マイクロメカニクスによる 短繊維複合材料の力学的挙動の解析* (第3報, 繊維端き裂が剛性低下に及ぼす影響)

片岡 保人^{*1}, 田谷 稔^{*2}, 杵渕 雅男^{*1}

Analysis of Mechanical Behavior of Short-Fiber Composite Using Micromechanics (3rd Report, Effects of Fiber-End Crack on Stiffness Reduction)

Yasuto KATAOKA^{*3}, Minoru TAYA and Masao KINEFUCHI

^{*3} Mechanical Engineering Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.,
1-5-5 Takatsukadai, Nishi-ku, Kobe-shi, Hyogo, 651-2271 Japan

Microcracks at tips of longer fibers aligned in the straining direction are more likely to form in a short-fiber composite. An analytical model for a composite is developed to estimate effects of such fiber-end cracks on stiffness reduction by applying the Eshelby's equivalent inclusion method to two kinds of inhomogeneities, i.e., crack and fiber. Additionally a frequency distribution of fiber-end stress at crack occurrence is obtained from *in-situ* tensile test in SEM using injection-molded specimens, and used in the analytical model. Good agreement between the theoretical results based on the present model and the experimental ones is shown about a nonlinear stress-strain relationship of carbon-fiber/polycarbonate composite. Furthermore the effects of crack radius, fiber volume fraction, fiber orientation distribution and fiber aspect ratio on crack occurrence and the stiffness reduction are investigated.

Key Words: Micromechanics, Short-Fiber Composite, Fiber-End Crack, Stiffness Reduction, Stress-Strain Relationship, SEM, Weibull Distribution

1. 緒 言

短繊維複合材料に引張応力が作用した場合, 主に引張方向に配向した繊維の端部(繊維/樹脂界面)において, 繊維長さ方向とほぼ直角にマトリックス樹脂の微小き裂が発生する^{(1)~(3)}. そして, 繊維体積含有率が約10%以上と比較的高い材料においては, この繊維端部におけるマトリックス樹脂のき裂が, 材料の剛性低下の主要原因といわれている⁽⁴⁾.

繊維端き裂による短繊維複合材料の剛性低下に関するマイクロメカニクス解析は, 一方向材を対象に Taya ら⁽⁴⁾⁽⁵⁾, Takao ら⁽⁶⁾がおこなっている. さらに, Taya ら⁽⁷⁾により, いくつかの仮定を設けて平面ランダム材に対する非線形応力-ひずみ挙動の予測がなされている. また, 近年荒木ら⁽⁸⁾は, き裂を含んだ一方向連続繊維複合材料の剛性低下について, 東郷ら⁽⁹⁾は, はく離損傷した粒子分散型複合材料の非線形性について解析している. 上述の文献における解析モデルはすべて, マイクロメカニクスの一手法である Eshelby

の等価介在物法⁽¹⁰⁾を基礎にしている. この他に, Nemat-Nasser ら⁽¹¹⁾によって, き裂を含んだ不均質材料の解析モデルが示されているが, 本手法は基本的に2次元モデルであり, 繊維端き裂という3次元問題には適用が困難である. き裂や損傷を有する複合材料の解析に関しては, 上述の文献等があるが, 実材料において繊維端き裂が発生するときの応力およびその確率分布について調べ, 解析結果と実験結果を定量的に比較した研究は見当たらない.

そこで, 本研究では, 3次元問題にも比較的容易に適用可能な Eshelby の等価介在物法を用いて, 実際の繊維配向分布も考慮できる解析モデルを作成した. そして, 解析モデルにおける材料特性データを得るために, その場(*in-situ*)観察が可能な走査型電子顕微鏡(SEM)内引張試験により, 繊維端き裂発生応力およびその確率分布(頻度分布)について調べた. 最後に, 解析と実験による材料の応力-ひずみ関係を比較し, 本モデルの妥当性について検討するとともに, 解析モデルにおける各種パラメータの影響度合いについても考察した.

2. 解析モデル

2.1 繊維端き裂を含む短繊維複合材料の解析モデル

図1に示すような, 繊維(Ω_1)と繊維端における

* 原稿受付 2001年1月22日.

^{*1} 正員, (株)神戸製鋼所機械研究所(〒651-2271 神戸市西区高塚台1-5-5).

^{*2} 正員, Department of Mechanical Engineering, University of Washington (Seattle, Washington 98195, USA).
E-mail: y.kataoka@rd.krcrl.kobelco.co.jp

Fig.1 Analytical model

き裂 (Ω_2) という2種類の介在物を含むモデルを考える⁽¹²⁾。マトリックス樹脂および繊維は等弾性体で、それぞれの剛性テンソルを C_m , C_f とする。ここで、繊維は長さ $2l$ 、半径 r の長円体、き裂は厚さ $2t$ 、半径 c のペニー形 (penny-shaped crack) とする。 x_1, x_2, x_3 は全体座標系、 x_1', x_2', x_3' は局所座標系を示し、 x_3' 軸は繊維軸方向に一致し、原点は繊維重心位置である。

いま、この複合材料に一様応力 σ_0 が作用したとする。Eshelby の等価介在物法⁽¹⁰⁾ および Mori-Tanaka の理論⁽¹³⁾ を適用すると、平均内部ひずみ e_{AVE} は外部応力 σ_0 に対応するひずみ e_0 と、

$$e_{AVE} = R \cdot e_0 \quad \dots \quad (1)$$

で関係づけられる。さらに、系のひずみエネルギーの等価性⁽¹²⁾ を考えると、き裂を含む短繊維複合材料の剛性テンソル C_c (6×6 のマトリックス) は、

$$C_c = \left[\left\{ I + \sum_{i=1}^9 K_i \cdot \left(\sum_{j=1}^9 Q_j \right) \cdot R + \sum_{i=1}^9 H_i \cdot \left(\sum_{j=1}^9 H_j \right) \cdot R \right\} \cdot C_m^{-1} \right]^{-1} \quad \dots \quad (2)$$

となる。ここで、

$$R = - \left[I + \sum_{i=1}^9 P_i + \sum_{i=1}^9 Q_i \right]^{-1} \cdot \left[\sum_{i=1}^9 P_i + \sum_{i=1}^9 Q_i \right] \quad \dots \quad (3)$$

$$P_i = 2 V_f \rho_{fi} \int_{\beta_{i-1}}^{\beta_i} Z \cdot A \cdot X \, d\theta \quad \dots \quad (4)$$

$$Q_i = 2 V_c \rho_{ci} \int_{\beta_{i-1}}^{\beta_i} Z \cdot D \cdot X \, d\theta \quad \dots \quad (5)$$

$$K_i = 2 V_f \rho_{fi} \int_{\beta_{i-1}}^{\beta_i} Z \cdot B \cdot X \, d\theta \quad \dots \quad (6)$$

$$H_i = 2 V_c \rho_{ci} \int_{\beta_{i-1}}^{\beta_i} Z \cdot F \cdot X \, d\theta \quad \dots \quad (7)$$

$$A = (S_f - I) \cdot B \quad \dots \quad (8)$$

$$B = - \left[(C_f - C_m) \cdot S_f + C_m \right]^{-1} \cdot (C_f - C_m) \quad \dots \quad (9)$$

$$D = - \left[2 I + (S_f - M_n \cdot C_m) \cdot B \right] \quad \dots \quad (10)$$

$$F = \left[S_c - I \right]^{-1} \cdot D \quad \dots \quad (11)$$

であり、 S_f は繊維 (長円体)、 S_c はき裂 (ペニー形) に対する Eshelby テンソル⁽¹⁴⁾、 I は単位マトリックス、 X および Z ($Z \equiv X^{-1}$) は座標変換マトリックス、 V_f は繊維体積含有率、 V_c はすべての短繊維両端にき裂が発生した場合のき裂の体積含有率である。 P_i, Q_i, K_i, H_i は 6×6 のマトリックスで、繊維配向分布に依存する⁽¹⁵⁾。本モデルでは繊維配向分布を、 $0^\circ \sim 90^\circ$ の間で 10° 毎に等分割し、各分割範囲内においては確率密度を一定と近似した。したがって、

$$\beta_0 = 0, \beta_i = \frac{\pi}{18} i \quad (i = 1 \sim 9) \quad \dots \quad (12)$$

であり、 ρ_{fi} は定数で、配向角 $\beta_{i-1} \sim \beta_i$ 範囲内に存在する繊維の、すべての繊維に対する割合、すなわち配向角に関する確率密度を示している。このモデル化により、実際の繊維配向分布を取り入れることができる。 ρ_{ci} は配向角 $\beta_{i-1} \sim \beta_i$ 内に分布する繊維のうち、端部にき裂が発生した繊維の、すべての繊維に対する割合 (繊維端き裂発生率) である。初期段階では ρ_{ci} はすべてゼロであるが、作用応力の増加とともに配向角が小さい (すなわち、より作用応力方向に配向した) 繊維ほど ρ_{ci} の値が増えていく。そして、繊維配向角 $\beta_{i-1} \sim \beta_i$ 内のすべての繊維端にき裂が発生すると $\rho_{ci} = \rho_{fi}$ となる。また、 M_n は前報⁽¹⁰⁾ で詳細を示したように 6×6 のマトリックスで、樹脂のせん断弾性係数、ポアソン比と、本解析モデルの場合、繊維端 (長円体極点) 表面に外向き垂直な単位ベクトルの局所座標系における成分 $(n_1, n_2, n_3) = (0, 0, 1)$ により求められる。

2.2 繊維端部に作用する応力とき裂内の応力
繊維内部応力 σ_{fi}' は、

$$\sigma_{fi}' = \sigma_0' + \sigma_i' \quad \dots \quad (13)$$

で表される。ここで、 σ_0' は外部応力、 σ_i' は繊維 (介在物) の存在による応力の乱れ分で、

$$\sigma_i' = C_m \cdot \left[\left(I + A \right) \cdot X \cdot e_{AVE} + A \cdot X \cdot e_0 \right] \quad \dots \quad (14)$$

である。式中の $\cdot$ は図1の局所座標系での量を示しており、以下においても同様である。

繊維端のすぐ外側に接するマトリックス樹脂に作用する応力 (すなわち長円体介在物の極点に作用する応力) $\sigma_i^{OUT'}$ は、

$$\sigma_i^{OUT'} = \sigma_{fi}' + C_m \cdot \left[-M_n \cdot C_m \cdot e_i' + e_i' \right] \quad \dots \quad (15)$$

Fig.2 Flow-chart of calculation

となる^{(4)(17)~(19)}。ここで、 e_i' は繊維内の eigen ひずみで、

$$e_i' = B \cdot X \cdot (e_o + e_{AVE}) \quad (16)$$

である。また、本解析モデルでは、繊維端き裂内の応力 σ_{2i}' が、

$$\sigma_{2i}' = \sigma_o + \sigma_{2i}' + \sigma_{1i}^{OUT'} = 0 \quad (17)$$

という条件を満たすものとする。すなわち、外部応力 σ_o' にき裂(介在物)の存在による応力の乱れ分 σ_{2i}' を加え、さらに繊維端部の局部応力 $\sigma_{1i}^{OUT'}$ を加えたものをき裂内応力とし、き裂内であることから、その量をゼロとしている。ここで、 σ_{2i}' は、

$$\sigma_{2i}' = C_m \cdot \left[(I + D) \cdot X \cdot e_{AVE} + D \cdot X \cdot e_o \right] \quad (18)$$

で算出される。

2.3 応力-ひずみ関係の解析方法

本モデルを用いて、短繊維複合材料の繊維端き裂が発生、増加していく際の応力-ひずみ関係を解析するプログラムのフローチャートを図2に示す。

まず最初に、2.1に示した式により短繊維複合材料の初期剛性 C_c を求める。そして、応力増分 $\Delta\sigma$ を与え、複合材料のひずみを計算し、応力-ひずみ関係の一点がプロットされる。つぎに、与えられた応力に対して各繊維配向角毎に、繊維端に作用する応力 $\sigma_{1i}^{OUT'}$ を2.2に示した式により求める。なお、簡単のため、本モデルでは、分割した各配向角範囲の中央の角度をもった繊維の繊維端応力を、その範囲に対する応力値として代表させる。たとえば、配向角範囲 $0^\circ \sim 10^\circ$ においては、配向角 5° の繊維の繊維端応力をその範囲に対する応力値とする。

そして、繊維端すなわち長だ円体介在物の極点において表面に垂直な引張応力成分 $\sigma_{133}^{OUT'}$ と、き裂発生

Table 1 Mechanical properties of material

Material	Young's modulus (GPa)	Poisson's ratio
Polycarbonate	2.56	0.39
Carbon fiber	235.	0.23

(a) Injection molding plate

(b) Test piece (Vf=0.0068)

(c) Test piece (Vf=0.1)

Fig.3 Dimension of molding plate and Test piece

応力の下限值 σ_{cr} (詳細は3.2で述べる) を比較する。このとき、 $\sigma_{133}^{OUT'} < \sigma_{cr}$ ならば、剛性はそのまま再度応力増分を与え、ひずみを算出する計算を繰り返す。この場合、応力-ひずみ関係は線形である。

一方、 $\sigma_{133}^{OUT'} \geq \sigma_{cr}$ ならば、 $\sigma_{133}^{OUT'}$ と繊維端き裂発生応力の確率分布(後述の図7)とを比較し、各繊維配向角毎の繊維端き裂発生率、すなわち式(5)、(7)中の ρ_{ci} を算出する。そして、繊維端き裂発生により低下した複合材料の新たな剛性を求め、応力増分を与えて、ひずみを算出する。以後この計算を繰り返すことにより、短繊維複合材料の非線形応力-ひずみ関係が得られる。

3. 繊維端き裂発生応力

射出成型板から小型試験片を切り出し、SEM 内引張試験を実施し、2.3で述べた繊維端き裂発生応力を計測し、その確率分布を求めた。

3.1 試験片と実験条件

射出成型により、図3(a)に示す短繊維複合材料板を作成した。材料はポリカーボネイト樹脂および炭素繊維で、機械的特性を表1に示す。射出成型条件は、シリンダー内温度 300°C 、金型温度 80°C 、射出圧力 170MPa 、背圧 $1.0 \sim 1.5\text{MPa}$ である。本射出成型板は、繊維端き裂発生応力の計測において、繊維相互間の影響を極小小さくするために、繊維体積含有率を $V_f = 0.0068$ (繊維重量含有率 $w_f = 0.01$) とかなり希薄にした。

Fig.4 Example of microphotograph of fracture surface ($V_f=0.0068$)

Fig.5 Distribution of fiber orientation angle ($V_f=0.0068$)

Fig.6 Example of crack occurrence at fiber-end

Fig.7 Distribution of fiber-end stress at crack occurrence

射出成型板中央部から、図 3(b)に示す小型試験片を切り出した。試験片長さ方向は、金型内材料充填方向 (MFD)、すなわち図 3(a)中 X 方向とした。この試験片中央部破面の SEM 写真の一例を図 4 に示す。図 4 は、図 3(a)中 X 軸にほぼ垂直な破面を観察したもので、写真横方向が Y 方向である。この図より、繊維は図 3(a)中 X-Y 平面に平行な平面内 (すなわち射出成型板平面内) にほぼ 2 次的に配向していることがわかる。また、試験片中央部から X-Y 平面に平行にいくつかの小片試験を切り出し、表面を研磨、白金蒸着し、SEM により繊維配向角を計測した。その結果を図 5 に示す。繊維配向角の確率密度は、若干のばらつきはあるものの配向角によらずほぼ一様であった。これらの計測結果より、本試験片 ($V_f=0.0068$) の場合、繊維は X-Y 平面に平行な平面内で、2 次元ランダム配向していると仮定した。

また、試験片中央部から試料を切り出し、空気雰囲気中温度 550°C で 1 時間加熱し、マトリックス樹脂成分を燃焼させ、繊維のみを抽出し、SEM により繊維アスペクト比を計測した。アスペクト比の頻度分布は、後述の図 11 とほぼ同様で、平均値は 19.4 であった。

図 3(b)に示した小型試験片の一方の面を研磨し、白金を蒸着させ、SEM 内で繊維端部に着目しながら、試験片長さ方向に徐々に一様引張応力を作用させ、繊維端部でき裂が発生するときの応力を計測した。

3.2 実験結果

図 6 は、SEM 内引張試験時、繊維端部でき裂が発生した状況の典型的な例を示している。き裂は繊維軸方向にほぼ直角に生じ、き裂の直径は繊維直径の約 1.5 倍 ($c/r \approx 1.5$) であった。このことは、Curtis ら⁽¹⁾が述べている実験事実とも一致している。

2. で示した解析モデルを用いて、試験片に一樣な外部応力 (引張荷重を試験片中央部断面積で除した値) σ_0 が作用したときに、繊維端すなわち長大円体介在

Fig.8 Example of microphotographs of fracture surface (Vf=0.1)

Fig.9 Example of microphotographs for measurement of fiber orientation angle (Vf=0.1)

物の極点表面に垂直な引張応力 σ_{133}^{OUT} を計算した。図7は、50本の繊維に対して、繊維端き裂が発生したときに繊維端（長だ円体極点）に作用していた引張応力 σ_{133}^{OUT} の確率分布（頻度分布）を調べた結果である。試験片に作用させた一様な外部応力は、27～53MPaの範囲であったので、繊維端には高い応力集中が生じており、このことが原因で繊維端き裂が発生しやすいことがわかる。これらの応力値算出の際には、SEM観察した繊維それぞれの配向角やアスペクト比も考慮している。また、繊維体積含有率0.0068、繊維

Fig.10 Distribution of fiber orientation angle (Vf=0.1)

アスペクト比19.4（3・1での計測結果の平均値）で、2次元ランダム配向した短繊維複合材料中にそれぞれの繊維が存在するとして繊維端応力を計算した。

図7に示すように、実験により得られた頻度分布をワイブル分布で近似し、応力-ひずみ関係の解析で用いる繊維端き裂発生応力の確率分布とした。このワイブル分布（確率密度関数）を表す式を以下に示す。

$$f(x) = \left(\frac{m}{\eta} \left(\frac{x-\gamma}{\eta} \right)^{m-1} \right) \exp \left(- \left(\frac{x-\gamma}{\eta} \right)^m \right) \quad \dots \dots (19)$$

ここで、 $\gamma = 531\text{MPa}$ 、 $\eta = 1470\text{MPa}$ 、 $m = 2.89$ である。なお、2・3で述べたき裂発生応力の下限值 $\sigma_a = \gamma$ である。

4. 解析結果と考察

4・1 試験片と実験条件

表1に示した材料を用いて、射出成型により、図3(a)に示したものと同寸法、同様の成型条件で、短繊維複合材料板を作製した。ただし、繊維体積含有率 $V_f = 0.10$ とかなり高くした。射出成型板中央部から、図3(c)に示す試験片を切り出した。試験片長さ方向は、金型内材料充填方向（MFD）、すなわち図3(a)中X方向とした。この試験片中央部破面のSEM写真の一例を図8に示す。図8は、図3(a)中X軸にほぼ垂直な破面を観察したもので、写真横方向がY方向である。この図より、繊維は図3(a)中X-Y平面に平行な平面内にほぼ2次元的に配向していることがわかる。また、3・1と同様に、試験片中央部から、X-Y平面に平行にいくつかの小片試料を切り出し、表面を研磨、白金蒸着し、SEMにより繊維配向角を計測した。図9にSEM写真の一例を、図10に計測結果を示す。これらの結果より、本試験片の場合、繊維はX-Y平面に平行な平面内で、主に成型板内の材料充填方向（MFD）に配向しているといえる。

Fig.11 Distribution of fiber aspect ratio ($V_f=0.1$)

Fig.12 Comparison of analytical results with experimental ones

Fig.13 Composite strain vs. E_c/E_∞ and ρ_c

また、3・1と同様の方法で、繊維アスペクト比を計測した。結果を図11に示す。平均値は20.9で、 $V_f=0.0068$ の試験片とほぼ同じであった。

試験片中央部にゲージ長5mmのひずみゲージを貼付し、引張速度0.5mm/min、室温で引張試験を行い、応力-ひずみ関係を測定した。

4・2 解析と実験の比較

図12は、4・1に述べた $V_f=0.10$ の試験片の実験と解析による応力-ひずみ関係を比較したもので、縦軸は複合材料に作用する一様な外部応力 σ_0 、横軸は複合材料に生じる一様なひずみを示している。実験の結果、本材料の応力-ひずみ関係は、ひずみが0.007を

越えたあたりから非線形を呈し始め、その後ひずみが増加するにしたがって剛性が低下し、ひずみ0.02(応力147MPa)時に破断に至った。解析においては、4・1に述べた観察結果、すなわち図10に示した繊維配向分布および図11よりアスペクト比の平均値20.9を用いた。また、繊維端き裂発生応力の確率分布は、図7に示したワイブル分布を用い、図6に示した観察結果より、き裂半径 c と繊維半径 r の比 $c/r=1.5$ とした。図12に示すように、解析による応力-ひずみ関係は、初期剛性および非線形開始時点から破断に至るまで、実験結果とよく一致している。

また、図13は解析により得られた、複合材料の剛性すなわち試験片長さ方向ヤング率の低下率 E_c/E_∞ 。(初期のヤング率 E_0 に対する応力作用時のヤング率 E_c の比)およびき裂発生繊維率 ρ_c (すべての繊維に対するき裂が発生した繊維の割合)を示している。ここで、 ρ_c は ρ_{ci} ($i=1\sim9$)の合計である。横軸は、図12横軸のひずみと同じである。図13より、繊維端き裂は、ひずみが0.007を越えたあたりから発生し始め、その後ひずみの増加とともに増えている。そして、これに対応して剛性もひずみが0.007を越えたあたりから低下し始め、繊維端き裂の増加とともにさらに低下していくことがわかる。

以上に述べた結果より、本解析モデルにより、繊維端き裂の発生、増加による短繊維複合材料の剛性低下の挙動が、適切に表現されているものと考えられる。

4・3 各パラメータの影響度合いの検討

本解析モデルを用いて、各パラメータが短繊維複合材料の繊維端き裂発生および剛性低下に及ぼす影響度合いについて検討した。本節における解析では表1に示した材料を用い、繊維端き裂発生応力の確率分布は図7に示したワイブル分布を用いた。

(1) 繊維半径に対するき裂半径の比 c/r の影響

繊維半径に対するき裂半径の比 c/r が変化した場合の応力-ひずみ関係を図14に、それに対応した剛性低下率 E_c/E_∞ およびき裂発生繊維率 ρ_c の変化の様子を図15に示す。なお、繊維体積含有率 $V_f=0.10$ 、繊維アスペクト比20.9、繊維配向分布は図10に示したものとした。 c/r が大きいほど、すなわち繊維半径に対してき裂半径が大きくなるほど剛性低下度合いは増してくる。そして図15に示すように、 $c/r=5.0$ とき裂半径が繊維半径に比べてかなり大きくなってくると、わずかなき裂発生率で大幅な剛性低下が生じることがわかる。

(2) 繊維体積含有率 V_f の影響

繊維体積含有率 V_f が変化したときの応力-ひずみ

Fig.14 Effects of c/r ratio on stress-strain curve

Fig.15 Effects of c/r ratio on E_c/E_∞ and ρ_c

Fig.16 Effects of V_f on stress-strain Curve

Fig.17 Effects of V_f on E_c/E_∞ and ρ_c

関係を図16に、そのときの剛性低下率 E_c/E_∞ およびき裂発生繊維率 ρ_c の変化の様子を図17に示す。なお、 $c/r=1.5$ 、繊維アスペクト比20.9、繊維配向分布は図10に示したものとした。当然のことながら繊維体積含有

Fig.18 Effects of fiber orientation distribution on stress-strain curve

Fig.19 Effects of fiber orientation distribution on E_c/E_∞ and ρ_c

率 V_f が大きいほど初期剛性は高いが、一方で V_f が大きいほど剛性低下率も大きくなっている。すなわち、体積含有率が大きいほど初期剛性の上昇が期待できるが、一旦き裂が発生し始めると剛性低下が著しいため注意を要する。また、図17に示すように V_f が大きいほどき裂発生繊維率 ρ_c が小さいにも関わらず、剛性低下率は大きくなっている。これは、 V_f が大きいものほど繊維の数が多くなるため、すべての繊維に対するき裂発生繊維の割合 ρ_c は小さくなるものの、き裂の絶対数自体は、 V_f が小さいものよりも多いためと考えられる。

(3) 繊維配向分布の影響

図18に各種繊維配向分布に対する応力-ひずみ関係を、図19にそれに対応した E_c/E_∞ および ρ_c の変化状況を示す。ここで、 $V_f=0.1$ 、 $c/r=1.5$ 、繊維アスペクト比20.9とした。図10に示した繊維配向分布のものに比較して、一方向材は初期剛性が高く、2次元ランダム材は低くなっている。また図19より、同じひずみで比較した場合、繊維が一方向に配向するほど繊維端き裂発生率が大きく、剛性低下率も大きいことがわかる。これは、引張方向に配向した繊維ほど繊維端での応力集中率が高く⁽¹⁶⁾、き裂が発生しやすいと考えられ、Curtis⁽¹⁾らも述べている一般的事実と一致する。

Fig.20 Effects of fiber aspect ratio on stress-strain curve

Fig.21 Effects of fiber aspect ratio on ρ_c Fig.22 Effects of fiber aspect ratio on E_c/E_∞

(4) 繊維アスペクト比の影響

図 20 に繊維アスペクト比が変化した場合の応力-ひずみ関係, 図 21, 22 にそれに対応する ρ_c および E_c/E_∞ の変化の様子を示す。ここで, $V_f=0.1$, $c/r=1.5$, 繊維配向分布は図 10 に示したものとした。当然のことながら, 図 20 に示すように繊維アスペクト比が大きくなると, 初期剛性も高くなる。そして, 図 21, 22 に示すように, アスペクト比が大きくなるとき裂発生率が大きくなり (早期にき裂が発生し始め), 剛性低下率も大きくなる。これは, アスペクト比が大きい, すなわち長い繊維ほど繊維端での応力集中率が高く⁽¹⁶⁾, き裂が発生しやすいためと考えられ, このことも Curtis⁽¹⁾らが述べている一般的事実と一致する。ただし, アスペクト比 50 に比べて, 100 のほうが最終的には剛性低下率が小さい (すなわち, E_c/E_∞ の値が大きい)。これは, 同じ繊維体積含有率の場合, アスペク

ト比 50 に比べて 100 のほうが繊維数が少なくなり, これにともなうき裂の絶対数自体も少なくなるためと考えられる。

5. 結 言

(1) Eshelby の等価介在物法を用いて, 短繊維複合材料の繊維端き裂が剛性低下に及ぼす影響を検討するための解析モデルを提案した。

(2) 射出成型試験片を作成し, SEM 内その場観察引張試験および本解析モデルにより, 繊維端き裂発生応力の確率分布を得た。

(3) 炭素繊維/ポリカーボネイト複合材料の応力-ひずみ曲線に関して, 解析結果は実験結果とよく一致し, 本モデルの妥当性が示された。

(4) 本解析モデルを用いて, 各種パラメータが短繊維複合材料の繊維端き裂発生および剛性低下に及ぼす影響度合いを示した。

謝 辞

引張試験実施にあたっては山口康博氏 (㈱コベルコ 科研), 射出成型試験片作成にあたっては菊池直樹氏 (㈱神戸製鋼所) の多大なるご協力を得ました。ここに記して感謝申し上げます。

文 献

- (1) Curtis, P. T., Bader, M. G. and Bailey, J. E., *J. Mater. Sci.*, 13 (1978), 377-390.
- (2) Sato, N., Kurauchi, T., Sato, S. and Kamigaito, O., *J. Mater. Sci.*, 26 (1991), 3891-3898.
- (3) Takahashi, K. and Choi, N., *J. Mater. Sci.*, 26 (1991), 4648-4656.
- (4) Taya, M. and Mura, T., *Trans. ASME, J. Appl. Mech.*, 48 (1981), 361-367.
- (5) Taya, M., *J. Comp. Mater.*, 15 (1981), 198-210.
- (6) Takao, Y., Taya, M. and Chou, T. W., *Int. J. Solids Struct.*, 18-8 (1982), 723-728.
- (7) Taya, M. and Chou, T. W., *J. Mater. Sci.*, 17 (1982), 2801-2808.
- (8) 荒木栄敏・斉藤憲司・加藤貴之・中原一郎, 機論, 61-588, A (1995), 1833-1840.
- (9) 東郷敬一郎, Chou, T. W., 機論, 61-582 (1995), 382-388.
- (10) Eshelby, J. D., *Proc. R. Soc., A*, 241 (1957), 376-396.
- (11) Nemat-Nasser and Hori, *Micromechanics: Overall properties of heterogeneous materials*, (1993), North-Holland.
- (12) Taya, M. and Chou, T. W., *Int. J. Solids Struct.*, 17 (1981), 553-563.
- (13) Mori, T. and Tanaka, K., *Acta. Met.*, 21 (1973), 571-574.
- (14) Mura, T., *Micromechanics of Defects in Solids*, (1982), 80-84, Martinus Nijhoff, Hague.
- (15) 片岡保人, 斉藤誠, 田谷稔, 機論, 63-614, A (1997), 2213-2219.
- (16) 片岡保人, 田谷稔, 機論, 65-631, A (1999), 523-529.
- (17) Hill, R., *Progress in Solid Mechanics*, 2 (1961), 245-276, North-Holland.
- (18) Walpole, L. J., *Proc. R. Soc., A*, 300 (1967), 270-289.
- (19) Mura, T. and Cheng, P. C., *Trans. ASME, J. Appl. Mech.*, 44 (1977), 591-594.