, *Japan Society For Composite Materials*, 36, pp-33-40, 2010.
- [5] ASTM Standard D695-02a: Compressive properties of rigid plastics, ASTM International (2002, first issued in 1942).
- [6] ASTM Standard D3410-95: Standard test method for compressive properties of polymer matrix composite materials with unsupported gage section by shear loading, *ASTM International*, 1995.
- [7] ASTM Standard D3410-03: Standard test method for compressive properties of polymer matrix composite materials with unsupported gage section by shear loading, *ASTM International*, 2003.
- [8] ASTM D6641-01 : Determining the compressive properties of polymer matrix composite laminates using a combined loading compression (CLC) test fixture, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2001.
- [9] M. Ueda, M. Ishii and T. Nishimura, Estimating compressive strength of unidirectional CFRP using apparent shear modulus, *Japan Society For Composite Materials*, 38, pp.15-21, 2012.
- [10] P. Berbinau, C. Soutis and I. A. Guz, Compressive failure of 0° unidirectional carbon-fibre-reinforced plastic (CFRP) laminates by fibre microbuckling, *Composites Science and Technology*, 59, pp.1451-1455, 1999.

- [11] S. Pimenta, R. Gutkin, S. T. Pinho and P. Robinson, A micromechanical model for kink-band formation: Part I-Experimental study and numerical modelling, *Composites Science and Technology*, 69, pp.948-955, 2009.
- [12] S. Pimenta, R. Gutkin, S. T. Pinho and P. Robinson, A micromechanical model for kink-band formation: Part II-Analytical modelling, *Composites Science and Technology*, 69, pp.956-964, 2009.
- [13] M. Ueda, K. Mimura and T. K. Jeong, In situ observation of kink-band formation in a unidirectional carbon fiber reinforced plastic by X-ray computed tomography imaging, *Advanced Composite Materials*, (in press).
- [14] C. Soutis, P. T. Curtis and N. A. Fleck, Compressive failure of notched carbon fibre composites, *Mathematical and Physical Sciences*, 440, pp.241-256, 1993.
- [15] C. Soutis, P. T. Curtis, A method for predicting the fracture toughness of CFRP laminates failing by fibre microbuckling, *Composites Part A*, 31, pp.733-740, 2000.
- [16] M. P. F. Sutcliffe, N. A. Fleck, Microbuckle propagation in carbon fibre-epoxy composites, *Acta Metallurgica et Materialia*, 42, pp.2219-2231, 1994.
- [17] S. Kyriakides, R. Arseculeratne and E. J. Perry, K. M. Liechti, On the compressive failure of fiber reinforced composites, *International Journal of Solids and Structure*, 32, pp.689-738, 1995.
- [18] P. M. Moran, X. H. Liu and C. F. Shih, Kink band formation and band broadening in fiber composites under compressive loading, *Acta Metallurgica et Materialia*, 43, pp.2943-2958, 1995.
- [19] I. M. Daniel, H.-M. Hsiao, Failure mechanisms in thick composites under compressive loading, *Composite Part B*, 27B, pp.543-552, 1996.
- [20] T. J. Vogler, S. Kyriakides, Initiation and axial propagation of kink bands in fiber composites, *Acta Metallurgica*, 45, pp.2443-2454, 1997.

- [21] T. J. Vogler, S. Kyriakides, On the initiation and growth of kink bands in fiber composites: Part I. experiments, *International Journal of Solids and Structures*, 38, pp.2639-2651, 2001.
- [22] J. Lee, C. Soutis, A study on the compressive strength of thick carbon fibre-epoxy laminates, *Composites Science and Technology*, 67, pp.2015-2026, 2007.
- [23] A. Jumahat, C. Soutis, F. R. Jones, and A. Hodzic, Fracture mechanisms and failure analysis of carbon fibre/toughened epoxy composites subjected to compressive loading, *Composite Structures*, 92, pp.295-305, 2010.
- [24] R. Gutkin, S. T. Pinho, P. Robinson and P. T. Curtis, On the transition from shear-driven fibre compressive failure to fibre kinking in notched CFRP laminates under longitudinal compression, *Composites Science and Technology*, 70, pp.1223-1231, 2010.
- [25] M. Ueda, W. Saito, R. Imahori, D. Kanazawa and T. K. Jeong, Longitudinal direct compression test of a single carbon fiber in a scanning electron microscope, *Composites: Part A*, 67, pp.96-101, 2014.
- [26] K. Tohgo, Y. Hirako and H. Ishii, Influence of resin on splitting fracture toughness in unidirectional CFRP, Japan Science and Technology Information Aggregator, Electronic A, 61, pp.959-964, 1995
- [27] S. J. Deteresa, Piezoresistivity and failure of carbon filaments in axial compression, *Carbon*, 29, pp.397-409, 1991.
- [28] C. A. Baillie, M. G. Bader, Investigation of the strength of surface treated carbon fiber embedded in resin, by means of model composite tests, *Composite Science and Technology*, 48, pp.103-108, 1993.
- [29] C. Baxevanakis, D. Jeulin and D. Valentin, Fracture statistics of single-fiber composite specimens, *Composites Science and Technology*, 48, pp.47-56, 1993.

- [30] D. T. Grubb, Z.-F. Li and S. L. Phoenix, Measurement of stress concentration in a fiber adjacent to a fiber break in a model composite, *Composites Science and Technology*, 54, pp.237-249, 1995.
- [31] H. D. Wagner, J. A. Nairn and M. Detassis, Toughness of interfaces from initial fiber-matrix debonding in a single fiber composite fragmentation test, *Applied Composite Materials*, 2, pp.107-117, 1995.
- [32] C. H. Hsueh, R. J. Young, X. Yang and P. F. Becher, Stress transfer in a model composite containing a single embedded fiber, *Acta Materialia*, 45, pp.1469-1476, 1997.
- [33] G. P. Tandon, N. J. Pagano, Micromechanical analysis of the fiber push-out and re-push test, *Composites Science and Technology*, 58, pp.1709-1725, 1998.
- [34] X.-F. Zhou, J. A. Nairn and H. D. Wahner, Fiber-matrix adhesion from the single-fiber composite test: nucleation of interfacial debonding, *Composites: Part A*, 30, pp.1387-1400, 1999.
- [35] S. Kimura, J. Koyanagi, D. Yamamoto and H. Kawada, A novel method for evaluation of fiber strength using fragmentation test, *The Japanese Society for Experimental Mechanics*, 6, pp.122-127.2006.
- [36] A. Awal, G. Cescutti, S. B. Ghosh and J. Müssig, Interfacial studies of natural fibre/polypropylene composites using single fibre fragmentation test (SFFT), *Composites: Part A*, 42, pp.50-56, 2011.
- [37] J. D. Schaefer, A. J. Rodriguez, M. E. Guzman, C.-S. Lim and B. Minaie, Effects of electrophoretically deposited carbon nanofibers on the interface of single carbon fibers embedded in epoxy matrix, *Carbon*, 49, pp.2750-2759, 2011.
- [38] J. Koyanagi, S. Ogihara, Glass fiber/ matrix interfacial strength evaluated by cruciform specimen method considering inelastic constitutive equation of the matrix, *The Japanese Society for Experimental Mechanics*, 10, pp.394-400, 2010.

- [39] T. K. Jeong, M. Ueda, Measurement of a longitudinal compressive modulus of carbon fiber using a single-fiber model composite, *Material system*, 33, pp.13-19.
- [40] H. M. Hawthorn, E. Teghtsoonian, Axial compression fracture in carbon fibres, *Journal of Materials Science*, 10, pp.41-51, 1975.
- [41] Y. Nishi, M. Hirano, Bending stress dependent electrical resistivity of carbon fiber in polymer for health monitoring system, *Materials Transactions*, 48, pp.2735-2738, 2007.
- [42] M. Ueda, A. Hiraga and T. Nishimura, Compressive strength of a carbon fiber in matrix, *Japan Society For Composite Materials*, 37, pp.103-110, 2011.
- [43] El. M. Asloun, J. B. Donnet, G. Guilpain and M. Nardin, J. Schultz, On the estimation of the tensile strength of carbon fibres at short lengths, *Journal of Materials Science*, 24, pp.3504-3510, 1989.
- [44] I. Krucinska, W. Zurek and G. Egbers, The influence of fibre irregularity on the tensile properties of carbon and glass fibres, *Composites Science and Technology*, 54, pp.169-175, 1995.
- [45] I. J. Beyerlein, S. L. Phoenix, Statistics for the strength and size effects of microcomposites with four carbon fiber in epoxy resin, *Composites Science and Technology*, 56, pp.75-92, 1996.
- [46] C.-Y. Hui, S. L. Phoenix and D. Shia, The single-filament-composite test: a new statistical theory for estimating the interfacial shear strength and weibull parameters for fiber strength, *Composites Science and Technology*, 57, pp.1707-1725, 1997.
- [47] D. M. Wilson, Statistical tensile strength of Nextel™ 610 and Nextel™ 720 fibres, *Journal of Materials Science*, 32, pp.2535-2542, 1997.
- [48] T. Tagawa, T. Miyata, Size effect on tensile strength of carbon fibers, *Materials Science and Engineering*, A238, pp.336-342, 1997.

- [49] M. R. Wisnom, Size effects in the testing of fibre-composite materials, *Composites Science and Technology*, 59, pp.1937-1957, 1999.
- [50] F. M. Zhao, N. Takeda, Effect of interfacial adhesion and statistical fiber strength on tensile strength of unidirectional glass fiber/epoxy composites. Part I: experiment results, *Composites: Part A*, 31, pp.1203-1214, 2000.
- [51] F. M. Zhao, N. Takeda, Effect of interfacial adhesion and statistical fiber strength on tensile strength of unidirectional glass fiber/epoxy composites. Part II: *Composites: Part A*, 31, pp.1215-1224, 2000.
- [52] F. M. Zhao, T. Okabe, N. Takeda, The estimation of statistical fiber strength by fragmentation tests of single-fiber composites, *Composites Science and Technology*, 60, pp.1965-1974, 2000.
- [53] K. Liao, K. L. Reifsnider, A tensile strength model for unidirectional fiber-reinforced brittle matrix composite, *International Journal of Fracture*, 106, pp.95-115, 2000.
- [54] H. L. Bos, M. J. A. V. D. Oever, O. C. J.J. Peters, Tensile and compressive properties of flax fibres for natural fibre reinforced composites, *Journal of Materials Science*, 37, pp.1683-1692, 2002.
- [55] K. Ogi, Effect of post-cure on mechanical properties of CF/Epoxy composites, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, 51, pp.518-523, 2002.
- [56] K. Naito, Y. Tanaka, J.-M. Yang and Y. Kagawa, Tensile properties of ultrahigh strength PAN-based, ultrahigh modulus pitch-based and high ductility pitch-based carbon fibers, *Carbon*, 46, pp.189-195, 2008.
- [57] K.Naito, J.-M. Yang and Y. Tanaka, Y. Kagawa, The effect of gauge length on tensile strength and Weibull modulus of polyacrylonitrile (PAN)-and pitch-based carbon fibers, *Journal of Materials Science*, 47, pp.632-642, 2012.

- [58] J. L. Thomason, On the application of Weibull analysis to experimentally determined single fibre strength distributions, *Composites Science and Technology*, 60, pp.74-80, 2013.
- [59] F. Vautard, J. Dentzer and M. Nardin, J. Schultz, B. Defoort, Influence of surface defects on the tensile strength of carbon fibers, *Applied Surface Science*, 322, pp.185-193, 2014.
- [60] F. Tanaka, T. Okabe and H. Okuda, I. A. Kinloch, R. J. Young, Factors controlling the strength of carbon fibres in tension, *Composites: Part A*, 57, pp.88-94, 2014.
- [61] J. Watanabe, F. Tanaka and H. Okuda, T. Okabe, Tensile strength distribution of carbon fibers at short gauge lengths, *Advanced Composite Materials*, 23, pp.535-550, 2014.
- [62] F. Tanaka, T. Okabe and H. Okuda, I. A. Kinloch, R. J. Young, The effect of nanostructure upon the compressive strength of carbon fibres, *Journal of Materials Science*, 48, pp.2104-2110, 2013.
- [63] Y. Kenichi, K. Akihito, Carbon fiber composite materials and their application to aircraft structures, *The Japan Society of Mechanical Engineers*, 112, pp.540-543, 2009.
- [64] M Romanowicz, Initiation of kink bands from regions of higher misalignment in carbon fiber-reinforced polymers, *Journal of Composite Materials*, 48, pp.2387-2399, 2014.

學術論文及び
学会発表一覧

学術論文

1. **T. K. Jeong**, M. Ueda, Longitudinal compressive failure of multiple-fiber model composite for a unidirectional carbon fiber reinforced plastic, *Open Journal of Composite Materials*, Vol. 6, No.1, pp.8-17, 2016. (第4章及び第5章関連)
2. 鄭泰根, 上田政人, 平賀淳人, 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, *材料システム*, 33, pp.13-19, 2015. (第2章及び第3章関連)

学術論文 (その他)

1. 上田政人, 並木正規, 鄭泰根, 轟章, 松崎亮介, 平野義鎮, ノズル内含浸方式を用いた熱溶解積層3次元プリンタによる連続繊維強化熱可塑性プラスチックの成形, *強化プラスチック*, 61, pp.369-374, 2015.
2. M. Ueda, T. Tsuji, and **T. K. Jeong**, Controlling the energy absorption capability of a unidirectional carbon fiber reinforced plastic tube using a double-sided plug, *Open Journal of Composite Materials*, 5, pp.30-40, 2015.
3. M. Ueda, W. Saito, R. Imahori, D. Kanazawa, **T. K. Jeong**, Longitudinal direct compression test of a single carbon fiber in a scanning electron microscope, *Composites Part A*, 67, pp.96-101, 2014.
4. M. Ueda, K. Mimura, **T. K. Jeong**, In situ observation of kink-band formation in a unidirectional carbon fiber reinforced plastic by X-ray computed tomography imaging, *Advanced Composite Materials*, (2014), (in press).

ほか1件投稿中

国内および国際学会発表

1. **Tae Kun Jeong**, Masahito Ueda, Transition of longitudinal compressive failure mode in a unidirectional carbon fiber reinforced plastic, 18th International Conference on Composite Structures, June 16 , (2015), Lisbon, Portugal.
2. 鄭泰根, 上田政人, モデルコンポジットを用いた炭素繊維の圧縮強度測定とばらつきの評価, 59th FRP CON-EX2014 講演会, pp.81-83,10月2日, (2014), 京都, 日本.
3. **Tae Kun Jeong**, Masahito Ueda, A study on fiber kinking failure of UD CFRP using model composites, 1st International Conference on Mechanics of Composites, June 10, (2014), New York, USA.
4. **Tae Kun Jeong**, Masahito Ueda, A Parametric Study on Kink-Band Failure of UD CFRP using Model Composite, 1st Joint Turkey-Japan Workshop on Polymeric Composite Materials, 12-12A,May 12, (2014), Istanbul, Turkey.
5. 鄭泰根, 上田政人, モデルコンポジットを用いた一方向 CFRP の圧縮破壊モードの検討, 第5回 日本複合材料会議, USB 2D-09, 3月5日, (2014), 京都, 日本.
6. **Tae Kun Jeong**, Masahito Ueda, A study on compressive failure of a unidirectional CFRP using several fiber model composite, The Korean Society for Composite Materials, pp.135-136, Nov 22, (2013), Busan, Korea.
7. **Tae Kun Jeong**, Masahito Ueda, Effect of matrix Young's modulus on compressive failure of a single carbon fiber, The 9th Japan-Korea joint symposium on composite materials, pp.235-236, Sep 25, (2013), Kagoshima, Japan.
8. 鄭泰根, 上田政人, 一方向 CFRP の圧縮破壊に与える繊維相互作用の検討, 日本複合材料学会 第38回複合材料シンポジウム, pp.51-52, 9月24日, (2013), 鹿児島, 日本.
9. 鄭泰根, 上田政人, モデルコンポジットによる炭素繊維の圧縮挙動の観察, 日本機械学会関東支部第19期総会講演会, pp.7-8, 3月15日, (2013), 東京, 日本.

10. **Tae Kun Jeong**, Masahito Ueda and Tetsu Nishimura, Compressive behavior of carbon fiber in epoxy matrix, 5th Pacific-Asia Conference on Mechanical Engineering, A6-3, Aug 29, (2012), Manila, Philippines.
11. **Tae Kun Jeong**, Masahito Ueda and Tetsu Nishimura, Compressive strength of pre-stressed single carbon fiber in matrix, 8th Korea-Japan joint symposium on composite materials, pp.103-104, Nov 11, (2011), Changwon, Korea.

国内および国際学会発表（その他）

1. **Tae Kun Jeong**, Masahito Ueda and Hyoung Soo Kim, Longitudinal direct compression test of a single carbon fiber in a scanning electron microscope, The Korean Society for Composite Materials, pp.61-62,Nov 16, (2014), Seoul, Korea.
2. **Tae Kun Jeong**, Masaki Namiki, Masahito Ueda, Akira Todoroki, Yoshiyasu Hirano, Ryosuke Matsuzaki, 3D printing of continuous twist yarn green composite, The 8th International Conference on Green Composite, pp. 100-102, May 23, (2014), Seoul, Korea.

謝辞

大学4年生から博士後期課程までの6年間にあたり数多くの技術講演や技術論文などをサポートして下さった日本大学理工学部・上田政人先生，西村哲先生に心より厚く感謝申し上げます。本論文の作成には上田先生のお陰で完成したと思っております。また，ご多忙にも係わらず，ご指導御鞭撻を頂きました埼玉大学の坂井建宣准教授，日本大学理工学部・加藤保之教授，富岡昇教授，岡部顕史准教授に心より感謝申し上げます。さらに本論文の審査準備にあたりご指導を頂きました日本大学理工学部・関谷直樹先生，名波則路先生に深く感謝申し上げます。本論文の作成にあたり様々なアドバイスをしてくれた上田研究室のM2の森竜佑，岡田瑞生に感謝いたします。

私は母国で仕事を辞めてから来日し，20後半代に日本大学を入学しました。かなり遅い年齢で学部生と大学院生生活をしました。そのため，就職先が厳しい状況になりましたが，上田先生のお陰で就職先が決まりました。上田先生は私の人生を救って下さった恩人であり，師匠であります。ここに改めて心より感謝の意を表します。

最後に，私の年齢の人達は仕事を続け，安定した仕事先や結婚しておりますが，留学を決意してから現在までに不安定な生活を続けて母に心配を掛けた親不孝な私でしたが，ずっと見守って下さいました。ここに私の母に感謝申し上げます。私は留学して以来，母の面倒を見ず，迷惑を掛けておりました。母と亡くなった父に大変申し訳ないと思っております。

I love my mother.

署名 鄭泰根 
