研究論文

ダブルファイバーフラグメンテーション試験を用いた 一方向 CF/エポキシ複合材料の繊維破断部近傍における 応力集中係数の検討

渡 邊 潤^{*1}, 田中 文彦^{*1}, 樋 口 諒^{*2}, 松谷 浩明^{*1}, 奥田 治己^{*1}, 岡部 朋永^{*3}

(2015 年 11 月 8 日受付)

A Study of Stress Concentrations around Fiber Breaks in Unidirectional CF/Epoxy Composites Using Double-Fibers Fragmentation Tests

Jun WATANABE,^{*1} Fumihiko TANAKA,^{*1} Ryo HIGUCHI,^{*2}
Hiroaki MATSUTANI,^{*1} Haruki OKUDA^{*1} and Tomonaga OKABE^{*3}

(Received November 8, 2015)

Abstract: The fiber breakage behavior of unidirectional CF/epoxy composite material was estimated taking into account the stress concentration in the adjacent fibers resulting from the matrix crack around fiber breakages. In behavior analysis of the adjacent fiber breakage in the double-fibers fragmentation tests, the simulation using the spring elements model taking into account the stress concentration in the fiber surface corresponds well with the experimental results. In addition to the introduction of the stress concentration factor, it is essential for employing the bimodal Weibull distribution which is narrow strength distribution in high strength region in order to explain the experimental behavior of the double-fibers fragmentation tests. Furthermore, the predicted tensile strength for the unidirectional CF/epoxy composite material taking into account the stress concentration to the adjacent fibers resulting from the matrix crack around fiber breakages, using the spring elements model agreed well with the experimental results. This suggests that there is considerable contribution for improving tensile strength of composites, for the suppression of stress concentration in the fiber surface.

Key words: Carbon fiber, Stress concentration factor, Matrix crack, Bimodal Weibull distribution

1. 緒 言

炭素繊維強化プラスチック (CFRP) 複合材料は、比強度・比剛性に優れるため、航空宇宙分野を中心に用途が拡大している。ボーイング 787 においては、CFRP は構造部材重量の 50% を占めている。航空機用途では軽量化に直結する CFRP の繊維軸方向の特性が重要であり、特に、基本的な特性である一方向 CF/エポキシ複合材料の

繊維方向引張強度の支配因子について理解することが必要である。実験的には、炭素繊維/マトリックス樹脂の界面強度を中間程度にすることで一方向 CFRP 複合材料の繊維方向引張強度が高まるという報告^{1,2)}があるが、界面剥離に起因してデラミネーションやスプリッティング、耐衝撃性などが課題となるため³⁾、航空機用途では剥離が生じないように炭素繊維、マトリックス樹脂、これらの界面を設計することが前提となる⁴⁾。

これまでも一方向 CFRP 複合材料の繊維方向引張強度の予測（以後、繊維方向は省略する）はなされてきた。破断繊維の荷重負担分を同一平面内に存在する全ての健全な繊維によって均等に分配されると仮定した global load sharing (GLS) モデル⁵⁾や、破断繊維の荷重負担分を同一平面内の破断繊維部近傍に位置する繊維ほど大きいという局所的な応力集中が存在することでク

^{*1} 東レ (株) 複合材料研究所 研究員 (791-3193 愛媛県伊予郡松前町大字筒井 1515)

Senior Research Engineer, Composite Material Research Laboratories, Toray Industries, Inc.

^{*2, *3} 東北大学大学院工学研究科

Department of Aerospace Engineering, Tohoku University

^{*2} 大学院生 Doctoral Student, ^{*3} 教授 Professor

ラスターの形成を考慮した local load sharing (LLS) モデル⁶⁾を用いたモデルが提案されている。これらの理論を発展させ、マトリックス樹脂の弾塑性挙動を考慮した GLS モデル⁷⁾やマトリックス樹脂の微視的損傷を考慮した三次元 shear-lag モデル⁸⁾、マトリックスの構成則を考慮した3次元有限要素解析と繊維破断周りの応力分布が一致しているばね要素モデルが提案されている^{9,10)}。このように、一方向CFRP複合材料の引張強度予測は複合材料内部の応力分布をFEM解析により理論的に裏付け、精度良くかつ簡便に予測可能となっている。

CFRP複合材料中の繊維破断挙動を偏光顕微鏡¹¹⁾やアコースティックエミッション¹²⁾、synchrotron radiation computed tomography¹³⁾により可視化して、破断繊維部近傍に位置する隣接繊維への応力集中を実験的に評価しようとする試みがある。これら実験結果からは比較的低い応力で繊維破断の集積であるクラスターが形成しており、応力集中に起因するクラスター形成が最終破断に重要であるとしている。さらに、実験的に得られたクラスター形成挙動を引張強度予測に導入する試みが見られる^{14~19)}。クラスターが成長することを前提として、経験的に応力集中係数を2とするモデル^{14,15)}や繊維破断は同一平面内で生じるなど破断条件を限定させてクラスター成長させるモデル¹⁶⁾が提案されている。さらに、一方向CFRP複合材料中の繊維配置や繊維特性、繊維体積含有率が応力集中係数やクラスター形成に与える影響を解析した研究例もある^{17~19)}。

破断繊維部近傍に位置する繊維への応力集中を理解するため、モデル的に単繊維を5本平行に配置したマルチファイバーコンポジットを用いて応力集中を直接測定した研究も報告されている^{20~25)}。マルチファイバーコンポジットにおいて繊維と樹脂の接着が十分かつ繊維間距離が繊維径9本以内の場合は破断繊維の隣接繊維で相互作用が生じて破断することを見出し²⁰⁾、Raman分光法を用いることで繊維の応力状態を定量的に明らかにしている²¹⁾。接着が十分な系では、応力集中係数は樹脂弾性率と繊維弾性率の比が大きくなるほど、樹脂のせん断降伏応力が大きくなるほど、あるいは、繊維間距離が小さくなるほど高まることをRaman分光法による測定^{22~24)}と2次元FEM²⁴⁾により明らかにし、2次元では応力集中係数が1.20~1.25とし、さらに3次元では破断した繊維の周囲の繊維が応力を負担することで破断繊維部近傍に位置する繊維のバルクとしての応力集中係数1.1~1.2と結論付けている²⁵⁾。しかしながら、これらのRaman分光法による測定結果は従来の解析における応力集中と大

変近く、低応力でのクラスター形成を説明できるものではない。これはマトリックスクラックが生じることにより応力集中係数が高まるためと考えられている。Ochiaiらはマトリックスクラックにより応力集中係数が高まることをshear-lag理論を用いて示し²⁶⁾、Galiotisらはマトリックスクラックを考慮したFEM解析を行うことで、繊維間距離が小さい場合の隣接繊維への応力集中係数を1.16~1.23と明らかにした^{27~29)}。これらの解析から、マトリックスクラックが形成されることにより隣接繊維の応力集中が高まることを結論付けている。

マトリックスの構成則が一方向CFRP複合材料の引張強度に及ぼす影響は既に明らかにされている^{7~10)}。一方で、マトリックスクラックによる応力集中の理解は十分ではない。

一方向CFRP複合材料の引張強度を正確に予測するためには炭素繊維の単繊維強度分布を正確に取得することも重要である。炭素繊維のような脆性材料の強度分布は、最弱リンク説に基づくワイブル分布に従うことが知られており^{30~32)}、炭素繊維の強度もまたワイブル分布で整理されてきた^{33,34)}。特に、試長5~50 mmの範囲において炭素繊維の単繊維強度分布は欠陥分布に差異のない単一ワイブル分布で示せることが明らかになってきた³⁵⁾。さらに短い試長においても単一ワイブル分布で整理しようとすると実験結果としばしば乖離が見られた^{36,37)}、単繊維引張試験と単繊維複合材料を用いた引張試験より単繊維強度分布は高強度領域の単繊維強度分布が狭い複合ワイブル分布で表されることが明らかになっている³⁸⁾。また、その際の欠陥は大部分において繊維表面近傍であり、マトリックスクラックによる繊維表面での応力集中を加味した解析が不可欠である。

そこで、本論文では、マトリックスクラックによる隣接繊維表面への応力集中を考慮し、一方向CF/エポキシ複合材料の引張強度の予測を行う。まず、破断繊維の隣接繊維表面への応力集中を議論するため、2本の繊維を平行に配置したダブルファイバーフラグメンテーション試験を用いる。ダブルファイバーフラグメンテーション試験における繊維破断挙動から推定した破断繊維に隣接した繊維への応力集中をもとに一方向CF/エポキシ複合材料の引張強度の予測を行った。

2. 実験方法

2.1 試験材料

炭素繊維には、東レ製PAN系高強度炭素繊維“トレカ”T800Sを用いた。T800Sの物性をTable 1に示す。

Table 1 Physical and mechanical properties of TORAYCA™ T800S.

T800S		
Bundle strength	GPa	5.9
Tensile modulus	GPa	294
Density	g/cm ³	1.8
Diameter	μm	5.4
Crystallite thickness	nm	2.0
Orientation parameter	—	0.82

Table 2 Weibull parameters of T800S.

	σ_{01} (GPa)	m_1 (—)	σ_{02} (GPa)	m_2 (—)
T800S	6.9	4.1	8.3	13

また、単繊維引張試験と単繊維複合材料を用いた引張試験（フラグメンテーション試験）により得た炭素繊維の単繊維強度分布は式(1)で示す複合ワイブル分布で表し、複合ワイブルパラメーターを Table 2 に示す³⁸⁾。 $F(\sigma)$ ：累積破断確率、 L ：繊維長さ、 L_0 ：代表長さ、 σ_{01} 、 σ_{02} ：ワイブル尺度母数、 m_1 、 m_2 ：ワイブル形状係数である⁺。

$$F(\sigma) = 1 - \exp \left\{ -\frac{L}{L_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{01}} \right)^{m_1} - \frac{L}{L_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{02}} \right)^{m_2} \right\} \quad (1)$$

2.2 評価方法

2.2.1 ダブルファイバーフラグメンテーション試験

ビスフェノール A 型エポキシ樹脂化合物に単繊維を 2 本埋め込んでダブルファイバーコンポジットの試験片を作製した。樹脂の成形には、主剤ビスフェノール A ジグリシジルエーテル (DGEBA) に対して質量比 10% の割合で硬化剤ジエチレントリアミン (DTA) を使用し、主剤・硬化剤を良く混合した後、50°C で 5 時間の加熱成形を行った。樹脂の物性を Table 3 に、応力ひずみ線図を Fig. 1 に示す。単繊維の間隔が 2~5 μm かつ試験片表面からの距離が 50~80 μm となるように 2 本の単繊維を平行に埋め込んだ。作製した試験片に対して、外側圧子 50 mm 間隔、内側圧子 20 mm 間隔の治具を用いて 4 点曲げで引張りひずみを負荷した。4 点曲げ治具と 2 本の単繊維の配置例を Fig. 2 に示す。0.1% 毎にひずみを与え、偏光顕微鏡により試験片を観察し、試験片の中心部 10 mm の繊維破断数を測定した。測定数は $N=20$ で行った。また、試験片側面に貼り付けたひずみゲージを用

⁺ 文献 38) で述べたように、繊維破断に至った欠陥は繊維表面近傍であり、最弱リンク仮説は有効体積でなく、有効表面積に対して考えている。

Table 3 Material properties of the matrix.

Matrix initial modulus E^e	GPa	3.9
Matrix modulus after yielding	MPa	57
Matrix yield stress E^p	MPa	77
Matrix shear modulus	GPa	1.4

Fig. 1 Stress-strain curve of the matrix used for the double fibers fragmentation test and bundle test.

(a)

(b)

Fig. 2 Schematics of (a) the four-point bending rig and (b) the position of double fibers.

いてダブルファイバーコンポジットに負荷されるひずみ ϵ_c を得た。繊維に負荷されるひずみ ϵ_f は、次式によって求めた。

$$\epsilon_f = \epsilon_c \times \frac{2.0}{\kappa} \times \left(\frac{D-2d}{D} \right) - \epsilon_r \quad (2)$$

ここで、 κ はゲージファクター、 d は繊維の埋め込み深さ、 D は試験片厚みで補正し ϵ_r 残留ひずみを引いて求めた。また、マトリックスクラックの観察には高分解能走査型電子顕微鏡 (FE-SEM) S-4800 (日立ハイテクフィ

ールディング(株)製)を用い、加速電圧 5.0 kV にて観察を行った。

2.2.2 一方向 CF/エポキシ複合材料の引張強度試験

一方向 CFRP 複合材料の引張強度試験として、JIS R7608 (2007 年) に従い樹脂含浸ストランド引張試験法を用いた。炭素繊維束に樹脂を含浸させ巻上装置に巻き付けた後、加熱硬化を行った。樹脂にはビスフェノール A 型エポキシ樹脂化合物を用い、主剤ビスフェノール A である DGEBA に対して質量比 10% の割合で硬化剤である DTA を使用した。加熱硬化は 50°C 5 時間の条件で行った。試験に用いた樹脂の物性を Table 3 に、樹脂の応力ひずみ線図を Fig. 1 に示す。繊維体積含有率は約 50% とし、一方向 CFRP 複合材料の引張強度は試験片の引張強度に繊維体積含有率を除して算出した。

3. 数値シミュレーション

3.1 ダブルファイバーフラグメンテーション試験における繊維破断挙動解析

本研究では、水平面内には正六角形の頂点と中心に、垂直方向には直線上に節点を配置し、各節点間をばねで連結した Fig. 3 に示すばね要素モデルを用い、モンテカルロ法による数値シミュレーションを行った^{9,10)}。この解析モデルでは、一方向繊維複合材料中の繊維を六角形配列された縦方向のばねとして、マトリックスをせん断剛性のみを有する横方向ばねとして扱う。繊維強度分布には前述の複合ワイブル分布³⁸⁾を適用し、Table 3 に示す各パラメータと乱数に基づいて解析モデル内の各繊維要素に対してパラツキのある強度を与えた。このモデルに対して、変位制御によるシミュレーション(繊維本数: 2 本, 繊維長さ: 3 mm, 繊維の分割数: 500)を行った。節点は水平面内 50×50 とし、その中心の隣接する 2 点のみが繊維であり、残りの節点は全てマトリックス樹脂である。さらに後に FEM 解析によって示される破断繊維の隣接繊維表面へのき裂による局所的な応力集中を考慮するため、繊維が破断した場合に隣接する繊維表面へ応力集中がかかるとした。その際に当該繊維の平均応力に対して、その繊維表面では α 倍の応力が生じるとする。また、破断部と同一水平面の隣接繊維要素の応力集中係数を α_0 、破断位置からの縦(繊維軸)方向の距離 x と応力回復長さ l の比を用いて、式(3)のように線形に低下するとした。

$$\alpha = 1 + \alpha_0 \times \left(1 - \frac{x}{l}\right) \quad (3)$$

つまり、当該繊維にかかる応力の平均値は変わらないが、

Fig. 3 Schematic of the spring element model (SEM).⁹⁾

繊維表面のみ応力が集中していると仮定している。ただし、本節のモデルでは、隣接する繊維は 1 本のみであり、他の樹脂要素への応力集中の影響は考慮しなかった。なお、本モデルにおいて、応力集中係数 $\alpha=1$ の場合には、同じ繊維長、繊維強度分布を与えた 1 本のみからなる shear-lag モデル⁷⁾と繊維破断周りの応力分布および破断プロセスが完全一致していることを確認している。

3.2 一方向 CF/エポキシ複合材料の引張強度解析

本研究では、3.1 と同様のばね要素モデルを用い、モンテカルロ法による一方向 CF/エポキシ複合材料の引張強度解析を行った^{9,10)}。繊維強度分布には前述の複合ワイブル分布³⁸⁾を適用し、Table 3 に示した各パラメータに基づいて解析モデル内の各繊維要素に対して強度を与えた。このモデルに対して、変位制御によってシミュレーション(繊維本数(= n_s): 1,024 本, 繊維長さ(= L_s): 3 mm, 繊維の分割数: 300)を行い、繊維束の負担応力が最大値に達した後、応力値がその最大値の 90% まで減少したときを最終破壊とした。さらに、破断繊維の隣接繊維への局所的な応力集中について式(3)と同様に与えた。また、実際の試験片寸法を考慮するため式(4)によるサイズスケーリング手法³⁹⁾を用い、数値シミュレーション結果と実験結果の比較を行った。

$$nL = -n_s L_s / \ln(1 - F_s(\sigma)) \quad (4)$$

ここで、 n_s は繊維本数、 L_s は試験片長さ、 $F_s(\sigma)$ は累積破断確率、 nL は引張強度特性が σ となるときサンプルサイズである。

Fig. 4 Birefringence patterns around a double fibers breaks at a strain of 3.4%.

Fig. 5 Polarizing microscope images of matrix cracks.

4. 結果と考察

4.1 ダブルファイバーフラグメンテーション試験

繊維破断部近傍に隣接した繊維の応力集中係数を同定するにあたり、モデル的な一方向 CFRP 複合材料としてダブルファイバーフラグメンテーション試験を行った。ダブルファイバーフラグメンテーション試験における繊維破断の偏光顕微鏡像を Fig. 4 に示す。2 本の繊維のほとんど (10/11 個) が破断繊維の隣接部分で破断しており、隣接繊維の破断確率が増加していることが分かる。次に、繊維破断部におけるマトリックスクラックの偏光顕微鏡像を Fig. 5 に、ひずみ 4.2% を負荷したダブルファイバーフラグメンテーション試験後にひずみを除荷し、試験片表面を研磨して SEM 観察を行った結果を Fig. 6 に示す。繊維破断部で生じたマトリックスクラックはひずみ増加に伴いクラックが開口していくが、マトリックスクラックは繊維手前で停まっており、マトリックスクラックが隣接繊維まで到達して、隣接繊維が破断しているわけではないことが分かる。また、繊維軸に対して 45 度方向に繊維破断部分からマトリックスクラックが生じていることが分かる。すなわち、マトリックスクラック形成により、繊維破断部近傍の隣接繊維表面には非常に局所的な応力集中が生じていると考えられる。また、ダブルファイバーフラグメンテーション試験における 2 本の繊維破断挙動の平均値を Fig. 7 に示す。Fig. 7 より、ダブルファイバーフラグメンテーション試験の繊維破断挙動は、シングルファイバーフラグメンテーション試験における繊維破断挙動に対して、ひずみ 2.5% の低ひずみ領域から繊維破断数が増加しており、繊維破

Fig. 6 Scanning electron microscope images of double fibers and matrix cracks.

Fig. 7 Number of fiber breaks versus the strain measured during the SFC tests.

断部近傍の隣接糸破断に起因すると考えられる。つまり、ダブルファイバーフラグメンテーション試験における繊維破断部近傍の隣接した繊維の破断数増加は、マトリックスクラック形成による隣接繊維表面における応力集中に起因すると推察される。

Fig. 8 Finite element model having seven fibers in unidirectional composite.

繊維破断部近傍に隣接した繊維表面の応力集中係数を推定するため、汎用有限要素解析 (FEM) ソフトである ABAQUS を用いて繊維破断部近傍の隣接繊維の応力状態の解析を行った。ここでは、4.2 節での利用のため、Fig. 8 のモデルを用いることとした。隣接繊維表面の局所的な応力集中を解析するため、マトリックスクラックに近い隣接繊維表面のメッシュを 50, 10, 2 nm と細かく設定した。また、樹脂特性は Table 3 に示す通り弾塑性体とし、ひずみ 2.0% 以降は樹脂の再硬化を考え、樹脂弾性率を初期勾配の 1/10 である 0.39 GPa とした。さらに、たとえ弾塑性体であってもマトリックスクラック先端近傍の樹脂において弾性的層がクラックを取り囲むように

Fig. 9 Stress concentration factor analyzed by FEM (Resin A: Elastic body, Resin B: Elastoplastic body).

持つとする SSV モデル⁴⁰⁾ も導入すべくマトリックスクラック周囲 50 nm の樹脂を弾性率 3.9 GPa である弾性体として解析を行った。なお、応力集中係数は、各メッシュの応力を破断部分から十分に応力回復した部分での応力との比とした。樹脂特性、メッシュの設定を変更したときの各応力集中係数を Fig. 9 に示す。また、参考に樹脂特性を弾性率 3.9 GPa の弾性体とした場合の応力集中係数を参考に Fig. 9 の左端に示す。樹脂特性を弾塑性体としてメッシュサイズを 50 nm から 10 nm に細かく設定しても応力集中係数は 1.3 から 1.4 とほぼ変わらない結果となった。一方で、マトリックスクラック先端近傍の樹脂は弾性的な特性を持つとする SSV モデルを導入して、メッシュサイズを 50 nm から 10 nm に細かく設定すると応力集中係数は 1.4 から 1.8 と高まり、メッシュサイズを 2 nm とさらに細かく設定すると応力集中係数は 2.0 まで高まる結果となった。すなわち、メッシュサイズを細かくするとともに SSV モデルを導入することで応力集中係数が大きく高まることが分かった。ここで、SSV モデルを導入してメッシュサイズを 2 nm と設定した場合の FEM 解析結果を Fig. 8 に示す。また、破断繊維の隣接繊維において、繊維径方向と繊維周方向における応力集中係数の位置依存性を Fig. 10 に示す。Fig. 8, 10 より、マトリックスクラック先端近傍の隣接繊維表面には非常に高い応力が集中しており、繊維極表面の領域に約 2 倍の応力集中が生じていることが分かる。マトリックスクラック先端近傍の樹脂が弾性的な特性を持つとする SSV モデルを導入したことで、繊維破断部近傍

Fig. 10 Stress concentration factor analyzed by FEM.

に隣接した繊維表面の応力集中係数は2.0と大変高い値となった。ここで、本モデルにおける繊維中心部の応力集中係数は1.09であり、空間分解能が1~2 μm であり繊維全体のひずみを捉えていると考えられるRaman測定の結果^{22~24)}と合致しておりモデルの妥当性を示している。これまで、隣接繊維の応力集中を同様にFEMにより解析した研究例^{25~29)}はあるが、これまでの研究例ではいずれも樹脂を弾塑性体として解析をしており、マトリックスクラックが生じることによる応力集中を考慮しても応力集中係数は1.16~1.23^{27~29)}と低い値が報告されている。

さらに、隣接繊維表面の応力集中係数2.0を用いて、ダブルファイバーフラグメンテーション試験の破断挙動をばね要素モデル^{9,10)}にて数値シミュレーションを行った。数値シミュレーションの結果をFig. 11に示す。ひずみ2.6%以降の領域において、応力集中係数1.0や1.5を数値シミュレーションに導入するとダブルファイバーフ

Fig. 11 Number of fiber breaks versus the strain measured during the SFC tests.

ラグメンテーション試験の破断挙動とは一致しない。一方、応力集中係数2.0とすることでダブルファイバーフラグメンテーション試験の繊維破断挙動をほぼ再現できることが分かった。また、ひずみ3.5%のときの2本の繊維破断位置の数値シミュレーション結果をFig. 12に示す。応力集中係数が1.0の場合、2本の繊維はランダムに破断するが、応力集中係数2.0のときにほぼ全ての繊維で隣接繊維の破断が生じるというFig. 4の実験結果を再現することが分かった。なお、炭素繊維の単繊維強度分布が単一ワイブル分布のときに隣接繊維への応力集中係数を2.0としたときの2本の繊維破断位置の数値シミュレーション結果をFig. 13に示す。単繊維強度分布が単一ワイブル分布のときは、応力集中係数が2.0の場合でも隣接繊維破断は一部のみであり、ほぼ全ての繊維で隣接繊維の破断が生じる実験結果と合致しない。すなわち、単繊維強度分布に高強度領域の分布が狭い複合ワイブル分布を導入することで隣接繊維の破断を誘発していると考えられる。以上より、繊維表面近傍で高い応力が集中し、繊維強度分布に高強度領域の分布が狭い複合ワイブル分布を導入することで繊維破断部近傍の隣接繊維のほとんどが破断するというダブルファイバーフラグメンテーション試験の挙動を再現することが分かった。

4.2 一方向CF/エポキシ複合材料の引張強度予測

ダブルファイバーフラグメンテーション試験の樹脂を用いて一方向CFRP複合材料の引張試験を行うとともに、前項で得られた、繊維破断部近傍のマトリックスクラックによる隣接繊維表面への応力集中を導入して数値シミュレーションを行った。実験結果と数値シミュレー

Fig. 12 Fiber breaks behaviors at 3.5% predicted using the spring element model (bimodal Weibull distribution).

シヨンの結果を Fig. 14 に示す。また、実際の試験片寸法を考慮するため式(4)によるサイズスケーリング手法³⁹⁾を用い、数値シミュレーション結果と実験結果の比較を行った。実験結果の平均値 4.9 GPa に対して、数値シミュレーションにおいて炭素繊維の単繊維強度分布に複合ワイブル分布を用いた場合、過去の研究と同様に単一ワイブル分布を用いた場合と比べて解析値は実験値に近い結果となるがそれでも依然として 50% 高めに予測しており、大きな乖離が見られる。一方、隣接繊維表面への応力集中係数 2.0 を導入して、実験値同等のサイズまでサイズスケーリングをした結果、引張強度は 5.5 GPa であった。実験結果の最大値 5.2 GPa に対して 6% のみ高めに予測する結果であり、実験結果を精度良く予測できる。このように、モデル的なコンポジットであるダブルファイバーフラグメンテーション試験の繊維破断挙動解析から取得した繊維破断部近傍のマトリックスクラックによる隣接繊維表面への応力集中係数 2.0 を数値シミュ

Fig. 13 Fiber breaks behaviors at 3.5% predicted using the spring element model (unimodal Weibull distribution).

Fig. 14 Comparison of the size-scaled values obtained from the SEM simulations and the experimental data for T800S/DGEBA composites.

レーションに導入することで、実験結果を精度良く予測できることを示した。

5. 結 論

本論文では、マトリックスクラックによる隣接繊維への応力集中を考慮した一方向 CF/エポキシ複合材料の引張強度の予測を行った。

(1) 破断繊維の隣接繊維への応力集中係数を精密に議論するため、2本の繊維を平行に配置したダブルファイバーフラグメンテーション試験を行ったところ、繊維破断部近傍の隣接した繊維の破断数増加を確認した。

(2) 繊維破断部近傍に隣接した繊維の応力集中係数を推定するため FEM 解析を行った。マトリックスクラック先端近傍の樹脂は弾性的な特性を持つとする SSV モデルを導入し、メッシュサイズを細かく設定したところ、繊維破断部近傍に隣接した繊維の極表面の応力集中係数

は 2.0 であると推察できた。

(3) FEM 解析で取得した隣接繊維表面の応力集中係数 2.0 を用いて、ダブルファイバーフラグメンテーション試験の破断挙動について解析を行ったところ、実験結果を再現することが分かった。繊維破断部近傍に隣接した繊維の極表面の応力集中係数 2.0 が妥当であることを示した。

(4) 一方向 CFRP 複合材料の引張強度について、炭素繊維の単繊維強度分布に複合ワイブル分布を用いるとともに、繊維破断部近傍に隣接した繊維の極表面の応力集中係数 2.0 を導入したばね要素モデルにより強度予測を行ったところ、実験結果を精度良く再現できることを示した。

参 考 文 献

- 1) M.S. Madhukar & L.T. Drzal : *J. Compos. Mater.*, **25** (1991), 958-991.
- 2) J. Ivens, M. Wevers & I. Verpoest : *Composites*, **25** (1994), 722-728.
- 3) M.R. Wisnom & S.R. Hallett : *Composites Part A*, **40** (2009), 335-342.
- 4) M.R. Wisnom : *Composites Part A*, **41** (2010), 795-805.
- 5) W.A. Curtin : *J. Am. Ceram. Soc.*, **74** (1991), 2837-2845.
- 6) W.A. Curtin : *J. Compos. Mater.*, **34**, 15 (2000), 1301-1332.
- 7) T. Okabe & N. Takeda : *Composites Part A*, **33** (2002), 1327-1335.
- 8) T. Okabe, N. Takeda, Y. Kamoshida, M. Shimizu & W.A. Curtin : *Compos. Sci. Technol.*, **61**, 12 (2001), 1773-1787.
- 9) T. Okabe, H. Sekine, K. Ishii, M. Nishikawa & N. Takeda : *Compos. Sci. Technol.*, **65** (2005), 921-923.
- 10) T. Okabe, K. Ishii, M. Nishikawa & N. Takeda : *Adv. Compos. Mater.*, **19** (2010), 229-241.
- 11) B.W. Rosen : *AIAA J.*, **2** (1964), 1985-1991.
- 12) K.L. Pickering, M.G. Bader & A.C. Kimber : *Composites Part A*, **29** (1998), 435-441.
- 13) A.E. Scott, M. Mavrogordato, P. Wright, I. Sinclair & S.M. Spearing : *Compos. Sci. Technol.*, **71** (2011), 1471-1477.
- 14) S. Blassiau, A. Thionnet & A. Bunsell : *Compos. Struct.*, **83** (2008), 312-323.
- 15) A. Thionnet, H.Y. Chou & A. Bunsell : *Composites Part A*, **65** (2014), 148-160.
- 16) S. Pimenta & S.T. Pinho : *J. Mechanics and Physics of Solids*, **61** (2013), 1337-1356.
- 17) Y. Swolfs, L. Gorbatikh, V. Romov, S. Orlova, S.V. Lomov & I. Verpoest : *Compos. Sci. Technol.*, **74** (2013), 113-120.
- 18) Y. Swolfs, I. Verpoest & L. Gorbatikh : *Compos. Sci. Technol.*, **114** (2015), 42-49.
- 19) Y. Swolfs, H. Morton, A.E. Scott, L. Gorbatikh, P.A.S. Reed, I. Sinclair, S.M. Spearing & I. Verpoest : *Composites Part A*, **77** (2015), 106-113.
- 20) P.W.J. van den Heuvel, Y.J.W. van der Bruggen & T. Peijs : *Composites Part A*, **27** (1996), 855-859.
- 21) P.W.J. van den Heuvel, T. Peijs & R.J. Young : *Compos. Sci. Technol.*, **57** (1997), 899-911.
- 22) P.W.J. van den Heuvel, T. Peijs & R.J. Young : *Compos. Sci. Technol.*, **58** (1998), 933-944.
- 23) P.W.J. van den Heuvel, T. Peijs & R.J. Young : *Composites Part A*, **31** (2000), 165-171.
- 24) P.W.J. van den Heuvel, M.K. Wubbolts, R.J. Young & T. Peijs : *Composites Part A*, **29** (1998), 1121-1135.
- 25) P.W.J. van den Heuvel, S. Goutianos, R.J. Young & T. Peijs : *Compos. Sci. Technol.*, **64** (2004), 645-656.
- 26) S. Ochiai & M. Hojo : *J. Mater. Sci.*, **31** (1996), 3861-3869.
- 27) S. Sirivedin, D.N. Fenner, R.B. Nath & C. Galiotis : *Composites Part A*, **34** (2003), 1227-1234.
- 28) S. Sirivedin, D.N. Fenner, R.B. Nath & C. Galiotis : *Composites Part A*, **37** (2006), 1936-1943.
- 29) S. Sirivedin, D.N. Fenner, R.B. Nath & C. Galiotis : *Composites Part A*, **37** (2006), 1922-1935.
- 30) W. Weibull : *J. Appl. Mech.*, **18** (1951), 293-297.
- 31) B. Bergman : *J. Mater. Sci. Lett.*, **3** (1984), 689-692.
- 32) A. Khalili & K. Kromp : *J. Mater. Sci.*, **26** (1991), 6741-6752.
- 33) J.W. Hitchon & D.C. Phillips : *Fibre Sci. Technol.*, **12**, 3 (1979), 217-233.
- 34) E.L.M. Asloun, J.B. Donnet, G. Guilpain, M. Nardin & J. Schultz : *J. Mater. Sci.*, **24** (1989), 3504-3510.
- 35) F. Tanaka, T. Okabe, H. Okuda, I.A. Kinloch & R.J. Young : *Composites Part A*, **57** (2014), 88-94.
- 36) T. Tagawa & T. Miyata : *Mater. Sci. Eng.*, **238** (1997), 336-342.
- 37) K.L. Pickering & T.L. Murray : *Composites Part A*, **30** (1999), 1017-1021.
- 38) J. Watanabe, F. Tanaka, H. Okuda & T. Okabe : *Adv. Compos. Mater.*, **23**, 5-6 (2014), 535-550.
- 39) T. Okabe & N. Takeda : *Compos. Sci. Technol.*, **62** (2002), 2053-2064.
- 40) Z. Suo, C.F. Shih & A.G. Varias : *Acta Metall. Mater.*, **41**, 5 (1993), 1551-1557.