

# アルミナ粒子分散ガラス基複合材料におけるき裂の偏向、 湾曲による高靱化の数値シミュレーション

蔭山健介・榎 学\*・岸 輝雄\*

埼玉大学工学部機械工学科, 338 埼玉県浦和市下大久保 255

\*東京大学先端科学技術研究センター, 153 東京都目黒区駒場 4-6-1

## Numerical Simulation of Toughening by Crack Deflection and Bowing of Glass Matrix-Alumina Particulate Composite

Kensuke KAGEYAMA, Manabu ENOKI\* and Teruo KISHI\*

Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Saitama University, 255, Shimo-okubo, Urawa-shi, Saitama 338

\*Research Center for Advanced Science and Technology, The University of Tokyo, 4-6-1, Komaba, Meguro-ku, Tokyo 153

[Received June 7, 1995; Accepted September 14, 1995]

A numerical simulation of crack bowing and deflection was performed on glass matrix-alumina particulate composite to evaluate the effects on these toughening mechanisms of composite and was compared with the experimental data of previous works by the authors. The numerical simulation revealed that a crack deflection was predominant in the fracture process of glass matrix-alumina particulate composite and that the crack bowing hardly emerged. If it is assumed that the crack extended into an alumina particle, the crack bowing emerges. With an increase in the difference of the fracture toughness between the particles and the matrix, the toughening by crack bowing becomes more effective and is more effective than that by crack deflection. Under the assumption that the interfacial precipitation promotes the crack bowing, the results of the numerical simulation were in agreement with experimental data of the present authors.

**Key-words :** Alumina, Glass, Precipitation, Fracture toughness, Numerical simulation, Crack bowing, Crack deflection

### 1. 緒 言

セラミックス粒子分散ガラス基複合材料は、薄膜の作製が容易で低誘電率であることなどから IC 多層基板の開発において注目されている材料である<sup>1)~3)</sup>。しかし、実用に当たっての十分な強度、靱性が得られているとはいえず、力学的特性に更なる改善が求められている。セラミックス粒子分散ガラス基複合材料の強度、靱性に影響を及ぼすものとしては、巨視的弾性率、粒径、体積率、焼結性、熱膨張率等の多くの因子が考えられる<sup>4)~7)</sup>。しかし、多層基板材料として用いられるような数  $\mu\text{m}$  以下の微細なセラミックス粒子を分散したガラス基複合材料においては、強度、靱性は、巨視的弾性率に比例することが多い<sup>4)</sup>。しかし、アルミナ粒子分散ガラス基複合材料においてはアノサイトの析出により弾性率とは関係なく強度が向上することが知られている<sup>2)</sup>。著者らは、走査型電子顕微鏡 (SEM)、透過型電子顕微鏡 (TEM) 観察、アコースティックエミッション (AE) 測定を行ったが、アルミナ粒子の

みを分散させた場合はき裂はアルミナ粒子の界面に沿って偏向し、アルミナ粒子中にはほとんど進展しないのに対して、アノサイトがアルミナ粒子とガラスマトリックスの界面に析出すると、き裂は界面にアノサイトが析出したアルミナ粒子中に進展するようになり、その結果、強度、靱性が向上することを明らかにした<sup>8)~10)</sup>。このことから、粒子によるき裂の進展経路の変化が強度、靱性に影響を与えていると考えられる。

このように、セラミックス粒子分散ガラス基複合材料の高靱化機構としては、上述した、巨視的弾性率の増加以外にも、き裂の進展経路の変化によるものが考えられ、き裂の進展経路の変化として具体的には、粒子によるき裂のブリッジング、偏向、湾曲が提唱されている<sup>11)~16)</sup>。しかし、このうちき裂のブリッジングによる高靱化には粒径依存性があることが経験的に知られており<sup>16)</sup>、多層基板のようにミクロンサイズの微細なセラミックス粒子を分散させた場合には、その高靱化の発現はほとんど期待できない。一方、き裂の偏向、湾曲については数多くの解析が行われているが<sup>11)~15)</sup>、これらが強度、靱性に及ぼす効果を実験的に評価するのは非常に困難であり、それらが強度、靱性に及ぼす効果は明確ではない。また、き裂の偏向、湾曲による高靱化については、独立した解析は既に行われているが、セラミックス粒子分散ガラス基複合材料中のき裂の偏向、湾曲の両方を考慮した解析についての報告例はない。そこで、本研究では、き裂の偏向、湾曲による高靱化の式として最も簡便と思われる、Faber らのき裂の偏向の式<sup>11)</sup>、Cox と Morris のき裂の湾曲の式<sup>15)</sup>を選び、アルミナ粒子分散ガラス基複合材料中のき裂の偏向、湾曲の両方の影響を考慮した数値解析を試みた。更に界面に結晶が析出した場合についても数値解析を行い、アルミナ粒子分散ガラス基複合材料におけるき裂の偏向、湾曲が強度、靱性に及ぼす影響を明らかにすることを目的とした。

### 2. 計算方法

き裂の偏向、湾曲について、独立した解析は既に行われているが、その中で本研究では、シミュレーションを行う

うえでの簡便さを考慮し，Cox と Morris が導出したき裂の湾曲による応力拡大係数の変化の式<sup>15)</sup>と，Faber らが導出したき裂の偏向による応力拡大係数の変化の式<sup>11)</sup>を用いた。

まず，無限体中にある半径  $r$  の円盤状のき裂を想定する。このき裂に  $\sigma_0$  の一軸引張応力が作用したとき，き裂先端部の応力拡大係数  $K_I^q$  は線形破壊力学の式から以下のように導出される<sup>17)</sup>。

$$K_I^0 = 2\sigma_0 \sqrt{\frac{r}{\pi}} \quad (1)$$

このき裂が進展し粒子にぶつかって湾曲が生じた場合を考える。このとき，Cox らの式を用いると，き裂の湾曲部の角度  $\alpha$ ，半径  $r$  を用いて湾曲部の応力拡大係数が導出される<sup>15)</sup>。

$$K_I^p = K_I^0 \frac{2}{\pi} \tan^{-1} \left\{ \frac{3 + \frac{\bar{r}}{r_p} \tan \frac{\alpha_p}{2\alpha_0}}{1 - \frac{\bar{r}}{r_p}} \right\} \quad (2)$$

$$K_I^q = K_I^0 \left/ \left[ \frac{2}{\pi} \tan^{-1} \left\{ \frac{3 + \frac{r_q}{\bar{r}} \tan \frac{\alpha_q}{2\alpha_0}}{1 - \frac{r_q}{\bar{r}}} \right\} \right] \right. \quad (3)$$

$$K_I^B = [\{r(\theta) - s\}K_I^p + \{t - r(\theta)K_I^q\}] / (t - s) \\ = K_I^0 f \left( \theta, \frac{r}{\bar{r}} \right) \quad (4)$$

このとき，図 1 のように  $K_I^p$ ， $r_p$ ， $\alpha_p$  はそれぞれ突出部の応力拡大係数，半径，角度， $K_I^q$ ， $r_q$ ， $\alpha_q$  は湾曲底部の応力拡大係数，半径，角度， $\bar{r}$  は平均き裂長さを表している。この式では，湾曲部の形状を図 2 のように設定して，その湾曲部の平均応力拡大係数から近似解を導出しているが，現実のき裂前縁の形状はもつとなめらかであり，そのような場合，厳密解との誤差は 2~3% 程度にすぎない。そして，湾曲だけが生じている場合のき裂先端部のエネルギー解放率は湾曲部の角度と半径の関数で表せる。

一方，き裂の偏向が生じた場合を考える。このとき Faber らの式を用いるならば，図 3 のようにき裂の偏向をき裂の進展方向に対する偏向 (tilt) と，法線方向に対する偏向 (twist) に分けられる。そして，これらの偏向角度を用いてき裂先端の応力拡大係数の変化が導出され

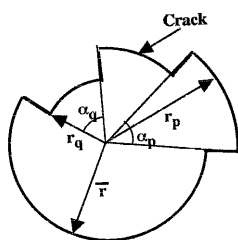


Fig. 1. Geometry of bowing sections to calculate a stress intensity factor at the extrema of a bowing crack.

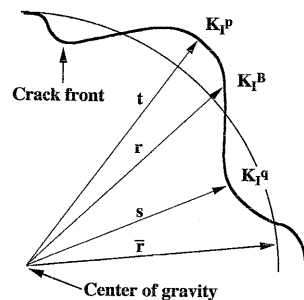


Fig. 2. Schematic of the procedures used to define protrusions and retarded sections of a bowing crack, and calculate the  $K_I$  of the any points.

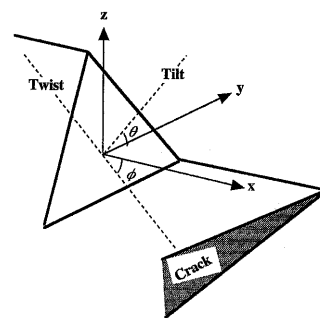


Fig. 3. Geometry of a deflecting section to calculate a stress intensity factor at a deflecting crack tip.

る<sup>11)</sup>。

$$K_{II}^D = K_I^0 h_{11}(\theta, \phi) \quad (5)$$

$$K_{II}^D = K_I^0 h_{21}(\theta, \phi) \quad (6)$$

$$K_{III}^D = K_I^0 h_{31}(\theta, \phi) \quad (7)$$

ここで，

$$h_{11}(\theta, \phi) = 2\nu \cos \frac{\theta}{2} \sin^2 \phi + \cos^3 \frac{\theta}{2} \cos^2 \phi$$

$$h_{21}(\theta, \phi) = 2 \sin \frac{\theta}{2} \cos^2 \theta$$

$$h_{31}(\theta, \phi) = \cos \frac{\theta}{2} \left( \cos^2 \frac{\theta}{2} - 2\nu \right) \sin \phi \cos \phi$$

このとき， $K_{II}^D$ ， $K_{III}^D$ ，各モードの変更後の応力拡大係数を， $\theta$  は tilt 角度， $\phi$  は twist 角度を表している。上式は，モード I の応力が負荷されたき裂が無限小の長さの偏向を生じた場合を想定した近似式である。そして，実際には，数十~数百  $\mu\text{m}$  のき裂が破壊源となり，粒径程度の偏向が生じると考えられることから，偏向長さはき裂長さの 1/100~1/1000 程度であり，近似解の妥当性が問題となる。しかし，Faber らの検討によれば厳密解との誤差は数%以下であり，また，湾曲も考えたシミュレーションを行ううえで非常に簡便であることから，この式を用いることにした。そして，偏向のみが生じたき裂のエネルギー解放率は tilt 角度と twist 角度の関数として表せる。

そして，図 4 に示すようにき裂の偏向と湾曲の両方が生じている場合，そのエネルギー解放率は (4) 式，(8) 式よりき裂の湾曲の関数と，偏向の関数の積の形で表せること

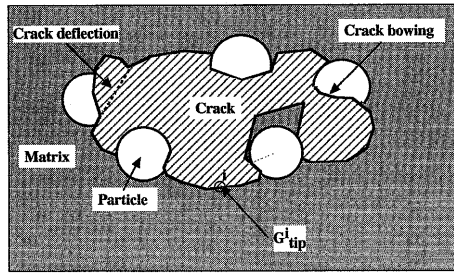


Fig. 4. Geometry of a bowing and deflecting crack and separating a crack front line into nodes  $i$  to calculate an energy release rate at a crack tip.

になる.

$$G_{tip}^i = \left[ \left( \frac{K_I^B K_I^D}{K_I^0} \right)^2 + (K_{II}^D)^2 + (K_{III}^D)^2 \right] \frac{1-\nu^2}{E} \quad (8)$$

ここで  $G_{tip}^i$  とは、き裂前縁を節点に分割した際のある節点  $i$  でのエネルギー解放率を表している。接点数は厳密解との比較により誤差が数%以下となるようにき裂半径に応じて157~1570個設定した。

ここで(8)式は、き裂が直進する場合のエネルギー解放率を表している。しかし、き裂が粒子とマトリックスの界面に達したとき、界面に沿って偏向する場合も考慮する必要がある。この場合、き裂が  $\theta'$  方向に偏向した場合のき裂先端の応力拡大係数は、Faber らの式を用いて次のように導出できる。

$$K_{I\ tip}(\theta') = K_I^0 h_{11}(\theta', 0) + K_{II}^0 h_{12}(\theta', 0) \quad (9)$$

$$K_{II\ tip}(\theta') = K_I^0 h_{21}(\theta', 0) + K_{II}^0 h_{22}(\theta', 0) \quad (10)$$

$$K_{III\ tip}(\theta') = K_{III}^0 h_{33}(\theta', 0) \quad (11)$$

ここで、

$$h_{12}(\theta, \phi) = 2\nu \sin \frac{\theta}{2} \sin^2 \phi - 3 \sin \frac{\theta}{2} \cos^2 \frac{\theta}{2} \cos^2 \phi$$

$$h_{22}(\theta, \phi) = \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - 3 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right)$$

$$h_{33}(\theta, \phi) = \cos \frac{\theta}{2} (\sin^2 \phi - \cos^2 \phi)$$

そしてこれから、 $\theta'$  方向に偏向して進む場合のエネルギー解放率は以下のようなになる。

$$G_{tip}(\theta') = \left[ \{K_{I\ tip}(\theta')\}^2 + \{K_{II\ tip}(\theta')\}^2 + \{K_{III\ tip}(\theta')\}^2 \right] \frac{1-\nu^2}{E} \quad (12)$$

このとき、 $E, \nu$  はそれぞれ複合材料の弾性率、ポアソン比を表している。破壊のクライテリオンは、き裂の進展方向のエネルギー解放率が、材料固有の臨界値を超えた場合、き裂が進むものとした。材料固有の臨界値は破壊靱性値から導出できるが、界面の破壊靱性はマトリックスと等しいとした。すなわち、き裂が界面に達するまではき裂は直進し、き裂が界面に達すると、き裂の直進方向のエネルギー解放率は粒子の破壊靱性値から導出したエネルギーと比較し、き裂の界面に沿った偏向方向のエネルギー解放率はマトリックスの破壊靱性値から導出したエネルギーと比

較した。そして、先に破壊が生じた方向へき裂を進展させた。ここまでの計算のアルゴリズムを図5に示す。そして、このような計算を繰り返すことにより、き裂を進展させ、最終的にき裂が全く停止しない状態すなわち、不安定成長に至ったときの外部応力と平均き裂長さから(1)式を用いて複合材料の破壊靱性を算出した。

ここまでの、粒子が分散した状態だけのモデルを考えていたが、更に界面結晶が析出した場合を考慮した。ここで、界面結晶が析出することによって、界面結晶の領域では界面結晶固有の破壊靱性を使い、析出した結晶とマトリックスの界面では、図6のように、き裂の偏向は生じずすべて析出した結晶中に進展するものとした。

また、アノサイトが析出するアルミナ粒子分散ガラス基複合材料をモデルとして考えると、アノサイトは以下

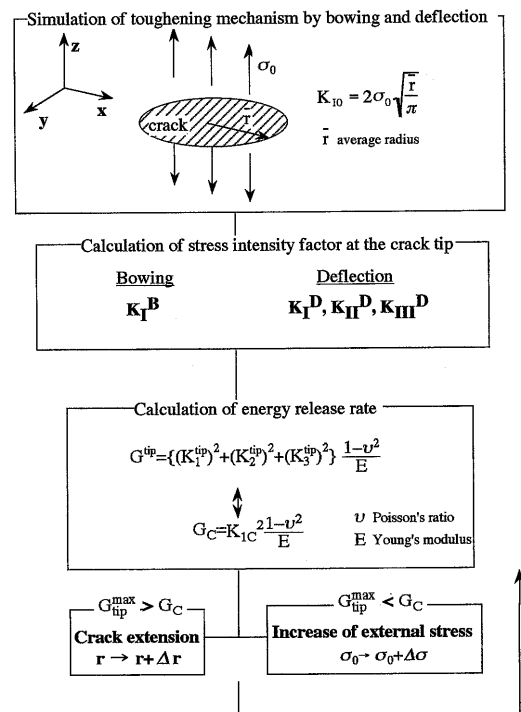


Fig. 5. Algorithm of a simulation of the crack growth behavior in glass matrix-ceramic particulate composites.

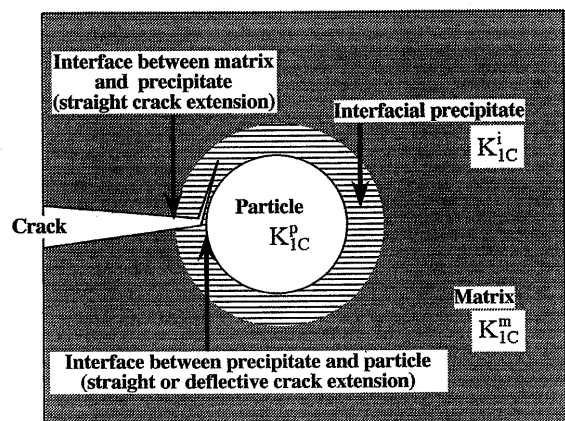


Fig. 6. Microstructure of interfacial precipitated composites.

のようなアルミナ粒子とマトリックスとの反応により生成する<sup>3)</sup>。



すなわち，アノーサイトの析出に伴い，マトリックス，アルミナともに減少するが，原子量比からアルミナの体積率  $V_p$  は以下のように表せる。

$$V_p = V_p^0 - \frac{102}{276} V_i \quad (14)$$

このとき， $V_p^0$  は，アノーサイトが析出する前のアルミナの体積率を， $V_i$  は，析出したアノーサイトの体積率を表している。界面結晶が析出した場合の計算では，(14)式を用いてアルミナの体積率を補正してシミュレーションを行った。

### 3. 計算結果と考察

#### 3.1 き裂の偏向と湾曲による高靱化の比較

まず，アルミナ粒子の分散のみの場合を考えるが，このとき，き裂の進展過程は図7に示すような三つのパターンが考えられる。まず第1に，き裂は粒子にぶつかるとすべて粒子中に進展する場合であり，この場合，マトリックスより高い破壊靱性を持つ粒子中に進展することによりき裂の進展抵抗が高まり，き裂の湾曲が発生する。第2は，き裂が粒子にぶつかるとすべて界面に沿って偏向する場合である。この場合き裂の湾曲はほとんど生じない。第3は，計算方法で述べたようにき裂のエネルギー解放率とマトリックス，粒子の破壊靱性の関係からき裂が偏向する場合と，粒子中に進展する場合がある複合型である。この場合，界面での偏向角が小さいと，き裂が偏向するエネルギー解放率が低いため，偏向が容易になるが，偏向角が大きいと逆に粒子中への進展が容易になる。現実的なモデルは第3のモデルであるが，比較のためにすべてのモデルについてシミュレーションを行ってみた。この計算では，面心立方格子上に粒子を分散させ，体積率を10~70%に

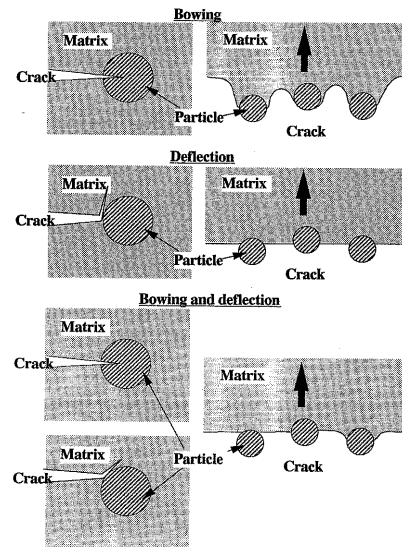


Fig. 7. Crack growth patterns in the glass matrix-ceramic particulate composites.

変化させて，き裂面の角度を面心格子に対して 0, 15, 30, 45, 60°に変化させて計算を行った。

図8は，第1のモデルの場合の粒子の破壊靱性  $K_{IC}^p$  を変化させたときの複合材料の破壊靱性  $K_{IC}^c$  の計算結果である。 $K_{IC}^m$  は，マトリックスの破壊靱性である。第1のモデルすなわち，湾曲だけを考慮すると粒子の破壊靱性が増加するにつれて，き裂のピン止め効果が高くなり，複合材料の破壊靱性も上昇することが分かる。

一方，図9は第3のモデルの場合の計算結果である。この場合，粒子の破壊靱性がマトリックスの破壊靱性に近いときはき裂の湾曲が支配的であるのが，粒子の破壊靱性がマトリックスの破壊靱性から離れていくにつれて，き裂の偏向の割合が上昇していく。そして複合材料の破壊靱性は，粒子の破壊靱性がマトリックスの破壊靱性の1.5~2.0倍でピークを示した。このときの高靱化の効果は第1の

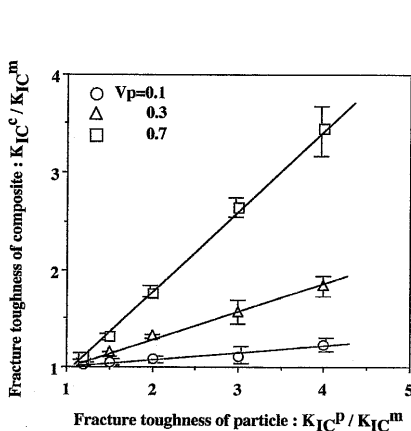


Fig. 8

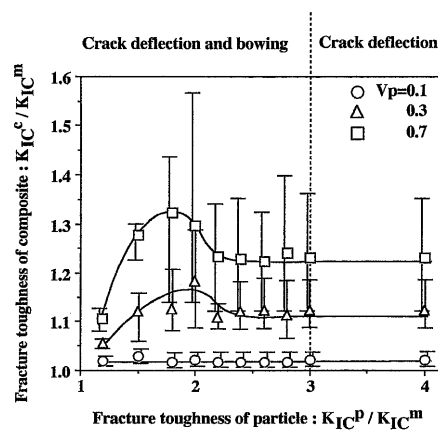


Fig. 9

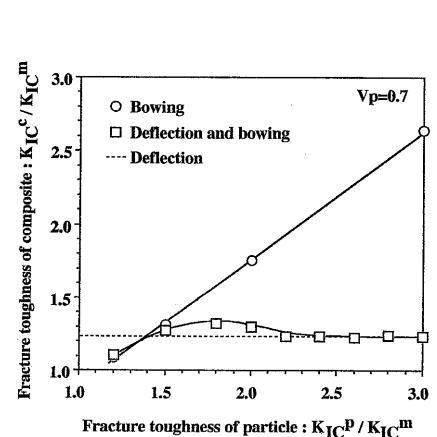


Fig. 10

Fig. 8. Toughening by a crack bowing in glass matrix-ceramic particulate composites.

Fig. 9. Toughening by a crack deflection or a crack bowing in glass matrix-ceramic particulate composites.

Fig. 10. Comparison between toughening by a crack bowing, toughening by a crack bowing or a crack deflection, and toughening by a crack deflection in glass matrix-ceramic particulate composites.

モデルと比較して大幅に低下しており、またばらつきも多いことが分かる。粒子の破壊靱性がマトリックスの破壊靱性の約3倍以上になると、第3のモデルでもすべてき裂は界面で偏向するようになり、第2のモデルと同一になる。この場合、粒子中には進展しないので粒子の破壊靱性とは無関係に複合材料の破壊靱性が決まるが、図9に示すように、ほとんど高靱化の効果がないことが分かる。

これを粒子の体積率が70%のときをまとめて比較すると図10ようになる。この図からは、粒子の破壊靱性がマトリックスの破壊靱性の1.5倍以上の場合、最も現実的であると考えられるき裂の偏向+湾曲の複合モデルより、き裂の湾曲だけのモデルの方が高靱化の効果が大きくなることが予想される。アルミナ粒子分散ガラス基複合材料の場合、アルミナ単結晶の破壊靱性は $2\sim 4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ であり、ガラスの破壊靱性は $0.3\sim 1.0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ であることから、マトリックスと粒子の破壊靱性に2倍以上の大きな差があり、き裂の偏向より、き裂の湾曲による高靱化を促進させることが力学的特性の向上のために重要であると結論づけられる。

### 3.2 界面結晶析出による高靱化の解析

著者らはアルミナ粒子分散ガラス基複合材料においてアノサイト結晶の界面での析出により大気中の強度、靱性が向上し、SEMによるき裂経路の観察から通常はき裂が粒子の界面に沿って偏向していたものが、界面結晶を通して粒子を突っ切るようになることが強度、靱性上昇の原因であることを報告している<sup>8)~10)</sup>。これは、3.1節でのアルミナ粒子分散ガラス基複合材料中のき裂の偏向、湾曲による高靱化の数値解析結果から考えると、き裂が粒子中に進展することにより、き裂の湾曲による高靱化が生じたことが強度、靱性の上昇につながったと考えることができる。そこで、次にき裂はマトリックスから界面結晶中へすべて直進するものとして界面結晶析出によるき裂進展過程の変化のシミュレーションを行った。このとき、粒子の体積率は40 mass%に固定し、粒子をランダムに分散させた。また界面結晶は、その体積率に応じて、すべての粒子に均一な厚さ析出したものとして、界面結晶の破壊靱性は粒子の破壊靱性の0.6倍として計算を行った。

図11は、マトリックスの破壊靱性が粒子の破壊靱性の0.3倍として、界面結晶が析出していない場合と、界面結晶が10%析出した場合のき裂の進展過程のシミュレーション結果を比較したものである。まず界面結晶が析出していない場合であるが、き裂が粒子にぶつかってもき裂は界面に沿って容易に偏向して進展を続ける。そのため、粒子によるき裂の湾曲はほとんど生じておらず、き裂の偏向のみが生じていることが分かる。一方、界面結晶を析出させると、き裂が界面結晶中に進展することによりき裂の進展が停止してき裂の湾曲が生じるようになる。

図12はき裂進展量と応力拡大係数の関係を示したものである。界面結晶を析出した場合、粒径以下のわずかなき裂進展量で応力拡大係数が増加しており、わずかなき裂進展でき裂の湾曲による高靱化が生じているのが認められる。

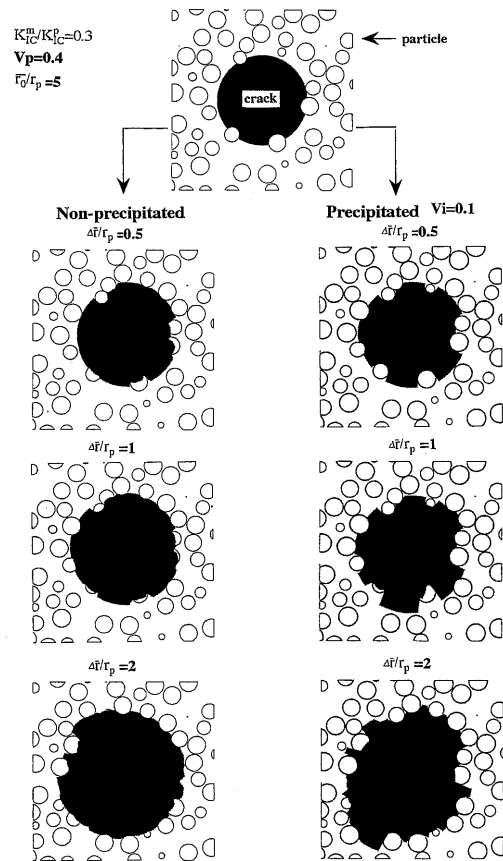


Fig. 11. Influence of the addition of interfacial precipitated phase on crack growth of glass matrix-alumina particulate composites. Black area means a crack which is observed in direction to vertical axis against crack plain and white circles means particles.

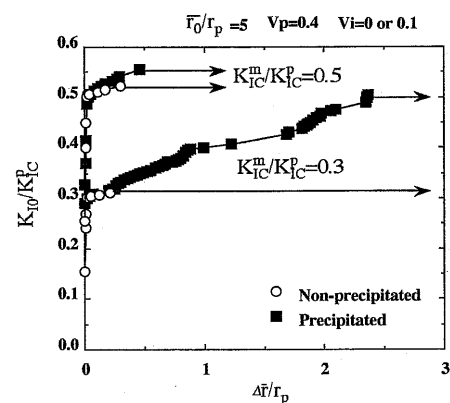


Fig. 12. Change into the stable crack growth by interfacial precipitation when fracture toughness of matrix is much lower than that of particles.

界面結晶を析出していない場合は、マトリックスの破壊靱性が低いとほとんど応力拡大係数は上昇しない。マトリックスの破壊靱性が高くなるにつれて、界面結晶を析出していない場合でもある程度応力拡大係数の増加が見られるようになる。これは、マトリックスと粒子の破壊靱性の差が減少することによりき裂が粒子中に進展する場合がわずかながら生じるようになった結果である。

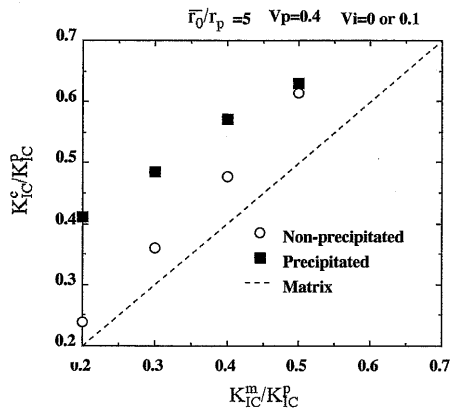


Fig. 13

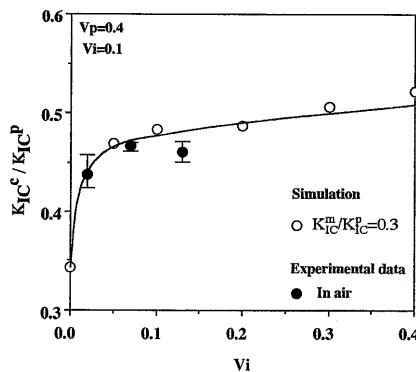


Fig. 14

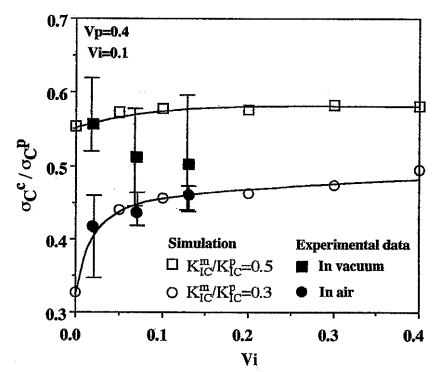


Fig. 15

- Fig. 13. Influence of the addition of interfacial precipitated phase on the toughening due to crack bowing of glass matrix-alumina particulate composites.
- Fig. 14. Comparison of fracture toughness due to numerical simulation and experimental data. Open data points indicate numerical simulation generated by  $K_{IC}^m = 0.3K_{IC}^p$ . Filled data points are experimental data in air.<sup>9)</sup> Experimental data was normalized presuming that  $K_{IC}^p$  was  $2.7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ .  $V_p$  is 0.4 and  $r_0/r_p$  is 20 in numerical simulation.
- Fig. 15. Comparison of fracture strength between results of numerical simulation and experimental data. Open data points indicate numerical simulation where circles are generated by  $K_{IC}^m = 0.5K_{IC}^p$  and squares are generated by  $K_{IC}^m = 0.3K_{IC}^p$ . Filled data points are experimental data<sup>8)</sup> where circles are data in vacuum and squares are data in air. Experimental data was normalized presuming that  $\sigma_c^p$  was 400 MPa.  $V_p$  is 0.4 and  $r_0/r_p$  is 20 in numerical simulation.

図13に、マトリックスの破壊靱性を変化させたときの、複合材料の破壊靱性の変化を示す。界面結晶が析出していない場合、複合材料の破壊靱性はマトリックスの破壊靱性とほとんど変わらない。しかし、界面結晶が析出するにつれて、破壊靱性は上昇する傾向を示し、それは、マトリックスの破壊靱性が低いほど顕著になる。これは、界面結晶析出による靱性上昇が、マトリックスの破壊靱性が高いと効果が少なく、マトリックスの破壊靱性が低いと効果があることを示している。このようにマトリックスの破壊靱性が低いほど、界面結晶析出による高靱化の効果が大きいのは、前項で示したようにき裂の湾曲による高靱化が、粒子とマトリックスの破壊靱性の差が大きいほど効果があるためである。

次に、図14、図15は界面結晶の析出量を変化させたときの複合材料の破壊靱性、破壊強度の変化及び、実験値との比較を示したものである。ここで注目すべきことは、強度、靱性ともに10 mass%以下のわずかな界面結晶析出で強度、靱性が大幅に上昇することである。これは、本モデルでは界面結晶析出による高強度、高靱化はき裂が粒子中に進展するのを促進するためであると仮定しているためであり、き裂の偏向よりも湾曲によって強度、靱性が大きく増加することを示している。また、これを著者らの実験で得られた実験値と比較してみると大気中での実験値は数値解と良い一致を示した。真空中の平均強度は数値解とはずれが生じるが、ばらつきが大きく、数値解はばらつき範囲内には収まっており妥当な値を示している。以上のことから、本モデルは実験値をよく説明できており、界面結晶析出によりき裂の湾曲が促進され、大気中の強度、靱性が上昇するという考えが合理的であることを示している。

### 3.3 内部応力の影響の検討

以上のように構築したモデルは、アルミナ粒子分散ガラス基複合材料を想定しているが、弾性率、熱膨張率のミスマッチによる内部応力の影響についてはなんら考慮していない。現実にはアルミナ粒子分散ガラス基複合材料では、弾性率、熱膨張率のミスマッチが存在し、その結果内部応力が発生する。しかし、この微視的な応力分布を考え、更にそのときの偏向、湾曲したき裂先端の応力拡大係数を計算するのは非常に困難と言わざるを得ない。最も問題となるのは、き裂は粒子とマトリックス又は、界面結晶とマトリックスの界面にまで到達しているのかと言う点であろう。本論文の計算は界面でのき裂の挙動を問題にしているが、内部応力によりき裂が粒子からそれて進展する場合、このモデルを適用することはできない。実験的事実により検討してみると、粒子の体積率が10%程度の低濃度である場合、熱応力の影響によりき裂の進展経路が大きく変化することが報告されている<sup>18)</sup>。しかし、30%もの高濃度系において、き裂の進展経路の観察を行うと、アルミナ粒子分散ガラス基複合材料の場合、き裂はすべて粒子とマトリックスの界面に到達していることが観察されている<sup>4),9),10)</sup>。また、アルミナ粒子分散ガラス基複合材料のガラスの熱膨張係数が強度、靱性に及ぼす影響は Swearingenらにより調べられているが、熱膨張係数のミスマッチと強度、靱性には相関が認められていない<sup>4)</sup>。

以上のことから、本研究の数値解析より得られた強度、靱性の絶対値については議論の余地があるものの、高体積率のアルミナ粒子を分散したガラス基複合材料において、き裂の湾曲が偏向よりも高靱化に効果があるという結果は内部応力等の影響にかかわらず有効であると推定される。ただし、弾性率、熱膨張係数のミスマッチにより発生する内部応力については、今後これも考慮した数値解析手法を

開発して、より詳細な検討を行う必要がある。

#### 4. 結 論

アルミナ粒子分散ガラス基複合材料のき裂の偏向、湾曲の数値シミュレーションを行い、き裂の偏向、湾曲による高靱化の効果を調べ、実験値との比較を行った。

(1) アルミナ粒子のみを分散させたガラス基複合材料中の微視破壊過程は、粒子によるき裂の偏向が支配的であり、粒子によるき裂の湾曲はほとんど生じない。そして、き裂の偏向による靱性の上昇はわずかである。

(2) き裂がアルミナ粒子中に進展すると仮定すると、アルミナ粒子分散ガラス基複合材料中の微視破壊過程は、粒子によるき裂の湾曲が生じる。そして、粒子とマトリックスの破壊靱性の差が大きいほどき裂の湾曲による高靱化が効果的であり、き裂の偏向よりも湾曲を促進させたほうが高靱化に有効である。

(3) 界面結晶析出がき裂の湾曲を促進させるモデルを用いたシミュレーションによる予測は実験値とよい一致を示した。

#### 文 献

- 1) 西垣 進, 矢野信介, セラミックス, 21 432-38 (1986).
- 2) S. Nishigaki and J. Fukuta, "Advances in Ceramics, Vol. 26", Am. Ceram. Soc., Westerville, Ohio (1989) pp. 199-215.
- 3) 井上 明, 福田順三, 又野芳徳, 松本義朗, *J. Ceram. Soc. Japan*, 100, 208-10 (1992).
- 4) J. C. Swearingen, E. K. Beauchamp and R. J. Egan, "Fracture Mechanics of Ceramics, Vol. 4", Ed. by R. C. Bradt et al., Plenum Press, New York (1978) pp. 973-84.
- 5) M. Taya, S. Hayashi, A. S. Kobayashi and H. S. Yoon, *J. Am. Ceram. Soc.*, 73, 1382-91 (1990).
- 6) N. Miyata, K. Tanigawa and H. Jinno, "Fracture Mechanics of Ceramics, Vol. 5", Ed. by R. C. Bradt et al., Plenum Press, New York (1983) pp. 609-23.
- 7) T. Nose and H. Kubo, Proc. 3rd Japan International SAMPE Symposium, Ed by T. Kishi et al., Japan Chapter of SAMPE, Tokyo (1993) pp. 11-15.
- 8) 蔭山健介, 榎 学, 岸 輝雄, 生稲一洋, 木村 光, 日本金属学会誌, 57, 756-60 (1993).
- 9) K. Kageyama, M. Enoki and T. Kishi, Proc. 5th International Symposium on Nondestructive Characterization of Materials, Plenum Press, New York (1994) pp. 263-70.
- 10) 蔭山健介, 榎 学, 岸 輝雄, *J. Ceram. Soc. Japan*, 103, 205-10 (1995).
- 11) K. T. Faber, A. G. Evans and M. D. Drory, "Fracture Mechanics of Ceramics, Vol. 6", Ed. by R. C. Bradt et al., Plenum Press, New York (1983) pp. 77-91.
- 12) 金 炳男, 工学博士論文, 東京大学 (1992).
- 13) A. G. Evans and L. J. Graham, *Acta Metall.*, 23, 1303-12 (1975).
- 14) D. J. Green, *J. Am. Ceram. Soc.*, 66, C4-5 (1983).
- 15) B. N. Cox and W. L. Morris, *Engineering Fracture Mechanics*, 31, 591-610 (1988).
- 16) P. L. Swanson, C. J. Fairbanks, B. R. Lawn and Y. W. Mai, *J. Am. Ceram. Soc.*, 70, 279-89 (1987).
- 17) M. K. Kassir and G. C. Sih, "Mechanics of Fracture 2", Noordhoff International Publishing, Leyden (1975) Chapter 1.
- 18) R. W. Davidge and T. J. Green, *J. Mater. Sci.*, 3, 629-34 (1968).