均質化法による一方向 CFRP の破壊モード遷移解析*
(第 2 報, 数値解析)清水 映 吾^{*1}, 野 口 裕 久^{*2}
小 茂 鳥 潤^{*2}, 清 水 真 佐 男^{*2}Study on Fracture mode Transition of Unidirectional CFRP
by Using Homogenization
(2nd Report, Numerical Analysis)Eigo SHIMIZU, Hirohisa NOGUCHI^{*3},
Jun KOMOTORI and Masao SHIMIZU^{*3} Keio University, Dept. of System Design Engineering,
3-14-1, Hiyoshi, Kohoku-ku Yokohama, 223-8522 Japan

In the previous experiments of unidirectional CFRP subjected to tensile load in the fiber direction, the various fracture modes were observed, depending on the thickness ratio (t/T), the fiber volume fraction (V_f) and the testing temperature. With increasing the value of these factors, the fracture mode transferred from tensile mode to mixed mode and shear mode. On the other hand, in the analysis for fracture mode transition of CFRP by the conventional finite element method using the equivalent material constants, the results showed qualitative validity, although microscopic fracture such as the shear fracture at the interface or fiber rupture was not taken into account. In this study, the fracture propagation method is proposed for unidirectional CFRP using the homogenization method which can evaluate the micro and macroscopic response simultaneously. In the previous paper (Part. 1), the formulation of fracture propagation analysis method was introduced. In this paper, numerical analyses are conducted for the fracture mode transition of the unidirectional CFRP depending on t/T , V_f and testing temperature. The fracture mode transition can be simulated by the present analysis method and numerical analyses results agree with the experimental results.

Key Words: Numerical Analysis, Composite Material, Finite Element Method, Unidirectional CFRP

1. 緒言

筆者らはこれまで、切り欠きを施した一方向 CFRP の引張試験を実施し、その破壊モードが切り欠き厚さ比 t/T (t は最小断面厚さ、 T は試験片厚さを表す) や繊維体積率 V_f 、試験温度によって引張型 (Type A) から混合型 (Type AB)、せん断誘起型 (Type B) に遷移することを示し (図 1, 2 参照)、このような遷移のメカニズムについて様々な実験的考察を加えてきた^{(1)~(4)}。また、このような遷移機構を解析的に解明するために、Halpin-Tsai の実験式より計算される等価物性値を用いて破壊要素の応力開放・再配分を考慮した有限要素法による破壊進展解析を実施した⁽⁵⁾。しかしながらその結果は、破壊モードおよびその遷移、また初期破壊荷重値については実験結果と定性的に良く一致したが、初期破壊後の挙動に関しては繊維破断や界面はく離などの微視的な破壊を表現できないために、定性的にも異なる結果が得られた。したがって、実験結果との定

Fig. 1 Specimen configuration of unidirectional CFRP

Fig. 2 Schematic diagram of fracture mode transition of unidirectional CFRP

* 原稿受付 1998 年 6 月 22 日.

^{*1} 正員, 三菱電機(株) (☎ 220-8120 横浜市西区みなとみらい 2-2-1).^{*2} 正員, 慶應義塾大学理工学部 (☎ 223-8522 横浜市港北区日吉 3-14-1).

E-mail: noguchi@sd.keio.ac.jp

性的・定量的一致を計るためには微視的な破壊と構造全体の巨視的な破壊を同時に考慮できる解析モデルの構築が必要であると考察された。

一方、このような一方向CFRPの破壊挙動解析に関して、ミクロな見地からは、理論的には例えば shear-lag 理論に基づく研究がなされており^{(6),(7),(8)}、有限要素法でも繊維の引き抜き解析等が実施されている⁽⁹⁾。しかしながら、これらの手法はミクロな材料の破壊の解析には適しているが、マクロな構造の破壊モードの解析には、計算効率の観点からは適してないと考えられる。他方マクロな見地からは、複合材のミクロ構造に等価な剛性を用いた解析が行なわれ、例えばCFRP積層板における損傷をき裂とみなした、破壊力学に基づく進展解析⁽¹⁰⁾がなされている。また、損傷力学⁽¹¹⁾を取り入れた有限要素解析手法も提案されており⁽¹²⁾、この方法ではミクロな破壊を損傷による材料物性の変化として考慮するため、ミクロレベルでの詳細な評価は困難であるが、マクロな構造の破壊も比較的容易に実施することができる。

さて、近年ミクロ・マクロ両スケールの相関を考慮した解析法として、均質化法が注目されている⁽¹³⁾。均質化法は、ミクロからマクロへの橋渡しとして、不均質なミクロ構造の等価物性値を算出できるだけでなく、ミクロ・マクロ両スケールでの応力値を求めることができる。従って均質化法は、ミクロな材料の破壊とマクロな構造の破壊を同時に考慮できる可能性を有していると考えられるが、現状ではマクロの構造の破壊までを考慮した実用的な解析は、筆者の知る限り、高野らの織物材料の解析^{(14),(15)}がある程度である。

そこで本研究では、まず第一報⁽¹⁶⁾において、微視的及び巨視的な破壊進展を同時に考慮できる、均質化法に基づく有限要素破壊進展解析手法の定式化を示した。本報では、すでに多くの実験データを有する一方向CFRP引張試験の数値シミュレーションに本手法を適用し、厚さ比、繊維体積率、試験温度をパラメータとして破壊モードの遷移解析を実施する。更に、本手法による解析結果と有限要素法による解析結果⁽⁹⁾及び実験結果を比較し、本手法の有効性について検討する。

2. 均質化法による有限要素破壊進展解析

本章では、前報⁽¹⁶⁾で示した熱弾性体に対する均質化法の定式化およびこれに基づく有限要素破壊進展解析手法について簡単に記す。

2.1 熱弾性体に対する均質化法^{(16),(17),(18)} 詳細については前報⁽¹⁶⁾に譲るものとして、ここでは結果のみを示す。図3に示す弾性体において巨視的座標系を $\mathbf{x}$ 、微視的座標系を $\mathbf{y}$ 、スケール比を ε とする。またミクロ構造の影響を含む量には右肩に ε を付す。

Fig. 3 Elastic body for homogenization theory

この時、任意の物質点における単位セル、すなわちミクロ構造における変位および温度に対する特性関数 $\chi(\mathbf{y})$, $\varphi(\mathbf{y})$ は次式から有限要素法等で求められる。

$$\int_Y (\partial_y \delta \mathbf{u})^T \mathbf{E} (\mathbf{I} - \partial_y \chi(\mathbf{y})) dY = 0 \quad (1)$$

$$\int_Y (\partial_y \delta \mathbf{u})^T (\mathbf{E} \partial_y \varphi(\mathbf{y}) - \mathbf{A}) dY = 0 \quad (2)$$

ここで、 $\delta \mathbf{u}$ は仮想変位、 $\mathbf{E}$, $\mathbf{A}$ はそれぞれミクロ構造における弾性マトリクス、熱弾性ベクトルである。次に得られた特性関数を用いて、マクロ構造における等価弾性マトリクス $\mathbf{E}^H$ および等価熱弾性ベクトル $\mathbf{A}^H$ が次式のように求められる。

$$\mathbf{E}^H = \frac{1}{|Y|} \int_Y \mathbf{E} (\mathbf{I} - \partial_y \chi(\mathbf{y})) dY \quad (3)$$

$$\mathbf{A}^H = \frac{1}{|Y|} \int_Y (\mathbf{A} - \mathbf{E} \partial_y \varphi(\mathbf{y})) dY \quad (4)$$

更に、これらの均質化された材料定数を用いてマクロ構造に対する有限要素解析を実施し、得た巨視的な変位 $\mathbf{u}^0$ 、ひずみ $\mathbf{e}^0 = \partial_x \mathbf{u}^0$ から、ミクロ構造における微視的な変位・ひずみ・応力が次式のように求められる。

$$\mathbf{u}^\varepsilon(\mathbf{x}, \mathbf{y}) = \mathbf{u}^0(\mathbf{x}) + \varepsilon (-\chi(\mathbf{y}) \partial_x \mathbf{u}^0 + \varphi(\mathbf{y}) (T^0 - T_0)) \quad (5)$$

$$\mathbf{e}^\varepsilon = (\mathbf{I} - \partial_y \chi(\mathbf{y})) (\partial_x \mathbf{u}^0) + \partial_y \varphi(\mathbf{y}) (T^0 - T_0) \quad (6)$$

$$\boldsymbol{\sigma}^\varepsilon = \mathbf{E} (\mathbf{I} - \partial_y \chi(\mathbf{y})) (\partial_x \mathbf{u}^0) + (\mathbf{E} \partial_y \varphi(\mathbf{y}) - \mathbf{A}) (T^0 - T_0) \quad (7)$$

2.2 単位セルの破壊進展解析 全体構造内のある要素の平均的なひずみの値を用いて、式(7)より計算される単位セル内の微視的な応力が式(8)に示す

Tsai-Hill の破壊条件⁽¹⁹⁾を満足した場合、微視的破壊が生じると考え、その要素の剛性を0とし負担応力を解放する。

$$C_1(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + C_2(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + C_3(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + C_4\tau_{13}^2 + C_5\tau_{23}^2 + C_6\tau_{12}^2 \geq 1 \quad (8)$$

ここに、 $C_1 \sim C_6$ は材料の引張強度とせん断強度によって決定される。

次に、単位セル内での破壊による剛性低下を考慮した特性変位を求め、一定マクロひずみ $\partial_x \mathbf{u}^0$ のもとでの応力分布を再計算し、新たな微視的破壊の判定を行う。これらの手順はこれ以上微視的破壊が生じない平衡状態に至るまで繰り返され、一定マクロひずみ下での、最終的な破壊後の等価弾性マトリクスが得られる。

2. 3 全体構造の破壊進展解析⁽⁵⁾ 有限要素法において、単位セルの破壊が生じる前の全体構造の平衡方程式は、 $\mathbf{P}$ を外力ベクトル、 $\mathbf{Q}$ を内力ベクトル、 $\mathbf{K}$ を全体剛性マトリクス、 $\mathbf{u}^0$ をその時の変位ベクトル、 $\mathbf{B}$ をひずみ-変位マトリクスとすれば、線形問題の場合、次式のように表すことができる。

$$\mathbf{P} = \mathbf{Q} = \int_{\Omega} \mathbf{B}^T \mathbf{E}^H \mathbf{B} \mathbf{u}^0 d\Omega \quad (9)$$

いま、単位セル内の解析で破壊が生じ、最終的に修正された等価弾性マトリクス $\mathbf{E}^H$ を $\bar{\mathbf{E}}^H$ とすると該当する要素の剛性が低下し、負担応力が開放され、全体構造に式 (10) で計算される不平衡力が生じる。

$$\Delta \mathbf{P} = -\mathbf{Q} + \int_{\Omega} \mathbf{B}^T \bar{\mathbf{E}}^H \mathbf{B} \mathbf{u}^0 d\Omega \quad (10)$$

さらに、解放された応力は応力の再配分により構造全体で負担することになるが、剛性低下を考慮した新たな全体剛性マトリクス $\mathbf{K}'$ を用いて次式が成立する。

$$\mathbf{K}' \Delta \mathbf{u}^0 = \Delta \mathbf{P} \quad (11)$$

ここに $\Delta \mathbf{u}^0$ は応力解放することにより生じる変位を表わしている。さらに、式 (10) と式 (11) を等値し、式 (9) を用いて整理すると、

$$\begin{aligned} \mathbf{P} &= -\mathbf{K}' \Delta \mathbf{u}^0 + \int_{\Omega} \mathbf{B}^T \bar{\mathbf{E}}^H \mathbf{B} \mathbf{u}^0 d\Omega \\ &= \mathbf{K}' (\mathbf{u}^0 - \Delta \mathbf{u}^0) \end{aligned} \quad (12)$$

を得る。従って式 (11) より得られた $\Delta \mathbf{u}^0$ から、破壊後の変位 $\mathbf{u}^0 - \Delta \mathbf{u}^0$ が計算され、これを用いて再配分後の新たな平衡状態におけるマクロひずみ分布が計算される。そして新たにそれぞれの要素について単位セル

内の微視的応力計算および破壊判定を行なう。

以上の破壊進展解析は、全体構造が荷重を負担できなくなるまで繰り返され、本手法により、ミクロ及びマクロの破壊進展を同時に表現することができる。

3. 均質化法に基づく ミクロ-マクロ連成破壊進展解析

本章では、緒言で述べた一方向 CFRP の引張試験 (図 1, 2 参照) に前節で示した解析手法を適用し、厚さ比、繊維体積率、試験温度をパラメータとした破壊モード遷移解析を実施する。

3. 1 解析モデルおよび解析条件⁽²⁰⁾ 本解析で用いた微視構造に対するミクロモデルを図 4 に、全体構造に対するマクロモデルを図 5 に示す。ミクロモデルでは、炭素繊維および樹脂からなる単位セルが周期構造 (図 3 参照) を成しているものと仮定し、前報⁽¹⁶⁾ で示した疑似三次元モデルを用いる。また、マクロモデルには、試験片厚さに対し幅が十分に長いことを考慮し、1/4 平面ひずみモデルを用いた。

次に荷重条件としては、マクロモデルの右端に強制変位を負荷する。解析に使用した CFRP の構成材料である炭素繊維、樹脂、および界面の常温における物性値を表 1 に示す。

Fig. 4 Microscopic unit cell and finite analysis model

Number of elements : 2325, Number of nodes : 2496

Fig. 5 Macroscopic analysis model

Table 1 Material properties of unidirectional CFRP

	Young's modulus	Poisson's ratio	Tensile strength	Shear strength
Carbon fiber	231 GPa	0.22	3500 MPa	
Resin	2300 MPa	0.33	75 MPa	128 MPa
Interface	2300 MPa	0.33	75 MPa	80 MPa
Thermal expansion coefficient				
Carbon fiber	-0.7×10^{-6} (L)		5.0×10^{-6} (T)	
Resin	6.0×10^{-5}			
Interface	6.0×10^{-5}			

(L): Longitudinal
(T): Transverse

3. 2 樹脂および界面物性値の温度依存性 温度変化に伴う破壊モード遷移解析を実施する際、温度変化は、式 (5), (6) および (7) に示す熱膨張 (収縮) に伴う変形、ひずみ、応力以外にも、物性の温度依存性等に大きく影響を与えると考えられる。しかしながら、-150 度の低温下での利用できる物性値がほとんどないため、ヤング率、ポアソン比、線膨張係数については温度に依存しないと仮定した。一方、強度については、一方向 CFRP の三点曲げ試験の結果⁽³⁾ から次のように決定している。

三点曲げ試験で得られたせん断強度は図 6 に示すように温度低下に対して線形的に上昇するが、本解析ではこのせん断強度を界面の強度と考え、曲げ試験で得られた強度を各温度における界面のせん断強度とした。また、その他の界面の引張強度や樹脂の強度の温度依存性については、表 1 に示した常温におけるそれらと界面せん断強度との比率が常に一定になるように近似した。

Fig. 6 Variation of strength of resin and interface used in present analysis with respect to testing temperature

4. 解析結果

4. 1 単位セルの破壊進展 次節以降で述べるマクロ構造の破壊進展の様子を明確にするために、本節では、本解析により得られたミクロ・マクロの破壊進展解析結果のうち常温における単位セルの破壊進展について示す。

一方向 CFRP に本手法を適用したところ、繊維と樹脂からなる単位セルでは、大別して図 7 および図 8 の二種類の破壊モードが得られた。図 7、8 は準 3 次元モデルによる単位セルの断面である。これらの図において、式 (8) に基づき破壊した要素は白ぬきの要素として表現し、同時に色の濃淡は、破壊に支配的な応

Fig. 7 Variation of shear stress distribution and shear fracture propagation of unit cell

Fig. 8 Variation of tensile stress distribution and fiber rupture of unit cell

力成分の大きさを示している。図 7 において (a) は破壊直前の面外せん断応力分布で、界面近傍に応力集中を生じ、(b) のように界面のはく離が開始する。その後、(c), (d), ... のように破壊が進展し、最終的には (f) のように樹脂にまで破壊が及び、モデルがせん断力を負担できないような形状となる。

一方、図 8 は破壊直前の引張応力分布で、繊維に高い引張応力が生じている。したがって (b) のように、まず初めに繊維を構成する要素がすべて引張破壊し、さらには樹脂および界面を含む全要素が破壊に至る。

4. 2 繊維体積率および厚さ比に対する破壊モード遷移 次にマクロ構造の破壊進展の様子について、まずはじめに設定温度を常温とし、切り欠き厚さ比 $vT = 0.3$ のモデルに対して繊維体積率 $V_f = 30 \sim 70\%$ として破壊進展解析を実施した結果について示す。

マクロ構造の解析結果では、図 2 に示した引張試験

結果と同様に、引張型 (Type A) と混合型 (Type AB) およびせん断誘起型 (Type B) の三つ破壊モードが得られた。それぞれの最終的な破断に至るまでの破壊進展の様子を図 9(a) ~ (c) に示す。なお、破壊した要素が切り欠き底のみに現われた Type A, AB のその付近、および Type B の最終破断部についてはその部分を拡大して示した。また同図における要素の色分けについて、■は単位セルが図 8 のように繊維破断を生じた

(a) Tensile mode, Type A ($V_f = 30 \%$, $t/T = 0.3$)

(b) Mixed mode, Type AB ($V_f = 44 \%$, $t/T = 0.3$)

(c) Shear mode, Type B ($V_f = 50 \%$, $t/T = 0.3$)

Fig. 9 Fracture appearance of various modes obtained by the present analysis

ものを示し、■は図 7(a) ~ (e) の界面はく離型破壊を、■は図 7(f) の破壊が樹脂にまで至ったものを、■は何も破壊を生じていない要素を示している。

同図において、Type A, AB では切り欠き底において繊維破断型の破壊が破壊起点部として生じ、厚さ方向にこれが進展し最終破断に至る。また、繊維破断の厚さ方向進展の過程で周辺に界面はく離を誘発しながら最終破断に至ったものを Type AB とした。一方、Type B は切り欠き中程において界面はく離型の破壊が破壊起点として生じ、さらには樹脂破壊をとめない、繊維方向にこれが進展する。そして界面及び樹脂の破壊が厚さ方向にも広がり、繊維方向に進展した破壊がモデル端部に至った後、切り欠き底部付近にのびた界面はく離先端部で繊維破断を生じ、最終破断に至る。

次に、切り欠き厚さ $t/T = 0.1 \sim 0.7$ のモデルに対して同様に $V_f = 30 \sim 70 \%$ として解析を行ない、前述の Type A, AB, B の三つの破壊モードに分類した結果を破壊モード図として図 10 に示した。同図では一定の t/T に対して、Type A 型破壊を生じる最大の V_f の点に丸プロットを、同様に Type AB 型に対しては三角プロットを示している。従って、図 10 に示すように、それらの点から得られる近似曲線を境界として破壊モード遷移図を書くことができる。これを図 11 の実験結果と比較すれば、 t/T および V_f の上昇に伴い、破壊モードが Type A から Type AB を経て Type B に遷移しており、実験結果と定性的に一致していることがわかる。次に、本解析結果 (図 10) と実験結果 (図 11) および前報⁽⁵⁾で実施された等価物性を用いた有限要素解析により得られた破壊モード図 (図 12) において破壊モード遷移を生じる際の t/T および V_f の値についての定量的比較を行なう。例えば、 $t/T = 0.5$ のときのかかる遷移が生じる V_f の値について見ると、実験結果では $V_f = 55 \%$ であるのに対し、有限要素解析では 60% 、本解析法では 38% となっている。有限要素解析では、界面の応力集中など微視的な応力の評価ができないために界面はく離が起こり難くなり、より高い値で破壊モード遷移が起こると考えられる⁽⁵⁾。一方、本解析結果では実験よりも小さな値の V_f で破壊モード遷移を生じている。これについては例えば次のような理由が考えられる。すなわち CFRP の構成材料である炭素繊維には、その強度にかなりのばらつきがあることが知られており、界面はく離が切り欠き中程から進行し始めたとしてもその途中で比較的強度の低い繊維があった場合、その繊維が界面はく離先端部の引張応力の集中により破断し、引張型モードの破壊起点となることが十分に考えられる。しかしながら本解析では、各材料

Fig. 10 Fracture mode map at room temperature (23 °C) obtained in the present analysis

Fig. 11 Fracture mode map at room temperature (23 °C) obtained in the tensile test⁶⁾

Fig. 12 Fracture mode map at room temperature (23 °C) obtained in the conventional FEM

の強度のばらつきを考慮していないため、一度界面はく離が起これば試験片端部に至るまで進行する。そのため、実際の実験よりも多くのせん断誘起型モードを呈したと考えられる。一般にCFRPの引張試験における繊維は、多くの場合弾性域で破壊するが、母材である樹脂は通常塑性域を経た後に破壊する。本解析で樹脂および界面を弾性材料として扱っているため、降伏に至るひずみの値も線形的に上昇する。したがって、界面および樹脂が繊維よりも先に破壊するようなせん断誘起型モードにおいては、実際の現象よりもより低

いひずみで界面はく離を生じやすく、実験結果よりも小さい t/T , V_f の値でType Bを呈する破壊モードが発生したと考えられる。以上より、実験結果との定量的誤差を解消するためには、繊維や樹脂および界面強度のばらつきの考慮や、弾塑性体としての界面および樹脂を表現することができる解析手法を構築する必要があると考えられる。

4. 3 試験温度に対する破壊モード遷移 次に、3. 2節で示した界面および樹脂強度の温度依存性を考慮し、試験温度 -150 °C を想定した破壊モード遷移解析を行う。このとき、前節と同様に $t/T = 0.1 \sim 0.7$ 、 $V_f = 30 \sim 70\%$ と変化させ、得られた結果を前述のType A, AB, Bの三つの破壊モードに分類した破壊モード遷移図を図13に示す。

同図に示すように、設定温度が参照温度(室温)より低い場合、せん断型破壊(Type B)が生じ難くなり、より多くの引張型破壊(Type A)を呈する解析結果となった。また同図の結果は、-150 °Cにおける引張試験により得られた破壊モード図(図14参照)と定性的には良く一致している。しかしながら、定量的には

Fig. 13 Fracture mode map at -150 °C obtained in the present analysis

Fig. 14 Fracture mode map at -150 °C obtained in the tensile test

まだ検討の余地があり、前節の考察に加え、ヤング率および線膨張係数などの温度依存性についても考慮する必要があると考えられる。

4. 4 破壊モード遷移に伴う初期破壊荷重の低下
次に、均質化法に基づく一方向 CFRP の破壊進展解析における破壊後の挙動を考察するために、常温時における破壊モード遷移に伴う初期破壊の荷重値の変化について示す。

図 15 に Vf と初期破壊荷重との関係 ($t/T=0.3$ 一定) を実験⁽³⁾および有限要素解析⁽⁵⁾の結果を破壊モードと共に示した。なお参考までに、切り欠き底で破断が生じる際の、複合則より推定される理論的な引張破壊荷重を、同図に実線で表す。

Fig. 15 Variation of initial fracture load obtained in the present analysis with respect to fiber volume fraction, Vf ($t/T=0.3$ const.)

図 15 において、Vf の低いところでは複合則に従い、初期破壊荷重が線形的に上昇するが、破壊モードが引張型からせん断誘起型に遷移するに従い破壊荷重がそれよりも小さくなっている。これは、せん断誘起型破壊モードを呈するような Vf が大きい領域では、切り欠き底で繊維破断が起こる限界荷重よりも、切り欠き中程で界面はく離が生じる荷重値の方が小さいことを意味している。なお、同様の傾向が実験結果および有限要素解析結果にも見られるが、有限要素法結果は微視的な層間のせん断はくりが表現できないために荷重が高めに求められている。一方本解析結果は実験値よりも低くなっているが、この要因としては、せん断はく離が生じたとき、本解析では単位セルにおいて剛性を零に設定しているが、実際は摩擦等の影響で完全には零にはならない、等が考えられる。

なお Vf=40% 以上で、本解析における初期せん断破壊荷重が実験値の通常の FEM と比べて低下してい

るのは、Vf が 60% を越える領域ではユニットセルの大半が繊維となり、ユニットセル上下の樹脂、界面部のメッシュが不適切な形になり等価物性や応力の値の精度が低下するためだと考えられる。

次に、温度変化に対する初期破壊荷重の変化の様子を図 16 に破壊モードと共に示す。図より、試験温度に対して破壊モード遷移に伴う初期破壊荷重値の低下が見られる。同じ引張型の破壊モードでも温度が低い方が破壊荷重の値がやや大きくなっているが、これは Type A, AB の場合、低温になるほど繊維の圧縮熱ひずみが大きくなるためであり、Type B の破壊荷重の低下は界面強度の温度依存性によるものである。

Fig. 16 Variation of initial fracture load obtained in the present analysis with respect to testing temperature ($t/T=0.3$, $V_f=40\%$ const.)

4. 5 様々な破壊モードの荷重-変位曲線の推移
次に、初期破壊後の挙動を示すものとして、それぞれの破壊モードの最終的な破壊に至るまでの荷重-変位曲線について述べる。図 17 に、本解析により得られた常温 (23 °C) における Type A, AB および Type B の荷重-変位曲線を示す。

同図より、Type A, AB においては、切り欠き底部で繊維破断型破壊が生じ、それが厚さ方向に急激に進展するため、荷重は線形的に増加したのち、破壊とともに急激に減少する。一方、Type B では、界面はく離が切り欠き中程で破壊起点として生じ、これが繊維に沿って進行する間、負担荷重が減少するが、これが端部に至った時点で負担荷重の低下が一旦停止する。そして再び、荷重負担が増加し、さらに他の部分で界面はく離を生じるという繰り返しの結果、凹凸のある非線形的な荷重-変位曲線が得られたと考えられる。また、同様の傾向が実験結果 (図 18 参照) にも見られ、前報で実施した通常の有限要素法による破壊進展解析結果 (図 18 参照) では得られなかった非線形挙動が本手法により定性的にシミュレートできることがわかる。

Fig. 17 Various load-displacement curves observed in the present analyses

Fig. 18 Various load-displacement curves observed in tensile tests and finite element analyses

5. 結論

一方向CFRPの引張試験における破壊モード遷移シミュレーションを実施するために、前報において均質化法による破壊進展解析法および解析モデルを提案した⁽¹⁶⁾。本報では、提案した手法を用いて、繊維体積率、切り欠き厚さ比および試験温度をパラメータとした破壊進展解析を実施した。以下に得られた結論を示す。

(1) 均質化法をベースとしたミクロおよびマクロの破壊進展を同時に考慮できる手法を開発した。本手法を一方向CFRPの引張解析に適用した結果、実験と同様に、繊維体積率および厚さ比、試験温度に対する破壊モード遷移が得られた。

(2) 均質化法に基づく破壊進展解析では、繊維破断や界面はく離などの微視的な破壊と巨視的なそれを同時に考慮できるため、初期破壊荷重の低下や破壊後の荷重-変位曲線の非線形性なども忠実に再現できる。

(3) 以上の解析結果は、実験結果と定量的な誤差があるものの定性的には良く一致し、本解析手法の妥当性を示していると考えられる。

(4) 今後の課題としては、a) 実験値との定量的一致を得るために、炭素繊維や界面、樹脂強度のばらつき

の考慮、b) 界面および樹脂の弾塑性を表現できる破壊進展解析手法の開発、c) 3次元の単位セルを用い、繊維破断に際し shear-lag 理論による軸力回復を表すモデルの適用、d) 破壊に際し、要素の剛性をすべてゼロにするのではなく、損傷の方向性を考慮して剛性を変化させる損傷モデルの適用、が考えられる。

6. 参考文献

- (1) Rochardjo, H.S.B., ほか3名, 機論, **61**-583, A (1995), 103-108.
- (2) Rochardjo, H.S.B., ほか3名, 機論, **61**-587, A (1995), 88-92.
- (3) Rochardjo, H.S.B., (1995), 慶應義塾大学学位論文.
- (4) Rochardjo, H.S.B., ほか4名, 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, Vol.B, (1995), 23-24.
- (5) 清水映吾, ほか4名, 機論, **64**-622, A(1998), 1509-1514.
- (6) Xing, J., ほか2名, J. Comp. Mater., **15**, (1981), 443-461.
- (7) 金原勲, ほか2名, 材料, **34**-378, (1985), 26-31.
- (8) 例えば, Fukuda, H. and Chou T. W., J. Comp. Mater., **16**, (1982), 371-385.
- (9) 例えば, 西藪和明, ほか2名, 材料, **47**-6, (1998), 612-617.
- (10) 例えば, Liu, S., ほか2名, J. Comp. Mater., **27**-5, (1993), 436-470.
- (11) 村上澄男, 機論, **51**-467, A (1985), 1651-1659.
- (12) 例えば, 荒井政大, ほか3名, 機論, **64**-627, A (1998), 2686-2693.
- (13) 例えば, 高野直樹, 座古勝, 材料, **46**-1, (1997), 97-102.
- (14) 高野直樹, 座古勝, 材料, **44**-505, (1995), 1231-1237.
- (15) 高野直樹, ほか3名, 機論, **63**-608, A(1997), 808-814.
- (16) 野口裕久, 清水映吾, 機論, **65**-630, A (1999), 225-231.
- (17) 小石正隆, 加部和幸, 機論, **61**-587, A (1995), 15-20.
- (18) 小石正隆, 加部和幸, 機論, **59**-561, A (1993), 171-176.
- (19) 日本複合材料学会編, 複合材料事典, (1989), 日刊工業新聞社.
- (20) 清水映吾, ほか3名, 第47回応用力学連合講演会講演予稿集, (1997), 409-410.