

数値シミュレーションによる欠陥を有する セラミックスの破壊強度評価*

(第1報, 基本理論とアルミナセラミックスへの応用)

森 和也^{*1}, 野口博司^{*2}, Berouz TABARROK^{*3}

Evaluation of Fracture Strength for Ceramics with Defects by Numerical Simulation

(1st Report, Fundamental Theory and Application to Alumina Ceramics)

Kazuya MORI, Hiroshi NOGUCHI and Berouz TABARROK

It is well known that the fracture strength of ceramics with small defects is lower than the strength estimated by linear fracture mechanics, based on the strength of a large defect. This phenomenon can be explained by the increase in the crack resistance with crack propagation. This *R*-curve behavior is caused mainly by grain bridging in the wake of the crack. Recently the grain-bridging stresses for alumina and silicon nitride have been measured experimentally. In this study, the fracture strength is estimated by numerical simulation, based on grain-bridging stresses. In the simulation, the effective stress intensity factor at the crack tip, K_{tip} , and the effective fracture toughness at the crack tip, $(K_{tip})_c$, are used for the conditions of stable and unstable crack propagation. It is found that the fracture toughness for long cracks, K_{lc} , depends on specimen geometries, and the maximum values of K_c approach $(K_{tip})_c$ as the initial crack length approaches the width of the specimen. Furthermore a convenient method to evaluate $(K_{tip})_c$ experimentally is discussed.

Key Words: Ceramics, Fracture Toughness, Stress Intensity Factor, Fracture Mechanics, Body Force Method, Fracture Strength, Defect, Effective Fracture Toughness at Crack Tip, Effective Stress Intensity Factor at Crack Tip

1. 緒 言

欠陥を有するセラミックスの破壊強度は、欠陥寸法が小さくなると、線形破壊力学を用いて長いき裂から予測される破壊強度より小さくなることがわかっている^{(1)~(22)}。このことは工学上極めて重要であるので、以下の種々の方法により定量化することが試みられてきた。

- (1) 欠陥先端からある距離の点の応力を破壊基準とする点応力モデル⁽¹³⁾
- (2) 欠陥先端からある距離の平均応力を破壊基準とする平均応力モデル⁽¹²⁾
- (3) 実際のき裂より少し長いき裂を考える仮想き裂モデル⁽¹⁷⁾⁽²¹⁾
- (4) 欠陥先端の破壊プロセスゾーンに関連して COD 破壊基準⁽¹⁹⁾ またはプロセスゾーン寸法破壊基準⁽¹⁸⁾
- (5) 静疲労の介在モデル⁽²⁰⁾
- (6) *R* 曲線法⁽²²⁾

しかしながら、上記の方法は幅広い強度予測法としては最良ではない。

ところで、セラミックスは著しいき裂進展抵抗の増加(*R* 曲線)が幅広く認められている^{(23)~(31)}。その原因はウェイクによるグレインブリッジング⁽¹⁵⁾、微視的割れ⁽⁹⁾、変態⁽¹⁴⁾による応力遮へい効果であると言われている。そこでこの物理現象を用いた *R* 曲線法は上記の方法の中で最も適当な方法と思われる。しかしながら、*R* 曲線は材料常数でないことや応力遮へい効果をき裂進展駆動力ではなく進展抵抗で評価しているので、その適用範囲が限定されると言う欠点をもっている。

そこで本論文では、セラミックスの疲労き裂進展特性の評価に有効であると実験的に言われているき裂先端有効応力拡大係数⁽³²⁾ K_{tip} を用いることにより、き裂寸法・試験片形状・荷重形式にかかわらずき裂材の強度を予測できる力学体系を確立する。そのためには、応力遮へい効果を任意の条件で定量的に予測できることが必要となる。ところでアルミナ (Al_2O_3) や窒化けい素 (Si_3N_4) のようなセラミックスにおいては、グレインブリッジングによるブリッジング応力が限られた条件であるが、定量的に評価されつつある^{(33)~(36)}。そこで本論文では特にグレインブリッジングが主たる応力遮へい効果であるようなセラミックスに対して、き

* 原稿受付 平成 5 年 10 月 4 日。

*¹ 正員、久留米工業高等専門学校 (830 久留米市小森野町 1232)。

*² 正員、九州大学工学部 (812 福岡市東区箱崎 6-10-1)。

*³ ピクトリア大学(カナダ)。

裂材のブリッジング応力を任意条件で予測できる数値シミュレーションを構築することにより、 K_{tip} の定量的予測を可能にする。さらにその K_{tip} の値を用いて、荷重増加によるき裂の安定成長と不安定破壊をシミュレーションすることにより、破壊強度と欠陥寸法の関係を予測可能とする。そして、実験結果との比較・検討を行うことにより本システムの妥当性を論ずるとともに、き裂先端有効破壊靱性値(K_{tip})_cを簡単に計測する方法についても議論する。

2. 解析理論

欠陥の形状はいろいろであるため、欠陥を等価き裂として取扱う。等価き裂長さ a_{eq} は次式で表されている。

$$a_{eq} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K}{\sigma} \right)^2 \quad \dots \dots \dots \quad (1)$$

ここで、 K は応力拡大係数、 σ は公称応力である。

試験片に人工的に欠陥を導入する方法は、欠陥寸法の大きさによっていろいろである。一般的に、非常に小さな欠陥($a_{eq} \leq 10 \mu m$)には研削による表面きずを、中程度の欠陥($10 \mu m \leq a_{eq} \leq 500 \mu m$)にはピッカースまたはヌープ圧子の押込みによって生じる表面き裂を、大きな欠陥($100 \mu m \leq a_{eq}$)には機械加工やBI(Bridging Indentation)法⁽³⁷⁾による二次元き裂を利用している。

本論文では、図1に示すような二次元き裂を有する

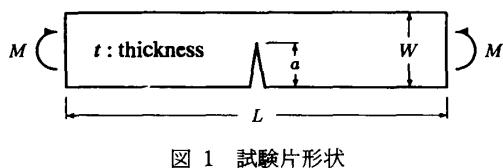
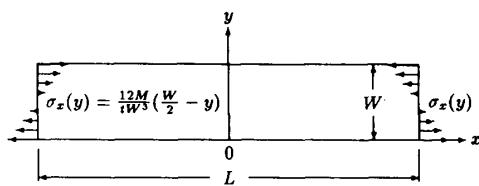
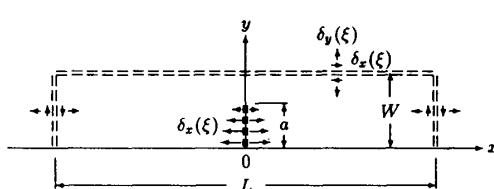


図1 試験片形状



(a) 曲げモーメントによる応力場



(b) 食違いによる応力場

図2 応力場の重ね合わせ

試験片を解析の対象とした。このき裂の見掛けの応力拡大係数 K とき裂先端有効応力拡大係数 K_{tip} を体積力法⁽³⁸⁾によって解析する。

図2に示すように図1の応力場は、き裂のない板に曲げによって生じる応力場 $\sigma_x(y)$ と半無限板のき裂となる仮想境界に分布させた x 方向の食違い[図3(a)]の応力場さらに x 軸を除く試験片縁となる仮想境界に分布させた x および y 方向[図3(b)]の食違いの応力場とを重ね合わせることによって得ることができる。この x 方向の食違いの大きさ $\delta_x(\xi)$ と y 方向の食違いの大きさ $\delta_y(\xi)$ は、試験片縁およびき裂面の合力境界条件が満足するように決定する。ここで ξ は境界に沿う座標である。食違いによる応力場は半無限板に作用する集中力の応力場から求めることができる⁽³⁹⁾。

具体的には、半無限板の試験片縁およびき裂となる仮想境界を図4に示すようにそれぞれ $N-1$ 個、 $M-1$ 個の区間に分割する。試験片縁の一区間を要素に分割していないのは、試験片縁の他の区間の合力境界条件が満足されれば、この一区間の合力境界条件も自動的に満足されるためである。

x および y 方向の食違いの大きさ $\delta_x(\xi)$ 、 $\delta_y(\xi)$ を次式のように置く。

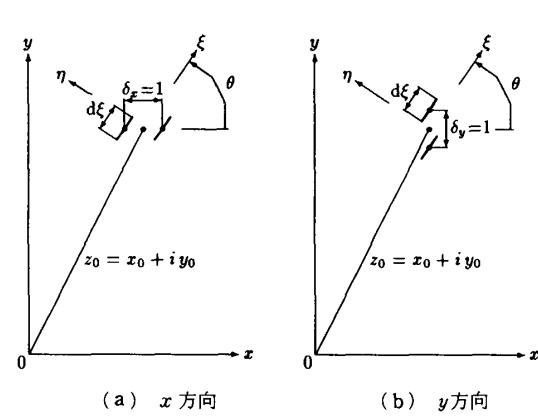
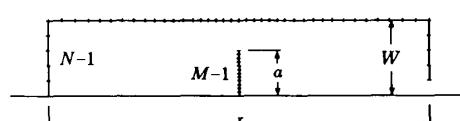


図3 単位食違い



$M-1$: Number of elements for crack
 $N-1$: Number of elements for boundary

図4 境界の分割

$$\delta_x(\xi), \delta_y(\xi) = \begin{cases} g_x(\xi), g_y(\xi) & (\text{for sections without a crack tip}) \\ g_x(\xi) \sqrt{t/l}, g_y(\xi) \sqrt{t/l} & (\text{for sections with a crack tip}) \end{cases} \quad \dots \dots \dots \quad (2)$$

ここで、 $g_x(\xi), g_y(\xi)$ を重みと呼び、 $\sqrt{t/l}$ を基本密度関数と呼ぶ。 t は食違いの作用点からき裂先端までの距離で、 l はき裂先端を含む分割区間の長さである。通常の体積力法では、体積力(体積力対)の密度を未知数と置くが、ブリッジング応力がき裂開口変位(食違い)の関数となるため本論文では食違い量を未知数と

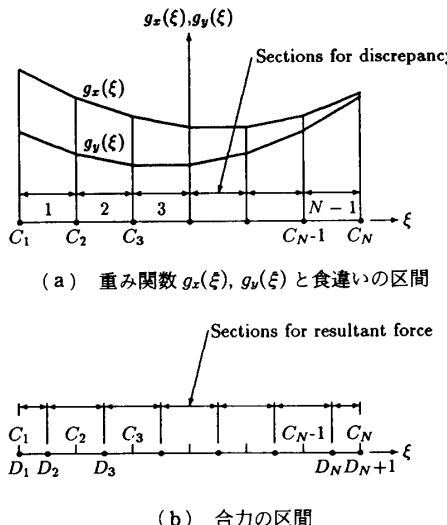
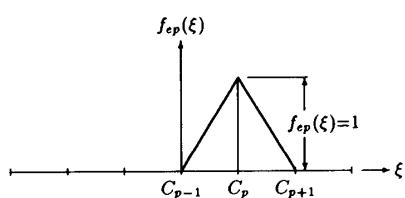
図 5 重み関数 $g_x(\xi), g_y(\xi)$ および合力の区間

図 6 単位重み関数

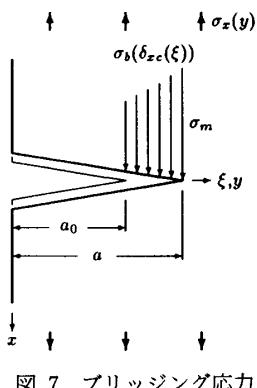


図 7 ブリッジング応力

する。

一般的に、境界条件を厳密に満足する $g_x(\xi), g_y(\xi)$ を解析的に求めることは困難である。そこで、図 5(a)に示すように $g_x(\xi), g_y(\xi)$ を折れ線関数で近似する。

$$g_{xe}(\xi) = \sum_{p=1}^N g_{xep} f_{ep}(\xi) \quad \dots \dots \dots \quad (3)$$

$$g_{ye}(\xi) = \sum_{p=1}^N g_{yep} f_{ep}(\xi) \quad \dots \dots \dots \quad (4)$$

$$g_{xc}(\xi) = \sum_{p=1}^M g_{xcp} f_{cp}(\xi) \quad \dots \dots \dots \quad (5)$$

ここで、 $g_{xe}(\xi), g_{ye}(\xi)$ は試験片縁の仮想境界に作用させる食違いの重みを表し、 $g_{xc}(\xi)$ はき裂の仮想境界に作用させる食違いの重みを表す。 $g_{xep}, g_{yep}, g_{xcp}$ を未知数として取扱う。 $f_{ep}(\xi)$ は、図 6 に示すように試験片縁の p 番め節点で単位大きさとなる単位重み関数である。同様に $f_{cp}(\xi)$ は、き裂の p 番め節点で単位大きさとなる単位重み関数である。試験片縁の重みの未知数の数が $2N$ 個でき裂の重みの未知数の数が M 個であるため未知数の数は合計 $(M+2N)$ 個になる。

図 5(b)に示すように、試験片縁の境界条件を満足させる合力区間 $D_1-D_2, D_2-D_3, \dots, D_N-D_{N+1}$ の端点を分割区間の中点に置き、き裂面の合力区間も同様に置けば、合力境界条件の数は試験片縁の N 個の合力区間の x および y 方向の条件とき裂の M 個の合力区間の x 方向の条件とで、合計 $M+2N$ 個になる。

試験片縁の仮想境界に $g_{xep}=1$ (他は零)の重みによる食違いが作用したとき、試験片縁の q 番めの合力区間の x 方向の合力を R_{xeq}^{rep} , y 方向の合力を R_{yeq}^{rep} , き裂の q 番めの合力区間の x 方向の合力を R_{xeq}^{rep} とし、試験片縁の仮想境界に $g_{yep}=1$ (他は零)の重みによる食違いが作用したとき、試験片縁の q 番めの合力区間の x 方向の合力を R_{xeq}^{rep} , y 方向の合力を R_{yeq}^{rep} , き裂の q 番めの合力区間の x 方向の合力を R_{xeq}^{rep} とする。

また、き裂の仮想境界に $g_{xcp}=1$ (他は零)の重みによる食違いが作用したとき、試験片縁の q 番めの合力区間の x 方向の合力を R_{xeq}^{rep} , y 方向の合力を R_{yeq}^{rep} , き裂の q 番めの合力区間の x 方向の合力を R_{xeq}^{rep} とする。

曲げモーメントによってき裂となる面の q 番めの合力区間に作用する x 方向の合力を S_{xq} とする。

また、図 7 に示すようにグレインブリッジングによって生じるブリッジング応力 $\sigma_b(\delta_{xc}(\xi))$ は、多くともき裂が伝ばした部分にのみ作用するものとし**1, 次式

**1アルミナの場合はこの仮定で妥当であるが、窒化けい素の場合は予き裂にもブリッジングが生じることがありこの仮定は妥当ではない場合もあるが、本シミュレーション方法はその場合にも有効である。

のようにおく⁽⁴⁰⁾⁽⁴¹⁾。

$$\sigma_b(\delta_{xc}(\xi)) = \sigma_m \{1 - \delta_{xc}(\xi)/\delta_c\}^n \quad \dots \dots \dots (6)$$

ここで、 $\delta_{xc}(\xi)$ はブリッジング応力を求める点のき裂開口変位、 δ_c はグレインブリッジングが起きる臨界き裂開口変位、 σ_m は最大ブリッジング応力である。

このグレインブリッジングによってき裂の q 番めの合力区間に作用する合力を T_{xq} とすれば、き裂面に関する境界条件は次式のようになる。

$$\sum_{p=1}^M g_{xcp} R_{xcp}^{xcp} + \sum_{p=1}^N (g_{xep} R_{xcp}^{xep} + g_{yep} R_{xcp}^{yep}) + S_{xq} = T_{xq} \quad (q=1 \sim M) \quad \dots \dots \dots (7)$$

また、試験片縁境界の境界条件は次式のようになる。

$$\sum_{p=1}^M g_{xcp} R_{xeq}^{xcp} + \sum_{p=1}^N (g_{xep} R_{xeq}^{xep} + g_{yep} R_{xeq}^{yep}) = 0 \quad (q=1 \sim N) \quad \dots \dots \dots (8)$$

$$\sum_{p=1}^M g_{xcp} R_{yeq}^{xcp} + \sum_{p=1}^N (g_{xep} R_{yeq}^{xep} + g_{yep} R_{yeq}^{yep}) = 0 \quad (q=1 \sim N) \quad \dots \dots \dots (9)$$

式(7)～(9)は、食違い(き裂開口変位に相当)に関する未知量の方程式であるが、ブリッジング応力の式(6)が $n \neq 1$ では非線形であることなどに関連して、連立一次方程式を解くことによって解を得る従来の方法は用いることができない。そこで、図8に示すように、最初はグレインブリッジングによる応力はないものとして解き、その場合のき裂開口変位を基にブリッジング応力を求め、さらにそのブリッジング応力を用いて開口変位を求める。これを繰返して、き裂先端の

応力拡大係数が収束した段階で計算を打切る。

き裂先端有効応力拡大係数 K_{tip} は、き裂先端の重み g_{xcm} から次のように求められる。

$$K_{tip} = \frac{\sqrt{2\pi}}{(x+1)\sqrt{l}} g_{xcm} \quad \dots \dots \dots (10)$$

$$x = \begin{cases} (3-\nu)/(1+\nu) & (\text{Plane stress}) \\ 3-4\nu & (\text{Plane strain}) \end{cases} \quad \dots \dots \dots (11)$$

ここで、 G は横弾性係数で、 ν はポアソン比である。

図9に、ブリッジングがない場合の応力拡大係数の一例を示す。以下の数値計算においては、計算結果の誤差が 0.1% 未満になるようにき裂および試験片縁の分割数を決定した。

3. 破壊強度シミュレーション

セラミックスの破壊強度と欠陥寸法の関係を調べた研究^{(1)～(22)}は多いが、本シミュレーションで必要なデータであるセラミックスの機械的強度・平均結晶粒径などを詳細に記述しているものは少ない。本論文では、アルミナセラミックスの平均結晶粒径 d が 3 μm(以下材料Aと呼ぶ)の鈴木らの結果⁽¹⁷⁾と d が 20 μm(以下材料Bと呼ぶ)の木本らの結果⁽¹¹⁾を基にシミュレーションを行った。それぞれの機械的強度を表1に示す。

ブリッジング応力を与える式(6)の係数は、Hu らのアルミナに関する結果⁽³⁵⁾に従い、次のように仮定した。

表 1 材料の機械的性質

Material	Mean grain diameter d (μm)	Mean bending strength σ_f (MPa)	Young's modulus E (GPa)	Poisson's ratio ν
A[17]	3	340	359	0.22
B[11]	20	230	335	0.25

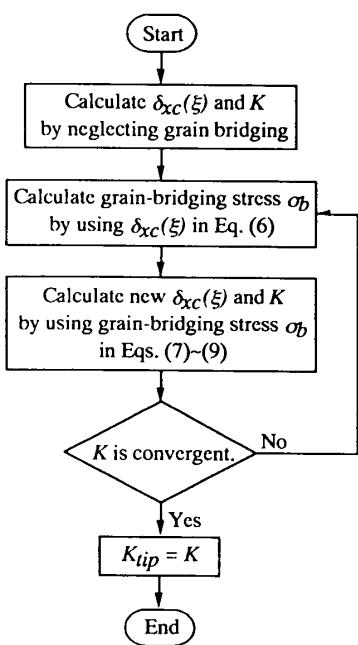
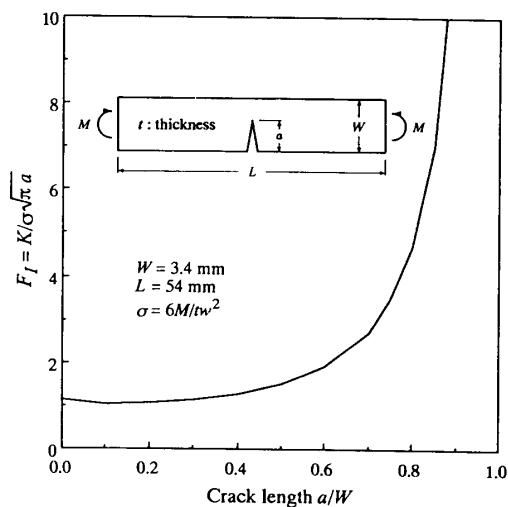


図 8 K_{tip} の計算のフローチャート



ここで σ_f は曲げ強さである。

本論文では、き裂先端有効破壊革性値(K_{tip})_cは材料定数であるとし、き裂先端有効応力拡大係数 K_{tip} が(K_{tip})_cに達したときにき裂が進展し始めるものとする。

3・1 き裂先端有効破壊革性値(K_{tip})_c 図10に

き裂長さ a_{eq} との関係⁽¹⁷⁾を示す。図11は、材料Bの結果⁽¹¹⁾である。試験片寸法は、材料Aが $L \times W \times t = 54 \text{ mm} \times 3.4 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ 、材料Bが $L \times W \times t = 40 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ である。一般に欠陥寸法が小さくなるとセラミックスの破壊強度のばらつきは大きくなるので、等価き裂長さが百 μm 程度以上の欠陥の強度

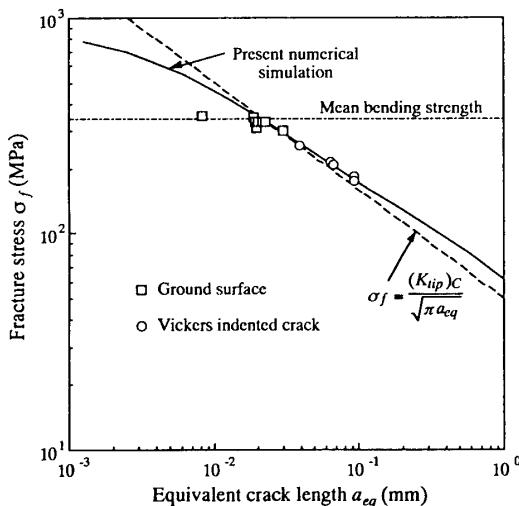


図 10 破壊応力 σ_f と等価き裂長さ a_{eq} の関係(材料A)

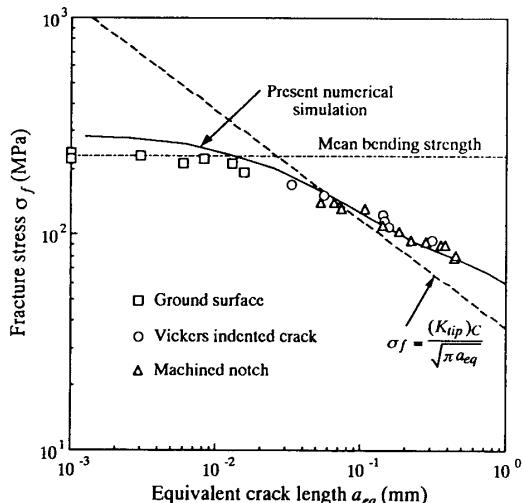


図 11 破壊応力 σ_f と等価き裂長さ a_{eq} の関係(材料B)

を基に $(K_{tip})_c$ を計算する。

図 10 より、材料 A の $a_{eq}=94 \mu\text{m}$ での強度は約 177 MPa である。このときの見掛けの応力拡大係数 K は、式(1)より $K=3.04 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ となる。 $K=3.04 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ となる実際の初期き裂長さを図 9 に用いて求めると、 $a_0=78 \mu\text{m}$ を得る。そこで、公称曲げ応力 σ を 177 MPa に固定し、き裂を $a_0=78 \mu\text{m}$ より伝ばさせていくシミュレーションを行う。図 12 に示すように K_{tip} は、 $\alpha=89 \mu\text{m}$ で最低値 $2.82 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ を取り ($dK_{tip}/da=0$)、この値が $(K_{tip})_c$ となる。

同様に、材料Bの場合を計算すると、 $a_{eq}=500 \mu\text{m}$ での強度は約 75.7 MPa , $K=3.00 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ であるから実初期き裂長さは $a_0=453 \mu\text{m}$ となり、 $(K_{tip})_c$ は $2.08 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ となる。

3・2 破壊強度 σ_f (K_{tip})_c を基に破壊強度を以

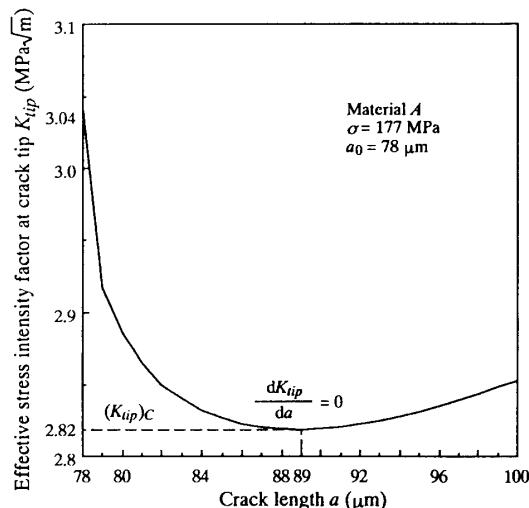


図 12 き裂先端有効破壊靱性値(K_{tip})_cの決定

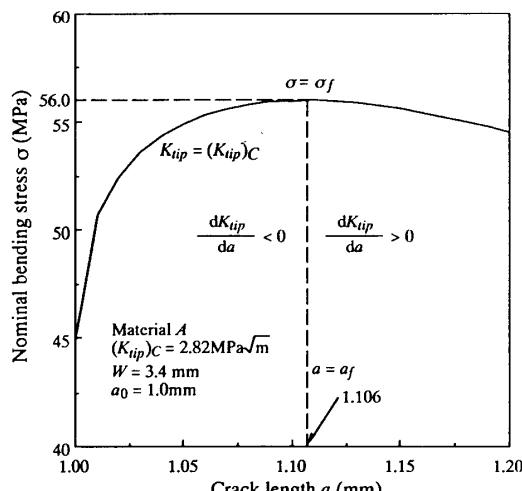


図 13 破壊強度 σ_f のシミュレーション

下のようにシミュレーションする。

まず、初期き裂長さ a_0 のとき $K_{tip} = (K_{tip})_c$ となる公称曲げ応力 σ を求める。初期き裂内面にはグレイブリッジングはないものとしているため、き裂長さ a -応力拡大係数 K の関係(図 9)から公称応力は求められる。例えば材料Aの $W=3.4 \text{ mm}$, $a_0=1 \text{ mm}$ の場合, $F_1=1.119$ であるから $K_{tip}=2.82 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ となる公称曲げ応力 $\sigma=45.0 \text{ MPa}$ を得る。この公称曲げ応力のときにき裂の伝ばを開始させる。しかし、伝ば開始直後ブリッジング応力のために dK_{tip}/da は負となるため、その応力レベルではき裂は停止する。そこで、図 13 に示すように $K_{tip}=(K_{tip})_c$ が保たれるように σ を増加させながら、き裂長さ a を延長させる。 a が長くなるに従い、ブリッジングによる K_{tip} の減少量よりも外力による K_{tip} の増加量が大きくなり、ついに $a=1.106$

mm のときに $dK_{tip}/da=0$ となる。この点で不安定破壊が始まり、このときの $\sigma=56.0 \text{ MPa}$ を破壊強度 σ_f とする。そしてこのときの実き裂長さを a_f とする。

このようにして求められた不安定破壊までのき裂長さ増分 ($a_f - a_0$) と等価き裂長さ a_{eq} との関係を図 14, 15 に示す。しかし、き裂は一結晶粒界ごとに伝ばすることを示している実験結果⁽⁴²⁾⁽⁴³⁾があるため、実際のき裂前線は、直線ではなく一結晶粒程度前後に凹凸になるとと考えられる。これは、一つ一つの結晶粒の形状および結晶粒界強度のばらつきによるものである。ここで、凹部の結晶粒界強度は平均的強度より高く、凸部の結晶粒界強度は低い。欠陥からき裂が進展する場合、凹部が存在しないため、き裂は K_{tip} が $(K_{tip})_c$ に達する前に一結晶粒程度進展することになる。そこで、安定的に成長するき裂長さは平均結晶粒径以下にはならず、図 14, 15 中の点線のようになるとする。

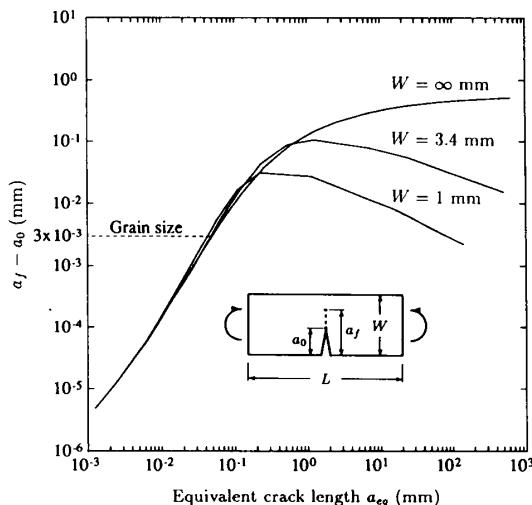


図 14 安定成長き裂長さ ($a_f - a_0$)(材料A)

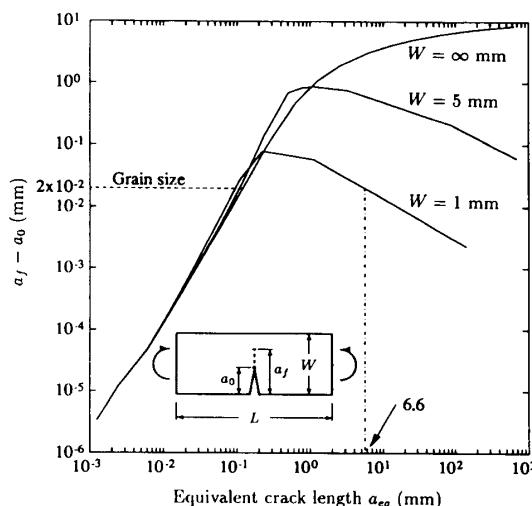


図 15 安定成長き裂長さ ($a_f - a_0$)(材料B)

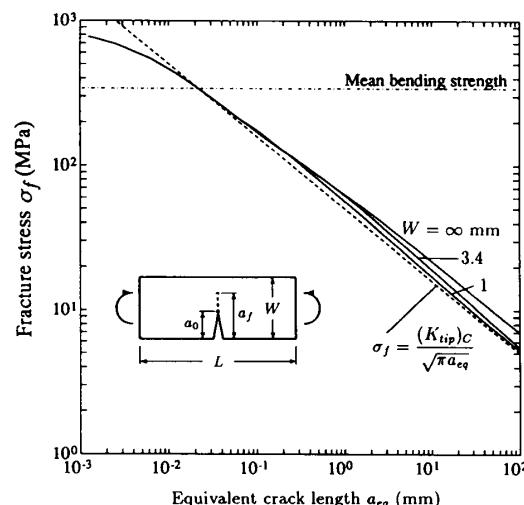


図 16 破壊応力 σ_f と等価き裂長さ a_{eq} の関係(材料A)

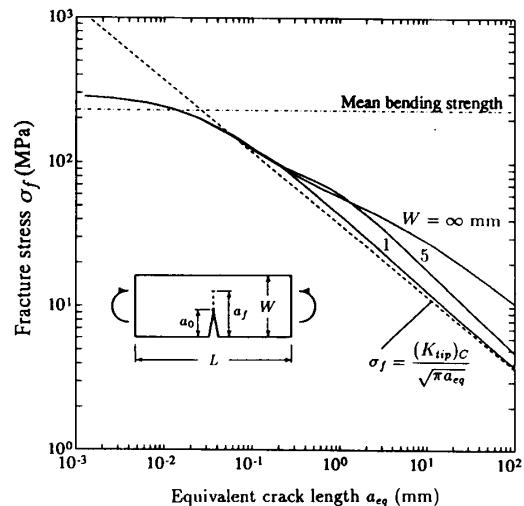


図 17 破壊応力 σ_f と等価き裂長さ a_{eq} の関係(材料B)

図10, 11中の実線は、このようにして求めた破壊強度である。実験結果とよく一致していることがわかる。

図10, 11において、シミュレーションによって得られた実線と $(K_{tip})_c$ から求められる点線の交点は、安定的に成長したき裂部分のブリッジングによる K_{tip} の低下量と外力による K_{tip} の増加量とがキャンセルされる初期き裂長さである。安定的に成長するき裂長さが、平均結晶粒径未満になるとした場合の破壊強度は、 $(K_{tip})_c$ から求められる破壊強度(点線)とは交差せず、等価き裂長さが短くなるに従いこの線に漸近する。

図10, 11から、欠陥を有するセラミックスの破壊強度は平滑材の強度に収束するのではなく、それらの曲線の交点より小さい欠陥では、強度は平滑材の強度と同じ値になる(欠陥寸法が平滑材に存在する欠陥寸法と同程度となつたため)ものと思われる。

4. 考 察

実験によってセラミックスの破壊強度と欠陥寸法との関係を明らかにする場合、欠陥の寸法が小さくなると破壊強度のはらつきが大きくなり、本質的な傾向をつかみにくい。一方、シミュレーションは、結果に材質のばらつきの影響が入らないため本質的傾向を把握するのに有効である。また、試験片形状を任意に設定できるという利点がある。そこで、実験的にはまだ明らかにされていない長いき裂の破壊靭性値 K_{lc} の試験片寸法依存性に関して調べてみた。

図16に、平均結晶粒径 $d=3\text{ }\mu\text{m}$ の場合の $W=1, 3.4\text{ mm}$ と $W=\infty\text{ mm}$ (半無限板の縁き裂)の破壊強度の数値シミュレーション結果を示す。

図17は、 $d=20\text{ }\mu\text{m}$ の場合の $W=1, 5\text{ mm}$ と W

$=\infty\text{ mm}$ の結果である。

破壊靭性値 K_c は、等価き裂が長くなるに従い、一定値 K_{lc} に収束すると言われているが、図16, 17より、有限幅の試験片では、 K_c は最大値に達した後低下し、 $(K_{tip})_c$ に収束することがわかる。これは、図14, 15からわかるように、有限幅の試験片では、初期き裂長さ a_0 が試験片幅 W に対し深くなると、安定成長するき裂がリガメント部の幅を減少させるため、き裂が安定的に伸びないで破断する。そのためブリッジング領域の長さが短くなり、 K_c が $(K_{tip})_c$ に収束するものと思われる。

図16, 17における、 W を固定し a_{eq} を変化させたときの K_c の最大値を図18に示す。 K_c の最大値は、材料Aの場合、 $W=1, 3.4, \infty\text{ mm}$ に対して、それぞれ $3.19, 3.51, 4.23\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ となり、材料Bの場合、 $W=1, 5, \infty\text{ mm}$ に対して、それぞれ $2.44, 3.47, 6.50\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ となる。よって K_c の最大値は、試験片幅 W の影響を受けることがわかる。また、 $W\rightarrow 0$ のときの K_c の極限値は $(K_{tip})_c$ に収束する。

以上の結果から、き裂先端有効破壊靭性値 $(K_{tip})_c$ を補正することなく実験によって直接的に求める方法は二つ考えられる。(i) 安定的に成長するき裂長さが極めて短くなるような試験片を用いる方法と(ii) 安定成長したき裂部分のブリッジングによる K_{tip} の低下量と外力による K_{tip} の増加量とがキャンセルされる初期き裂長さをもつ試験片を用いる方法である。

安定き裂成長を抑えるためには、幅 W の狭い試験片にその幅に対して深い切り込みを入れるとよい。例えば、 $d=3\text{ }\mu\text{m}$ の場合、 $W=1\text{ mm}$ の試験片に 0.8 mm の切り込みを入れると破壊靭性値は $K_c=3.01\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で、 $(K_{tip})_c$ との差は 6.7% となり、 0.9 mm の切り込みでは $K_c=2.92\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で、 $(K_{tip})_c$ との差は 3.5% となる。 $d=20\text{ }\mu\text{m}$ の場合、 $W=1\text{ mm}$ の試験片に 0.8 mm の切り込みを入れると $K_c=2.22\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で、 $(K_{tip})_c$ との差は 6.8% となり、 0.9 mm の切り込みでは $K_c=2.15\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で、 $(K_{tip})_c$ との差は 3.2% となる。実際には $d=20\text{ }\mu\text{m}$ の場合、図15における $W=1\text{ mm}$ の安定的に成長するき裂長さ (a_f-a_0) は、等価き裂長さ a_{eq} が 6.6 mm 以上($a_0\geq 0.73\text{ mm}$)では平均結晶粒径未満になっているため、き裂は初期き裂から即時破壊を起こすものと考えられる。すなわち、 $a_0\geq 0.73\text{ mm}$ では、 K_c は $(K_{tip})_c$ に等しくなると考えられる。

また、平均結晶粒径の小さいセラミックス($d\lesssim 3\text{ }\mu\text{m}$)では、安定成長するき裂長さの最低値(平均結晶

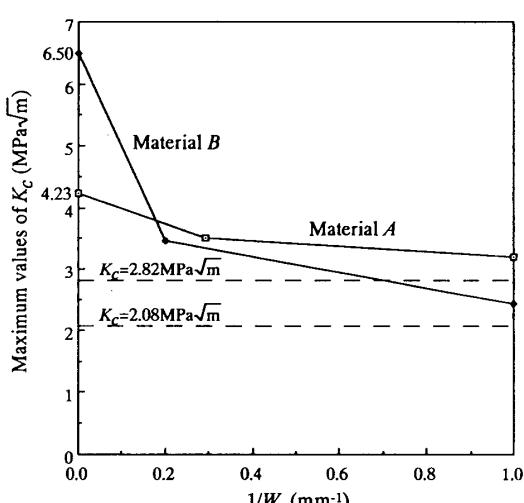


図 18 K_c の最大値と試験片幅 W との関係

粒径)が小さいため、平滑材の破壊強度の水平線と欠陥材の破壊強度の線との交点における破壊靱性値がほぼ $(K_{tip})_c$ になる。

5. 結 言

アルミニナセラミックスのグレインブリッジングを考慮に入れた破壊強度試験の数値シミュレーションを行うことによって、破壊強度と欠陥寸法との関係を明らかにした。得られたおもな結果は以下のとおりである。

(1) 実験結果と本シミュレーションによる破壊強度と欠陥寸法の関係は定量的によく一致した。

(2) 有限幅の試験片の破壊靱性値 K_c は、き裂が長くなるに従い増加し最大値に達した後、き裂先端有効破壊靱性値 $(K_{tip})_c$ に漸近する。

(3) K_c の最大値は、試験片幅 W によって変化することが確認された。

(4) $(K_{tip})_c$ は、試験幅 W に対して深いき裂を入れた試験片の破壊試験からある程度の精度で求められる。

(5) 平均結晶粒径が小さい材料では($d \lesssim 3 \mu\text{m}$)、破壊強さ-等価き裂線図において、平滑材の強度の水平線と欠陥材の破壊強度の線との交点における破壊靱性値がほぼ $(K_{tip})_c$ となる。

文 献

- (1) Kirchner, H. P., ほか2名, *Mater. Sci. Eng.*, **22**(1976), 147.
- (2) 井関・ほか3名, 窯業協会誌, **86-11**(1978), 547.
- (3) Bourne, W. C. and Tressler, R. E., *Fract. Mech. Ceram.*, **3**(1978), 113, Plenum.
- (4) Rice, R. W., ほか4名, *Fract. Mech. Ceram.*, **4**(1978), 849, Plenum.
- (5) Rice, R. W., ほか2名, *J. Am. Ceram. Soc.*, **63-3**, 4(1980), 129.
- (6) McKinney, K. R. and Rice, R. W., *ASTM STP*, **745**(1981), 118.
- (7) Kirchner, H. P. and Isaacson, E. D., *Fract. Mech. Ceram.*, **5**(1983), 57, Plenum.
- (8) Hoshide, T., ほか3名, *Int. J. Fract.*, **26**(1984), 229.
- (9) Evans, A. G. and Faber, K. T., *J. Am. Ceram. Soc.*, **67**(1984), 255.
- (10) 高橋・ほか4名, 窯業協会誌, **93-4**(1985), 186.
- (11) 木本・ほか2名, 機論, **51-471**, A(1985), 2482.
- (12) 宮田・ほか2名, 日本材料強度学会誌, **21**(1986), 45.
- (13) Usami, S., ほか3名, *Eng. Fract. Mech.*, **23-4**(1986), 745.
- (14) Swain, M. V. and Rice, L. R. F., *J. Am. Ceram. Soc.*, **69**(1986), 511.
- (15) Swanson, P. L., ほか4名, *J. Am. Ceram. Soc.*, **70-4**(1987), 279.
- (16) 原田・ほか3名, 材料, **37-419**(1988), 904.
- (17) 鈴木・ほか3名, 材料, **38-429**(1989), 582.
- (18) 岩佐・ほか2名, 機論, **56-531**, A(1990), 2353.
- (19) de los Ries, E. R., ほか2名, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **13-4**(1990), 431.
- (20) 市川, 機論, **57-535**, A(1991), 500.
- (21) Hoshide, H. and Inoue, T., *Eng. Fract. Mech.*, **38**(1991), 307.
- (22) 鈴木・ほか2名, 機論, **59-561**, A(1993), 1292.
- (23) Hübner, H. and Jillek, W., *J. Mater. Sci.*, **12**(1977), 117.
- (24) Steinbrech, R. W., ほか2名, *J. Mater. Sci.*, **18**(1983), 265.
- (25) Cook, R. F., ほか2名, *J. Am. Ceram. Soc.*, **68-11**(1985), 604.
- (26) Deuerler, F., ほか2名, *Science of Ceramics* **13**, *J. Phys.*, (1986), C1-617.
- (27) 逆井・Bradt, R. C., 日本セラミックス協会誌, **96-8**(1988), 801.
- (28) Krause, R. F. Jr., *J. Am. Ceram. Soc.*, **71-5**(1988), 338.
- (29) Majumdar, B. S., ほか2名, *Eng. Fract. Mech.*, **31-4**(1988), 683.
- (30) Salem, J. A., ほか2名, *J. Am. Ceram. Soc.*, **72-1**(1989), 20.
- (31) Vekinis, G., ほか2名, *Acta Metall. Mater.*, **38-6**(1990), 1151.
- (32) Ritchie, R. O., *Mater. Sci. Eng.*, A, **103**(1990), 15.
- (33) Rödel, J., ほか2名, *J. Am. Ceram. Soc.*, **73-11**(1990), 3313.
- (34) Steinbrech, R. W., ほか2名, *J. Am. Ceram. Soc.*, **73-7**(1990), 2009.
- (35) Hu, X. Z., ほか2名, *J. Am. Ceram. Soc.*, **74-8**(1991), 1828.
- (36) Mutoh, Y. and Takahashi, M., *Theoretical Concepts and Numerical Analysis of Fatigue*, (1993), 541, EMAS.
- (37) 貞貴, 日本金属学会誌, **45**(1981), 45.
- (38) 西谷, 機誌, **70-580**(1967), 627.
- (39) 森・ほか3名, 機論, **59-567**, A(1993), 2524.
- (40) Mai, Y. W. and Lawn, B. R., *J. Am. Ceram. Soc.*, **70-4**(1987), 289.
- (41) Foote, R. M. L., ほか2名, *J. Mech. Phys. Solids*, **34-6**(1986), 593.
- (42) 星出, 材料強度学の最近の話題, (1987), 50, 日本機械学会.
- (43) 野口・ほか3名, 機講論, No. 930-9, I (1993-3), 392.