

# Improvement of Fatigue Life of Plain-Woven Carbon Fiber Composite by Highly Polymerization of Thermoplastic Epoxy

Hironori NISHIDA\*, Kazuya OKUBO\*\* and Toru FUJII\*\*\*

(Received October 13, 2017)

The purpose of current study is to investigate the effect of weight-average molecular weight of the thermoplastic epoxy matrix on the fatigue life and its internal crack growth along carbon fiber bundle of the plain-woven CFRTP (Carbon Fiber Reinforced Thermo-Plastic). States of interlaminar and fiber/resin interface were observed after the bending fatigue test. Interlaminar fracture toughness and interfacial shear strength between fiber and resin were measured by ENF (End Notched Flexure) test and micro droplet test, respectively. To discuss the behavior of matrix crack propagations around reinforcing carbon fiber, the probability for connecting two matrix cracks initiated in the both sides of model specimen was measured after critical failure, when the molecular weight of the matrix was changed.

The bending fatigue property was improved by increasing the molecular weight of the thermoplastic epoxy matrix. It was found that the interlaminar fracture toughness was improved by increasing the weight average molecular weight of the matrix, and the state of fracture surface was varied depending on the condition of weight average molecular weight of the matrix. Interfacial strength between fiber and matrix was also improved, when the weight average molecular weight of the matrix was elevated. The probability for connecting two off-set matrix cracks in the model specimen was reduced according to the elevation of molecular weight. It was found that the crack propagation along the interfacial between fiber and matrix was prevented due to the increase of interfacial shear strength, when the weight average molecular weight of the matrix was elevated.

**Key words:** carbon fiber composite, fatigue life, thermoplastic epoxy matrix, fracture toughness, interfacial shear strength

**キーワード:** 炭素繊維複合材料, 疲労寿命, 熱可塑性エポキシ母材, 層間破壊じん性, 界面せん断強度

## 熱可塑性エポキシ母材の高分子量化による平織炭素繊維複合材料の 疲労寿命の向上に関する研究

西田 裕紀, 大窪 和也, 藤井 透

### 1. 緒言

航空宇宙業界および自動車業界では機体や車体の 軽量化材料として期待される炭素繊維強化プラスチック

---

\*Graduate School of Science and Engineering, Doshisha University, Kyoto  
Telephone& Fax: +81-774-65-6421, E-mail: eup1504@mail4.doshisha.ac.jp

\*\*Department of Energy and Mechanical Engineering, Doshisha University, Kyoto  
Telephone& Fax: +81-774-65-6444, E-mail: kokubo@mail.doshisha.ac.jp

\*\*\*Department of Mechanical and Systems Engineering, Doshisha University, Kyoto  
Telephone& Fax: +81-774-65-6432, E-mail: tfujii@mail.doshisha.ac.jp

ック(Carbon Fiber Reinforced Plastic ; CFRP)への関心が高まっている<sup>1-4)</sup>。特に、炭素繊維強化熱可塑性プラスチック(Carbon Fiber Reinforced Thermo-Plastic ; CFRTTP)は、炭素繊維強化熱硬化性プラスチック(Carbon Fiber Reinforced Thermo-Set Plastic ; CFRTS)と比べて短時間成形が可能であり、リサイクルも比較的容易である<sup>5-10)</sup>。しかしながら、従来の熱可塑性樹脂を繊維強化する場合、熱硬化性樹脂と比較して熱可塑性樹脂と強化繊維との間の接着性が不十分であり、複合材料としての機械的特性が十分に得られないことや、強化繊維間に樹脂を含浸させる工程において高温・高圧の非常に高いエネルギーが必要であるといった問題点があげられる<sup>11)</sup>。これらの問題点を解決するために、材料開発や成形法などの研究開発が活発に行われている<sup>12-20)</sup>。また、材料を長期使用する場合、繰り返し使用による疲労破壊現象の把握が必要となる。材料の疲労現象とは、その材料の破壊荷重(静的破壊応力)よりも低いレベルの荷重を多数回作用させると、その繰り返しによりその材料が破壊に至る現象であり、その破壊までの負荷の繰り返し回数を疲労寿命と呼ぶ。これまでは比較的疲労寿命が重視されないスポーツ用品の部品や意匠的な用途に使用されるケースが多かったが、CFRTTP の用途の広がりにより主構造を担う部材の用途や疲労現象を無視できない長期安定性が期待される分野への応用が期待される。

上記の課題を解決すべく、近年、炭素繊維との相性が良いとされている熱硬化性のエポキシ樹脂の重合形態を制御することにより、3次元架橋構造を有さない熱可塑性エポキシ樹脂も開発された<sup>18-20)</sup>。熱可塑性エポキシ樹脂は、低分子オリゴマーの状態で強化繊維に含浸させた後に高分子量化させる新材料であり、高温・高圧の成形システムが不要で、より低エネルギーでの生産が可能である。熱可塑性エポキシ樹脂の重量平均分子量は重合温度と重合時間に依存することが知られている<sup>19)</sup>。また、樹脂の機械的特性は重量平均分子量に依存し、それぞれの機械的特性には重量平均分子量の最適値が存在することも知られている<sup>19)</sup>。熱可塑性エポキシ樹脂を母材とした CFRTTP を構造物に適用する際に必要以上の高

分子量化をしてしまうと、重合時間が長くなりタクトタイムが長くなる。従って、最適な分子量の選択が必要である。先行研究では、曲げ強度及びエネルギー吸収特性は既存の熱硬化性エポキシ樹脂を母材とする CFRP と同等以上であることが示された<sup>20)</sup>。しかしながら、CFRTTP の母材の分子量が機械的特性に及ぼす重量平均分子量の影響については言及されていない。また、熱可塑性エポキシ樹脂を母材とする CFRTTP の疲労特性については詳細には明らかになっていない。以上のような経緯を踏まえ、本研究では平織 CFRTTP 片振り 3 点曲げ疲労試験を行った。また、ENF (End Notched Flexure) 試験<sup>21,22)</sup>およびマイクロドロップレット試験<sup>23-25)</sup>を実施し、繊維と樹脂との間の層間破壊じん性および界面せん断強度をそれぞれ測定した。さらに、炭素繊維周辺の母材き裂伝播の挙動の変化を議論するために、母材の分子量を変化させ、モデル試験片の両側に導入した 2 つの予き裂が接続する確率の変化を測定した。これらの結果より熱可塑性エポキシを母材とする CFRTTP の重量平均分子量の違いによる曲げ疲労寿命の向上効果について検証した。

## 2. 試験片作成方法及び実験方法

### 2.1 平織 CFRTTP 積層板の作成及び分子量の測定方法

強化繊維には PAN 系平織炭素繊維布(三菱レイヨン(株), TR 3110-MS)、母材には熱可塑性エポキシ樹脂(ナガセケムテックス(株), DENATITE XNR 6850A, ACCELERATOR XNH 6850B)を用いた。平織炭素繊維布に熱可塑性エポキシ樹脂をハンドレイアップ法で含浸させ、所定の時間及び温度条件を与えることで樹脂を高分子量化させ、熱可塑性エポキシプリプレグを作製した。このプリプレグを 50℃で約 12 時間をかけて乾燥させた。乾燥させたプリプレグを曲げ疲労試験用積層板には 10 層、Mode II 層間破壊じん性試験用積層板には 20 層積層し、更に 10 層目と 11 層目の間にカプトンフィルム(東レ・デュポン(株), カプトン 50H)を挿入した。それぞれ金型内に配置後、高周波加熱装置で金型を 175℃-195℃、6-12MPa の条件でプレスした。その後、加圧力を保持し冷却装置にて常温まで冷却した。繊維

体積含有率を約 45vol%とした．熱可塑性エポキシ樹脂の分子量の測定にはゲル浸透クロマトグラフ (Gel Permeation Chromatography; GPC) <sup>26,27)</sup> (CLASS-LC10, 島津製作所 (株)) と GPC カラム (Styragel HR4E, Styragel HR5E, waters)を用いた．溶媒にはテトラヒドロフラン(THF)を用いた．なお, この GPC 法では質量分析計のように, 直接ポリマーの分子量を求めることはできない．そこで, 分子量が既知の標準物質を試料ポリマーと同条件で分析し, その溶出時間を求めた．このときの溶出時間とその分子量の値をもとに校正曲線を作成した(図示略)．その後, テトラヒドロフラン(THF)に溶解した熱可塑性エポキシ樹脂を GPC カラムに注入し, 標準ポリマー換算分子量を算出した．本研究では, この方法により算出した標準ポリマー換算分子量を熱可塑性エポキシ樹脂の重量平均分子量とし, 使用したロットごとの重量平均分子量を逐次測定した．

## 2.2 平織 CFRTP 片振り 3 点曲げ疲労試験

第 2.1 節に記載した手法で作製した平織 CFRTP 積層板をダイヤモンドカッターにより試験片形状 (100mm×15mm×2mm)にカットした．試験機は電気油圧式材料試験機 (サーボパルサ, 定格荷重 2kN:島津

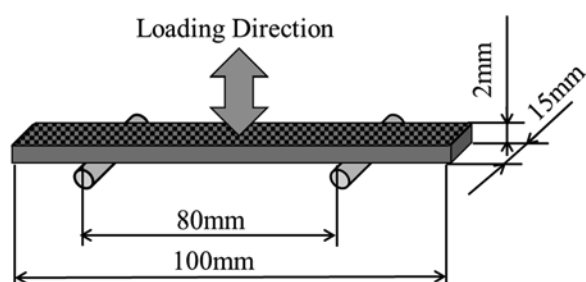


Fig. 1. Specimen for static and fatigue three-points bending test.

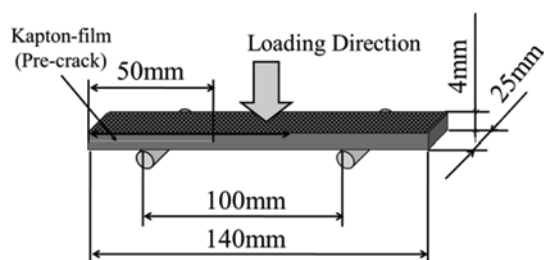


Fig. 2. Specimen for ENF test.

製作所(株))を用い, 荷重制御により繰り返し疲労試験を行った．試験概略図を Fig.1 に示す．支点間距離を 80mm, 繰り返し応力比を 0.1, 繰り返し周波数を 2Hz とし, 繰り返し負荷荷重の波形を正弦波とした．繰り返し最大応力は各条件における静的 3 点曲げ強度の 80%, 70%, 60%とし, 各条件における試験数を 3 以上とした．

## 2.3 End Notched Flexure (ENF) 試験

JIS K 7086 に準拠し第 2.1 節に記載した手法で作製した平織 CFRTP 積層板を, ダイヤモンドカッターにより試験片形状(160mm×25mm×4mm)にカットした．試験前に, カプトンフィルム挿入部をカッターナイフで開くことで, 予き裂を導入した．予き裂の長さは試験片の長手方向片側端部から 50mm とした．試験機は精密万能試験機(AG-1 100kN, 定格荷重 100kN:島津製作所(株))を用いた．試験概略図を Fig.2 に示す．試験速度を 0.5 mm/min, 各条件における試験数を 5 とした．

Mode-II 層間破壊じん性値  $G_{IIC}$  は式 (1), (2) により与えられる <sup>21, 22)</sup>．

$$G_{IIC} = \frac{9a_1^2 P_C^2 C_1}{2B(2L^3 + 3a_1^3)} \quad (1)$$

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

$a_0$ : 初期き裂長さ [mm]

$P_C$ : 初期限界荷重 [N]

$C_0$ : 初期弾性部分の荷重点  
コンプライアンス [mm/N]

$C_1$ : 初期限界荷重における荷重点  
コンプライアンス [mm/N]

$a_1$ : 初期限界荷重における  
き裂進展長さの推定値 [mm]

$L$ : 荷重点と支持点の間の距離 [mm]

$B$ : 試験片幅 [mm]

## 2.4 マイクロドロップレット試験

Fig.3 にマイクロドロップレット試験用試験片の形状, 及びマイクロドロップレット試験の概略図を

示す．第 2.1 節に記載した平織炭素繊維布から炭素繊維を 1 本取り出し，市販のビニールテープを用いて炭素繊維の両端を型紙に仮止めした．別途汎用の接着剤を用いて，炭素繊維の両端を型紙に固定した後，はんだごてを用いて溶融させ第 2.1 節に記載した熱可塑性エポキシ樹脂を所定の重量平均分子量に高分子量化した樹脂粒(ドロップレット)を炭素繊維に付着するようにした．試験には複合材界面特性評価装置(HM410；定格荷重 20mN，東栄産業(株))を用いた．試験速度を 0.12 mm/min，各条件における試験数を 20 以上とした．界面せん断強度 ( $\tau$ ) の導出には以下の式 (3) を用いた<sup>23-25)</sup>．

$$\tau = \frac{F}{\pi DL} \quad (3)$$

$\tau$  : 界面せん断強度[MPa]

$F$  : 引き抜き荷重

$D$  : 繊維径

$L$  : 埋め込み長さ

## 2.5 炭素繊維束近傍のき裂連結確率の把握試験

炭素繊維束埋没試験片は第 2.1 節に記載した平織炭素繊維布から炭素繊維束を 1 本取り出し，それに約 5g の錘によりわずかにテンションを与えた炭素繊維束をアルミ板に配置後，熱可塑性エポキシ樹脂を流し込んだ．電気炉内で所定の温度を与えることで樹脂を高分子量化させた後，試験片の幅方向中央に炭素繊維束が配置されるように，ダイヤモンドカッターを用いて，試験片形状 (70mm×20mm×0.5mm) にカットした．両側き裂の導入には，試験片の長手方向中央両側面にき裂長さ 1.5mm の予き裂を導入した．さらに，2 つのき裂の位置に，試験片の長手方向中央より両側に 0, 0.5mm および 1.5mm ずつ (予き裂間距離 0, 1mm および 3mm) のオフセットを設けた．試験片形状を Fig.4 に示す．試験には小型卓上試験機 (EZ テスト，定格荷重 500N:(株)島津製作所)を用い，クロスヘッドスピードを 1mm/min とした．本研究では，試験片の幅方向両端に導入したき裂が進展し，連結する場合の確率を算出した．Fig.5 に前述の 2 つの予き裂が連結した場合 (Fig.5(a)) および連結しなかった場合 (Fig.5 (b)) の一例を示す．

$$P = \frac{N_{connected}}{N} \times 100 \quad (4)$$

$P$ : き裂連結確率 [%]

$N$ : 試験数 [-]

$N_{connected}$  : 連結数 [-]

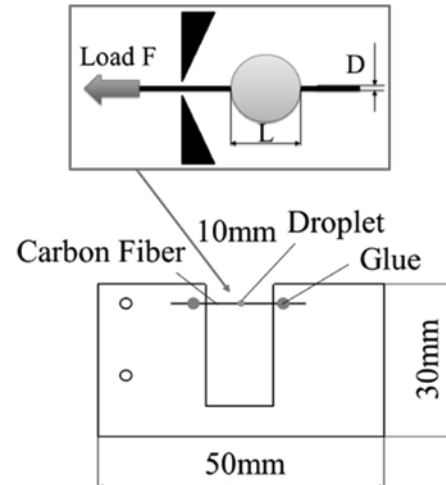


Fig. 3. Schematic view of specimen for micro-droplet test.

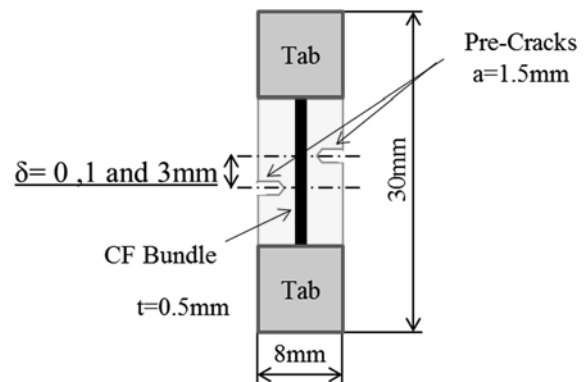


Fig. 4. Specimen for investigation of probability of matrix crack connections.

## 3. 実験結果

### 3.1 3点曲げ疲労特性

Fig.6 に平織 CFRTP 片振り 3 点曲げ疲労試験により得られた S-N プロットを示す．母材の重量平均分子量を  $M_w=100,000$  とすると，CFRTP の 3 点曲げ疲労寿命は  $M_w=36,000$  のそれに対して静的荷重の 60% の場合を相対的にみると，約  $10^4$  から  $10^5$  へと約 10 倍向上した．曲げ疲労試験後の試験片の破面の状態を走査型電子顕微鏡 (JSM7001FD: 日本電子デー

タム(株))を用いて観察した。その結果を Fig.7(a)(b)に示す。母材の重量平均分子量が低い場合、繊維表面に母材が残存せず平滑な繊維表面が観察された。また、炭素繊維/母材間の界面はく離および脆性的な破面の状態も観察された。一方、母材の重量平均分子量が高い場合では繊維表面に母材が残存した状態が観察された。また、炭素繊維/母材間の界面はく離は重量平均分子量が低い場合と比較して抑制され、延性的な破面も観察された。曲げ疲労試験後の試験片側面のき裂進展の状態をデジタルマイクロスコープ (VHX-2000, (株) キーエンス)を用いて観察した結果を Fig.8(a)(b)に示す。また、試験後の試験片に生じた内部損傷を X 線 CT スキャナ(SkyScan1172, (株)東陽テクニカ)を用い観察した結果を Fig.9(a)(b)に示す。その結果、試験片側面及び内部において母材の重量平均分子量が低い  $M_w=36,000$  の場合では、多数の層間はく離が確認されたが、母材の重量平均分子量が高い  $M_w=100,000$  の場合では、層間はく離はほとんど見られなかった。

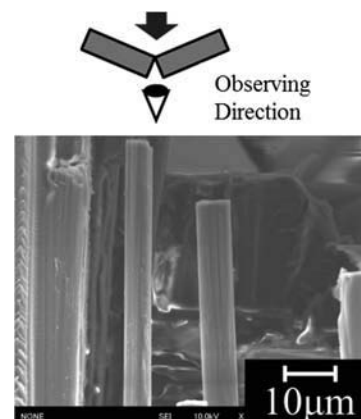
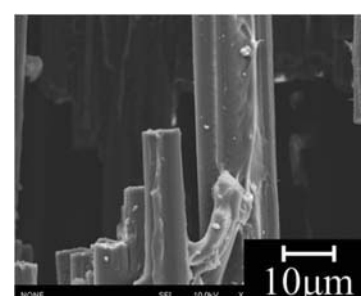
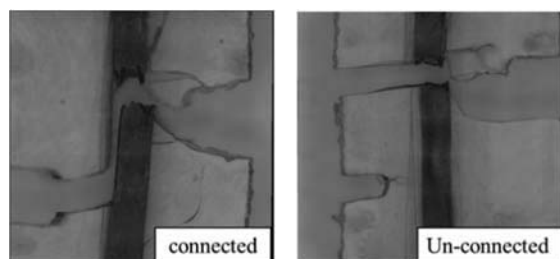
(a)  $M_w=36,000$ (b)  $M_w=100,000$ 

Fig. 7. States of carbon fibers after three-points bending fatigue test.



(a) Connected state

(b) Un-connected state

Fig. 5. Failure mode of double notched specimens.

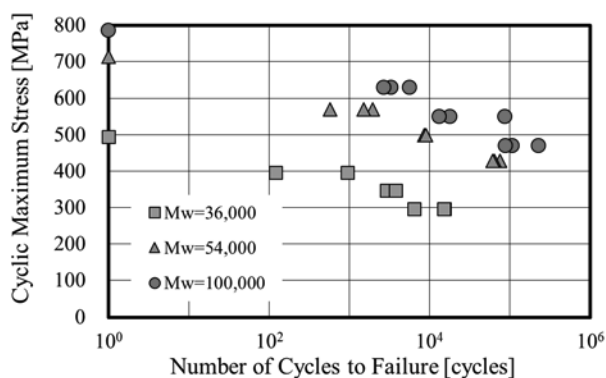


Fig. 6. S-N plots of bending fatigue life.

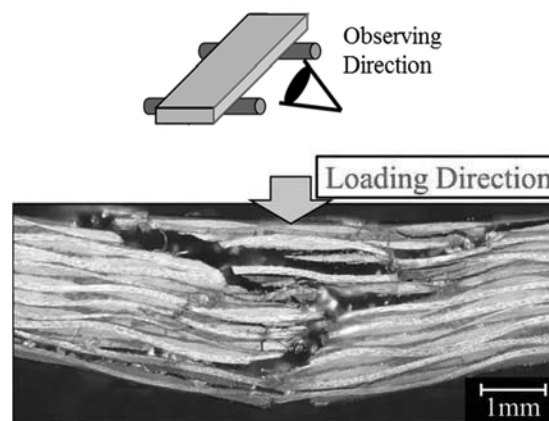
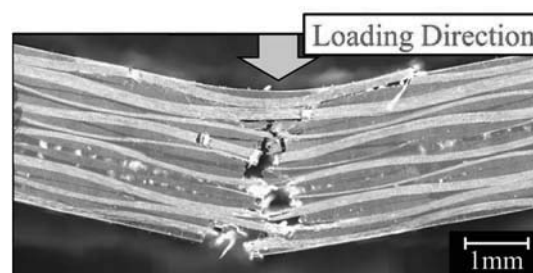
(a)  $M_w=36,000$ (b)  $M_w=100,000$ 

Fig. 8. Differences of fatigue failure mode.

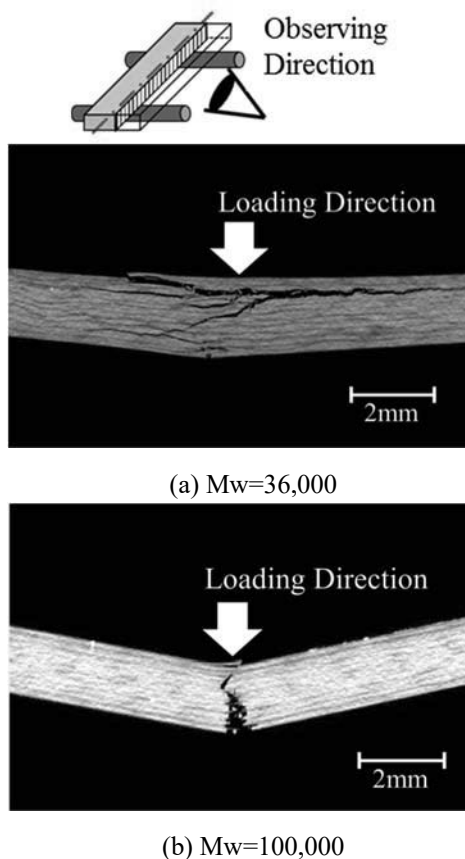


Fig. 9. X-ray images of specimen after three-points bending fatigue test.

### 3.2 Mode-II 層間破壊じん性

Fig.10 に Mode-II 層間破壊じん性値と母材の重量平均分子量との関係を示す。ここでは母材の重量平均分子量を  $Mw=108,000$  とすると、Mode-II 層間破壊じん性値は  $Mw=14,000$  のそれに対して約 9 倍向上した。また、Fig.11(a)(b)に ENF 試験後の試験片の予き裂先端付近のき裂進展面の状態を第 3.1 節に記載した走査型電子顕微鏡を用いて観察した結果を示す。母材の重量平均分子量が低い  $Mw=14,000$  の場合では、炭素繊維/母材間の界面はく離を伴う脆性的な破面の状態が確認された。母材の重量平均分子量が高い  $Mw=108,000$  の場合では、局所的な界面はく離が観察されたが、繊維表面に母材が残存した状態が確認され、延性的な破面も観察された。母材が延性的に破壊することで、き裂先端の曲率半径が増大し応力集中が緩和され、層間き裂の進展を抑制したため見かけの Mode-II 破壊じん性値が向上したと考えられる。これらのことから、熱可塑性エポキシ母材

の高分子量化により、層間き裂および炭素繊維/母材界面の進展を抑制することができることが分かった。

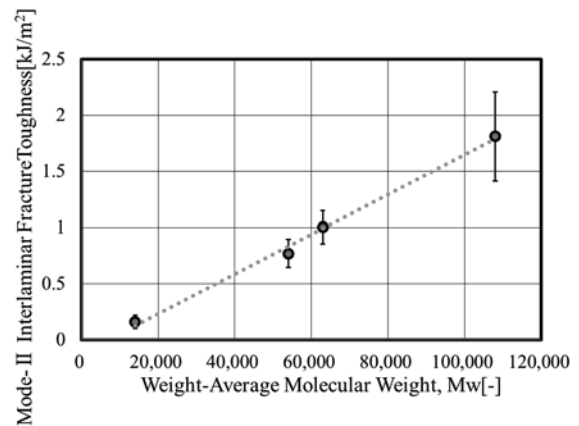


Fig. 10. Relationship between Mode-II interlaminar fracture toughness and weight-average molecular weight of matrix.

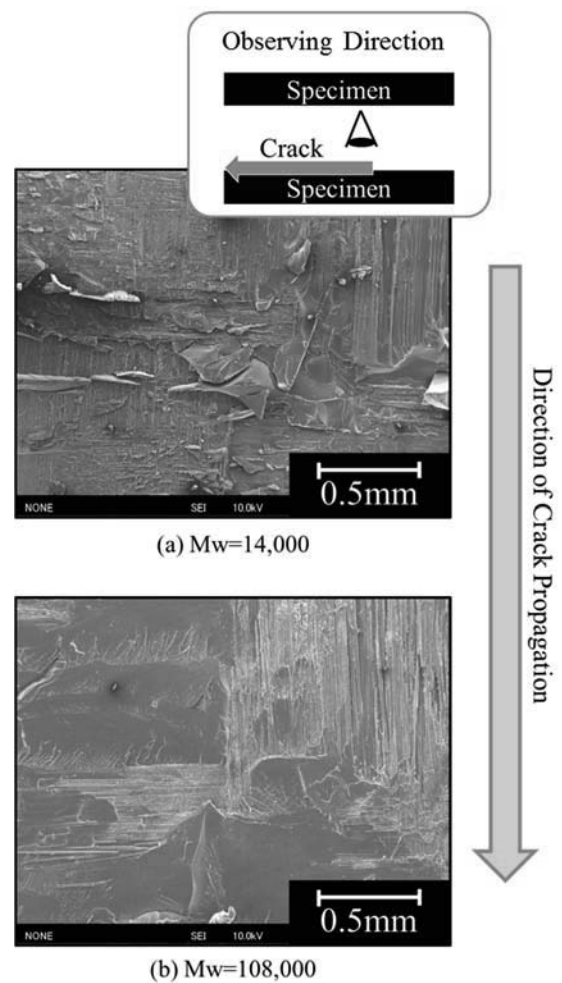


Fig. 11. States of crack propagation surfaces after ENF test.

### 3.3 界面せん断強度

Fig.12 に界面せん断強度と母材の重量平均分子量との関係を示す。重量平均分子量  $M_w=34,000$  および  $M_w=53,000$  の母材と炭素繊維間の界面せん断強度は、重量平均分子量  $M_w=25,000$  のそれに対して、それぞれ 5%、30%向上した。このことから、母材の高分子量化は炭素繊維/母材間の界面せん断強度向上に有効であると考えられる。Fig.13(a)(b)にマイクロドロプレット試験後の炭素繊維表面の状態を示す。試験後の炭素繊維表面は、静的 3 点曲げ試験および片振り 3 点曲げ疲労試験後の破面に露出した炭素繊維表面と同様、母材の重量平均分子量が低い  $M_w=25,000$  の場合、繊維表面に母材が残存せず平滑な引き抜き面が観察され、母材の重量平均分子量が高い  $M_w=90,000$  の場合では繊維表面に母材が残存した状態が観察された。このことから、母材の高分子量化による炭素繊維 / 母材間の界面せん断強度の向上が、界面はく離を抑制する事が確認できた。

### 3.4 炭素繊維束近傍におけるき裂の連結確率

Fig.14 に両側き裂を有する炭素繊維束埋没試験片のき裂連結確率の変化を示す。初期き裂間の距離  $\delta=0\text{mm}$  の場合では、母材の重量平均分子量の違いによるき裂の連結確率の大きな変化は見られなかった。一方、 $\delta=1\text{mm}$  および  $3\text{mm}$  の場合では、母材の重量平均分子量の増加に伴い、き裂の連結確率は低下した。つまり、母材の高分子量化に伴う界面せん断強度の向上により、き裂進展経路が界面を回避する効果が得られることが分かった。

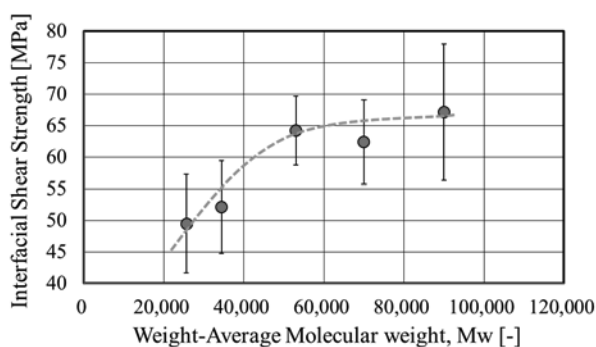


Fig. 12. Relationship between interfacial shear strength and weight-average molecular weight of matrix.

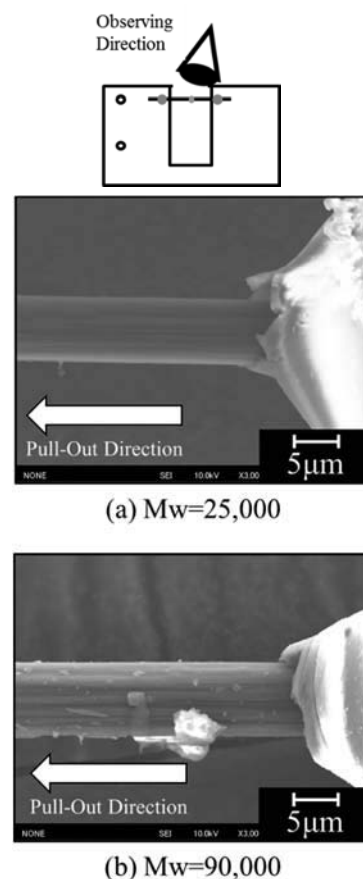


Fig. 13. States of carbon fiber surfaces after micro-droplet test.

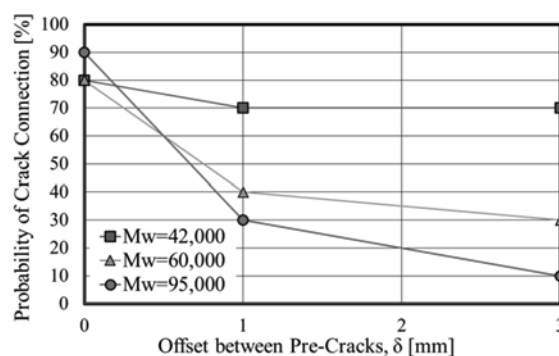


Fig. 14. Comparisons of probabilities of crack connections.

## 4. 結言

本研究では得られた結果を以下に示す。

- 母材の重量平均分子量を  $M_w=100,000$  とすると、CFRTP の 3 点曲げ疲労寿命は  $M_w=36,000$  のそれに対して静的荷重の 60% の場合を相対的にみると、約  $10^4$  から  $10^5$  へと約 10 倍向上することが分かった。

・母材の重量平均分子量を  $M_w=108,000$  とすると、Mode-II 層間破壊じん性値は  $M_w=14,000$  のそれに対して約 9 倍向上することが分かった。

・重量平均分子量  $M_w=53,000$  の母材と炭素繊維間の界面せん断強度は、重量平均分子量  $M_w=25,000$  のそれに対して、約 30% 向上することが分かった。

・初期き裂間の距離  $\delta=0\text{mm}$  の場合では、母材の重量平均分子量の違いによるき裂の連結確率の大きな変化は見られなかった。一方、 $\delta=1\text{mm}$  および  $3\text{mm}$  の場合では、母材の重量平均分子量の増加に伴い、き裂の連結確率は低下した。つまり、母材の高分子量化に伴う界面せん断強度の向上により、き裂進展経路が界面を回避する効果が得られることが分かった。

本研究は、平成 25～29 年度文部科学省私立大学戦略的研究基盤形成支援事業「ナノ繊維・粒子の最適制御技術を基盤とする新規複合材料機能の開発（同志社大学）」の支援及びナガセケムテックス株式会社からの樹脂提供を受けた。また本研究は永井奎祐氏（同志社大学大学院学生、研究当時）と今川宗一郎氏（同志社大学大学院学生）の尽力により成し得た。記して謝意を表する。

### 参考文献

- 1) A.Erber, S.Spitzko, “Expanded Role for Thermoplastic Composites”, *Reinforced Plastics*, **58**, 29-33 (2014).
- 2) M.Brady, P.Brady, “Automotive Composites –the Search for Efficiency, Value and Performance”, *Reinforced Plastics*, **51**, 26-29(2007).
- 3) P.Brady, M.Brady, “Automotive Composites: which Way Are We Going?” *Reinforced Plastics*, **51**, 32-35 (2007).
- 4) R.Stewart, “Automotive Composites Offer Lighter Solutions”, *Reinforced Plastics*, **54**, 22-28(2010).
- 5) 浜田基彦, “CFRTP でクルマを造る”, 日経 Automotive Technology, **3**, 64-69 (2014).
- 6) 林達彦, “BMW 社「i3」「i8」の軽量化技術”, 日経 Automotive Technology, **3**, 14-15 (2014).
- 7) 大楠恵美, “素材開発から見た自動車構造材の軽量化”, 三井物産戦略研究所レポート, 1-2 (2012).
- 8) 高田憲一, “鉄並みに安くなる炭素繊維”, 日経ものづくり, **10**, 38-55 (2014).
- 9) 寺田幸平, “炭素繊維強化熱可塑性プラスチック - 現状, 応用分野及び課題 -”, 精密工学会誌, **81**, 485-488 (2015).
- 10) 福島敏夫, 坂山和久, 橋本壮一郎, “熱可塑性樹脂による連続繊維強化プラスチック(FRTP)のリサイクル化可能なコンクリート用補強材への応用”, コンクリート工学年次論文報告集, **20**, 277-282 (1998).
- 11) 小林訓史, 田中敦, “一方向炭素繊維強化熱可塑性樹脂基複合材料の成形中における樹脂含浸挙動”, 日本複合材料学会誌, **38**, 51-57 (2012).
- 12) 大野秋夫, 安江昭, 井上茂樹, 西田正三, 羽生芳史, “セミプレグを用いた革新的 CFRTP 成形加工技術の開発”, 日本製鋼所技報, **66**, 129-134 (2015).
- 13) N.G.Karsli, A.Aytac, “Tensile and Thermomechanical Properties of Short Carbon Fiber Reinforced Polyamide 6 Composites”, *Composites ; Part B*, **51**, 270-275 (2013).
- 14) L.Ye, K.Friedrich, J.Kästel, Y.W.Mai, “Consolidation of Unidirectional CF/PEEK Composites from Commingled Yarn Prepreg”, *Composites Science and Technology*, **54**, 349-358 (1995).
- 15) A. K. Mohanty, L. T. Drzal, M. Misra, “Engineered Natural Fiber Reinforced Polypropylene Composites Influence of Surface Modifications and Novel Powder Impregnation Processing”, *Journal of Adhesion Science and Technology*, **16**, 999-1015 (2002).
- 16) G.Ben and K.Sakata, “Fast Fabrication Method and Evaluation of Performance of Hybrid FRTPs for Applying Them to Automotive Structural Members”, *Composite Structures*, **133**, 1160-1167 (2015).
- 17) A.Hirabayashi, G.Ben, H.Ozeki, “Heat Resistance Properties of FRTP Composed of In-Situ Polymerization PA6 and CF and GF Fabrics”, *Proceedings of 19TH International Conference on Composite Materials*, 1581-1588 (2013).
- 18) T.Imanishi, H.Nishida, N.Hirayama and N.Tomomitsu, “In Situ Polymerizable Thermoplastic Epoxy Resin and High Performance FRTP Using It and Fiber Fabrics”, *Proceedings of 16TH International Conference on Composite Materials*, 194-195 (2007).
- 19) H. Nishida, “Aiming to Create Novel Composites”, *Journal of the Adhesion Society of Japan*, **47**, 361-368 (2011).
- 20) H. Nishida, “The Development of Thermoplastic Epoxy Resin and Continuous Fiber Reinforced Thermoplastics Using It”, *Journal of the Adhesion Society of Japan*, **51**, 516-523 (2015).
- 21) 炭素繊維強化プラスチックの層間破壊じん性試験法: JIS K 7086 -1993 (1993), 日本規格協会.
- 22) 渡辺圭子, 日下貴之, 北条正樹, 福岡俊康, 石橋正康, “Zanchor 強化 CFRP 積層材のモードII層間き裂進展



挙動の実験的評価”, 日本複合材料学会誌, **34**, 226-232 (2008).

- 23) M. Nishikawa, T. Okabe, K. Hemmi, N. Takeda, “Micromechanical Modeling of the Microbond Test to Quantify the Interfacial Properties of Fiber-Reinforced Composites”, *International Journal of Solids and Structures*, **45**, 4098–4113 (2008).
- 24) 播摩一成, 山田浩明, 梶岡信由, 高垣有紀, 仲井朝美, 大谷章夫, 濱田泰以, “炭素繊維強化ポリプロピレンの界面せん断強度と機械的特性”, 科学・技術研究, **5**, 163–168 (2016).
- 25) 佐藤光桜, 今川えりな, 小柳潤, 石田雄一, 小笠原俊夫, “マイクロドロップレット試験を用いたカーボン繊維強化耐熱高分子基複合材料の界面強度評価”, 日本複合材料学会誌, **43**, 33–39 (2017).
- 26) 大阪市立工業行研究所プラスチック読本編集委員会, プラスチック読本第 20 版, プラスチック技術協会共編,(プラスチックスエージ, 東京, 2010), pp.18-20.
- 27) 中村茂, “ゲルパーミエーションクロマトグラフィーによる高分子材料の分析”, 分析化学, **16**, 748–757 (1967).