ブリッジング材料の有効き裂先端破壊じん性値の測定法[†]

森 和也* 今井良一* 田中 昭**
秋山智彦** 井手大介**

A Method for Measuring Effective Crack Tip Fracture Toughness in Bridging Materials

by

Kazuya MORI*, Ryoichi IMAI*, Akira TANAKA**,

Tomohiko AKIYAMA** and Daisuke IDE**

A method for measuring the effective crack tip fracture toughness, $(K_{tip})_c$, for bridging materials such as polycrystalline ceramics or fiber-reinforced ceramics is proposed in this paper. The value of $(K_{tip})_c$ approximately coincides with the apparent fracture toughness, K_c , when using a bending specimen with an adequately deep crack. The stress intensity factor for the bending specimen with a deep crack increases very rapidly with crack extension. Therefore, the bending specimen with a deep crack fractures without stable crack propagation which causes the R -curve behavior and the difference between K_c and $(K_{tip})_c$. The value of $(K_{tip})_c$ for polycrystalline alumina is evaluated according to the present proposed method. The measured $(K_{tip})_c$ is almost identical with that determined by numerical analysis.

Key words : Bridging materials, Ceramics, Crack tip fracture toughness, Crack tip stress intensity factor, Bending specimen, Deep crack, Measuring method

1 緒 言

ブリッジング材料の有効き裂先端応力拡大係数 K_{tip} は、見かけの応力拡大係数 K より小さな値となる。よって、 K_{tip} から求められる有効き裂先端破壊じん性値 $(K_{tip})_c$ も、見かけの破壊じん性値 K_c より、一般に小さな値である。この $(K_{tip})_c$ は、アルミナや窒化珪素などの非相変態セラミックスでは、材料定数であると考えられる。ブリッジングのために生じる K_c と $(K_{tip})_c$ との差 (K_c の増分) はき裂の形状や履歴の影響を受けるため、材料にき裂が観察されても、その材料の機械的強度を簡単に求めることはできない。そこで、 $(K_{tip})_c$ を K_c として設計を行えば、強度は安全側に見積もられ、評価も簡単で便利である。²⁾

$(K_{tip})_c$ を求める方法には、種々の手法によってブリッジングによる K_c の増分を求めて K_c から差し引く方法^{3), 4)} と、 K_c が $(K_{tip})_c$ に近づくような試験片を用いる方法がある。 K_c から K_c の増分を差し引く方法は、任意形状のき裂から $(K_{tip})_c$ を評価することができるが、 K_c の増分の定量化が一般に面倒であり、実用性に乏しい。 K_c が $(K_{tip})_c$ に近づくような試験片として、数十ミクロンの非常に短いき裂を有する試験片を用いる方法がある。非常に短いき裂は、わずかにき裂が進展しても初期き裂長さに対するき裂進展量は相対的に大きく、 K の上昇量は、わずかに進展したき裂の破面間に新たに生じるブリッジングによる K_c の上昇量を上回り、ほとんでき裂が進展

しないでカタストロフィックに破壊を生じる。この方法の問題点は、短い表面き裂を用いているためにき裂前縁の長さが短く K_c の測定値が大きくばらつくことである。 K_c の測定値の標準偏差はき裂前縁の長さの平方根に逆比例し、⁵⁾ 短い表面き裂では熱弾性異方性による残留マイクロ応力や単結晶へき開エネルギー^{6), 7)}の影響を受け易い。

本論文では、逆に試験片幅に対し深い2次元き裂の K_c を用いて $(K_{tip})_c$ を近似する方法を提案する。試験片幅に対して深い2次元き裂は、わずかに進展しても K の値が急速に上昇し、 K_c と $(K_{tip})_c$ との差を生じさせる安定き裂進展がほとんど起きないで、カタストロフィックに破壊する。深い2次元き裂は、剛性の高い試験機を用いると安定破壊に移行する場合もあるが、初期き裂からき裂が進展を開始したときの負荷荷重が最大となり、負荷荷重の最大値から $(K_{tip})_c$ が評価できる。この方法では、き裂前縁の長さが長いために残留マイクロ応力や単結晶へき開エネルギーの影響を受けにくく、ばらつきの少ない K_c の値が得られる。そこで、多結晶アルミナを例に、試験片幅に対してき裂深さを変化させ、 K_c の変化を測定し、どの程度のき裂深さを用いれば K_c で $(K_{tip})_c$ が近似できるかを議論する。さらに、 K_c の増分を差し引く方法で $(K_{tip})_c$ を求め、深いき裂から求められた $(K_{tip})_c$ と比較する。また、 K_c を上昇させる安定き裂進展の長さを数値シミュレーションによって求め、深いき裂を用いて $(K_{tip})_c$ を測定する方法の有効性を確認

† 原稿受理 平成8年3月27日 Received Mar. 27, 1996

* 正会員 久留米工業高等専門学校機械工学科 〒830 久留米市小森野町, Kurume National College of Tech., Komorino-machi, Kurume, 830

** ノリタケダイヤ(株) 〒839-12 福岡県浮羽郡田主丸町, Noritake Diamond Indust. Co. Ltd., Ukiha-gun, Fukuoka, 839-12

Fig. 1. Configuration of the SENB specimen.

Table I. Mechanical properties of alumina.

Mean grain size $d(\mu\text{m})$	Mean bending strength $\sigma_b(\text{MPa})$	Vickers hardness number HV
10	200	1480

する。

2 実 験

有効き裂先端破壊じん性値 $(K_{tip})_c$ は、見かけの破壊じん性値 K_c からブリッジングによる K_c の増分 K_B を引いた値に等しい。すなわち、

$$(K_{tip})_c = K_c - K_B. \quad (1)$$

式(1)からわかるように、もしブリッジングのないき裂から、直接カタストロフィックに破壊を生じさせることができれば、そのときの K_c は $(K_{tip})_c$ と等しくなる。

試験片のき裂が安定的に進展する原因は、き裂進展によって応力拡大係数 K が上昇する値より、き裂の進展した破面間に新たに生じるブリッジングによって K_c が上昇する値の方が大きいためである。すなわち、初期き裂からき裂がわずかに進展したとき、 K が著しく上昇すれば、初期き裂から直接的にカタストロフィックに破壊が生じることになる。

次式は、曲げを受ける片側き裂入り試験片の応力拡大係数 K を与える式である。

$$K = F(\eta) \sigma_0 \sqrt{\pi a_0} \quad (2)$$

$$(0 \leq \eta < 1 \text{ で誤差 } 0.5 \% \text{ 以下})$$

$$F(\eta) = \frac{0.923 + 0.199[1 - \sin(\pi\eta/2)]^4}{\cos(\pi\eta/2)} \sqrt{\frac{\tan(\pi\eta/2)}{(\pi\eta/2)}} \quad (3)$$

$$\eta = a_0/W \quad (4)$$

ここで、 a_0 は初期き裂長さ、 W は試験片幅、 σ_0 は公称曲げ応力である。

式(2)~(4)から、 a_0 が W に近づくと ($\eta \rightarrow 1$)、 K の値は急速に上昇することがわかる。すなわち、試験片幅に対して深いき裂を入れた試験片で曲げ試験を行えば、初期き裂から直接的にカタストロフィックに破壊が生じると考えられる。

そこで、Fig. 1 に示すように、試験片幅に対し深いき裂を有する試験片を用いて破壊試験を行う。初期き裂内にブリッジングが存在しないように、き裂の代りに切欠

Fig. 2. Bending strength σ_f versus equivalent crack length a_{eq} . Fig. 3. Fracture toughness K_c versus initial crack length a_0/W .

きを用いる。切欠きが理想き裂とみなされるように、V型切欠きの底に、ダイヤモンドペーストとレーザー刃を用いて曲率半径が $\rho < 10 \mu\text{m}$ の鋭い切欠きを導入する⁹⁾。初期き裂長さを試験片幅に対して深くなるまで変化させ、破壊じん性値 K_c の変化を調べる。

3 結 果

有効き裂先端破壊じん性値 $(K_{tip})_c$ の測定の例として、多結晶セラミックスの $(K_{tip})_c$ の評価を試みた。試験に用いた材料は 99.99 % アルミナで、機械的性質を Table I に示す。

Fig. 2 に、き裂がないとしたときの曲げ強さ σ_f と等価き裂長さ a_{eq} との関係を示している。等価き裂長さは、次式を用いて求められる。

$$a_{eq} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K}{\sigma_f} \right)^2 \quad (5)$$

ここで、 K は見かけの応力拡大係数である。

Fig. 3 は、見かけの破壊じん性値 K_c と試験片幅に対する初期き裂長さ a_0/W との関係を示している。

Fig. 4. Bridging stress $\sigma_b(\delta)$ distributed in crack surface.

Fig. 3の実験結果を基に、近似式を作ると、

$$K_c = 3.65 + 1.81(a_0/W) - 2.17(a_0/W)^2 \quad (6)$$

となる。 $a_0/W \rightarrow 1$ のとき、ブリッジングが生じる余地がないことから $(K_{tip})_c$ は破壊じん性値 K_c と一致すると考えられる。そこで、式(6)の a_0/W に1を代入して、

$$(K_{tip})_c = 3.29 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (7)$$

を得る。

式(6)を用いて、初期き裂長さ a_0/W に対する K_c と $(K_{tip})_c$ との差を比較する。式(6)から、 $a_0/W=0.8$ のとき、 $K_c=3.71 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ となり、 K_c と $(K_{tip})_c$ との差は、約13%となる。また、 $a_0/W=0.9$ のときは、 $K_c=3.52 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ となり、 K_c と $(K_{tip})_c$ との差は、約7%となる。本研究で用いたアルミナでは、この程度の差で、 $(K_{tip})_c$ を K_c で近似できると考えられる。結晶粒径がより小さな材料($d < 10 \mu\text{m}$)では、ブリッジングによる K_c の上昇量が小さくなるので、 $(K_{tip})_c$ は K_c を用いてさらに精度よく近似できると思われる。

4 考 察

見かけの破壊じん性値 K_c の増分を境界要素法を用いて計算し、その値を K_c から差し引いて有効き裂先端破壊じん性値 $(K_{tip})_c$ を求める。この $(K_{tip})_c$ と実験によって求めた $(K_{tip})_c$ とを比較する。

数値シミュレーションでは、Fig. 4に示すように、き裂の伝ば経路にブリッジング応力 $\sigma_b(\delta)$ を作用させる。 $\sigma_b(\delta)$ の大きさは次式で仮定した。^{10), 11)}

$$\sigma_b(\delta) = \sigma_{b,\max} \left(1 - \frac{\delta}{\delta_c}\right)^{2.1} \quad (8)$$

ここで、 $\sigma_{b,\max}$ は最大ブリッジング応力、 δ_c はブリッジングが生じる臨界の開口変位である。

本論文では、 $\sigma_{b,\max}$ を平均曲げ強度 σ_B の4分の1、 δ_c を平均結晶粒径 d の4分の1と置いた。¹²⁾

4・1 有効き裂先端破壊じん性値 $(K_{tip})_c$ の決定

実験結果のFig. 2の初期き裂長さ $a_0=300 \mu\text{m}$ のときの破壊強度 $\sigma_f=115 \text{ MPa}$ を用いて $(K_{tip})_c$ を決定する。

Fig. 5は、公称曲げ応力を $\sigma=115 \text{ MPa}$ に固定し、初期き裂長さを $a_0=300 \mu\text{m}$ からき裂を進展させたときの有効き裂先端応力拡大係数 K_{tip} の変化を示している。実際の破壊は、曲げ荷重の増加にともなう、 K_{tip}

Fig. 5. Determination of crack tip fracture toughness $(K_{tip})_c$.

Fig. 6. Determination of fracture toughness K by numerical simulation.

$= (K_{tip})_c$ —一定で安定的にき裂が進展し、 $K_{tip} > (K_{tip})_c$ に至ったときに、カタストロフィックに起きる。すなわち、 K_{tip} をき裂長さ a で微分した値 dK_{tip}/da が正の値となるとときに、カタストロフィック破壊が生じる。この点は、Fig. 5の $dK_{tip}/da=0$ の点に対応する。よって、

$$(K_{tip})_c = 3.44 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (9)$$

を得る。

式(9)と式(7)から、 K_c の増分を K_c から差し引いて求めた $(K_{tip})_c$ と試験片幅に対し深いき裂を用いて求めた $(K_{tip})_c$ とはほぼ一致することがわかる。

4・2 安定進展き裂長さ Δa_f の推定

$(K_{tip})_c$ が深いき裂を有する試験片の K_c によって近似できるかどうかは、カタストロフィック破壊に至る前の安定き裂進展の長さ Δa_f に依存する。実験的に、 Δa_f を評価することは困難であるから、破壊過程をシミュレーションし、 Δa_f を推定する。

Fig. 6に、初期き裂長さ $a_0=1.8 \text{ mm}$ の場合の破壊のシミュレーションを示す。公称曲げ応力が $\sigma=23.8 \text{ MPa}$ に達すると、 $K_{tip}=(K_{tip})_c$ となり、き裂が進展する。

Fig. 7. Comparison between measured K_c and K_c determined by numerical simulation.

き裂が進展すると、ブリッジングによって K_{tip} が減少するため、さらに σ を上昇させる。また、 $K_{tip} = (K_{tip})_c$ となった段階で、わずかにき裂を進展させる。これを繰り返し、き裂進展によって、 K_{tip} が減少しなくなった点（き裂進展に σ の上昇を必要としない点）において、カタストロフィック破壊が生じ、そのときまでに進展したき裂長さ Δa が Δa_f となる。

Fig. 7 に、このようにして求められた K_c と実験によって測定された K_c を示す。シミュレーション結果と実験値とがよく一致していることがわかる。

Fig. 8 は、 Δa_f と初期き裂長さ a_0/W との関係を示している。Fig. 8 から、 $a_0/W \geq 0.8$ では、安定き裂進展はほとんどなく、 K_c の値によって $(K_{tip})_c$ が近似できることが確認できる。

5 結 言

有効き裂先端破壊じん性値 $(K_{tip})_c$ を試験片幅に対し深いき裂を入れた試験片の見かけの破壊じん性値 K_c で近似する方法を提案した。実際に、平均結晶粒径 d が約 $10 \mu\text{m}$ のアルミナの $(K_{tip})_c$ をこの方法を用いて評価したところ、その誤差は、初期き裂長さ $a_0/W = 0.8$ のとき約 13 % となり、 $a_0/W = 0.9$ のとき約 7 % となる

Fig. 8. Stable crack extension Δa_f determined by numerical simulation versus initial crack length a_0 .

ことがわかった。通常の小さな結晶粒径 ($d < 10 \mu\text{m}$) のセラミックスでは、この誤差はより小さな値になると思われる。

参 考 文 献

- 1) R. O. Ritchie, Mater. Sci. Eng., **A103**, 15 (1990).
- 2) 武藤睦治, 機械の研究, **45**, 815 (1993).
- 3) Y. Mutoh, M. Takahashi and M. Takeuchi, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., **16**, 875 (1993).
- 4) 森 和也, 野口博司, B. Tabarrok, 日本機械学会論文集, **A-60**, 572 (1994).
- 5) 野口博司, 森 和也, 福嶋弘一郎, 玉井富士夫, 日本機械学会論文集, **A-62**, 1159 (1996).
- 6) M. Ortiz and S. Suresh, J. Appl. Mech., **60**, 77 (1993).
- 7) R. W. Rice, J. Am. Ceram. Soc., **76**, 3009 (1993).
- 8) H. Tada, P. Paris and G. Irwin, "The Stress Analysis of Crack Hand Book" (1973) Del Research.
- 9) T. Nishida, K. Hanaki and G. Pezzotti, J. Am. Ceram. Soc., **77**, 68 (1994).
- 10) R. M. L. Foot, Y. W. Mai and B. Cotterell, J. Mech. Phys. Solids, **34**, 593 (1986).
- 11) Y. W. Mai and R. B. Lawn, J. Am. Ceram. Soc., **70**, 289 (1987).
- 12) X.-Z. Hu, E. H. Luts and M. V. Swain, J. Am. Ceram. Soc., **74**, 1828 (1991).