

研究論文

単糸分散炭素繊維による熱可塑性プレス基材の開発とその力学特性評価

橋本 雅弘^{*1}, 岡部 朋永^{*2}, 西川 雅章^{*3}

(2010年11月12日受付)

Development of Thermoplastic Press Sheet with In-Plane Randomly Oriented and Dispersed Carbon Mono-Fibers and Evaluation of the Mechanical Property

Masahiro HASHIMOTO,^{*1} Tomonaga OKABE^{*2} and Masaaki NISHIKAWA^{*3}

(Received November 12, 2010)

Abstract: We have developed a novel stampable sheet composed of discontinuous carbon mono-fibers and thermoplastic resin for press molding of composite materials. This sheet enables in-plane random orientation and dispersion of carbon fibers in composites. Therefore, complexly shaped products, such as rib structures, are easily fabricated. Moreover, composites having superior mechanical properties can be obtained because the fiber length in composite is easily controlled to be long. This study addressed the effect of fiber length on strength and fracture modes of composites made of the sheet, using tensile tests and micromechanical analyses. To investigate the influential damage for the fracture mode, our analysis utilized Duva-Curtin model for fiber breakage. We incorporated this damage model into an equivalent inclusion model combined with the Mori-Tanaka theory to predict the tensile strength of the composites. The predicted results agreed well with those of the experiments when the fiber length and orientation in the composites were appropriately considered. Our analyses also indicated that 3 mm as the lower-limit fiber length in the composite, below which the damage mode is no longer dominated by fiber breakage and superior strength of the composites cannot be obtained.

Key words: Stampable sheet, Fiber length, Tensile strength, Micromechanics, Fracture mode

1. 緒 言

地球環境問題への意識が高まる中、自動車の燃費改善によるCO₂の削減が強く求められている。自動車の燃費改善には車体の軽量化が一つの重要な技術となってお

り、既存の金属材料を軽量の繊維強化複合材料 (fiber reinforced plastics, FRP) へと代替する動きが急速に高まっている。

連続した炭素繊維と熱硬化性樹脂を一体化した炭素繊維強化熱硬化性プラスチック (carbon fiber reinforced plastics, CFRP) は、その超軽量性と優れた力学的特性から、燃費改善への要求が高い航空機用途において、既に主要な構造材料となっている。ただし、自動車部材への適用においては、材料の異方性による設計の難しさや、複雑形状の成形性が課題である。

一方、不連続繊維からなる繊維強化プラスチックは、射出成形法やプレス成形法が利用可能で、複雑形状の成形性や成形コストに優れる。特にプレス成形法は成形品中の繊維体積含有率を高くでき、かつ比較的長い繊維長を成形品中に残すことができるため、優れた力学特性を持つ成形品が得られる¹⁾。

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

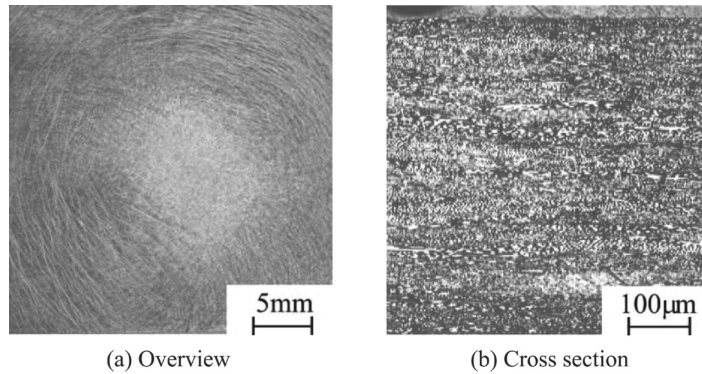
Composite Materials Research Laboratories (CMRL), Toray Industries, Inc.

^{*2} 東北大学大学院工学研究科航空宇宙工学専攻 准教授 (980-8579 宮城県仙台市青葉区荒巻字青葉6-6-01)

Associate Professor, Department of Aerospace Engineering, Tohoku University

^{*3} 東北大学大学院工学研究科ナノメカニクス専攻 准教授

Associate Professor, Department of Nanomechanics, Tohoku University

Fig. 1 Overview and cross-section of the plate made of the sheet ($V_f = 40\%$).

そこで著者らは、優れた成形性と高強度を与える新規プレス基材として、不連続の炭素繊維からなる熱可塑性プレス基材を開発した。基材中では単分散した炭素繊維を熱可塑性樹脂中に平面ランダムに配置させることができ、面内等方的な力学特性を示す。また、成形品の作製には基材を樹脂溶融温度以上まで予熱してから冷間プレスする高速スタンピング成形が利用でき、生産性に優れる。さらに、本基材の重要な特徴は、適切な繊維長を与えることで、不連続繊維強化プラスチックの課題となっていた強度について、改善できることである。本論文ではこの点に着目し、強度と成形性の両面から繊維長・配向角を最適化するのに重要な知見を得るため、基材による成形品の強度や破壊特性に及ぼす繊維長や配向角の影響について、実験およびマイクロメカニクス解析により評価した。

2. 熱可塑性プレス基材

本研究で述べる熱可塑性プレス基材とは、東レが開発した新しい面内等方向のスタンパブルシートである。基材は炭素繊維のマットに熱可塑性樹脂をホットプレスによって含浸させて作製する。基材を複数枚積層し、予熱・冷間プレスする高速スタンピング成形により成形品を作製することが可能である。

Fig. 1 に基材を用いて作製した平板(以下、単に平板と呼ぶ)の概観と断面写真を示す。成形品中で、炭素繊維が単糸ごとに分散しており、樹脂リッチ領域が極小化されていることが分かる。これらの点が、基材の優れた成形性につながっている。基材の複雑形状への成形性を示すため、モデル構造部材として T 型のリブを作製した。作製したリブの断面写真を Fig. 2 に示す。樹脂リッチ領域も少なく、繊維の分散性も保たれていることが確認で

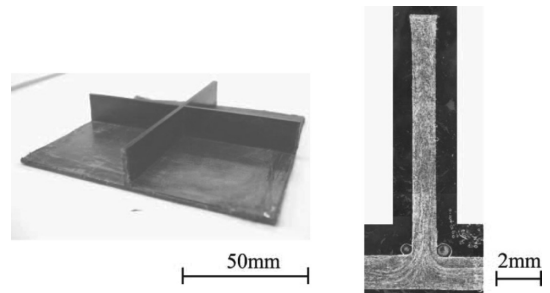


Fig. 2 Rib structure made of the sheet.

きる。

3. 基材の引張強度に対する繊維長依存性

3.1 供試材

繊維長を段階的に変化させた熱可塑性プレス基材からなる平板を作製した。強化繊維には炭素繊維 T700S (東レ)、マトリックス樹脂にはポリプロピレン樹脂 (東レ) を用いた。繊維体積含有率は $V_f = 20\%$ とした。その作製方法は以下の通りである。

まず、連続した炭素繊維束を所定長にカットしたチョップド糸を用いて、単糸が分散した炭素繊維マットを作製した。ここで、チョップド糸の長さを変えることで、所望の繊維長の炭素繊維マットが得られる。基材は、炭素繊維マットをポリプロピレン樹脂のフィルムで挟み込み、ホットプレスによって溶融した樹脂を含浸せしめて作製した。基材からなる平板は、基材を複数枚積層して密閉金型の中に配置し、ホットプレスにより基材を一体化して成形した。本研究ではチョップド糸の繊維長 l_{ini} を 2 mm, 3 mm, 4.5 mm, 6.4 mm, 12 mm, 20 mm と変化させた炭素繊維マットを用いて基材を作製し、平板

を成形した。

3.2 繊維長・繊維配向分布の測定

繊維長・繊維配向分布が成形板の強度に与える影響を議論するため、これらの測定を行った。

成形板中の繊維長分布は、繊維長を変化させて作製し

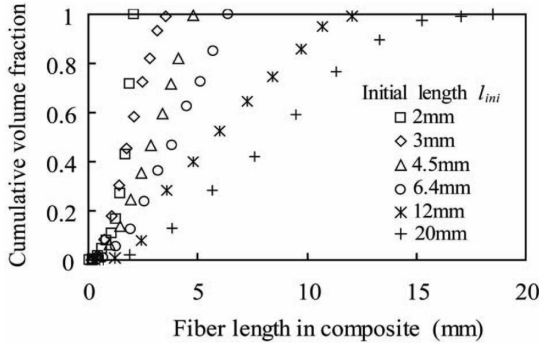


Fig. 3 Cumulative fiber length distribution of the composites.

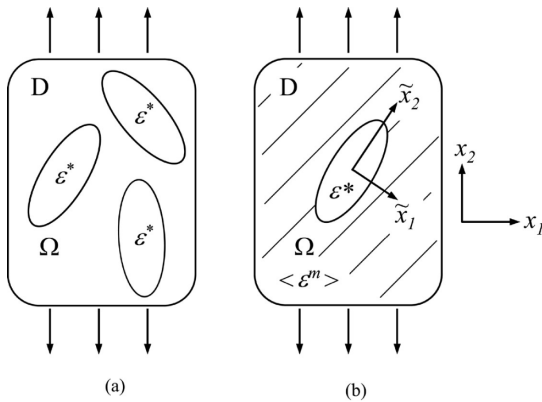


Fig. 4 Schematic of coordinate transformation.

た各平板について、樹脂を焼き飛ばして評価した。平板を、空气中 500°C、1 時間の条件下で加熱し、ポリプロピレン樹脂を焼き飛ばして強化繊維単体とした。得られた強化繊維 400 本について長さを測定した結果を Fig. 3 に示す。炭素繊維マットの作製に用いたチョップド糸の繊維長 l_{ini} を最大値として、そこから短繊維長側に幅広い分布をとっている。

一方、繊維配向分布は、成形板の表面からの観察が困難であるため、炭素繊維マットにおける分布をマットの表面写真から測定した。繊維配向は、Fig. 4(b) に示す繊維軸方向 $\tilde{x}_2$ と引張荷重方向 x_2 がなす角度 θ に関して、配向確率 $f_i \Delta\theta$ を画像解析により求める。 θ のとりうる範囲 $[-\frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}]$ を n 個の等区間に分割した場合、 $f_i \Delta\theta$ は次の関係を満たす。

$$\sum_i f_i \Delta\theta = 1 \quad (1)$$

$f_i \Delta\theta$ の測定は Fig. 5 のようにして行った。まず、炭素繊維マットの画像を二値化して繊維部を明確化する。次いで、繊維を 1 ピクセル幅の細線でなぞり、繊維の軸方向中心部を抽出する。この際、交差部のピクセルを消去して繊維を分断する。このとき、 θ が i 番目の区間にある分割繊維の繊維長合計を l_i とすると、 $f_i \Delta\theta$ は、

$$f_i \Delta\theta = \frac{l_i}{\sum_i l_i} \quad (2)$$

として求められる。 $f_i \Delta\theta$ の測定は炭素繊維マット表面の 500 mm × 250 mm の領域について計 20 点実施し、配向角区間の数は $n=18$ とした。測定結果を Fig. 6 に示す。これは、チョップド糸の繊維長 l_{ini} が 6.4 mm の場合の結果である。配向角区間ごとの配向確率 $f_i \Delta\theta$ はほぼ一様な値をとっており、繊維が平面内にはほぼランダムに配向していることが確認できた。この傾向は他の繊維長の場合でも同様であった。

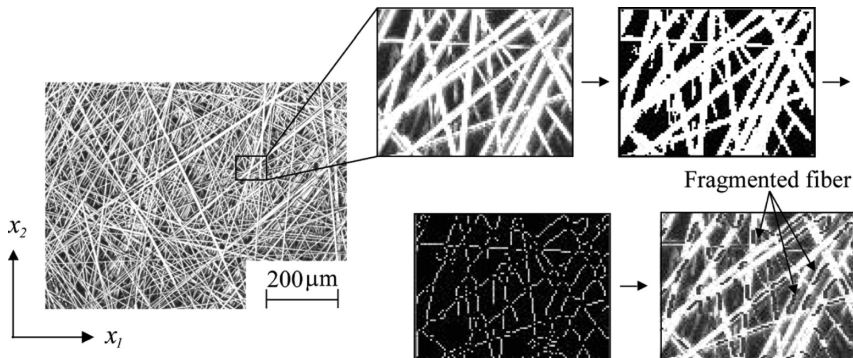


Fig. 5 Procedure of image analysis.

3.3 引張強度評価と破断面観察

上述のように繊維長を変化させて準備した平板の引張試験を行い、引張強度および剛性の繊維長依存性を調べた。引張試験片は、平板から切り出した $100\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 1.26\text{ mm}$ の試料にひずみゲージを貼付して用意した。引張試験は、チャック間距離を 50 mm とし、ひずみ速度 $2\%/min$ として実施した。

引張試験によって得られた弾性率と強度を、平均繊維長 l_{ave} に対してプロットした結果を Fig. 7 および Fig. 8 に示す。弾性率と強度は、繊維長が変化した場合にほぼ同様の傾向を示し、繊維長が 3.1 mm までは繊維長の増加とともに、弾性率・強度は上昇するが、それ以降は、

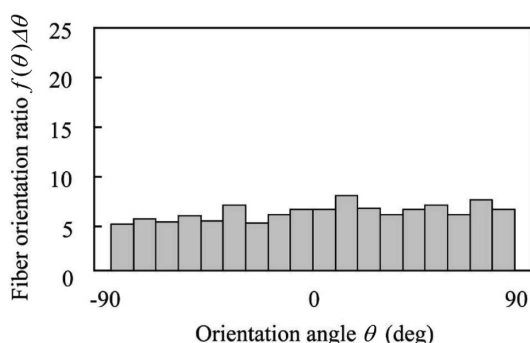


Fig. 6 Fiber orientation distribution of CF mat with in-plane random fiber-orientation ($l_{ini} = 6.4\text{ mm}$).

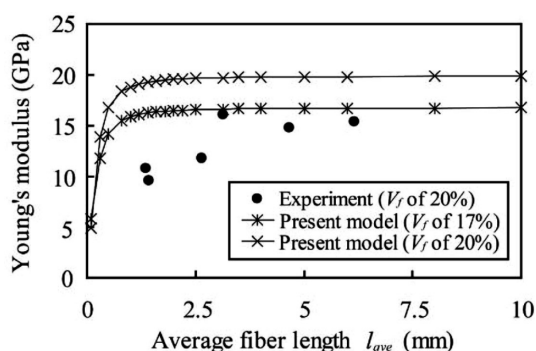


Fig. 7 Comparison of Young's modulus versus average fiber length.

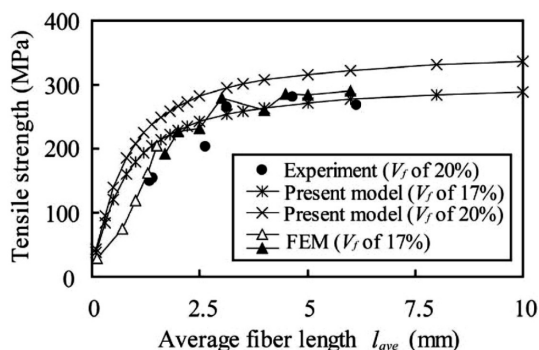


Fig. 8 Comparison of tensile strength versus average fiber length.

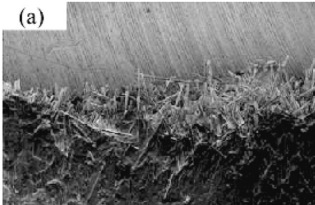
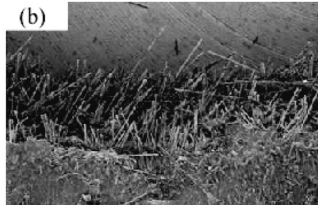
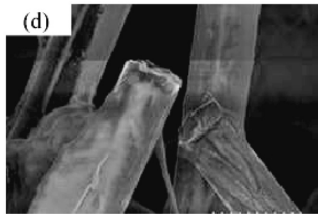
Average fiber length l_{ave} (mm)	1.3	4.7
Tensile strength (MPa)	149	282
Macroscopic view 200 μm	(a) 	(b) 
Enlarged view 10 μm	(c) 	(d) 

Fig. 9 Comparison of fracture pattern of the composite when the fiber length is varied.

繊維長が長くなってもほぼ一定値となる。この時の値は、弾性率で約 15 GPa、強度で約 270 MPa であった。この強度値は、近年 Thomason²⁾ によって報告されたガラス短繊維とポリプロピレンからなる平面ランダム強化材 ($V_f=20\%$ でおよそ 70 MPa) と比べても極めて高い値である。

引張強度の繊維長依存性について調べるため、引張試験後の破断面を観察し、繊維長による破壊形態の違いについて検証した。Fig. 9 に平均繊維長 l_{ave} が 1.3 mm, 4.7 mm の場合の試験片について、試験片破断面箇所近傍の電子顕微鏡写真を示した。試験片の破断は、いずれの場合もおおよそ引張方向と垂直な方向に破壊が進行して生じている (Fig. 9(a), (b))。引張負荷を負担する繊維 (つまり、引張方向に配向した繊維) に着目すると、繊維表面に樹脂が付着していることが分かる (Fig. 9(c), (d))。すなわち、試験片が破断するまで、繊維・樹脂界面が健全であることを示唆している。したがって、全体破壊は繊維破断ないしは樹脂破壊によって起きている。

破断面から突出している繊維長さに着目すると、平均繊維長 l_{ave} が 4.7 mm の場合 (Fig. 9(b))、引張方向から傾いた繊維の突出長さが 300 μm 程度であるのに対し、引張方向に平行な繊維の突出長さは 100 μm 程度と短い。このことから、最も積荷能力の高い引張方向の繊維にのみ、繊維破断が生じたと考えられる。一方、強度の低い平均繊維長 l_{ave} が 1.3 mm の破断面 (Fig. 9(a)) では、引張方向と平行な繊維、斜行する繊維ともに、繊維突出長さは 100 μm 程度である。したがって、このケースでは樹脂破壊により試験片の破断に至ったと考えられる。

4. マイクロメカニクス解析

本節では、不連続の炭素繊維と熱可塑性樹脂からなる本基材より成形された複合材料の引張強度の解析モデルを示す。この解析モデルは、森-田中の平均場理論³⁾に基づく等価介在物法⁴⁾を応力解析法として用いている。また、破壊条件として繊維破断を想定した引張強度を予測するため、シアラグ解析から得た繊維の負荷し得る許容応力を破壊則として利用した。

4.1 繊維破断のモデリング

複合材料中で繊維が許容する応力を算出するため、破断繊維近傍の応力集中を無視した GLS モデルに基づく Duva-Curtin モデル⁵⁾を利用する。繊維が x_3 軸に平行に並べられているとする。繊維強度の統計を考慮し Duva-Curtin モデルでは繊維長さ L_f における繊維に対する負

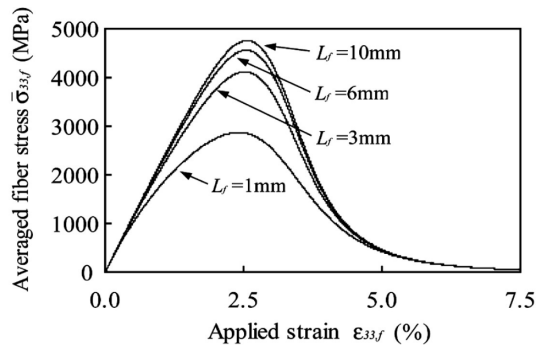


Fig. 10 Simulated result of average fiber stress as a function of the applied strain.

荷ひずみ $\epsilon_{33,f}$ と強化繊維の x_3 軸方向の平均応力 $\bar{\sigma}_{33,f}$ を次のように与えている。

$$\bar{\sigma}_{33,f} = \frac{E_f \epsilon_{33,f}}{\phi} (1 - e^{-\phi}) \quad (3)$$

$$\phi = \frac{E_f \epsilon_{33,f} r_f}{\tau} \left\{ \frac{1}{L_f} + \frac{1}{L_0} \left(\frac{E_f \epsilon_{33,f}}{\sigma_0} \right)^\rho \right\} \quad (4)$$

$$\tau = \frac{\sigma_Y}{\sqrt{3}} \quad (5)$$

ここで、 E_f は繊維のヤング率、 r_f は繊維の半径、 σ_Y はマトリックスの初期降伏応力、 σ_0 と ρ は長さ L_0 におけるワイブル分布における尺度母数とワイブル係数である。

式(3)において $\epsilon_{33,f}$ を増加させると $\bar{\sigma}_{33,f}$ は極大値をとる。炭素繊維 ($E_f=230$ GPa, $r_f=3.5$ μm , $\sigma_0=4,516$ MPa, $\rho=5.6$, $L_0=25$ mm) とポリプロピレン樹脂 ($\sigma_Y=26$ MPa) の組み合わせに対し、 L_f を変化した応力-ひずみ線図に関する解析結果を Fig. 10 に示す。 L_f の増加に伴い、繊維の応力-ひずみ関係における最大値は増加し、繊維長がある一定よりも長くなると最大値はほぼ一定となる。この各繊維長における $\epsilon_{33,f}$ に対する $\bar{\sigma}_{33,f}$ の最大値を強化繊維の許容応力 σ_{cr} と考える。

4.2 複合材料の引張強度予測モデル

4.2.1 繊維配向分布を考慮した等価介在物法

森-田中の平均場理論に基づく等価介在物法を導入する。ここでは、北條らの方法⁶⁾に基づき複合材料の均質化弾性係数に繊維の配向分布を考慮する。

Fig. 4(a) に示すように、無限体の樹脂中に複数の繊維が介在しているモデルに σ_{ij}^0 , ϵ_{ij}^0 の負荷が生じているとする。1本の繊維 Ω に着目すると、繊維 Ω に生じるひずみ擾乱は、樹脂中に繊維が1本加わることによるひずみ擾乱 ϵ_{ij}' に加え、他の繊維が存在することによるひずみ擾乱が加わる。このひずみ乱れ分を森-田中の平均場理論

に基づき樹脂中に生じる平均場ひずみ $\langle \epsilon_{ij}^m \rangle$ で近似すると、局所座標系 $\hat{x}_i$ (Fig. 4(b)) での領域 Ω における Eshelby の等価条件は以下で表される。

$$C_{ijkl}^f (\tilde{\epsilon}_{kl}^A + \tilde{\epsilon}_{kl}' + \langle \tilde{\epsilon}_{kl}^m \rangle) = C_{ijkl}^m (\tilde{\epsilon}_{kl}^A + \tilde{\epsilon}_{kl}' + \langle \tilde{\epsilon}_{kl}^m \rangle - \tilde{\epsilon}_{kl}^*) \quad (6)$$

~のついたひずみは、局所座標系における値を示す。また ϵ_{kl}^* は、対応する問題における領域 Ω 中の固有ひずみを表す。ここで、繊維のアスペクト比と樹脂のポアソン比のみによって表される Eshelby テンソルを S_{ijkl} とすると、 ϵ_{ij}' に関する次式が成立する。

$$\epsilon_{ij}' = S_{ijkl} \epsilon_{kl}^* \quad (7)$$

式(6)と(7)を連立させて、

$$\begin{aligned} \tilde{\epsilon}_{mn}^* &= A_{mnkl} (\tilde{\epsilon}_{kl}^A + \langle \tilde{\epsilon}_{kl}^m \rangle) \\ A_{mnkl} &= [(C_{mnkl}^m - C_{mnkl}^f) S_{ijrs} - C_{mnrs}^m]^{-1} \\ &\quad \times (C_{rskl}^f - C_{rskl}^m) \end{aligned} \quad (8)$$

さらに、座標変換を施し、全体座標系では、

$$\epsilon_{ij}^*(\theta) = Z_{ijmn}^{-1} A_{mnrs} Z_{rskl} (\epsilon_{kl}^A + \langle \epsilon_{kl}^m \rangle) \quad (9)$$

$$\epsilon_{ij}'(\theta) = Z_{ijtu}^{-1} S_{tumv} A_{vnrs} Z_{rskl} (\epsilon_{kl}^A + \langle \epsilon_{kl}^m \rangle) \quad (10)$$

と表される。ここで、 $Z_{ijkl}(\theta)$ は二次元面内での全体座標系から局所座標系への座標変換マトリクス (6×6 行列) の成分である。

さて一方、Eshelby の等価条件により変換された問題において、内部応力のつり合いを考えると、ひずみ擾乱の体積積分が 0 でなければならない。したがって、平均場において、

$$\langle \epsilon_{ij}^m \rangle = -V_f (\langle \epsilon_{ij}' \rangle - \langle \epsilon_{ij}^* \rangle) \quad (11)$$

が成立する⁶⁾。ここで、 $\langle \rangle$ の記号は全ての繊維に関する平均を表す。

式(11)における平均 $\langle \epsilon_{ij}' \rangle$ 、 $\langle \epsilon_{ij}^* \rangle$ は、式(9)および(10)を用いて計算できる。式(9)、(10)は、繊維配向角 θ によって値が変化するので、繊維の配向分布密度関数 $f(\theta)$ を用いれば、

$$\langle \epsilon_{ij}^* \rangle = \int f(\theta) \epsilon_{ij}^*(\theta) d\theta = M_{ijkl} (\epsilon_{kl}^A + \langle \epsilon_{kl}^m \rangle)$$

$$\langle \epsilon_{ij}' \rangle = \int f(\theta) \epsilon_{ij}'(\theta) d\theta = N_{ijkl} (\epsilon_{kl}^A + \langle \epsilon_{kl}^m \rangle)$$

$$\begin{aligned} M_{ijkl} &= \int_{-\pi/2}^{\pi/2} f(\theta) Z_{ijmn}^{-1} A_{mnrs} Z_{rskl} d\theta \\ N_{ijkl} &= \int_{-\pi/2}^{\pi/2} f(\theta) Z_{ijtu}^{-1} S_{tumv} A_{vnrs} Z_{rskl} d\theta \end{aligned} \quad (12)$$

と書ける。上式に式(10)を代入することにより、 $\langle \epsilon_{ij}' \rangle$ 、 $\langle \epsilon_{ij}^* \rangle$ に関する連立方程式が得られ、最終的に、

$$\begin{aligned} \langle \epsilon_{ij}^* \rangle &= R_{ijkl} \epsilon_{kl}^A \\ \langle \epsilon_{ij}' \rangle &= T_{ijkl} \epsilon_{kl}^A \\ R_{ijkl} &= (M_{ijkl}^{-1} + V_f N_{ijpq} M_{pqkl}^{-1} - V_f I_{ijkl})^{-1} \\ T_{ijkl} &= (N_{ijkl}^{-1} - V_f M_{ijpq} N_{pqkl}^{-1} + V_f I_{ijkl})^{-1} \end{aligned} \quad (13)$$

と求められる。 I_{ijkl} は単位テンソルの成分である。

4.2.2 複合材料の均質化弾性係数

複合材料の内部の応力場は、繊維によって乱されているが、全体を均質な物体とみなし、その応力-ひずみ関係から求まる弾性係数を複合材料の均質化弾性係数 C_{ijkl}^c と定義する。一様な外力に対する複合材料のマクロな応力を σ_{ij}^A 、マクロなひずみを ϵ_{ij}^c 、単位体積あたりのギブスの自由エネルギーを G とおけば、等温過程において、複合材料のマクロな応力-ひずみ関係は次式で与えられる⁷⁾。

$$\epsilon_{ij}^c = - \left(\frac{\partial G}{\partial \sigma_{ij}^A} \right) \quad (14)$$

ここで、ギブスの自由エネルギーは、ひずみの体積平均が $\epsilon_{ij}^A + V_f \langle \epsilon_{ij}^* \rangle$ で与えられることを考慮し、

$$G = -\frac{1}{2} \sigma_{ij}^A (\epsilon_{ij}^A + V_f \langle \epsilon_{ij}^* \rangle) \quad (15)$$

である。したがって、式(14)を用いると、

$$\begin{aligned} \epsilon_{ijkl}^c &= \{ (C_{ijkl}^m)^{-1} + V_f R_{ijrs} (C_{rskl}^m)^{-1} \} \sigma_{ij}^A \equiv (C_{ijkl}^c)^{-1} \sigma_{ij}^A \\ C_{ijkl}^c &= \{ (C_{ijkl}^m)^{-1} + V_f R_{ijrs} (C_{rskl}^m)^{-1} \}^{-1} \end{aligned} \quad (16)$$

となり、均質化弾性係数 C_{ijkl}^c が求まる。

4.2.3 増分解析

本解析では繊維については弾性体であるとする。一方、マトリックスについては弾塑性体とみなし、次式の増分形で塑性挙動を解析する。

$$\Delta \sigma_{ij}^m = C_{ijkl}^m \Delta \epsilon_{kl}^m \quad (17)$$

マトリックスであるポリプロピレン (PP) においては、村上の文献⁸⁾を参考にし、硬化則を次のように与える。

$$\begin{aligned} H' &= \frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}^p} = 0.8211 \sigma_r \left(\frac{1}{\cosh^2(l_f \bar{\epsilon}^p)} l_f \right. \\ &\quad \left. + H(\bar{\epsilon}^p - \epsilon_r) l_2 \exp \bar{\epsilon}^p \right) \end{aligned} \quad (18)$$

ここで、 H' は硬化係数、 σ は相当応力、 ε^p は相当塑性ひずみ、 σ_r は初期降伏応力、 ε_r は参照ひずみ、 I_1, I_2 は材料定数、 $H(\cdot)$ はステップ関数である。

PP が塑性状態にあるときの構成則テンソルの成分 C_{ijkl}^m は、弾性構成則テンソルの表記におけるヤング率 E を、近似的に次の相当ヤング率 E' に置き換えることとする⁹⁾。

$$E' = \frac{E}{1 + E/H'} \quad (19)$$

この場合、複合材料全体にひずみ増分 $\Delta \varepsilon_{ij}^c$ を加えたとき、複合材料全体の応力増分 $\Delta \sigma_{ij}^c$ 、マトリックスの応力増分 $\Delta \sigma_{ij}^m$ 、 $\theta = 0^\circ$ の方向に配向した繊維の応力増分 $\Delta \sigma_{ij}^f$ は、

$$\begin{aligned} \Delta \sigma_{ij}^A &= C_{ijkl}^c \Delta \varepsilon_{kl}^c \\ \Delta \sigma_{ij}^m &= C_{ijkl}^m (\Delta \varepsilon_{kl}^A + \langle \Delta \varepsilon_{kl}^m \rangle) \\ &= C_{ijkl}^m \{ I_{klmn} - V_f (T_{klmn} - R_{klmn}) \} (C_{mnrs}^m)^{-1} \Delta \sigma_{rs}^A \\ \Delta \sigma_{ij}^f &= C_{ijkl}^f (\Delta \varepsilon_{kl}^A + \Delta \varepsilon_{kl}^f + \langle \Delta \varepsilon_{kl}^m \rangle) \\ &= C_{ijkl}^f [(I_{klst} + S_{klqr} A_{qrst}) \\ &\quad \times \{ I_{stmn} - V_f (T_{stmn} - R_{stmn}) \}] (C_{mnrs}^m)^{-1} \Delta \sigma_{uv}^A \end{aligned} \quad (20)$$

と得られる。式(20)を基に、ひずみ増分 $\Delta \varepsilon_{ij}^c$ 制御にて、引張解析を行った。なお、引張方向のひずみの他に、ポアソン効果によるひずみも考慮した。ここで、繊維破断に関して、引張方向に配向した繊維 ($\theta = 0$) が最も破断しやすいため、この繊維が荷重負担できなくなることで最終破壊が生じると考えられる。したがって、引張方向に向いた繊維の軸方向応力が、4.2 節の Duva-Curtin モデル⁵⁾ から得られる強化繊維の許容応力 σ_{cr} に達した場合、繊維破断によって複合材料全体の破壊が起きるものとした。この判定条件を満たした時点での複合材料応力をもって、引張強度を求めた。一方で、このモデルではマトリックスの損傷・破壊を考えていないため、マトリックスの損傷に起因して複合材料全体が破壊した場合については、強度は高く予測されてしまうことに注意が必要である。

Table 1 Material properties of the polypropylene matrix.

Young's modulus E_m	1.8 GPa
Poisson's ratio ν_m	0.3
Initial yield stress σ_r	11.1 MPa
Reference strain at rehardening ε_r	0.175
Hardening rule l_1	100
l_2	2.37

5. 解析に基づく実験結果の検証

5.1 引張強度の繊維長依存性

一様な長さの繊維が平面ランダムに配向した平板の引張強度を、繊維長を段階的に変化させて解析した。強化繊維は炭素繊維 ($E_f = 230$ GPa, $r_f = 3.5 \mu\text{m}$, $\nu_f = 0.2$)、マトリックスをポリプロピレン樹脂とし、ポリプロピレンの材料物性は Table 1 に示した値を用いた。解析における繊維配向は $f(\theta) = 1/\pi$ として平面ランダム強化とした。実験結果でもおおよそ一様な分布であったため (Fig. 6)、実験と同条件と考えて差し支えない。解析に用いる繊維体積含有率 V_f は、引張試験により評価した弾性率の実験値と、弾性率の解析値がほぼ等価となる $V_f = 17\%$ にて解析した。

Fig. 7 および Fig. 8 に、弾性率と強度の解析結果を実験結果と比較して示す。弾性率と強度の解析結果は、繊維長を変化させた場合に、ほぼ同様の傾向をとる。すなわち、繊維長の増加とともに弾性率と強度は上昇し、ある繊維長よりも長くなるとほぼ一定値となる。

強度の解析結果を実験と対比すると平均繊維長が 3 mm 程度よりも長い領域で良く一致する。すなわち、この繊維長では作製した平板は繊維破断によって破壊している。

一方、平均繊維長が 2.6 mm よりも短い領域においては、弾性率、強度の理論値は実験値よりも高くなる。本解析モデルでは一様な長さの繊維からなる複合材料を考え、繊維長が 1 mm 程度よりも大きくなると弾性率がほぼ一定となる。対して、実験値は繊維長分布を有しており、弾性率への寄与が低い 1 mm よりも短い繊維を含む。すなわち、平均繊維長が短い実験値において、繊維長分布に占める短繊維の割合が大きくなるため、理論値との乖離を生じているものと考えられる。強度に関しては、上述の繊維長分布の効果に加え、複合材料の破壊にマトリックスの損傷が支配的となることも乖離を与える要因である。

Fig. 7 および Fig. 8 に、引張試験に用いた試験片にて測定された $V_f = 20\%$ を用いて解析した弾性率と強度の解析結果を併せて示している。この場合、弾性率、強度ともに解析値は実験値よりも高くなる。本解析モデルは、森・田中の平均場理論に基づき、内部構造が均質な材料に対して理想的な弾性率と強度を与える。一方で、実際の材料中では、強化繊維の凝集部や樹脂リッチ部が若干ながら存在していたため、理想的な弾性率および強度を与える解析結果と乖離を生じたものと考えられる。

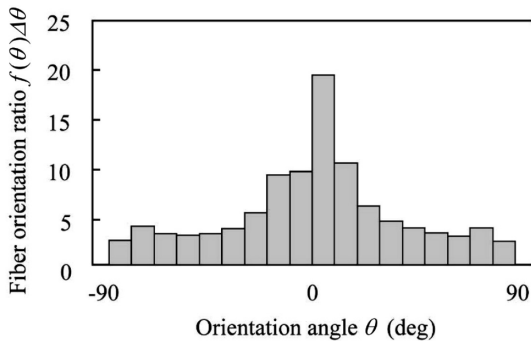


Fig. 11 Fiber orientation distribution of CF mat with local fiber-orientation ($l_{ini}=6.4$ mm).

また、岡部らは同材料の引張強度を有限要素法に基づくユニットセルシミュレーションにより予測している¹⁰⁾。この際、岡部らのモデルでは繊維配向を考慮することができないため、 V_f に面内等方性の配向係数(0.375)を乗じた有効繊維体積含有率を用いて解析している。Fig. 8における白抜きはマトリックス破壊のみが生じていることを、黒塗りは繊維破断がシミュレーション中に生じていることを示している。シミュレーション中で繊維破断を生じる繊維長領域では、引張強度のシミュレーション結果と本解析結果は良く一致する。このことは本解析の妥当性を示している。ユニットセルシミュレーションはマトリックス損傷が扱えるなど損傷解析としては精密であるが、一度の解析に数日を要するなど利用しやすいとは言いがたかった。一方、本解析はPCを用いた場合でも数秒程度で計算を終えることができ、開発現場での利用に適している。

5.2 引張強度の配向角依存性

これまでの検討では、どの方向にも面内等方的に高い強度を必要とする応用を想定し、繊維が平面内にランダムに配向した材料を対象とした。しかし、実際には基材は繊維の配向角を制御して、特定の方向に高い強度を持たせることも容易である。そのような応用を考え、平面内の繊維配向分布が乱れている場合について検討した。

ここでは、Fig. 11のように、平面内のある方向に配向のピークを有する炭素繊維マット($l_{ini}=6.4$ mm)を用いて、 $V_f=20\%$ の基材からなる平板を作製した。配向のピークに対して 0° および 90° 方向に切り出した試験片を用いて引張試験を行い、それぞれの強度を評価した。なお、繊維配向の異なる炭素繊維マットを用いた以外は、材料作製条件や評価条件ともに、前節までと同様である。

Table 2 Comparison of experimental and analytical result of tensile strength.

		$V_f(\%)$	Loading direction	
			0°	90°
Young's modulus (GPa)	Experment	20	24.6	11.1
	Analysis	17	25.8	11.4
		20	30.3	13.5
Tensile strength (MPa)	Experment	20	432	183
	Analysis	17	419	164
		20	492	190

解析では、繊維配向密度関数 $f(\theta)$ を通じて、Fig. 11の配向角分布の実測結果を反映させることができる。繊維長についても成形した平板から実測した平均繊維長 $l_{ave}=3.1$ mmを用いた。材料物性および破壊判定条件は5.1節と同様である。引張強度の解析は、先程と同様引張試験により評価した弾性率の実験値と解析値がほぼ等価となる $V_f=17\%$ とした場合と、測定結果の $V_f=20\%$ の両方の場合について行った。

0° および 90° 方向に繊維が配向した材料の、強度の解析結果と実験結果との比較をTable 2に示す。 $V_f=20\%$ の場合、材料の理想的な弾性率と強度を与える本解析モデルにおいては、5.1節で得られた結果と同様に、解析結果は弾性率、強度ともに実験値よりも高く見積もる。対して、弾性率の実験値とほぼ等価な $V_f=17\%$ とした場合、引張強度の解析結果は、 0° および 90° 方向ともに実験結果とほぼ一致した。すなわち、本解析モデルを用いれば、材料に異方性がある場合においても、繊維破断が支配的となる繊維長領域において引張強度を予測できる。

6. 結 言

本論文では、単分散した炭素繊維を熱可塑性樹脂中に平面ランダムに配置した熱可塑性プレス基材を開発した。また、基材からなる複合材料の引張強度や破壊特性に及ぼす繊維長の影響について、マイクロメカニクス解析から評価し、実験結果と比較した。得られた結論を以下にまとめる。

(1) 本基材は成形時に高い流動性を有しており、リブなどの複雑形状を繊維体積含有率のムラなく成形することができる。

(2) 実験結果より、繊維長の増加に伴い複合材料の引張強度は上昇し、繊維長が3 mm程度よりも大きくなるとほぼ一定値(約270 MPa)となった。

(3) 森-田中の平均場理論に基づく等価介在物法に、繊維破断の効果を組み入れた引張強度を予測するモデルを提案した。本解析は従来数日程度の計算時間を要したユニットセルシミュレーションと同等の結果を数秒にて算出することができ、極めて有用である。

(4) 繊維長および配向分布を変化させて引張強度の解析を行った結果、弾性率の実験値と等価な繊維体積含有率を用いた場合、実験値と近い値となった。特に3 mm前後よりも大きい繊維長領域では、引張強度の実験および数値シミュレーション結果と本解析がほぼ一致し、複合材料は繊維破断によって破壊していることが示唆された。

本研究は、NEDOによる「サステナブルハイパーコンピュータ技術の開発」プロジェクトの一部として実施された。関係各位に謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) M.D. Wakeman, T.A. Cain, C.D. Rudd, R. Brooks & A.C. Long : *Compos. Sci. Technol.*, **58**, 12 (1998), 1879-1898.
- 2) J.L. Thomason : *Composites A*, **36**, 7 (2005), 995-1003.
- 3) T. Mori & K. Tanaka : *Acta Metall.*, **21**, 5 (1973), 571-574.
- 4) J.D. Eshelby : *Proc. R. Soc. Lond. A*, **241**, 1226 (1957), 376-396.
- 5) J.M. Duva, W.A. Curtin & H.N.G. Wadley : *Acta Metall. Mater.*, **43**, 3 (1995), 1119-1126.
- 6) 北條正樹, 高橋清久, 林 龍一 : 日本複合材料学会誌, **9**, 2 (1983), 64-71.
- 7) Y.C. ファン : 固体の力学/理論, 培風館 (1970).
- 8) 村上大介 : 慶応義塾大学博士論文 (2003).
- 9) 東郷敬一郎 : 材料強度学, 内田老鶴圃 (2004).
- 10) 岡部朋永, 茂谷 尊, 西川雅章, 橋本雅弘 : 日本複合材料学会誌, **35**, 6 (2009), 256-265.