

繊維強化セラミックスの界面破壊過程

Interface Fracture Process in Fiber-Reinforced Ceramics

香川 豊*
Yutaka KAGAWA

繊維強化セラミックスの破壊過程でマトリックス中のクラックと繊維-マトリックス界面の相互作用は繊維の力学特性を発揮させる上で重要である。ここでは、界面の剝離や滑り現象の生じ方について著者の最近の結果をもとに説明する。

1. ま え が き

連続繊維強化セラミックス破壊過程は界面の力学的特性に強く依存することが知られている¹⁾。しかし、界面特性の具体的な特性を求めて、その値をもとに界面でどのような破壊がいつ生じるのか、また、それら複合材料の特性にどのように影響するのかを詳しく調べた研究はいままでに十分に行われていない。

また、現在連続繊維強化セラミックスの力学特性に関して多くのモデルと定量的な解析が行われているものの基礎となる破壊過程のモデル化には実験的な事実によらず理想的な場合を正しいものとして仮定している議論が多い。

ここでは、著者らの最近の結果をもとに界面の破壊現象はどのようにして生じ、界面破壊現象を定量的に取り扱う手法について解説する。なお、界面力学特性の測定方法については別の解説²⁾に記すことにする。

2. 界面力学特性の分類

界面の力学的特性には図1に示した二種類に大別される³⁾。すなわち、(i)界面引っ張り特性 (Interface Tensile Property)、(ii)界面せん断特性 (Interface Shear Property) である。前者の界面引張特性は繊維軸に垂直な方向の引張特性などに直接影響するばかりではなく、マトリックス中に存在するクラックの近傍の界面では引張応力が働き界面剝離現象を支配することもある。これに対して後者の界面せん断特性は種々の複合材料の特性解析に用いられている。しかし、その物理量の決定の方法等はいまだに多くの問題点を残している。問題点については別の解説²⁾に記したので参考にしていただきたい。

3. 界面の破壊過程 (クラックと界面の相互作用)

界面を含む材料のクラック先端で界面剝離の過程は Cook-Gordon の機構として古くから知られていた⁴⁾。この概念は多くの論文で“そのような過程が生じるはずである”という仮定のもとに引用され続けてきた。しかし、Cook-Gordon の機構ではクラック先端での界面の引張破壊とせん断破壊を明確に分離していないなどの問題点があった。

最近 Goto と Kagawa⁵⁾ は図2のように繊維とマトリックスからなる二次元複合材料でマトリックス中に長さ $2a$ の欠陥を含む場合の応力分布に関して有限要素法解析を行い、マトリックス中の欠陥からクラックが進展する場合の界面剝離現象について考察を行った。計算結果の一例を図3に示す。

解析結果によるとマトリックス中のクラック先端での界面に沿っての繊維軸に垂直およびせん断応力分布は図4に示したようになり、クラックが界面に到達する前の界面剝離の条件は臨界面引張応力と臨界面せん断剝離応力の比で整理できることが明らかになっている。

さらに、解析結果から図5に示すように界面剝離の現

(A) Tensile Properties (B) Shear Properties

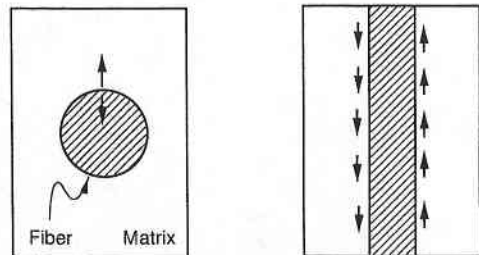


図1 界面力学特性の大分類

*東京大学生産技術研究所 付属先端素材開発研究センター

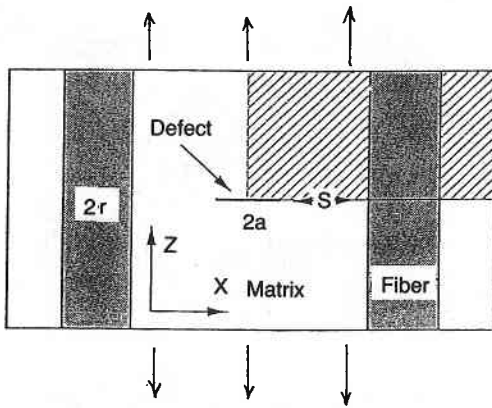


図2 連続繊維セラミックス中の応力分布を解析するための有限要素法モデル (2a:マトリックス中の欠陥の寸法, S:欠陥先端から繊維までの距離, R_f:繊維半径). 斜線部分は解析に用いた部分.

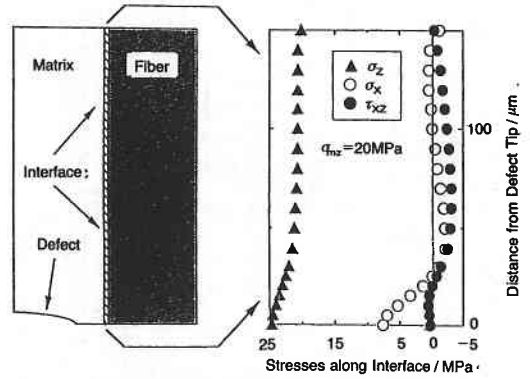


図4 欠陥近傍の応力分布 (σ_z , σ_x , τ_{xz} はそれぞれ図3に定義した応力成分, σ_{mz}^{∞} は複合材料に加えた応力)

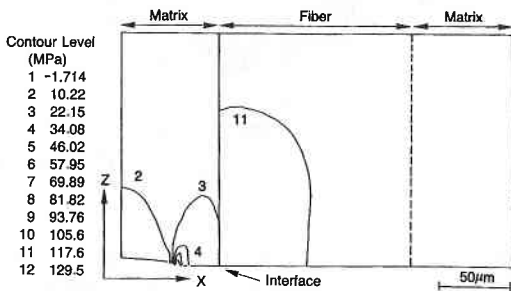
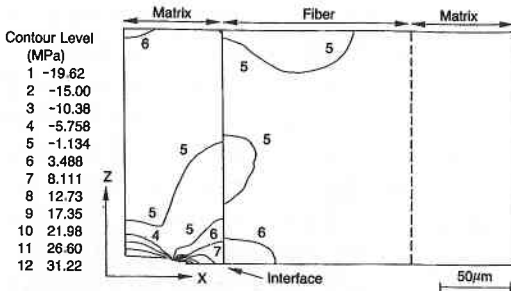
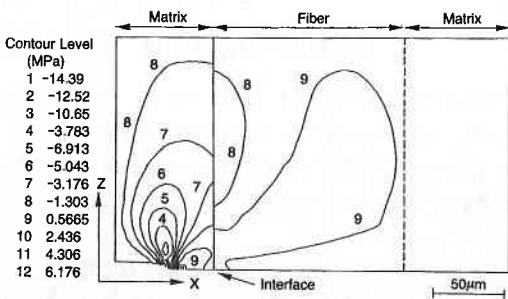


図3(a) 有限要素法解析により得られた複合材料中の応力分布 (Z軸方向の引っ張り応力)



(b) (X軸方向の引っ張り応力)



(c) (せん断応力)

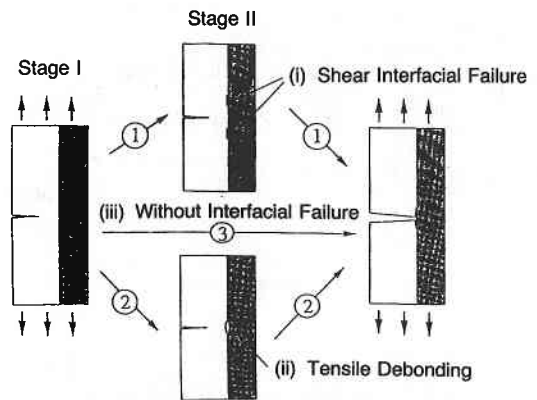


図5 繊維強化セラミックスの界面破壊過程モデル

象を3つに異なる過程にモデル化した。図5で(1)の過程はクラックが繊維に到達する前にクラック前方の界面でのせん断応力が界面せん断剥離応力の臨界値(破壊を生じるせん断応力)を越えるためにクラック面に対して対称の位置にせん断剥離が生じる。(2)の過程はクラックが到達する前にクラック前方での引っ張り破壊応力が界面引っ張り応力の臨界値を越えるためクラック前方の引っ張り応力が最大のところで界面の引っ張り破壊を生じる。この条件は Cook-Gordon の機構と同様なものである。(3)の場合は界面がまったく剥離せずに界面に到達する場合である。

(3)の場合のように界面の剥離をまったく生ぜずにクラックが界面に到達した後にクラックの振る舞いはマトリックス中のクラックが繊維の破断を伴いながら進展する条件と界面に沿ってクラックが進展するいわゆる界面でのクラックディフレクト (Crack Deflection) する条件から求められる。図6は一本の繊維を含む円筒状のマトリックス複合材料で、マトリックスが破断した後に界面が剥離する条件は Sekine と Kagawa^{(6),(7)}によると

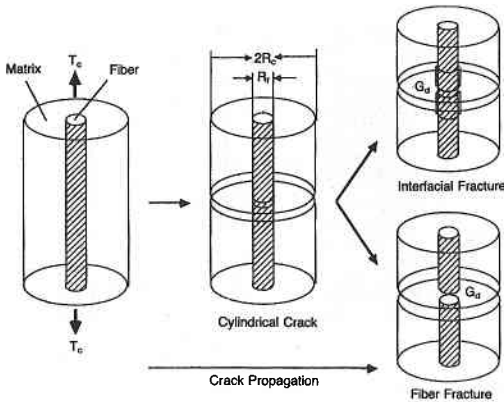


図6 マトリックス破断後の界面剝離と繊維破断現象

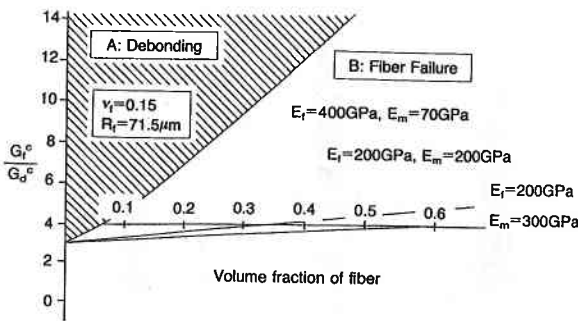


図7 界面に到達したマトリックス中のクラックが界面で剝離するための G_c^i/G_i^c (斜線部は剝離の条件の一例で $E_f=400\text{GPa}$, $E_m=70\text{GPa}$ の場合), G_c^i は繊維の臨界ひずみエネルギー解放率.

$$G_c^i = \frac{\xi E_m}{4\pi(E_f + \xi E_m) \{Y(\alpha)\}^2 \xi (1 - \nu_f^2)} G_i^c$$

で与えられる。ここで、 G_c^i は界面の破壊靱性（臨界せん断ひずみエネルギー開放率）、 E_f 、 E_m は繊維およびマトリックスのヤング率、 ν_f は繊維のポアソン比、 $Y(\alpha)$ は繊維の体積率に依存する定数で $\alpha = R_f/R_c = \sqrt{f}$ とすると

$$Y(\alpha) = \frac{1}{2} \alpha^{1/2} \left(1 + \frac{1}{2} \alpha + \frac{3}{8} \alpha^2 - 0.363 \alpha^3 + 0.731 \alpha^4 \right)$$

となる。ここで、 R_f 、 R_c はそれぞれ繊維、複合材料の半径、 f は繊維体積率である。なお、

$$\xi = 1/\alpha - 1$$

で与えられる。

図7は Sekine と Kagawa の解析結果を G_c^i/G_i^c の比で整理したものである。斜傾部分はクラックが界面に到達した後に繊維中に入らずに、界面でクラックがディフレクトする場合の例を示している。この図から理解されるようにマトリックス中を進んできたクラックが事前に界

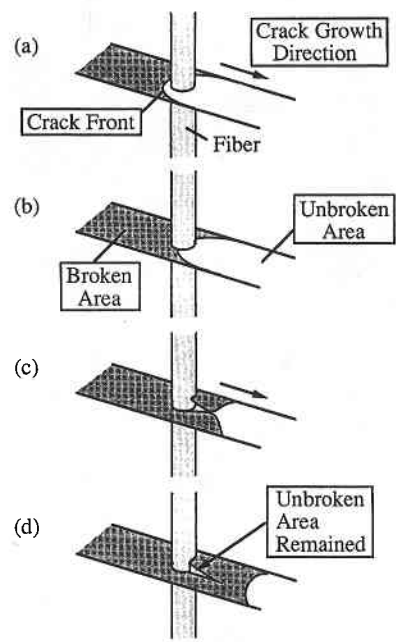


図8 繊維強化セラミックスで観察されるマトリックス中のクラックの進展挙動（界面での結合は滑りのみと仮定）

面剝離をまったく生じずに繊維に到達する場合、そのクラックが界面に沿って進むためには G_c^i/G_i^c を最適化すればよいことになる。

以上の解析では主に二次元問題を取り扱っているが実際のクラックの進展挙動は最も単純な一本の繊維を含む複合材料の場合でも図8に示したように単純ではない^{7),8)}。この場合マトリックス中のクラックは繊維に近づくると湾曲し、三次元ではクラック先端と繊維の距離などは場所により異なることになる。したがって、繊維とマトリックス間の弾性率の差によるクラックボウイング (Crack Bowing) やクラックディフレクション (Crack Deflection) の影響を考慮してクラックの三次元的な形状を議論しなければならない。このような三次元的な取り扱い方はモデルの確立と解析手法の確立が今後の課題である。

3. 界面力学特性の制御

現在までの研究によるとガラスやセラミックスをはじめとする脆性マトリックス複合材料では G_c^i は $0.01 \sim 2\text{J/m}^2$ 程度で、界面での剝離が容易に生じ、その後の滑りが応力伝達機構を制御することが好ましいと考えられている。

したがって、実際の材料で界面せん断力学特性を制御することは、主に剝離を容易にすることに重点が置かれている。最も研究例の多い繊維強化セラミックスの場合

界面せん断剥離応力の制御にはコーティング材料あるいは反応層とそれらの厚さを変化させることが一般に行われている。界面せん断滑り応力の発生は剥離後の凹凸のある界面の形成と繊維半径方向の残留熱応力が複雑に関与しており、これらの特性を制御することによりせん断滑り応力を意図的に変化させることが可能である。

現状では、界面力学特性の制御には耐酸化性のある材料の繊維表面へのコーティングが候補として挙げられている。しかし、好ましい耐酸化コーティング材料が得られているわけではないので現状では炭素 (C)、ボロンナイトライド (BN)、炭化硅素 (SiC) などのコーティングが単独あるいは組み合わせた形で用いられている。なお、比較的厚いコーティングは界面層 (Interphase) と呼ばれ界面 (Interface) とは区別されている。

このほかの方法としては繊維表面に比較的厚いコーティング (界面相と呼ばれることもある) を施し、複合材料の成形中やその後の熱処理プロセスで反応を積極的に生じさせ最適な力学特性を持ち、かつ、安定な界面を作り出すことが行われている。たとえば、LAS (Lithium Alumino-Silicate) をマトリックスとする場合にはマトリックス中に少量の NbO_2 を添加しておき成形後のマトリックスの結晶化処理過程でマトリックス中に β -Spodumene を生成させるとともに界面に NbC の反応層を形成させることが行われる。 Nb_2O_3 を用いた理由は他の酸化物に比較して LAS 中で安定であり、発生する CO_2 ガスの界面特性に与える影響が比較的少ないからであると考えられている。実際に、炭素をコーティングした SiC 繊維強化 LAS では結晶化処理により界面せん断強度を減少させ、その結果、複合材料の破壊強度や破壊抵抗は大きくなることが確かめられている⁹⁾。

おわりに

繊維強化セラミックスの界面破壊過程について解説した。繊維強化セラミックスではマトリックス中に生じたクラックが複合材料中を進展するときに繊維を切断せずに進むことが高強度化あるいは高靱性化にとって必須の条件である。繊維の破断を生じさせないためには本解説で述べたように界面の剥離と滑り現象を利用する必要がある。実際は繊維ブリッジング機構を働かせるための界面特性ならびに、ブリッジング後の界面特性の両者をとものに最適化する必要がある。

現状では最適化の基本的概念が求められているのみであり、具体的な最適化はモデルの三次元化とともに今後の課題であると考えられる。(1993年9月27日受理)

参考文献

- 1) 香川 豊, 八田博志: セラミックス基複合材料, アグネ承風社, (1990).
- 2) 香川 豊: 繊維強化複合材料の界面せん断力学特性の測定, 生産研究 Vol.45 No.12 pp.25~30
- 3) 香川 豊: 複合材料学会セミナーテキスト(1993), 日本複合材料学会.
- 4) たとえば, J.E. Gordon: The New Science of Strong Materials, or Why You Don't Fall Through the Floor, 2nd. ed., Penguin Books, (1976).
- 5) K. Goto and Y. Kagawa: Mater. Sci. & Eng., (印刷中).
- 6) K. Sekine and Y. Kagawa: Fracture Mechanics of Ceramics, Vol. 9, Plenum (1992), p. 19.
- 7) K. Sekine and Y. Kagawa: Acta Metall & Mater., (投稿中).
- 8) K. Sekine and Y. Kagawa: J. Ceram. Soc. Jap., 100 (1992), 621.
- 9) 香川 豊, 岸 輝雄: 日本金属学会誌, 56(1992), 1470.