短繊維強化プラスチックの破壊モードに及ぼす材料微視構造の影響*

西川 雅章^{*1}, 岡部 朋永^{*2}, 武田 展雄^{*3}Effect of the Microstructure on the Fracture Mode
of Short-Fiber Reinforced Plastic CompositesMasaaki NISHIKAWA^{*4}, Tomonaga OKABE and Nobuo TAKEDA^{*4} Department of Aeronautics and Astronautics, The University of Tokyo,
7-3-1 Hongo, Bunkyo-ku, Tokyo, 113-8656 Japan

A numerical simulation was presented to discuss the microscopic damage and its influence on the strength and energy-absorbing capability of short-fiber reinforced plastic composites. The dominant damage includes matrix cracking and/or interfacial debonding, when the fibers are shorter than the critical length for fiber breakage. The simulation addressed the matrix cracking with a continuum damage mechanics model and the interfacial debonding with an embedded process zone (EPZ) model. The fictitious free-edge effects on the fracture modes were successfully eliminated with the periodic-cell simulation. The advantage of our simulation was pointed out by demonstrating that the simulation with edge effects significantly overestimates the dissipative energy of the composites. We then investigated the effect of the material microstructure on the fracture modes in the composites. The simulated results clarified that the inter-fiber distance affects the breaking strain of the composites and the fiber orientation angle affects the positions of the damage initiation. These factors influence the strength and energy-absorbing capability of short fiber-reinforced composites.

Key Words: Composite Material, Short-Fiber Reinforced Plastics, Fracture, Micromechanics, Finite Element Method, Tensile Strength

1. 緒 言

炭素繊維強化プラスチック (Carbon Fiber Reinforced Plastics, CFRP) は現在, 一般産業への適用が波及している. 特に, 短繊維強化プラスチックは, 成形性に優れ, 既存の大量生産技術を用いて生産コストを低下できるといった利点がある. また, 短繊維強化プラスチックは, エネルギー吸収能力をいくらか有しており, 連続繊維強化プラスチックが非常に脆性的であるのとは違う点である. したがって, 自動車産業への応用では, 短繊維強化プラスチックは衝撃エネルギー吸収部材に適用される. 一方で, 短繊維強化プラスチックの強度は, 連続繊維の場合に比べ, 非常に低い. これは, 材料内部で発生するマトリクスクラックや界面はく離が, 材料の最終破壊を引き起こす致命的な損傷となるからである⁽¹⁾. 強度を向上するため, 炭

素繊維とエポキシ樹脂の組み合わせなどのように, 強い界面を用いることで, 繊維と母材間の応力伝達能力を向上し, 繊維強化の効果を高めることができる. しかし, それでも, 複合材料において繊維破断が支配的な損傷となる臨界長さよりも強化繊維の長さが短い場合には, この効果は限られている. こういった短繊維材料に対し, 材料の微視構造 (例えば, 繊維の体積含有率や配向角など) に関して, 強度やエネルギー吸収能力をさらに最適化するためには, 材料の巨視的特性に影響する基本的な微視損傷メカニズムを理解することが重要である.

短繊維強化プラスチックにおいては, 上述したように, マトリクスクラックや界面はく離といった深刻な損傷を受けるので, その損傷進展の効果がモデル化されるべきである. この効果について, 単一繊維における界面はく離⁽²⁾や二つの隣接する繊維間でのマトリクスクラックの連結⁽³⁾を解析して議論された. これらの損傷進展は, 複合材料全体の応力-ひずみ応答に影響することが示されている. このような微視損傷と巨視的応力-ひずみ応答の関係に着目した解析は, 複合材

* 原稿受付 2008 年 8 月 12 日.

^{*1} 正員, 東京大学大学院工学系研究科航空宇宙工学専攻 (〒113-8656 東京都文京区本郷 7-3-1).^{*2} 正員, 東北大学大学院工学研究科航空宇宙工学専攻 (〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉 6-6-01).^{*3} 正員, フェロー, 東京大学大学院新領域創成科学研究科.

E-mail: nishikawa@smart.k.u-tokyo.ac.jp

料の強度やエネルギー吸収能力を議論する上で必要不可欠である。応力-ひずみ曲線における最大応力は、複合材料の強度とみなすことができ、応力-ひずみ曲線で区切られた下方領域の面積で代表される失った内部仕事は、損傷進展による材料の損失エネルギーを表し、これはエネルギー吸収能力の一側面である。これらの側面は、複合材料設計に有益な知見を与える。

ただし、実際の短繊維強化プラスチックの損傷メカニズムは、複数の要因によって制御される。例えば、繊維・母材界面の損傷であったり、繊維端の損傷であったり、また、負荷方向に対する繊維の配向状態など、さまざまである。これら複数の要因によって相互作用する損傷過程を明らかにすることで、短繊維強化プラスチックの巨視的特性にとって重要な損傷メカニズムのより深い理解につながるであろう。

そこで本論文では、特に炭素繊維・エポキシ樹脂系を対象とし、短繊維強化プラスチックにおける微視損傷過程と、その損傷過程が材料の強度とエネルギー吸収能力に与える影響について数値シミュレーションにより議論する。繊維破断が生じる臨界長さより短い繊維長さ範囲では、マトリクスクラックと界面はく離が重要となる。これら表現するため、界面にEPZ(Embedded process zone)モデル⁽⁴⁾を用い、母材には損傷力学モデル⁽⁵⁾を用いている。この微視損傷モデルを周期セルシミュレーション⁽⁶⁾に組み込むことで、短繊維強化プラスチックにおける相互作用する複数の損傷を扱うことを可能としている。この周期セルシミュレーションを用いて、短繊維強化プラスチックにおいて、繊維体積含有率や繊維配向角といった材料の微視構造が、微視損傷過程や巨視的応力-ひずみ応答に与える影響について調べる。特に、材料の微視構造によって、損傷の発生するひずみや損傷発生箇所がどのように変化するか、また、これらの要因が複合材料の強度やエネルギー吸収能力に与える効果について示す。

2. 周期セルシミュレーション

短繊維強化プラスチックの微視損傷を再現し、巨視的特性(強度やエネルギー吸収特性)との関係を議論するための数値シミュレーションを示す。微視損傷(界面はく離、マトリクスクラック)を扱うため、繊維・母材界面にEPZモデル、母材の構成関係に損傷力学モデルを用いている。さらに、多数の繊維を含む複合材料を扱うため、ある規則的なパターンを仮定し、図1に示すような周期的なユニットセルモデルを用いる手法を示す。周期的なユニットセルを用いると、多数の繊維を含む複合材料の破壊過程を限られた計算機性

能の中で解析できるため、有用である。また、モデル境界における架空の自由端効果を排除することが可能である。

2.1 周期セルモデル 図1に示すように、複数の短繊維と母材から成る有限要素解析モデルを用いた。母材のき裂は、繊維を奥行き方向に迂回することで真直ぐに進展するよりも、面内に迂回しながら進展する、という一般的な観察事実⁽¹⁾を踏まえ、繊維の分散状態を一様とし、ある特徴的な二次元面に着目して解析することで、重要な損傷過程が議論可能と考えられる。そこで、本研究では、二次元平面ひずみ周期セルモデルを用いた。本論文を通じて、モデル寸法は $0.8\text{ mm} \times 0.8\text{ mm}$ である。

短繊維は、以下に述べる手順でモデル内に配置した。まず、二次元的に射影された繊維長 l_f を、正規分布に従って選ぶ。本論文では、この繊維長分布の平均値を $200\text{ }\mu\text{m}$ 、標準偏差を $50\text{ }\mu\text{m}$ にとった。また、平面ひずみモデルにおける繊維幅は、繊維軸応力分布を正しく再現するために、実際の繊維直径の半分を取る必要

(a) Finite element model

(b) Example of fiber length distribution

Fig. 1 Analytical model

があることに注意しておく。次に、繊維配向角 θ_f を、 $[0, 1]$ の一様乱数を用いて、 $[\theta_L, \theta_U]$ の範囲で決定する。例えば、ランダムに配向した複合材料に対しては、 θ_L と θ_U はそれぞれ、0 と 2π とする。この長さ l_f 、角度 θ_f を持つ繊維を、試行錯誤的に、ランダムに選んだ位置に配置する。配置しようとする繊維が、既に配置された繊維と重なる場合は、その繊維の試行的な配置を破棄する。所望の繊維体積含有率 V_f が得られるまで、この手順を繰り返す。

図 1 は、 $V_f = 20\%$ かつ繊維をランダムに配向し、分散させたユニットセルの例である。得られる繊維長分布 (図 1(b)) は、試行錯誤的な繊維配置のため、元の正規分布からずれることに注意しておく。特に、このアルゴリズムでは、周期境界位置において人為的なマトリクスリッチ部が生じないように、周期境界上をまたぐ繊維の配置を可能としている。最終的に、得られた繊維配置に対して、繊維部を 9 節点四辺形要素により分割し、母材部を 6 節点三角形要素により分割した。また、ユニットセルに周期性条件を課すために、モデルの相対する辺上の対応する節点に同じ節点番号を割り当てた。

繊維は直交異方性弾性体とし、母材は等方性弾塑性体とする。母材の塑性構成関係は、 J_2 流れ理論に基づき、線形等方硬化関数を用いる (文献 (7) を参照)。モデルにおいて、マトリクスクラックや界面はく離といった損傷を以下のように扱っている。

2.2 界面はく離 まず、界面はく離の発生・進展は、繊維・母材の固体要素間の界面に、EPZ モデルに基づく 6 節点界面要素⁽⁷⁾を組み込むことで扱う。

EPZ モデルは、固体要素間の結合状態を表現し、界面要素の構成関係式を定義する。つまり、固体要素間をまたぐ単位面積あたりの結合力 $\mathbf{T}$ と要素間の相対変位 Δ とを関係づける。本研究では、著者らの文献 (7),(8) で用いた、ダグデールの仮定⁽⁹⁾に基づく図 2 に示す単純な構成則を用いた。

この構成則は、界面が健全な間は、固体要素間の変位の連続性を保つペナルティとして働く。結合力がその最大値 $T_{i,max}$ に達すると、損傷進行領域にあたり、結合力が一定となる。ここで、 i は破壊モード ($i = \text{I, II}$) を表す。最終的に、相対変位が臨界値 Δ_{ic} に達した時点ではく離面が生成されると考え、要素間の結合力を 0 とする。これにより、界面はく離の発生・進展を解析できる。臨界相対変位と最大結合力は、各破壊モードの臨界エネルギー解放率 G_{ic} と次式で関係づける。

$$\Delta_{ic} = \frac{G_{ic}}{T_{i,max}} + \frac{T_{i,max}}{2k_1} \quad (1)$$

(a) Normal direction

(b) Tangential direction

Fig. 2 Constitutive law of the EPZ model

ここで、 k_1 は界面要素が健全である場合の、構成則の初期接線係数 (ペナルティ係数) である。この値は、通常の固体要素の剛性に比べて、非常に大きい値としておく。この界面要素を特徴づけるパラメータは、各破壊モードの最大結合力 $T_{i,max}$ と臨界エネルギー解放率 G_{ic} である。

混合モードで損傷が進行する場合、構成則は破壊モード間でカップリングさせず、き裂面が生成する破壊条件を次の楕円則で再定義する。

$$D \equiv \left(\frac{\langle \Delta_I \rangle}{\Delta_{Ic}} \right)^2 + \left(\frac{\langle \Delta_{II} \rangle}{\Delta_{IIc}} \right)^2 = 1 \quad (2)$$

$\langle \rangle$ は Macauley の括弧である。

2.3 マトリクスクラック 一方、マトリクスクラックの発生・進展は、一変数損傷力学モデルを用いて表現した。エポキシ樹脂は、材料内の欠陥が垂直応力によって拡大し、その後、ハックル模様を形成しながら、せん断破壊することが実験において観察されている⁽¹⁰⁾。損傷力学モデルは、このような損傷拡大に関わる微視的状况を組み込むのに有用である。例えば、小林ら⁽¹¹⁾は、延性ポリマーにおいて生じるくびれや破壊過程を解析するために、損傷力学モデルを用いている。そこでは、微視的クレイズの進展や消滅といった状況を、損傷変数の発展方程式を通じて合理的に組み込んでいる。ここでは、彼らのアプローチをエポキ

シ樹脂の破壊に拡張した。

ひずみ等価配置の仮定⁽⁵⁾ ⁽¹¹⁾に基づき、弾塑性母材に対して、公称状態（巨視的に均質化された状態）における多次元の増分応力-ひずみ関係式は、以下のように導くことができる。

$$\Delta\sigma = (1-D)C^{ep} : \Delta\varepsilon - \frac{\Delta D}{1-D}\sigma \quad (3)$$

ここで、 σ は応力テンソル、 ε はひずみテンソル、 C^{ep} は通常の弾塑性構成則テンソルである。 D は剛性低下をもたらすスカラー損傷変数であり、 $0 \leq D \leq 1$ である。 D が増加すると、剛性は減少し、最終的に、 $D = 1$ となった時点で剛性が 0 となる。

損傷変数の進展則を次式のように定義し、エポキシ樹脂の破壊の特徴を組み込む。

$$\Delta D = (1-D)C \langle \Delta\varepsilon_m^p \rangle + (B_0 + B_1 D) \Delta\varepsilon^p \quad (4)$$

$$\text{where } C \Delta\varepsilon_m^p = A \Delta \left\{ D \left(\langle \sigma_m \rangle / \sigma_y \right)^2 \right\}$$

第一項は、材料内の欠陥（あるいはボイド）が塑性体積膨張ひずみ ε_m^p によって拡大する項（Gurson モデル⁽¹²⁾を参照している）を表し、第二項は、せん断破壊による損傷の拡大を表している。 σ_y は初期降伏応力、 ε^p は相当塑性ひずみ、 σ_m は静水圧応力である。 D が増加すると、第一項の寄与が減少し、隣接するボイドによってボイドの成長が抑制されることを意味し、その後、せん断破壊が卓越する。これは、エポキシ樹脂の破壊の特徴を反映した現象論的モデルである。第一項に対する類似した取り扱い、小林らの文献⁽¹¹⁾にも見られる。式 (4) における現象論的パラメータは、 A 、 B_0 および B_1 である。さらに、 D の初期値 D_{ini} （物理的には初期欠陥）を十分小さい値に設定した。

この構成則を有限要素解析に組み込むことで、マトリクスクラックの発生・進展を扱うことができる。

2.4 有限要素定式化 次に、本数値シミュレーションの有限要素定式化について示す。解析領域を V とし、界面要素を組み込んだ領域を S_i とすると、仮想仕事の原理は、次式で書ける⁽¹³⁾。

$$\int_V \sigma : \delta\varepsilon dV + \int_{S_i} T \cdot \delta\Delta dS = \int_{S_t} f \cdot \delta u dS \quad (5)$$

ここで、 u は変位、 f は力学的境界 S_t にかかる単位面積あたりの外力であり、 δ は仮想変位による変分を表す。今、時刻 t までの既知量を用いて、時刻 $t' = t + \Delta t$ の未知の状態を求める、次の準静的定式化を考える。

$$\int_V \Delta\sigma : \delta\varepsilon dV + \int_{S_i} \Delta T \cdot \delta\Delta dS = \int_{S_t} {}^{t'} f \cdot \delta u dS - \int_V {}^t \sigma : \delta\varepsilon dV - \int_{S_i} {}^t T \cdot \delta\Delta dS \quad (6)$$

ここで、固体要素の構成則は以下で与えられる。

$$\dot{\sigma} = C_f^e : \dot{\varepsilon} \quad (\text{fiber})$$

$$\dot{\sigma} = (1-D)C_m^{ep} : \dot{\varepsilon} - \frac{\dot{D}}{1-D}\sigma \quad (\text{matrix}) \quad (7)$$

C は構成則テンソルであり、添字 f と m は繊維および母材を表す。また、添字 e と ep はそれぞれ、弾性体、弾塑性体を表す。さらに、界面要素については、結合力 T と相対変位 Δ が関連づけられる。

$$\dot{T} = D_i \cdot \dot{\Delta} \quad (8)$$

ここで、 D_i は界面要素の構成則テンソルである。また、相対変位 Δ に関して、次の関係式が成り立つ。

$$\delta\Delta = L^e \delta U^e, \quad \dot{\Delta} = L^e \dot{U}^e \quad (9)$$

ここで、 U は節点変位ベクトルであり、 L は界面の相対変位と節点変位を結びつける行列で、1次元のアイソパラメトリック要素の形状関数で構成される⁽⁷⁾ ⁽⁸⁾。添字 e は該当する要素を表す。

以上により、式 (6) は次式に変換される。

$$\int_{V_f} \delta\varepsilon : C_f^e : \Delta\varepsilon dV + \int_{V_m} \delta\varepsilon : (1-D)C_m^{ep} : \Delta\varepsilon dV + \int_{S_i} \delta\Delta \cdot D_i \cdot \Delta\Delta dS = \int_{S_t} f \cdot \delta u dS - \int_V \sigma : \delta\varepsilon dV - \int_{S_i} T \cdot \delta\Delta dS + \int_{V_m} \frac{\Delta D}{1-D} \sigma : \delta\varepsilon dV \quad (10)$$

この増分形仮想仕事式を離散化することで解くことができる。ここで、2.1 節の周期セルモデルを扱うために、周期セルシミュレーションの定式化について示す。この手法は、均質化法の局所化解析に基づく手法である⁽⁶⁾。本論文で用いる微視損傷モデルに対しては、以下のように定式化できる。

まず、均質化法の通常を展開⁽¹⁴⁾と同様に、各物理量（変位・ひずみ・応力）は、ユニットセルの寸法に関して周期関数であるとし、変位 u とひずみ増分 $\Delta\varepsilon$ をマクロ成分（ユニットセル全体に対する変位やひずみ（全体成分））とミクロ成分（ユニットセル内部で分布する変位やひずみ（局所成分））に分解する。

$$u = u_G + u_L, \quad \Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_G + \Delta\varepsilon_L \quad (11)$$

ここで、添字 G と L はそれぞれ、マクロ (Global) 成分とミクロ (Local) 成分を表す。全体成分は、ユニットセル内の座標には無関係の定数である。また、これらの各成分（マクロ成分・ミクロ成分）ごとに、通常のひずみ-変位関係が成立する。さらに、EPZ モデル

における相対変位 Δ は、全体変位によって影響を受けないと仮定する^{(6) (14)}.

$$\Delta = \Delta_L = L^e U_L^e \quad (12)$$

このマクロ成分とミクロ成分への分解により、増分形仮想仕事式 (10) は、周期境界を持つユニットセルに対する式に変換される。最終的に、離散化を施すと、以下の行列方程式となる。

$$(K_f + K_m + K_i) \Delta U_L = - (Q_f + Q_m + Q_i) + Q_{dam} - (\Delta Q_{f,G} + \Delta Q_{m,G}) \quad (13)$$

$$\begin{aligned} \text{where } K_m &= \sum_e \int_{V_m^e} (1-D) B^{eT} D_m^{ep} B^e dV \\ Q_{dam} &= \sum_e \int_{V_m^e} \frac{\Delta D}{1-D} B^{eT} \hat{\sigma} dV \\ \Delta Q_{f,G} &= \sum_e \int_{V_f^e} B^{eT} D_f^e \Delta \epsilon_G dV \\ \Delta Q_{m,G} &= \sum_e \int_{V_m^e} (1-D) B^{eT} D_m^{ep} \Delta \epsilon_G dV \\ K_i &= \sum_e \int_{S_i^e} L^{eT} D_i L^e dS \\ Q_i &= \sum_e \int_{S_i^e} L^{eT} T dS \end{aligned} \quad (14)$$

これは、節点変位 U のミクロ成分の増分 ΔU_L に関する式となっている。ここで、力学的境界 S_i は周期セルシミュレーションでは存在しない。予めマクロひずみ ϵ_G の履歴を与えておくことで、周期セルにおける様々な負荷条件を再現する。式 (13) において、 K_f , K_m , K_i は繊維要素、母材要素、界面要素の接線剛性マトリクス、 Q_f , Q_m , Q_i は繊維要素、母材要素、界面要素の節点内力ベクトルである。 B , D は、ひずみ-変位マトリクス、応力-ひずみマトリクス、 $\hat{\sigma}$ は式 (7) の構成式に従う通常の応力成分を並べたベクトルである。母材の構成関係式 (7) に含まれるマトリクスクラックの効果は、 K_m と Q_{dam} に現れる。また、 $\Delta Q_{f,G}$ と $\Delta Q_{m,G}$ は、与えたマクロひずみ増分 $\Delta \epsilon_G$ と既知の状態変数から得られる。

周期境界条件の下で式 (13) を解くことで、ユニットセル内の変位増分分布 Δu_L が得られ、式 (11) によりひずみ場が、さらに式 (7) により応力場が得られる。ここでは、剛体運動を拘束するため、周期性条件を課して得られる全体剛性に対し、十分微小な剛性を与え、解の一意性を確保している。

解析において、マトリクスクラックの判定は、有限要素の各積分点ごとに行なう。 D が 1 に近づくと、該当要素の剛性マトリクスへの寄与が 0 に近くなり、数

値解析上不安定となる場合がある。そこで、要素における D の平均値が 1 に近い D_{cr} に達した時、該当要素を除去した。ここでは、 $D_{cr} = 0.9$ を用いた。

この手順により、繊維強化プラスチックにおいて特徴的な界面はく離、マトリクスクラックといった損傷過程を解析できる。また、この周期セルシミュレーションを用いて、任意のマクロひずみ履歴に対する応力履歴を解析することにより、損傷過程の影響を加味した、複合材料全体の構成則（応力-ひずみ応答）を得ることができる。本手法は、マクロな均質化剛性を直接算出する手法ではないが、上記の損傷過程の影響を加味できるという点で有用である。

3. 数値解析結果

2 節で提案した周期セルシミュレーションを用い、短繊維強化プラスチックの破壊モードに及ぼす材料の微視構造（繊維体積含有率、繊維配向角）の影響について示す。引張ひずみを比例的に制御し（ $\epsilon_G = (\epsilon_x, \epsilon_y, \epsilon_{xy})_G = \alpha (-0.3, 1.0, 0.0)$ （ポアソン効果を近似的に考慮））、解析を実施した。（使用したポアソン比は、後述する図 5 の一軸引張応力モデルにおける初期弾性率と一致するように決定した。）炭素繊維・エポキシ樹脂系を対象とし、文献 (7) で報告した物性値を用いた。熱残留応力による繊維の圧縮ひずみの影響も考慮した。簡単のため、繊維軸は、二次元的に射影された解析平面内にあると考え、三次元的に傾いていないものとした。

マトリクスクラックのモデル（式 (4)）には、 $A = 0.5$, $B_0 = 0$, $B_1 = 0.5$, $D_{ini} = 0.01$ を用いた。これは、単繊維複合材料 (Single-Fiber Composite, SFC) 試験⁽¹⁵⁾におけるクラック発生や破壊ひずみと対応させて得た値である。この特性値を用いた場合、5 % 負荷ひずみにおいて、繊維径程度の小さいマトリクスクラックが、繊維軸に垂直方向に生じており、5.57 % ひずみにおいて、不安定成長を開始し、SFC 全体の破断を引き起こした。この損傷パターンは、文献 (15) で示した実験結果とも整合するものである。また、文献 (7) で議論したように、界面はく離に関する特性は、SFC 試験の繊維破断累積過程から推定可能である。炭素繊維・エポキシ樹脂系は強い界面を有するため、一意な界面特性の同定は難しいが、強い界面特性の範囲にある $T_{II,max} = 125 \text{ MPa}$, $G_{IIc} = 300 \text{ J/m}^2$ を用いた場合、実験結果をよく再現することを確認した（これらの詳細は文献 (16) に詳しい）。そこで、SFC 試験結果から合理的に較正したこれらのパラメータを用いて解析を実施した。

3.1 繊維体積含有率に依存する破壊モード 繊維

繊維体積含有率 V_f を変化させたユニットセルモデルを用いて解析を実施した結果を示す。繊維はランダムに配向、分散させた。図3に得られた巨視的応力-ひずみ曲線をまとめた。図の複合材料応力は、引張方向 (y 方向) 垂直応力をユニットセル全体で平均した値とした。例えば、 $V_f = 20\%$ の時、負荷ひずみ 2.5 % 付近で著しい応力の低下が起きている。このひずみ値において、図4(a)-(ii) に示すような引張損傷が一気に生じた。(この変形図は、作図の都合上、算出された u_L のみから作成したため、予め与えた ϵ_G による変形量は含まれていないことに注意しておく。一見、損傷が大きな開口量を持つように見えるのはその理由による。) 界面はく離と繊維端でのマトリクスクラックとが、引張方向に対してほぼ垂直に、繊維に沿って連結して、破断に至る。

周期セルシミュレーションの重要性を実証するため、この $V_f = 20\%$ のモデルを用いて、ユニットセルの周期性を仮定せずに解析した例を図5に示す。例え

Fig. 3 Comparison among various fiber volume fractions

Fig. 4 Simulated damage when the fiber volume fraction is varied

ば、ユニットセルの両側を自由端として解析すると、図5(a)に示すように、周期セルシミュレーションの結果とは全く異なる応力-ひずみ曲線が得られる。これは、自由端近傍では、せん断変形が起きることによって、図5(b)に示すように損傷が抑制され、異なる損傷過程を予測してしまうからである。このため、自由端を含んだ解析では、複合材料のエネルギー吸収能力を過大評価する傾向にある。したがって、複合材料の巨視的特性を用いたユニットセル寸法によらずに正しく評価する上では、自由端効果を排除したモデルの利用が必要である。その意味で、提案する周期セルシミュレーションは有用である。

次に、繊維体積含有率 V_f の影響について述べる。図3を見ると、 V_f が増加するにつれて、初期剛性が大きくなり、損傷発生ひずみが減少している。このような V_f の損傷発生ひずみへの影響は、実験でもよく知られた現象⁽¹⁷⁾を再現している。(この比較において、繊維長分布は一定でないことに注意されたい。繊維同士が重ならないように配置する、という幾何学的拘束のため、図3(b)のように、作成された繊維長分布は、 V_f が大きいとき、短繊維側に移動している。ただし、このような繊維長分布の変化は、実際の実験⁽¹⁸⁾でも見られる傾向である。) このとき、応力の最大値として得

(a) Comparison of stress-strain curves

(b) Stress distribution at 5% applied strain

Fig. 5 Simulated results without periodicity

られる複合材料強度、および応力が十分に低下したひずみ 10% 時点までの損傷発生・累積に伴う単位体積あたりの正味の損失エネルギー（すなわち、吸収エネルギー）を表 1 にまとめた。ここでは、乱数で作成した初期構造の影響を考慮し、3 回のシミュレーションで、ばらつきと平均値を示した。複合材料強度は V_f にあまり影響は受けませんが、吸収エネルギーは、 V_f が増加するほど若干減少している。（ここで、ユニットセルの寸法が 0.6 mm 四方、1.0 mm 四方のモデルでも解析し、例えば $V_f = 20\%$ の場合についてそれぞれ、吸収エネルギーの平均値は、3.8 MJ/m³、3.5 MJ/m³ であった。すなわち、本論文で用いた 0.8 mm 四方のモデルで十分解析傾向が収束している。）

この理由を考察するため、 V_f を変化させた場合について、応力分布と損傷を図 4 に示した。（これらの図の応力は相当応力を示しており、分布の最大・最小値は、全て同じにとった）。図から、 V_f が大きい場合、繊維間距離が減少するため、母材への応力集中が局所的に大きい箇所があることが分かる。この応力集中によって、損傷発生・拡大が起きやすくなり、上記の損

Table 1 Simulated results for various fiber volume fractions

V_f	Strength (MPa)	Energy (MJ/m ³)
5 %	128 - 135 (132)	4.1 - 4.4 (4.2)
10 %	131 - 135 (133)	3.1 - 4.1 (3.6)
20 %	135 - 138 (136)	3.1 - 3.6 (3.4)

*The values in brackets are the averaged values.

傷発生ひずみの低下や最大応力後の応力低下挙動に影響している。これらの要因が、複合材料の損失エネルギー（つまり、エネルギー吸収能力）に影響を与えると言える。

3.2 繊維配向角に依存する破壊モード 次に、短繊維強化プラスチックの破壊モードにおいて、繊維配向角が及ぼす影響について議論する。ここでは、繊維配向角がランダムな場合 ($[\theta_L, \theta_U] = [0, 2\pi]$)、繊維がほぼ引張方向に配向している場合 ($[\theta_L, \theta_U] = [0.4\pi, 0.6\pi]$)、繊維がほぼ引張方向に直交している場合 ($[\theta_L, \theta_U] = [-0.1\pi, 0.1\pi]$) の 3 通りについて比較する。どの場合も、 $V_f = 20\%$ とした。

3.1 節と同様に、引張ひずみを比例的に制御し、損傷過程を解析して得られた巨視的応力-ひずみ応答を図 6 に示す。繊維が引張方向に配向している場合、初期剛性に対する繊維強化効率は、他の場合に比べて高い。損傷が開始し、応力が低下し始める荷重ひずみ値は、繊維が引張方向に配向している場合は、ランダムに配向した場合に比べて低く、繊維が引張方向に対してほぼ直交している場合には、逆に高いひずみを要している。

この原因は、図 7 に示したように、各場合について、損傷の発生箇所が変化するためである。繊維が引

Fig. 6 Stress-strain curves when the fiber orientation angle is varied

張方向に配向している場合は、繊維端で損傷が発生し、繊維が引張方向に直交している場合は、繊維軸方向に沿った繊維・母材界面にて損傷が発生する傾向にある。繊維端での損傷は、比較的容易に生じるが、累積して破断に至るためには、ジグザグな経路でマトリクスクラックの連結が必要がある。つまり、繊維を回避するようにして損傷の連結が起きるため、損傷の進行は緩やかである。一方で、繊維軸方向に沿った界面におけるはく離は、一旦発生すると一気に損傷が進む傾向にある。そのため、図6に示したように、繊維が引張方向に配向した場合の方が、高い負荷ひずみまで比較的高い巨視的応力を有している。結果として、応力-ひずみ線図における最大応力、および、損傷進展によって失われた損失エネルギーとして評価した、複合材料の強度やエネルギー吸収能力は、繊維が引張方

向に配向している場合が最も優れている。

このような形で、短繊維強化プラスチック複合材料においては、材料の微視構造は内部の微視損傷過程に影響し、それによって、強度や吸収エネルギーといった観点から破壊モードが変化する。これらの観点で最適な構造は、繊維が引張方向に配向した場合である。このとき、引張強度が優れているのは引張方向の剛性に対する繊維の強化効率によるものであり、吸収エネルギーが優れているのは、繊維端で生じるマトリクスクラックが、繊維を回避するジグザグな経路で連結するためであることが明らかとなった。

本論文では、引張ひずみを受ける場合に限定したが、実用的には、構造部位の負荷形態に応じた材料の微視構造の決定といったことも必要となってくるだろう。提案した周期セルシミュレーションは、そういった材料設計において、材料中の繊維の強化効果に関する根本的な理解にも役立つものとする。本手法では、特に、短繊維複合材料内の微視損傷について、相互作用を考慮した全損傷過程を議論しながら、材料構造のトレードオフを議論することを可能としている。この点は本定式によって初めてなされたものであり、本論文の重要な意義の一つである。

4. 結 言

本論文では、短繊維強化プラスチックの微視損傷過程、および、その強度やエネルギー吸収特性への影響について、数値シミュレーションにより議論した。

この目的のため、繊維強化プラスチックにおいて生じる界面はく離をEPZモデルにて、マトリクスクラックを損傷力学モデルにて扱った、新たな微視損傷モデルを提案した。また、微視損傷過程と、その巨視的応力-ひずみ応答への影響を解析する周期セルシミュレーションを示した。周期セルシミュレーションは、モデル境界における架空の自由端効果を排除することができ、有用である。

これを基に、短繊維強化プラスチックの破壊モードへ及ぼす繊維体積含有率や繊維配向角の影響について議論した。繊維体積含有率は母材への応力集中の度合いに影響し、繊維配向角は、損傷発生位置に影響する。これらの微視的要因の影響が、損傷発生ひずみの変化や最大応力後の応力低下挙動として、巨視的応力-ひずみ応答に現れていることが分かった。

つまり、短繊維強化プラスチックにおいては、材料の微視構造は内部の微視損傷過程に影響し、それによって、強度や吸収エネルギーといった観点から破壊モードが変化する。これらの観点で最適な構造は、繊維

Fig. 7 Simulated results among various fiber orientation

維が引張方向に配向した場合である。このとき、引張強度が優れているのは引張方向の剛性に対する繊維の強化効率によるものであり、吸収エネルギーが優れているのは、繊維端で生じるマトリクスクラックが繊維を回避するジグザグな経路で連結しているためであることが明らかとなった。

文 献

- (1) Mandell, J.F., Huang, D.D. and McGarry, F.J., Crack propagation modes in injection molded fiber reinforced thermoplastics. In: *Short fiber reinforced composite materials*, ASTM STP772, B.A.Sanders, Ed., (1982), pp. 3-32, American Society for Testing and Materials.
- (2) Tvergaard, V., Effect of fiber debonding in a whisker-reinforced metal, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 125 (1990), pp. 203-213.
- (3) Huang, H. and Talreja, R., Numerical simulation of matrix microcracking in short fiber reinforced polymer composites: Initiation and propagation, *Composites Science and Technology*, Vol. 66 (2006), pp. 2743-2757.
- (4) Hutchinson, J.W. and Evans, A.G., Mechanics of Materials: Top-down approaches to fracture, *Acta Materialia*, Vol. 48 (2000), pp. 125-135.
- (5) Murakami, S. and Ohno, N., A continuum theory of creep and creep damage, In: *Creep in Structures*, (1981), pp. 422-444, Springer-Verlag.
- (6) Matous, K. and Geubelle, P.H., Multiscale modeling of particle debonding in reinforced elastomers subjected to finite deformations, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, Vol. 65 (2006), pp. 190-223.
- (7) Nishikawa, M., Okabe, T. and Takeda, N., Determination of interface properties from experiments on the fragmentation process in single-fiber composites, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 480 (2008), pp. 549-557.
- (8) Nishikawa, M., Okabe, T., Takeda, N. and Curtin, W.A., Micromechanics of the fragmentation process in single-fiber composites, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, Vol. 16 (2008), 055009.
- (9) Dugdale, D.S., Yielding of steel sheets containing slits, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 8 (1960), pp. 100-104.
- (10) Fiedler, B., Hojo, M., Ochiai, S., Schulte, K. and Ando, M., Failure behavior of an epoxy matrix under different kinds of static loading, *Composites Science and Technology*, Vol. 61 (2001), pp. 1615-1624.
- (11) Kobayashi, S., Tomii, D. and Shizawa, K., A modelling and simulation on failure prediction of ductile polymer based on craze evolution and annihilation, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A*, Vol. 70 (2004), pp. 810-817 (in Japanese).
- (12) Gurson, A.L., Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I- Yield criteria and flow rules for porous ductile media, *Transactions of the ASME - Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 99 (1977), pp. 2-15.
- (13) Tvergaard, V. and Hutchinson, J.W., The influence of plasticity on mixed mode interface toughness, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 41 (1993), pp. 1119-1135.
- (14) Guedes, J.M. and Kikuchi, N., Preprocessing and postprocessing for materials based on the homogenization method with adaptive finite element methods, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, Vol. 83 (1990), pp. 143-198.
- (15) Okabe, T., Ishii, K., Nishikawa, M. and Takeda, N., Prediction of tensile strength of unidirectional CFRP composites, *Journal of the Japan Society for Composite Materials*, Vol. 33 (2007), pp. 205-212 (in Japanese).
- (16) Nishikawa, M., Multiscale modeling for the microscopic damage and fracture of fiber-reinforced plastic composites, *Doctor Thesis, The University of Tokyo*, (2008), (in Japanese).
- (17) Curtis, P.T., Bader, M.G. and Bailey, J.E., The stiffness and strength of a polyamide thermoplastic reinforced with a glass and carbon fibres, *Journal of Materials Science*, Vol. 13 (1978), pp. 377-390.
- (18) Thomason, J.L., The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene: 7. Interface strength and fibre strain in injection moulded long fibre PP at high fibre content, *Composites Part A*, Vol. 38 (2007), pp. 210-216.