

長繊維強化プラスチックにおける巨視的モード I 負荷を受ける層間き裂の進展経路*

来海博央^{*1}, 田中拓^{*2}
田中啓介^{*3}, 吉田康一^{*4}

Propagation Path of Interlaminar Cracks in Continuous Fiber-Reinforced Plastics under Remote Mode I Loading

Hirohisa KIMACHI^{*5}, Hiroshi TANAKA,
Keisuke TANAKA and Koichi YOSHIDA

^{*5} Nagoya University, Dept. of Mechanical Engineering,
Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya, Aichi, 464-8603 Japan

The propagation path of cracks in continuous fiber-reinforced plastics (FRP) under remote mode I loading was studied. Two FRP models are used in the two-dimensional boundary element analysis: the inhomogeneous FRP model which has a laminated structure composed of matrix and fiber, and the three-layered FRP model in which a thin matrix layer is sandwiched between homogenized FRP plates. The matrix stress intensity factors and the non-singular T -stress, T_m , were calculated for a crack parallel to the fiber direction in a matrix layer of these models. When the residual stress in the matrix layer is negligible, T_m is negative for typical FRP composites. For long cracks, the absolute value of T_m for the inhomogeneous FRP model is larger than that for the three-layered FRP model, and the ratio of these values is independent of fiber properties. A crack is predicted to propagate along the centerline of the matrix layer of FRP composites without the matrix residual stress because of a negative T_m value and the sign of the mode II matrix stress intensity factor. The effects of the residual stress, the height of the cracked matrix layer, and the crack length on the crack propagation path were discussed on the basis of the results of the present analysis.

Key Words: Composite Material, Fracture Mechanics, Crack Propagation, Crack-Path Selection, T -stress, Inhomogeneous FRP Model, Three-Layered FRP Model, Matrix Stress Intensity Factor

1. 緒言

複合材料や接着継手のような不均質材料・構造中にき裂が存在するとき、き裂進展経路によってき裂進展抵抗は異なる。例えば接着継手の場合、き裂が接着層中、基材中、あるいは接着層/基材界面のいずれを進展するかによってき裂進展抵抗が異なるが⁽¹⁾⁽²⁾、実際のき裂は材料の最弱抵抗面を進展するとは限らないため⁽³⁾⁽⁴⁾、き裂進展抵抗を予測するには進展経路の予測が必要となる。これについて Fleck ら⁽⁵⁾は、遠方で巨視的モード I 負荷を与えられた接着層内の十分長いき裂に対して、モード II 応力拡大係数と T -stress をパラメータとするき裂進展経路の選択規準を提案した。ここで T -stress とは、き裂先端近傍におけるき裂平行応力の分布の定数項である。この規準から予測され

るき裂進展経路は実験結果と一致し、経路の違いが破壊靱性にも反映されることが示された⁽⁵⁾⁽⁶⁾。

長繊維強化プラスチック (FRP: Fiber-Reinforced Plastics) においても、マトリックス中と繊維/マトリックス界面のどちらをき裂が進展するかは重要な問題である。この予測にも Fleck ら⁽⁵⁾の規準の適用が考えられるが、長繊維 FRP に対して T -stress を解析した例は見当たらない。特に FRP の場合は繊維の種類、あるいはマトリックス層の厚さなどの材料メゾ構造によって、応力拡大係数だけでなく T -stress も変化すると考えられるが、明確ではない。また、実用上重要な短いき裂の進展経路も検討されていない。

本研究では、長繊維 FRP の不均質モデル⁽⁷⁾⁽⁸⁾を用いて、マトリックスき裂の二次元弾性応力解析を行った。ついで、Fleck ら⁽⁵⁾の規準をもとに、き裂進展経路に及ぼす FRP のメゾ構造の影響、繊維種類の影響、およびき裂長さの影響を検討した。

2. き裂進展経路の選択規準

図 1 は、Fleck ら⁽⁵⁾が提案した脆性接着継手におけるき裂進展経路の選択規準を示す。ここでは、接着

* 原稿受付 1999年11月17日。

^{*1} 准員, 名古屋大学大学院工学研究科 (〒464-8603 名古屋市千種区不老町)。

^{*2} 正員, 名古屋大学難処理人工物研究センター。

^{*3} 正員, 名古屋大学大学院工学研究科。

^{*4} 名古屋大学大学院。

E-mail: h.kimachi@mech.nagoya-u.ac.jp

層/基材界面に平行なき裂が、上下の界面の中心線から上方 e の位置にあり、十分遠方で巨視的モード I 荷荷を受ける場合を考える。ここで巨視的モード I 荷荷とは、接着層のない基材単体が同じ形なき裂を含む場合に、き裂が純モード I 状態となる荷荷を意味する。

き裂先端ごく近傍の接着層中において、き裂延長線上の応力 σ_{mij} の分布は混合モード状態となり、次式で近似される。

$$\begin{pmatrix} \sigma_{mx} \\ \sigma_{my} \\ \tau_{mxy} \end{pmatrix} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \begin{pmatrix} K_{Im} \\ K_{Im} \\ K_{II m} \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} T_m \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix} \dots\dots\dots (1)$$

ここで r はき裂先端からの距離、 K_{Im} と $K_{II m}$ はそれぞれモード I とモード II の応力拡大係数である。 $e=0$ のときは $K_{II m}=0$ であるが、き裂がどちらかの界面に近づくと $K_{II m}$ は零ではない。また、 σ_{mx} の定数項 T_m は T -stress と称される。き裂進展経路は $K_{II m}/e^{**1}$ と T -stress の符号によって、タイプ A~D の四とおりに分けられる。ここで、 $e=0$ のときの $K_{II m}/e$ は、極限をとって $\partial K_{II m}/\partial e$ と考える。

まず、 $K_{II m}/e > 0$ であるタイプ A と B では、 $K_{II m}(e > 0)$ のとき正、 $e < 0$ のとき負の存在によってき裂は中心線に向かって屈曲する。屈曲後のき裂は $K_{II m}=0$ を満たす経路を辿るのが理想であるが、実際には微視組織の不均一などによってこの経路から外れる。この場合、Cotterell と Rice⁽⁹⁾ によれば、 $T_m < 0$ ならばき裂は $K_{II m}=0$ の経路に戻るが、 $T_m > 0$ のときはそのま

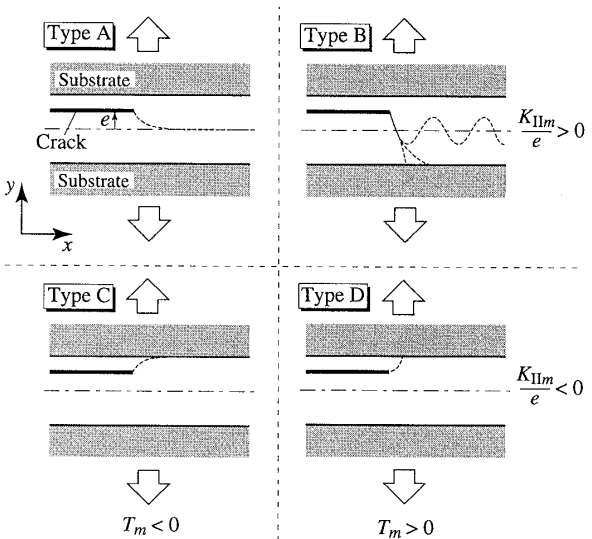


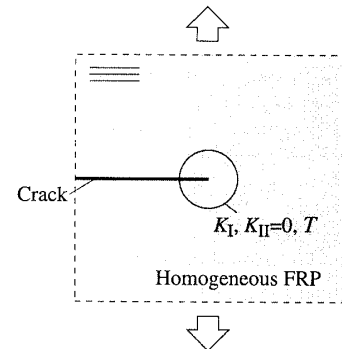
Fig. 1 Crack-path selection in adhesive layer⁽⁵⁾

**1 Fleck らの研究では $\partial K_{II m}/\partial e$ の符号を用いており、ほとんどの場合は $K_{II m}/e$ の符号と同じであるが、特別な接着材と基材の組合せでは $\partial K_{II m}/\partial e$ と $K_{II m}/e$ の符号が異なる位置 e が存在する。この場合を含めた条件は微分形で表すよりも本研究のように $K_{II m}/e$ を用いたほうが正確である。

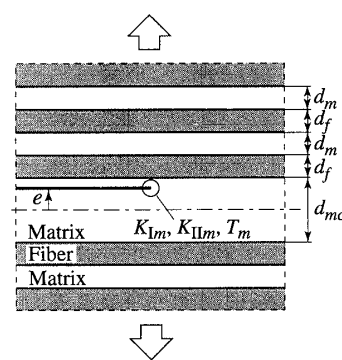
まこの経路から離れる。このため $T_m < 0$ のタイプ A のき裂は、 $K_{II m}=0$ となる接着層の中心線上を安定に進展する。一方、 $T_m > 0$ のタイプ B ではき裂が中心線から離れやすく、 $K_{II m}$ によって中心線に戻る効果と競合して波状の経路をとるか、あるいは前者が勝るときは界面き裂となる。また、 $K_{II m}/e < 0$ のタイプ C と D では、き裂は界面に向かって屈曲するため、その後も界面を進展しやすい。本研究では、以上の規準を 3 章で述べる長繊維 FRP モデルに適用し、FRP のき裂進展経路を検討する。

3. 長繊維 FRP モデル

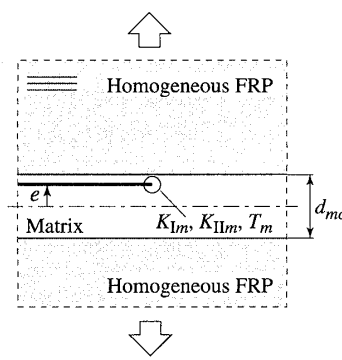
一方向長繊維 FRP の二次元モデルとして図 2 の 3



(a) Homogeneous FRP model



(b) Inhomogeneous FRP model (IFRP model)



(c) CMC model

Fig. 2 FRP models

種類を考える。図2(a)は、FRPを均質直交異方性材料として近似したモデルである。き裂は繊維に平行とする。このモデルにおけるモード I 応力拡大係数 K_I をマクロ応力拡大係数、モード I エネルギー解放率 G_I をマクロエネルギー解放率と称する。両者の間には次の関係が成り立つ⁽¹⁰⁾。

$$G_I = H_I K_I^2 \dots\dots\dots (2)$$

ここで、均質 FRP の弾性コンプライアンスを a_{ij} ($i, j = 1, 2, 6$) とすると、上式の定数 H_I は次式の形となる。

$$H_I = \sqrt{\frac{a_{11}a_{22}}{2} \left[\sqrt{\frac{a_{22}}{a_{11}} + \frac{2a_{12} + a_{66}}{2a_{11}}} \right]^{1/2}} \dots\dots (3)$$

また、均質 FRP モデルでの T -stress をマクロ T -stress と称し、 T で表す。以下では、このモデルで近似したとき純モード I き裂となる問題を考える。

図2(a)の FRP き裂材を、不均質 FRP モデルで表したのが図2(b)である。このモデルは、繊維とマトリックスが交互に重なる層状材料として FRP を近似する。本研究ではマトリックスは等方性材料とし、繊維は等方性材料と直交異方性材料の両者を考える。マトリックス層の一つはき裂を含んでおり、その層の高さを d_{mc} とする。この層の中心線から上方 e にき裂が位置する。また、き裂を含まないマトリックス層の高さを d_m 、繊維層高さを d_f で表し、繊維の体積含有率を次式で定義する。

$$V_f = d_f / (d_f + d_m) \dots\dots\dots (4)$$

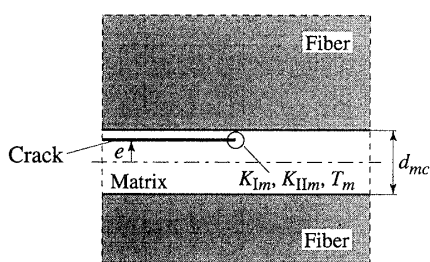


Fig. 3 FMF model

本研究では d_m を $5 \mu\text{m}$ 、 d_f を $7.5 \mu\text{m}$ とし、このとき $V_f = 60\%$ となる。モード I と II の応力拡大係数は $K_{I m}$ と $K_{II m}$ で表し、これらをマトリックス相応力拡大係数と称する。ここで対称性から $e = 0$ のときは $K_{II m} = 0$ である。また、このモデルの T -stress を T_m で表す。

図2(c)は、高さ d_{mc} のマトリックス層を均質 FRP で挟んだ三層構造モデルである。このモデルを以下では CMC モデルと称する。マトリックス相応力拡大係数と T -stress は、不均質 FRP モデルと同様に定義する。

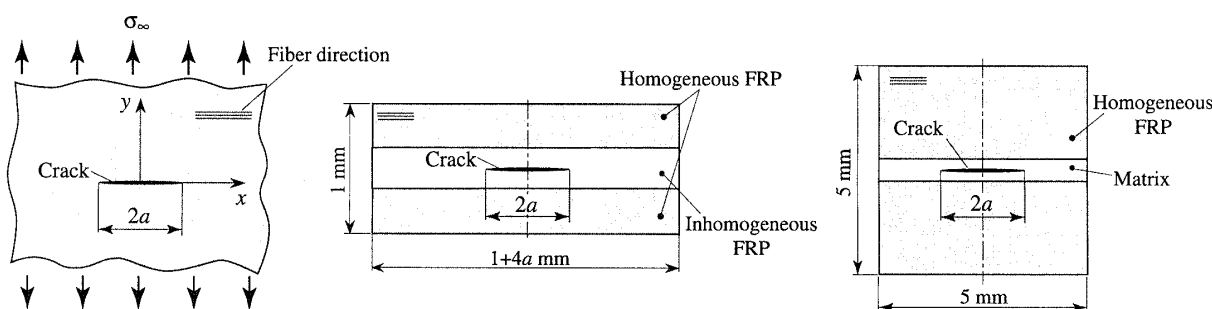
以上のモデルにおいて、均質 FRP の弾性コンプライアンス a_{ij} は、マトリックスと繊維のコンプライアンス a_{mij} と a_{fij} 、および式(4)の繊維含有率 V_f を用いて、一様応力下での複合則(二次元)を満たすように以下の式で定める。

$$\left. \begin{aligned} 1/a_{11} &= V_f/a_{f11} + (1 - V_f)/a_{m11} \\ a_{12}/a_{11} &= V_f a_{f12}/a_{f11} + (1 - V_f) a_{m12}/a_{m11} \\ a_{22} - a_{12}^2/a_{11} &= V_f (a_{f22} - a_{f12}^2/a_{f11}) \\ &\quad + (1 - V_f) (a_{m11} - a_{m12}^2/a_{m11}) \\ a_{66} &= V_f a_{f66} + 2(1 - V_f) (a_{m11} - a_{m12}) \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (5)$$

また、以上の FRP モデルと比較するものとして、図3のように、マトリックス材料を繊維材料で挟んだ三層構造モデルも検討した。以下ではこれを FMF モデルと称する。このモデルでは、き裂を含むマトリックス相と接する材料が不均質 FRP モデルと同じになる。

4. 解析方法

4・1 境界要素解析 図4(a)のように、繊維に平行な長さ $2a$ の内部き裂を有する FRP 板が無遠慮で引張応力 σ_∞ を受けている。均質 FRP モデルに対しては、異方性弾性論による厳密解が得られており、マ



(a) Infinite plate of FRP (b) Area for boundary element analysis of inhomogeneous FRP model (c) Area for boundary element analysis of CMC model

Fig. 4 Infinite FRP plate containing a crack

クロ応力拡大係数とマクロ T -stress は以下で与えられる⁽¹¹⁾.

$$K_I = \sigma_\infty \sqrt{\pi a} \dots\dots\dots (6)$$

$$T = -\sigma_\infty \sqrt{a_{22}/a_{11}} \dots\dots\dots (7)$$

その他のモデルの解析には境界要素法(BEM: Boundary Element Method)を用いた。解析には二次のアイソパラメトリック要素を用い、平面ひずみ状態を仮定した。図4(b)は、不均質FRPモデルの解析に用いたBEMモデルである。無限板からき裂を含む長方形領域を抜き出し、解析領域とした。この領域は、図2(b)のような不均質FRP部分を上下から均質FRPで挟んだ構造とした。き裂は不均質FRP部分の中央のマトリックス層に置いた。き裂位置が $e=0$ の場合、不均質FRP部分のマトリックスは19層、繊維は18層であり、解析では対称性を考慮して解析領域の上半分を1386要素に分割した。また、 $e \neq 0$ のときはマトリックスを9層、繊維を8層とし、解析領域全体を1732要素に分割した。

CMCモデルのBEM解析では、図4(a)のFRP無限板から図4(c)のような高さが5mmの解析領域を抜き出した。き裂を含むマトリックス層高さ d_{mc} は5 μm である。要素数は $e=0$ では490、 $e \neq 0$ では981とした。また、FMFモデルの解析領域と要素数はCMCモデルと同じである。

不均質FRPモデルとCMCモデルの解析の境界条件として、均質FRPモデルに対する引張応力 σ_y 、せん断応力 τ_{xy} 、 x 方向のひずみ ϵ_x の厳密解⁽¹¹⁾ をBEM解析領域の境界となる位置で求め、解析領域の周囲に与えた。また、FMFモデルの解析の境界条件は、無限に大きい繊維単体が同じき裂を含む問題について、同様の応力ひずみの厳密解を求めて、解析領域の周囲に与えた。

なお、BEM解析では残留応力を零としたが、結果

に均一残留応力を加えることによって残留応力効果が取扱える。解析に用いた基本解は既報⁽⁷⁾⁽⁸⁾と同様である。

4.2 材料定数 本研究では5種類のFRPについて解析を行った。これらを複合材料A, B, C, DおよびEと称し、その繊維とマトリックスの弾性係数を表1にまとめた。マトリックスはすべてのFRPに共通で、エポキシ樹脂を想定し等方性材料とした。繊維は複合材料A~Eの順にそれぞれ、中弾性炭素繊維、アルミナ繊維、ガラス繊維、高弾性炭素繊維およびアラミド繊維を想定した。このうち複合材料A, D, Eは直交異方性、BとCは等方性である。上述のように、表1の弾性係数と繊維含有率より、均質FRPの弾性係数は式(5)の複合則で決定した。

4.3 材料メゾ構造とき裂長さ まず、 $e=0$ のき裂に対してき裂長さの影響を検討した。検討は複合材料Aのみを対象とし、CMCモデルとFMFモデルではき裂長さ a/d_{mc} を0.01~1000、不均質FRPモデルでは0.01~200の範囲で変化させた。不均質FRPモデルの d_{mc}/d_m は0.1と1.0である。以下で述べる他の解析では、特に断らない限りき裂長さを $a/d_{mc}=200$ とした。

続いて不均質FRPモデルを用いてき裂を含むマトリックス層高さの影響を検討した。き裂位置は $e=0$ である。 d_{mc}/d_m は複合材料AとBでは0.1~15、C~Eでは0.1~8.5の範囲で変化させた。 d_{mc}/d_m が小さい場合は繊維密集部分に発生したき裂、 d_{mc}/d_m が大きい場合は層間の樹脂過多層に発生したき裂に相当する。

さらに、き裂位置 e の影響についても検討した。CMCとFMFモデルの場合は、き裂位置を $2e/d_{mc} = -0.95 \sim 0.95$ の範囲で変化させた。一方、不均質FRP

Table 1 Mechanical properties of fibers and matrix

Material	Composite				
	A	B	C	D	E
Fiber	Carbon Orthotropic	Alumina Isotropic	Glass Isotropic	Graphite Orthotropic	Aramid Orthotropic
E_{f1} (GPa)	295	295	84	500	130
E_{f2} (GPa)	17.5			10.3	7.7
G_{f12} (GPa)	15			8.8	6.6
ν_{f12}	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3
ν_{f23}	0.5			0.5	0.5
Matrix	Epoxy (Isotropic)				
E_m (GPa)	3.5				
ν_m	0.35				

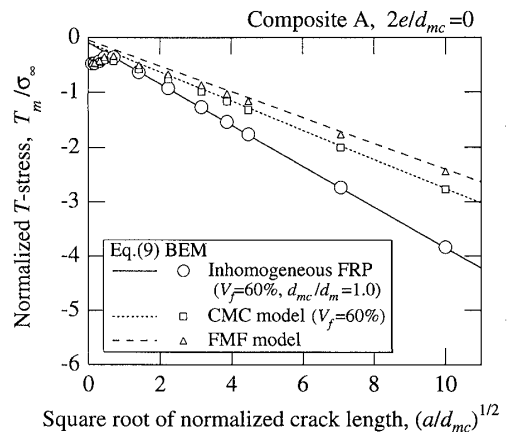


Fig. 5 Change in T -stress with crack length

モデル ($d_{mc}/d_m=0.1\sim 8.5$) のき裂位置は $2e/d_{mc}=-0.90\sim 0.90$ の範囲である。なお、複合材料 A の不均質 FRP モデル ($d_{mc}/d_m=1.0$) では、き裂が短い $a/d_{mc}=0.5$ についても $e\neq 0$ の解析を行った。

5. 解析結果および考察

5.1 T-stress

5.1.1 き裂長さ依存性 図5は、複合材料 A の $e=0$ のき裂における、T-stress のき裂長さ依存性を示している。縦軸の T-stress は無限遠応力 σ_∞ で無次元化した。横軸には無次元化き裂長さ a/d_{mc} の平方根をとった。不均質 FRP モデルは $d_{mc}/d_m=1.0$ の結果である。この条件ではいずれのモデルも、すべてのき裂長さで T-stress の値が負である。

$a/d_{mc}\rightarrow 0$ における T-stress の値は以下のように決まっている。不均質 FRP モデルと CMC モデルの場合、き裂から十分離れたマトリックス層は $\sigma_{mx}=\sigma_\infty(a_{12}-a_{m12})/a_{m11}$, $\sigma_{my}=\sigma_\infty$ の二軸応力状態にある。 $a/d_{mc}\rightarrow 0$ における T-stress は、長さ $2a$ のき裂を含むマトリックス材料単体が、無限遠でこの二軸応力受けるときの値に等しく、次式で与えられる。

$$T_{m(a=0)} = \{-1 + (a_{12} - a_{m12})/a_{m11}\} \sigma_\infty \dots\dots\dots (8)$$

図5の計算条件では、上式の値は $-0.472\sigma_\infty$ となる。FMF モデルの場合は、上式中の均質 FRP の弾性コンプライアンス a_{12} を繊維のコンプライアンス a_{f12} で置き換えた値となるが、実際には $-0.468\sigma_\infty$ であり、他の二つのモデルとほとんど変わらない。

き裂が若干成長すると T-stress は一時的に上昇している。このとき、不均質 FRP モデルの値は CMC モデルよりも FMF モデルのほうに近い。さらにき裂が長くなると T-stress 値は下降に転じ、図中の直線に漸近していく。本研究では漸近直線を無次元係数

α_1 を用いて次式で表す。

$$T_m = \alpha_1 \sqrt{\frac{H_1}{a_{m11}}} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi d_{mc}}} + T_{m0} \dots\dots\dots (9)$$

ここで K_I は式(6)のマクロ応力拡大係数である。不均質 FRP モデルと CMC モデルの場合、 H_1 は式(3)の値である。また、 T_{m0} は均質 FRP モデルのマクロ T-stress を用いて次式で与えられる⁽⁵⁾。

$$T_{m0} = T a_{11}/a_{m11} = -\sigma_\infty \sqrt{a_{11} a_{22}}/a_{m11} \dots\dots\dots (10)$$

FMF モデルの H_1 と T_{m0} は、式(3)と式(10)の a_{ij} を a_{fij} で置き換えた値となる。Fleck ら⁽⁵⁾は、接着層中の半無限き裂について、T-stress を式(9)と同様の形で表したが、図5より不均質 FRP モデルでも同じ式が成立することがわかる。また、 $d_{mc}/d_m=0.1$ でも同様の結果が得られた。式(9)の成立範囲はおおむね $a/d_{mc}\geq 50$ であった。以下では、 T_{m0} の値およびき裂が十分長い $a/d_{mc}=200$ での T_m 値から、式(9)を用いて α_1 を決定した。 α_1 は各相の弾性係数、FRP の材料メゾ構造、およびき裂位置 e によって決まる。図5にも見られるように T_{m0} は通常小さいため、式(9)の T_m は第1項の寄与がほとんどであり、ほぼ α_1 の値に支配されている。

図5から、十分に長いき裂の T-stress 値は明らかにモデルに依存する。著者らは別報⁽¹²⁾において、き裂が十分に長い場合、不均質 FRP モデルと CMC モデルのマトリックス相応力拡大係数が一致することを示したが、T-stress は両モデルで異なることがわかる。

5.1.2 マトリックス層高さの影響 複合材料 A の $e=0$ のき裂について、 α_1 値と無次元化マトリックス層高さ d_{mc}/d_m との関係を図6に示す。ただし、十分に長いき裂 $a/d_{mc}=200$ の結果である。不均質 FRP の α_1 は d_{mc}/d_m によらず負の値となる。 d_{mc}/d_m の増

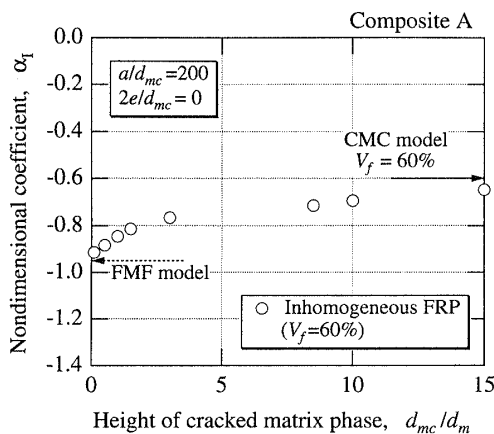


Fig. 6 Change in α_1 value with height of cracked matrix phase

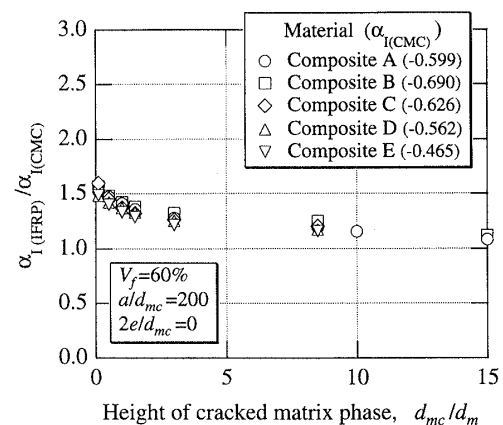


Fig. 7 Ratio of α_1 value plotted against height of cracked matrix phase

加とともに α_1 の絶対値は低下し、CMC モデルの値に漸近していくことがわかる。この理由は、き裂を含むマトリックス層高さ d_{mc} に比べて他層の高さ d_m と d_f が非常に小さくなり、これらの層の個々よりも平均的な変形特性がき裂先端応力場に影響するためと考えられる。逆に d_{mc}/d_m が零に近づくと、き裂を含む層に接している繊維の特性が強く影響するため、不均質 FRP の α_1 値は FMF モデルの値に近づく。以上の傾向は複合材料 A~E のすべてに共通であった。

不均質 FRP と CMC モデルの α_1 値の比をとり、 d_{mc}/d_m に対してプロットしたのが図 7 である。ここで CMC モデルの α_1 値は図中に記した。 α_1 の比と d_{mc}/d_m の関係は繊維の違いによらずほぼ同一である。この関係を利用すれば、種々の繊維を用いた長繊維 FRP の α_1 値と d_{mc}/d_m の関係を、不均質 FRP モデルよりも計算時間や計算機容量の点で優れる CMC モデルの計算結果から予測することができる。

5・2 モード II 応力拡大係数とき裂位置の関係

図 8 は、き裂位置 $2e/d_{mc}$ に対するモード II マトリ

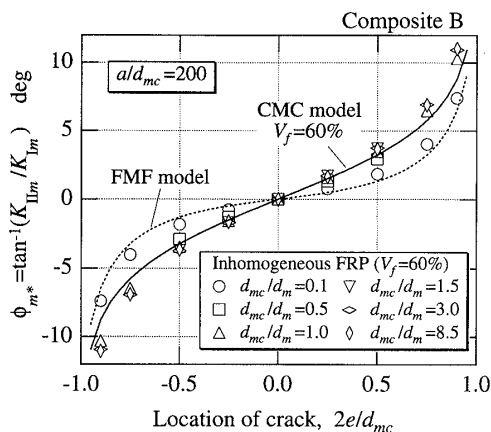


Fig. 8 Change in phase angle of mode mixity with location of crack (Composite B)

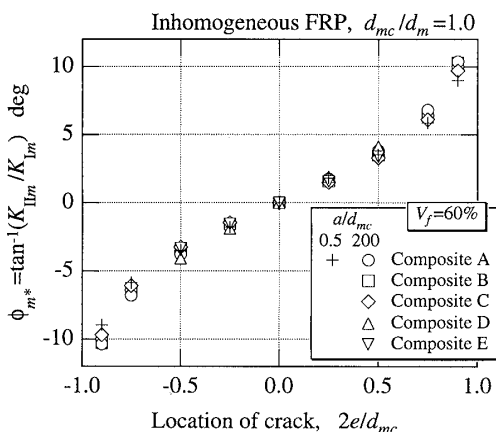


Fig. 9 Change in phase angle of mode mixity with location of crack (Inhomogeneous FRP model)

ックス相応力拡大係数 $K_{II m}$ の変化である。縦軸にはモード比パラメータ $\phi_{m^*} = \tan^{-1}(K_{II m}/K_{I m})$ をとった。ここでは例として、複合材料 B の十分長いき裂の結果を示した。不均質 FRP の場合、どの d_{mc}/d_m においても $K_{II m}/e$ は正の値となることから、き裂の進展経路は図 1 のタイプ A に分類されることがわかる。また、CMC モデルと FMF モデルの結果も $K_{II m}/e > 0$ であり、き裂進展経路がタイプ A となる。詳細に見ると、不均質 FRP の ϕ_{m^*} 値は d_{mc}/d_m が小さいときは FMF モデルに近づき、逆に d_{mc}/d_m が大きい場合は CMC モデルに近くなる。この傾向は図 6 で示した α_1 値の変化とほぼ同様である。

図 9 は、 $d_{mc}/d_m = 1.0$ の不均質 FRP で得られた ϕ_{m^*} と $2e/d_{mc}$ の関係である。複合材料 A~E の $a/d_{mc} = 200$ 、および複合材料 A の $a/d_{mc} = 0.5$ の結果を示した。図 9 から、 ϕ_{m^*} と $2e/d_{mc}$ の関係は繊維の種類やき裂長さにはほとんど影響されないことがわかる。したがって、残留応力がない場合、マトリックス層高さ(図 8)、繊維の種類、およびき裂長さのいずれを変えても、不均質 FRP のき裂進展経路は図 1 のタイプ A となる。つまりき裂はマトリックス中を進むことになり、マトリックス材料のき裂進展抵抗が強く反映されると予想される。

5・3 き裂進展経路に及ぼす残留応力の影響

マトリックス層にき裂平行方向の残留応力 σ_R が存在する場合、 T -stress の値は本研究の BEM 解析結果に σ_R を加えたものとなる。特に、十分長いき裂の場合の式(9)は次のように書き換えられる。

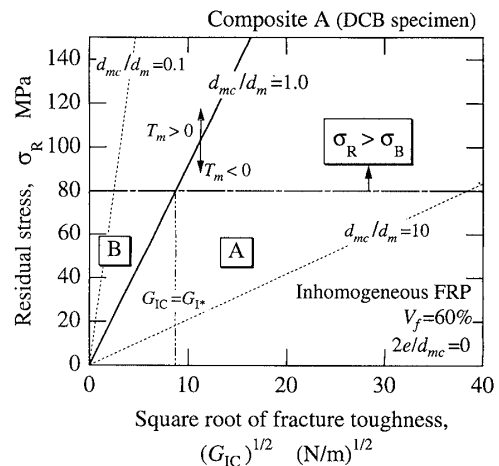


Fig. 10 Effects of residual stress and fracture toughness on crack-path selection (Composite A)

$$T_m = \alpha_1 \sqrt{\frac{H_I}{a_{m11}}} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi d_{mc}}} + T_{m0} + \sigma_R$$

$$= \frac{\alpha_1}{\sqrt{a_{m11}}} \frac{\sqrt{G_I}}{\sqrt{2\pi d_{mc}}} + T_{m0} + \sigma_R \dots\dots\dots (11)$$

上の第1式から第2式の変形には式(2)を用いた。 G_I はマクロエネルギー解放率のモード I 成分である。式(11)で、この G_I が破壊靱性値 G_{Ic} に達したときに十分長いき裂が進展すると考えられる。このときの T -stress の符号は σ_R と G_{Ic} の値に依存することになる。

BEM 解析で得た α_1 値と式(11)より、 $T_m=0$ となる σ_R と G_{Ic} の関係が得られる。図10の実線は、複合材料 A の不均質 FRP モデル ($e=0, d_{mc}/d_m=1.0$) の α_1 値から求めた同関係である。横軸には G_{Ic} の平方根をとった。ここでは FRP の破壊靱性試験によく用いられる双片持はり (DCB: Double Cantilever Beam) 試験片 (高さ 3 mm, き裂長さ 40 mm) を想定し、このとき $T_{m0}=0.388\sqrt{G_I}$ であった。 $d_{mc}/d_m=1.0$ の場合、実線より下方では $T_m < 0$, 上方では $T_m > 0$ となる。5・2 節で示した $K_{II}/e > 0$ を考慮すれば、実線より下方ではタイプ A, 上方ではタイプ B のき裂進展経路となる。まず、残留応力が圧縮の場合は、 G_{Ic} 値によらずタイプ A のき裂進展経路となることがわかる。さらに、引張残留応力がマトリックス材料の引張強さ σ_B を越えないとすれば、図中に一点鎖線で示した $\sigma_R = \sigma_B$ の線より上側の状態は存在しないことになる。ここでは種々のプラスチック材料の引張強度を参考に σ_B を 80 MPa とした。この結果、 $T_m=0$ と $\sigma_R = \sigma_B$ の 2 直線の交点での G_{Ic} 値を G_{I^*} とすると、 $G_{Ic} > G_{I^*}$ の場合には残留応力によらずタイプ A のき裂進展経路が選ばれることになる。一方、 $G_{Ic} < G_{I^*}$ のときは引張

残留応力の大きさによって、タイプ A と B に分かれる。

図10には、 $d_{mc}/d_m=0.1$ と 10 に対する $T_m=0$ の線も示した。 d_{mc}/d_m が小さいときは交点が左方に移動して G_{I^*} の値が非常に小さくなる。通常の長繊維 FRP の G_{Ic} が 50 N/m 以上であることから、静荷重によるき裂進展経路はタイプ A といえる。逆に d_{mc}/d_m が大きいと G_{I^*} が大きくなり、引張残留応力によってき裂進展経路がタイプ B になりやすい。

実際には、マトリックス層高さによって破壊靱性値が変化すると考えられる。Singh⁽¹³⁾ は、同一の炭素繊維とエポキシ樹脂から層間マトリックス層高さを変えた 3 種類の積層板を作製し、層間破壊靱性値を DCB 試験で測定した。繊維含有率と繊維径から $d_m=5\mu\text{m}$ と見積もると、 $d_{mc}/d_m=1.0, 10$ および 45 に対してそれぞれ $G_{Ic}=213, 310$ および 369 N/m が得られている。これらの値と式(11)を用いて、き裂進展時の T -stress を求めたのが図11である。ただし、 α_1 は複合材料 A の値とし、 $d_{mc}/d_m=1.0$ と 10 では不均質 FRP モデル、 $d_{mc}/d_m=45$ では CMC モデルの結果を用いた。 $d_{mc}/d_m=1.0$ では残留応力 σ_R の値によらず $T_m < 0$ となり、タイプ A のき裂進展経路であるが、 $d_{mc}/d_m=10$ では約 39 MPa 以上、 $d_{mc}/d_m=45$ では約 14 MPa 以上の引張残留応力がかかると、 $T_m > 0$ のタイプ B の経路となることがわかる。

$a/d_{mc} < 50$ の比較的短い内部き裂の場合は式(9)および式(11)が成立せず、破壊時の T -stress は次式で求める必要がある。

$$T_m = \sigma_f (T_m/\sigma_{\infty})_{\text{BEM}} + \sigma_R \dots\dots\dots (12)$$

ここで σ_f は内部き裂を含む FRP の破壊応力、 $(T_m/\sigma_{\infty})_{\text{BEM}}$ は $\sigma_R=0$ の BEM 解析で得られた T -

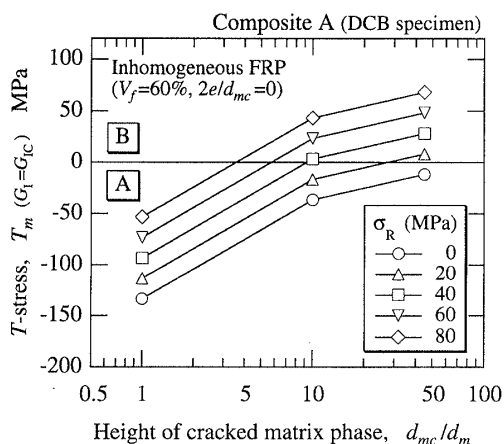


Fig. 11 Value of T -stress during propagation of long cracks (Composite A)

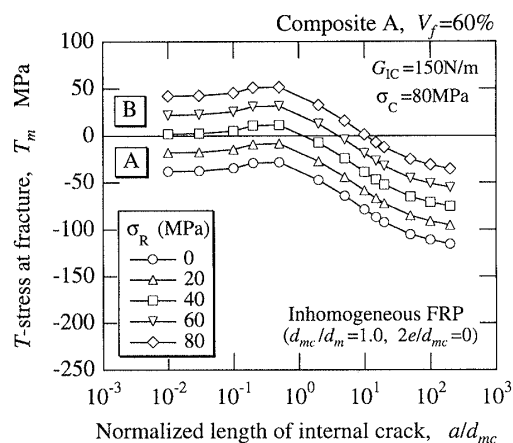


Fig. 12 Effect of crack length on value of T -stress at fracture (Composite A)

stress を無限遠応力で除した値である。ここでは破壊応力 σ_f を平均応力モデル⁽¹⁴⁾ で評価し、破壊時の T -stress を求めた。平均応力モデルによると、長さ $2a$ の内部き裂を含む均質 FRP 板の破壊応力は次式で表される。

$$\sigma_f = \sigma_c \sqrt{l/(l+2a)} \dots \dots \dots (13)$$

ここで σ_c は、均質 FRP の無欠陥材の破壊応力である。また、 l は材料固有の特性長さであり、 σ_c と十分長いき裂の破壊靱性値 G_{Ic} を用いて以下で表される。

$$l = \frac{2G_{Ic}}{\pi H_1 \sigma_c^2} \dots \dots \dots (14)$$

$\sigma_c = 80$ MPa, $G_{Ic} = 150$ N/m として、図 5 の不均質 FRP の計算結果に式(12)を適用し、 T -stress を求めたのが図 12 である。十分長いき裂では残留応力によらず $T_m < 0$ のタイプ A のき裂進展経路となるが、き裂が短く引張残留応力の場合にはタイプ B の不安定な進展経路になり得る。特に $a/d_{mc} = 0.2 \sim 0.5$ 付近で最も進展経路が不安定になりやすいことがわかる。

6. 結 言

本研究では、巨視的にモード I 負荷を受ける長繊維 FRP がマトリックスき裂を含む場合に対して、不均質 FRP モデル、マトリックス層を均質 FRP で挟んだ CMC モデル、およびマトリックス層を繊維で挟んだ FMF モデルを用いて二次元弾性解析を行い、き裂進展経路に及ぼす FRP の繊維種類の影響、き裂を含むマトリックス層高さの影響、およびき裂長さの影響を検討した。主な結果を以下にまとめる。

(1) 残留応力がない場合、3種類の FRP モデルで得られた T -stress, T_m , の符号はき裂長さに依存せず、本研究で採り上げたすべての FRP で負の値となった。 T_m の絶対値はき裂長さとともに大きくなり、十分に長いき裂では次式で表すことができた。

$$T_m = \alpha_1 \sqrt{\frac{H_1}{a_{m11}}} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi d_{mc}}} + T_{m0}$$

ここで K_I は均質 FRP のモード I マクロ応力拡大係数、 d_{mc} はき裂を含むマトリックス層の高さ、 H_1 , a_{m11} は弾性定数である。また、 T_{m0} は弾性係数とき裂材の形状に依存するが、通常は第 1 項に比べて非常に小さい。係数 α_1 は数値計算によって決定される。

(2) き裂を含むマトリックス層高さ d_{mc} とその他のマトリックス層高さ d_m の比を変化させた場合、 α_1 は常に負の値であり、 d_{mc}/d_m が小さいときほど α_1

の絶対値は増加した。不均質 FRP モデルの α_1 の絶対値は CMC モデルの値よりも大きい、 d_{mc}/d_m の増加とともに CMC モデルの値に漸近した。両モデルの α_1 値の比は繊維の種類にほとんど影響されず、ほぼ d_{mc}/d_m だけに依存した。

(3) き裂が繊維/マトリックス界面に近づいたときに生じるモード II マトリックス相応力拡大係数 $K_{II m}$ は、繊維の種類、 d_{mc}/d_m , ないしはき裂長さによらず、上側の界面に近づいたとき正の値、下側の界面に近づいたとき負の値となった。この結果と(2)の結果を合わせ、Fleck らが提案したき裂進展経路の選択規準を適用すると、残留応力がない場合のマトリックスき裂は、上下の界面の中心線上を安定に進むと予測された。

(4) き裂に平行な残留応力が圧縮の場合、き裂は中心線上を安定に進むが、引張残留応力が大きくなる時き裂が中心線から離れて不安定な経路をとり得る。十分長いき裂の場合、 d_{mc}/d_m が大きい場合に経路が不安定になりやすい。また、同じ残留応力のもとでも、長いき裂より比較的短いき裂のほうが不安定な経路を示しやすい傾向にあった。

文 献

- (1) Dalglish, B. J., Lu, M. C. and Evans, A. G., *Acta. Met.*, **36-8** (1988), 2029-2035.
- (2) Akisanya, A. R. and Fleck, N. A., *Int. J. Fract.*, **58** (1992), 93-114.
- (3) Wang, J.-S. and Suo, Z., *Acta. Meta. Mater.*, **38-7** (1990), 1279-1290.
- (4) Cao, H. C. and Evans, A. G., *Mech. Mater.*, **7**(1989), 295-304.
- (5) Fleck, N. A., Hutchinson, J. W. and Suo, Z., *Int. J. Solids Struct.*, **27-13** (1991), 1683-1703.
- (6) Daghyani, H. R., Ye, L. and Mai, Y. -W., *J. Mater. Sci.*, **31** (1996), 2523-2529.
- (7) 田中啓介・田中拓・来海博央, 機論, **63-613**, A (1997), 1894-1901.
- (8) 田中啓介・田中拓・来海博央, 機論, **63-613**, A (1997), 1902-1909.
- (9) Cotterell, B. and Rice, J. R., *Int. J. Fract.*, **16-2** (1980), 155-169.
- (10) Sih, G. C., Paris, P. C. and Irwin, G. R., *Int. J. Fract. Mech.*, **1**(1965), 189-203.
- (11) Lekhnitskii, S. G., "Anisotropic Plates", (1968), Gordon and Breach Science Publishers.
- (12) 田中啓介・田中拓・来海博央・吉田康一, 第 28 回 FRP シンポジウム講演論文集, (1999-3), 191-192.
- (13) Singh, S. and Partridge, I. K., *Comp. Sci. Tech.*, **55** (1995), 319-327.
- (14) 田中拓・田中啓介・秋庭義明・北條正樹, 材料, **40-452** (1991), 540-546.