セラミックスの破壊靱性

上 田 完 次* 杉 田 忠 彰**

1. は じ め に

セラミックスが、最近、New あるいは Fine という形容詞を冠してあらためて注目されている。ニュー・セラミックス、ないしは、ファイン・セラミックスの定義については、小泉⁽¹⁾や素木⁽²⁾らによっても解説されているが、その厳密な意味付けは難しいようである。ただ、これらの新しいセラミック材料が、天然に存在する酸化物を原料とする陶磁器や耐火物などの伝統的セラミックスに比べて特徴的なことは、耐熱性、機械的性質、電気的・磁気的特性、耐食性などの機能評価を詳細に行い、それを積極的、あるいは意識的に材料合成や設計に取り入れている点である。その結果、窒化物、炭化物、硼化物などの新しい非酸化物系セラミックスが次々と生まれてきており、航空宇宙、エレクトロニクス、医用技術などを含めた広い分野におけるニーズに対応すべき次世代材料の有力候補として、アモルファス合金などと並んで期待が大きい。例えば、金属学会が1980年3月にまとめた“金属学の未来像”⁽³⁾においても、1573 K 以上に耐えるガスタービン用材料として、 Si_3N_4 や SiC が有望であるという報告がされている。

ところで、機械部品や構造材料などに要求される強度という観点からセラミックスをみた場合、極めて硬いという長所を持つ半面、脆いという短所を有しており、この脆さの克服、言い換えれば、靱性の向上こそが、セラミックスが単なる未来材料で終らず実用的な材料となるための重要な課題と言える。表1⁽⁴⁾は各種セラミックスの代表的用途と機械的強度の重要度を示したものであるが、ベアリングやエンジン部品などの工業用セラミックスや、砥粒などの工具用材料において、強度の評価と改善が特に肝要であることがわかる。また、耐熱材、原子力関係や建築用材料においてもその重要度は高い。

セラミックスの機械的性質として評価すべき項目は、

* 金沢大学助教授；工学部精密工学科

** 金沢大学教授；工学部精密工学科

Fracture Toughness of Ceramics; Kanji Ueda, Tadaaki Sugita(Faculty of Eng. Kanazawa Univ. Kanazawa)
1982年1月16日受理

抗折力、圧縮強度、引張強度、高温強度、クリープ強度、衝撃強度、疲労強度、硬度、耐摩耗性、破壊靱性など極めて多くのものがあげられるが、特に重要なのは、先にもふれたように金属材料に比較してかなり劣るとされる破壊靱性、および、それに関連する引張強度、熱的・機械的衝撃強度などであろう。セラミックスは言うまでもなく組織敏感性材料であり、その強度は材料内の気孔やき裂、異常粒子などのき裂欠陥に大きく支配される。力学的に強度を取扱う場合に最も問題となるの

表1 各種セラミックスの代表的用途と強度の重要度⁽⁴⁾。

分 類	材 料	代表的用途	強度の重要度
陶磁器類	陶器、磁器、耐火器	食器、タイル、衛生器具、碍子	*
重粘土類	粗粘・陶土	レンガ、瓦、土管	**
砥 粒	アルミナ、炭化珪素、ダイヤモンド	研削砥石、ポリシング剤	***
耐 熱 材	アルミナ、シリカ、マグネサイト、カーボン、グラファイト	炉材、鋳型	**
ガ ラ ス	ガラス、ガラスセラミックス、エナメル	コンテナ、ガラス器具、エナメル器具	*
セメント	ポルトランドセメント、アルミナセメント	建築セメント、コンクリート	**
エンジン・ベアリング・セラミックス	酸化物、炭化物、窒化物、サーメット、複合セラミックス	ベアリング、シール、ダイス、エンジン部品	***
電気・磁気・光学材料	多種類	コンデンサ、固体電解質、マグネット、特殊ウインドウ	*
原 子 力	酸化物、炭化物	核燃料用	**

が、これらのき裂状欠陥(以下、単にき裂と呼ぶ)近傍の特異な応力場である。この特異な力学的応答を記述し、解析する理論的方法論として有力なのが、Irwin⁽⁵⁾以来展開されてきた破壊力学理論である。しかしながら、セラミックスに対して本格的に適用されたのは比較的最近のことであり、理論ならびに実験の両面にわたる系統的な研究が望まれているのが現状である。

以上のような背景から、本稿では先ず、セラミックスの靱性評価に有効と考えられる破壊力学の基本的事項について概説する。次いで、破壊靱性試験の実験例を紹介するとともに、筆者らが進めている切削工具用セラミックスの脆性損傷に対して破壊力学を適用した解析例を示す。

2. 破壊力学の基礎的事項

構造物や部材の強度や破壊を解析する際に、従来のいわゆる材料力学が力学的環境パラメータとして応力 σ やひずみ ϵ を用いるのに対して、破壊力学においては応力拡大係数 K 、ポテンシャル・エネルギー解放率 $\mathcal{G}$ 、 J 積分値などを用いる。ここでは、破壊力学におけるこれらの基礎的事項について概説するが、詳細は例えば文献(6)、(7)などの成書を参照されたい。

(1) き裂先端まわりの特異性と応力拡大係数 K

図1はき裂先端付近の座標系(平面問題)を示し、図2は変形の3つの様式を示す。弾性論によればき裂先端近傍の応力成分 σ_{ij} は、 $r^{-1/2}$ の特異性を持つ項から始まる級数に展開され、次式のように表わされることが知られている⁽⁵⁾。

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \sum_{n=-1}^{\infty} A_n (\sqrt{r/a})^n f_{ij,n}(\theta) \quad (n=-1, 0, 1, 2, \dots) \quad (1)$$

図1 き裂先端近傍の座標(平面問題)。

図2 き裂先端近傍の基本変形モード。

ここで、 a はき裂寸法、 A_n は形状と外力に依存する係数であり、 $f_{ij,n}$ は図2の各変形様式によって決まる θ の既知関数である。式(1)から明らかなように、き裂寸法 a に比べて r の十分小さい範囲では、特異性を示す第1項で応力分布を近似することができる。図2のモードI(開口形)に対して、 σ_{ij} を具体的に表わすと次のようになる。

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{Bmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{Bmatrix} \quad (2)$$

また、弾性範囲内で考えているから、変位成分 u, v も K_I を用いて記述できる。

$$\begin{Bmatrix} u \\ v \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{Bmatrix} \cos \frac{\theta}{2} \left(k - 1 + 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ \sin \frac{\theta}{2} \left(k + 1 - 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \end{Bmatrix} \quad (3)$$

ただし、 u, v はそれぞれ x, y 方向の変位、 G は剛性率であり、係数 k は平面ひずみおよび平面応力状態に対して

$$k = \begin{cases} 3 - 4\nu & \dots \text{平面ひずみ} \\ (3 - 4\nu)/(1 + \nu) & \dots \text{平面応力} \end{cases} \quad (4)$$

である。 ν はポアソン比である。

式(2)および式(3)で用いた係数 K を応力拡大係数と言い、各モードに対応して K_I, K_{II}, K_{III} が用いられる。また、一般的な複合モードにおける応力場は3種のモードの和で記述される。ところで、応力拡大係数が問題とする形状と負荷状態に対して決められると、き裂先端近傍の応力、ひずみ、変位が一意的に定まることになる。すなわち、異なるき裂先端の K が互に等しい場合、両者の弾性的な力学環境は互いに合同となる。 K は多くの例題に対して定式化されており、

$$K = Y \sigma \sqrt{a} \quad (5)$$

の形式で与えられる場合が多い。ただし、 σ は遠方で生じる一様応力、 Y は境界条件や負荷様式などに依存する修正係数である。

(2) ポテンシャル・エネルギー解放率 $\mathcal{G}$

き裂長さ a を有する部材と外力の作用系からなる系全体のポテンシャル・エネルギー π の変化を考える。き裂成長によるき裂面積の増加 dA に伴って、 π は解放され、その解放率 $\mathcal{G}$ は、

$$\mathcal{G} = - \frac{\partial \pi}{\partial A} \quad (6)$$

で表わされる。弾性応力状態においては、ポテンシャル・エネルギー解放率 $\mathcal{G}$ は応力拡大係数 K との間に次の関係が成立することが知られている⁽⁵⁾。

$$\mathcal{G} = \frac{k+1}{8G} (K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1}{2G} K_{III}^2 \quad (7)$$

(3) J 積分値

上記の K あるいは $\mathcal{G}$ はき裂先端近傍の降伏状態が小規模の場合、すなわち、塑性域の寸法がき裂長さや残り断面寸法などの他の寸法に比べて十分小さい時に成立する概念であり、その意味で線形破壊力学パラメータと呼ぶことができる。これに対し、大規模降伏問題には Rice⁽⁸⁾ が提案した J 積分値が、非線形破壊力学パラメータとして用いられる。

図 3 に示すようなき裂先端を囲む曲線 Γ に沿う線積分

$$J = \int_{\Gamma} \left(W^* dy - \mathbf{T} \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial x} ds \right) \quad (8)$$

は積分経路 Γ に独立で等しい値を持つ。ただし、 Γ は反時計まわりにとり、 ds は線素の長さである。また、 W^* はひずみエネルギー密度であり、 $\mathbf{T}$ は Γ 上の表面力ベクトル、 $\mathbf{u}$ は変位ベクトルである。この J 積分値の経路独立性は非線形弾性体においても成立し、その適用範囲は弾塑性体や全面降伏問題に対しても拡張されている。 J 積分値はまた、物理的にはき裂の成長に伴う系のポテンシャル・エネルギーの解放率という意義を有しており、このことが J 積分値の有効性を高めたと言える。小規模降伏問題に対しては、もちろん $J = \mathcal{G}$ となる。

以上のほかに、COD(き裂先端開口変位)や ΔK (応力拡大係数の変動幅)などが破壊力学パラメータとして用いられることがある。

図 3 J 積分.

3. 不安定破壊と破壊靱性

(1) 不安定破壊

き裂を成長させるのに必要な単位面積当りのエネルギーを $\mathcal{G}_c$ とすると、与えられた負荷条件のもとでポテンシャル・エネルギー解放率 $\mathcal{G}$ が $\mathcal{G}_c$ よりも大きくなれば、き裂は加速されながら不安定的に伝播し破壊に至る。従って、エネルギー平衡の考察より不安定破壊の条件は、

$$\mathcal{G} \geq \mathcal{G}_c \quad (9)$$

となる。この意味で $\mathcal{G}$ の限界値 $\mathcal{G}_c$ をき裂進展抵抗力 R と呼ぶことができる。

線形破壊力学の成立範囲においては、単一モードの場

合式(7)に示したように、 $\mathcal{G}$ と K は 1 対 1 の対応関係を持つから、 K の限界値 K_c を用いて、

$$K \geq K_c \quad (10)$$

が不安定破壊の条件式となる。

同じような考えから、非線形問題の場合には J 積分値の限界値 J_c を用いて、

$$J \geq J_c \quad (11)$$

を不安定破壊の条件式とすることがある。

ところで、き裂の不安定伝播によって、脆性破壊が生じるものと考え、式(9)、式(10)、あるいは式(11)が、いわゆる材料力学に基づく破壊条件 $\sigma \geq \sigma_f$ や $\varepsilon \geq \varepsilon_f$ に代る脆性破壊条件となる。ここで、 σ_f 、 ε_f はそれぞれ破壊応力、破壊ひずみである。

上記の限界値 K_c 、 $\mathcal{G}_c$ 、あるいは J_c は破壊靱性と呼ばれ、基本的には材料固有の値である。特に、 K_c の最小値は平面ひずみ状態においてあらわれ、平面ひずみ破壊靱性 K_{Ic} と呼び、設計上重要な値であり、多くの材料に対して求められている。

(2) 破壊靱性試験

破壊靱性を求めるために、曲げ試験、回転円板試験、WOL (Wedge Opening Loading) 試験、DCB (Double Cantilever Beam) 試験など各種の破壊靱性試験が提案されているが、ここでは主に K_{Ic} 3 点曲げ試験と CT (Compact Tension) 試験について説明する。図 4 は ASTM E-399⁽⁹⁾ に規定された K_{Ic} 曲げ試験片の形状・寸法を示す。同図の試験片形状と荷重様式に対しては、応力拡大係数は既知であるから、破壊発生時の荷重を P_m とすると、 K_{Ic} は次式で与えられる。

$$K_{Ic} = \frac{P_m S}{B W^{3/2}} [2.9(a/W)^{1/2} - 4.6(a/W)^{3/2} + 21.8(a/W)^{5/2} - 37.6(a/W)^{7/2} + 38.7(a/W)^{9/2}] \quad (12)$$

ここで、 S は支点間距離、 W は試験片の幅、 B は厚さである。また、 K_{Ic} の値が有効であるためには、次の条件を満たす必要がある。

$$Ba \geq 2.5 (K_{Ic}/\sigma_Y)^2 \quad (13)$$

ただし、 σ_Y は単純引張り降伏応力である。

次に、図 5 は CT 試験片の形状を示しており、この場合の K_{Ic} は次のように与えられる。

図 4 標準破壊靱性試験片 (3 点曲げ試験)。

図5 標準破壊靱性試験片 (CT 試験)。

$$K_{Ic} = \frac{P_m}{BW^{1/2}} [29.6(a/W)^{1/2} - 185.5(a/W)^{3/2} + 655.7(a/W)^{5/2} - 1017.0(a/W)^{7/2} + 638.9(a/W)^{9/2}] \quad (14)$$

この時も、式(13)の条件を満たしている必要がある。

ところで、試験片に導入される予備き裂はその先端半径を十分に小さくしなければならず、通常は切欠き底に疲労によって作られる。しかしながら、セラミックスにおいては、この方法は極めて困難であるため、図6に示すようなスラブ圧子の押込みによって導入された表面き裂を用いる簡便法を適用することが多い。表面き裂を半楕円板状と仮定し、その短径と長径を各々 $2a$, $2b$ とすると、応力拡大係数 K_I は

$$K_I = M\sigma\sqrt{\pi a}/\Phi \quad (15)$$

で与えられる⁽¹⁰⁾。ここで、 M は形状に依存する補正係数であり、 Φ は楕円積分

$$\Phi = \int_0^{\pi/2} \left(1 - \frac{b^2 - a^2}{b^2} \sin^2 \theta \right)^{1/2} d\theta \quad (16)$$

である。また、 σ はき裂から十分離れた遠方で生じる一様な垂直応力であるが、公称応力を用いることが多い。この方法は比較的再現性もよくセラミックスに対しては実用的な方法と言えよう。

また、Evans ら⁽¹¹⁾はビッカース圧痕に発生したき裂長の測定より、次式を用いて破壊靱性を求める簡便法を提案している。

$$K_{Ic} = \frac{0.15 k H_V}{\theta} (a/c)^{-3/2} \sqrt{c} \quad (17)$$

図6 半楕円板状の表面き裂。

ただし、 a はビッカース痕中心から測定したき裂長さであり、 c はビッカース痕の対角線長さの $1/2$ である。 H_V はビッカース硬度、 k は実験的に求められる係数であり、 θ は3に近い定数である。この方法は破壊試験を行う必要がなく、非常に簡便な方法と言えるが、係数を実験的に求めていることや破壊靱性は K_{Ic} でなく K_c であることなどに注意する必要がある。

(3) セラミックスの破壊靱性の例

各種セラミックスの室温における破壊靱性 K_{Ic} の測定例を表2^{(11)~(15)}に示す。また、参考のために金属材料の破壊靱性の代表例を表3⁽⁶⁾に示す。全般的にセラミックスは金属材料に比較して破壊靱性が極めて低いのがわかる。表2のセラミックスの中で最も靱性に富むのは、結合相としてのCoを含むWC-Co系超硬合金でその破壊靱性は12~16 MN/m^{3/2}であるが、それでも高力アルミニウム合金やチタニウム合金に比べても $1/2$ 以下、炭素鋼などと比較すると $1/10$ 以下となり非常に小さい。他のセラミックスにおいてはさらに金属材料との差は著しくなる。WC-Co系超硬合金を除けば、Si₃N₄やSiCが比較

表2 各種セラミックスの破壊靱性^{(11)~(15)}。

材 料	硬 度 H_V (MN/m ²)	破壊靱性 K_{Ic} (MN/m ^{3/2})
KCl(s.c.)	95	0.3
NaCl(s.c.)	240	0.5
ZnSe(v.d.)	1100	0.9
ZnS(v.d.)	1900	1.0
MgF ₂ (h.p.)	5800	0.9
SiO ₂ (ガラス)	6200	0.7
Ge(s.c.)	9000	0.46
MgO(h.p.)	9200	1.2
ZrO ₂ (Ca)	10000	7.6
Si(s.c.)	10000	0.6
WC(Co)	13000~19000	12~16
Al ₂ O ₃ (h.p.)	12000~20000	2.9~4.6
Al ₂ O ₃ (サファイア)	23000	2.1
Si ₃ N ₄ (h.p.)	14100~18500	4~5
SiC(h.p.)	19000~24000	3~4
BC(h.p.)	72200	6.0
B ₄ C(h.p.)	77000	6.0

s.c.: 単結晶, v.d.: 気相法, h.p.: ホットプレス法, Ca: カルシウム安定化, Co: コバルト結合

表3 金属材料の破壊靱性の代表例⁽⁶⁾。

材 料	降 伏 点 (MN/m ²)	破壊靱性 K_{Ic} (MN/m ^{3/2})
マルエージ鋼(300 ksi 級)	1960	56
マルエージ鋼(250 ksi 級)	1774	74
AISI 4340 鋼	1813	47
低強度炭素鋼	235	>217
チタニウム合金(6Al-4V)	1098	38
高力アルミニウム合金 (2024-T3)	392	34

的高い値を有しており、その高硬度特性などを考え合わせると、両材料が高強度セラミックスとして期待されている理由の1つが理解される。

破壊靱性は材料固有の値と言えるが、気孔率や粒径、粒径、焼結助剤、不純物、加工損傷などの内的因子と、板厚、多軸応力、試験温度、試験速度などの外的因子の影響を受ける。図7は Al_2O_3 -TiCのホット・プレス材の K_{Ic} に対する試験温度の影響を調べた例である。 K_{Ic} は約1073 Kまではほぼ一定の値を示しているが、1173 K付近から急激に上昇し、1473 Kに至ると再び低下する傾向を示している。この1273 K付近の K_{Ic} の増加は、ガラス質の粒界相が延性化するためと考えられる。最近、 Si_3N_4 焼結体の粒界に存在する第2相の軟化による K_{Ic} への影響について、興味深い報告⁽¹⁶⁾がなされている。すなわち、図8に示すように、通常ホット・プレス材

図7 Al_2O_3 -TiC の K_{Ic} に及ぼす試験温度の影響 (上田, 杉田).

図8 Si_3N_4 の K_{Ic} の温度依存性に対する焼結助剤の影響⁽¹⁶⁾ (17).

では1473 K 付近で K_{Ic} が急激に増加する⁽¹⁷⁾のに対し、助剤無添加のHIP処理材は室温から1673 Kに至るまでほとんど変化せず、これは助剤添加による粒界第2相の影響がないためと指摘している。

さらに、図9⁽¹⁸⁾は Al_2O_3 に分散させた ZrO_2 粒子の K_{Ic} に対する影響を示したものである。 ZrO_2 の分散により Al_2O_3 の K_{Ic} は増加し、ある体積率でピーク値を示している。これは、切欠き先端でのマイクロ・クラックによるエネルギー吸収に起因するものとしている。すなわち、 ZrO_2 量が増加するとその開口と成長、分枝に関与するマイクロ・クラックの存在密度が増加して K_{Ic} を増加せしめるが、 ZrO_2 がある量を越えると粒子間でマイクロ・クラックが合体しやすくなるため K_{Ic} は低下すると説明している。以上のほか、ガラスにAlを添加して靱性の改善を計る研究⁽¹⁹⁾や、SiCの酸化雰囲気中の焼鈍による K_{Ic} の変化の検討⁽²⁰⁾など、興味深い研究が進められている。

図9 ZrO_2 粒子分散による Al_2O_3 の K_{Ic} の変化⁽¹⁸⁾.

(4) き裂成長速度

活性環境ないしは腐食性環境のもとで、静荷重をうけてき裂が成長し破壊に至る、いわゆる応力腐食破壊と呼ばれる現象は、 SiO_2 や Al_2O_3 などの氧化物系セラミックスにおいてしばしば観察される。図10はき裂成長の様子を概念的に示したものであり、 K_I - V 曲線と呼ばれる。ただし、 $V=da/dt$ はき裂成長速度である。同図の領域Ⅰでは K_I が下限応力拡大係数 K_{Isc} に達した後 V は指数関数的に増加し、領域Ⅱで飽和の傾向を示すが、領域Ⅲにおいては再び K_I に依存して加速され、破壊靱性 K_{Ic} に近づくに従い急速に伝播する。図11⁽²¹⁾は Al_2O_3 に対しての測定例である。空気中の水分の影響を強く受け、 V は領域Ⅰでは化学反応速度に支配され、また、領域Ⅱではき裂先端への水分の拡散速度に依存すると理解

図10 応力腐食破壊における K_I - V 曲線の概念図。 図11 Al_2O_3 の応力腐食破壊における K_I と V の関係⁽²¹⁾。

されている。領域IIIでは水分の影響はほとんど受けず、領域Iに比べて急勾配の材料固有の進展挙動を示すものとされている。

ところで、図11のような K_I - V 関係が得られていると、不安定破壊に至るまでの時間、すなわち、寿命を予測することができる。 $da/dt=V$ であるから、寿命 T は次式で求められる。

$$T = \int_{a_0}^{a_c} \frac{1}{V} da \quad (18)$$

ここで、 a_0 は初期き裂長さ、 a_c は限界き裂長さである。また、 K_I は式(5)で表わされる場合が多く、

$$da = \frac{2K_I}{Y^2 \sigma^2} dK_I \quad (19)$$

となる。従って、式(18)は次のようになる。

$$T = \frac{2}{Y^2 \sigma^2} \int_{K_{ISCC}}^{K_{IC}} \frac{K_I}{V} dK_I \quad (20)$$

次に、図11のような測定から V の関数が既知である

とする。今、簡単のために、領域Iが支配的である場合を考えると、 $V = aK_I^\beta$ と近似できるから、式(20)は積分可能となり、

$$T = \frac{2}{Y^2 \sigma^2 a (\beta - 2)} (K_{ISCC}^{2-\beta} - K_{IC}^{2-\beta}) \quad (21)$$

が得られる。

同様な考えで、繰返し荷重下における疲労き裂成長速度 $da/dN = f(4K)$ が既知であれば、次式によって疲労寿命が求められることになる。

$$N = \int_{a_0}^{a_c} \frac{1}{f(4K)} da \quad (22)$$

ここで、 N は繰返し回数、 $4K$ は荷重変動に対応する応力拡大係数の変動幅である。ただし、セラミックスに対しては、その疲労挙動⁽²²⁾の解明が重要であるにもかかわらず $da/dN = f(4K)$ はほとんど測定されていないようである。上記の式(21)、あるいは、式(22)は寿命予測を与えるものとして設計上有益な指針を示すものである。

4. セラミック工具の脆性損傷に対する破壊力学の適用と解析例

切削工具用セラミックス⁽²³⁾⁽²⁴⁾は、セラミックスが実用的、工業的に最も普及している分野の1つと言える。これは、酸化物や炭化物、硼化物などの優れた耐摩耗性⁽²⁵⁾と耐熱性が金属系の切削工具ではなし得ない高速切削加工を可能ならしめたからである。しかしながら、靱性に劣るという性質のために、その使用範囲には制限があり、現在種々の検討がなされている。本項では、セラミック工具の脆性損傷に対して破壊力学理論を適用した解析例を示す。

(1) 解析アルゴリズムの概要

チップングや欠損などの、切削工具のいわゆる脆性損傷においては、材料の微視的構造⁽²⁶⁾、特に、き裂の挙動が重要な役割⁽²⁷⁾を演じていると考えられる。ここでは、セラミック工具の脆性損傷は、切削系の力学的環境のもとで工具内のき裂が成長して不安定伝播に至った時ひき起こされるものと考え、脆性損傷の発生する安全-危険境界や工具寿命を解析する⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾。

図12は解析アルゴリズムの概略を示す。入力としての切削条件と工具材料物性に対して応力解析を行い、き裂先端近傍の降伏域が小規模であれば、線形破壊力学パラメータとしての K あるいは $\mathcal{G}$ を用いることになる。次に、前述の破壊靱性試験で求められた K_c 、 $\mathcal{G}_c$ を用いて破壊発生の判定を行う。すなわち、式(9)あるいは式(10)が満たされた場合には、き裂は負荷の増加なしに不安定伝播を起こし、工具の欠損に至る。この不安定破壊条件を満足するかしないかは、もちろん、その時

図 12 解析アルゴリズムの概要⁽²⁹⁾.

の切削条件，工具形状，材料物性，および破壊靱性によって支配されるわけであるから，それらの諸要因に対して安全-危険境界が求められることになる。また，繰返し負荷のかかる断続切削や不連続型切りくず生成のような問題⁽³⁰⁾には， ΔK が力学的パラメータとなり，大規模降伏の場合には J 積分値が力学的パラメータとなる。さらに，切削熱の影響を考慮する場合には⁽³¹⁾，工具内の温度分布を求め，熱応力を算出し，重ね合わせの原理により K を解析すればよいことになる。

次に，初期欠損の場合についての具体的な解析手順を示す。切削工具のように複雑な幾何学的形状と力学的境界条件を有する問題においては，純解析的に K ， G などを求めることはできず，数値計算によらざるを得ない。応力分布や変位分布より式(2)，(3)に基づいて求める直接法⁽³²⁾や，コンプライアンス法⁽³³⁾⁽³⁴⁾などがあるが，ここでは有限要素法を援用したひずみエネルギー法を適用した。荷重拘束のもとでは，ポテンシャル・エネルギーの減少 $d\pi$ はひずみエネルギーの増加 dW に等しくなるから，ポテンシャル・エネルギー解放率 $\mathcal{G}$ は次式で与えられる。

$$\mathcal{G} = -\frac{\partial \pi}{\partial A} = \frac{\partial W}{\partial A} \quad (23)$$

ひずみエネルギー密度を W^* とすると，式(23)は，

$$\mathcal{G} = \iiint_V \frac{\partial W^*}{\partial A} dV \quad (24)$$

となる。ただし， dV は微小体積要素である。

一方，不安定破壊の発生条件は式(9)で表わされるから，式(24)を用いて

$$\iiint_V \frac{\partial W^*}{\partial A} dV \geq g_c \quad (25)$$

が得られる。また，小規模降伏において，モード I が支配的な平面ひずみ問題に対しては，式(7)を用いて， $\mathcal{G} = K_I^2(1-\nu^2)/E$ が成立するから式(25)は次のようになる。ただし， E はヤング率である。

$$\left\{ \frac{E}{1-\nu^2} \iiint_V \frac{\partial W^*}{\partial A} dV \right\}^{1/2} \geq K_{Ic} \quad (26)$$

式(26)が対象とする切削条件，工具形状，材料物性，および，破壊靱性 K_{Ic} に対して，脆性損傷の発生する安全-危険境界を与えることになる。

(2) 解析例

有限要素解析モデルの図示は省略するが，初期き裂については，実際に生じるすくい面き裂の形態観察などに基づき，最大主応力の生じる場所に位置するき裂が最も成長・伝播しやすいと仮定し，また，その成長方向が最大主応力方向に直角な 2 次元き裂であると仮定している。材料物性値としては，焼結 Al_2O_3 を想定して，ヤング率 $E=3.1 \times 10^5 \text{ MN/m}^2$ ，ポアソン比 $\nu=0.2$ とし，平面ひずみ条件のもとで解析した。

図 13 は解析結果の 1 例であり，安全-危険境界に対する K_{Ic} の影響を示したものである。前項 3 でも述べたように， K_{Ic} は気孔率や粒径，粒界相，さらに，試験温度などの各種要因に依存して変化し，焼結 Al_2O_3 の場合も約 $3 \sim 5 \text{ MN/m}^{3/2}$ と変化する。図 13 から明らかな

図 13 安全-危険境界に及ぼす破壊靱性 K_{Ic} の影響の解析例(すくい面分布荷重)⁽²⁹⁾.

ように、安全 - 危険境界は K_{Ic} に大きく依存し、 K_{Ic} が増加するに従い、安全領域が拡大するのがわかる。

次に、合成切削力が刃先に集中荷重としてかかる場合の、切削力方向 ($\theta = \tan^{-1}$ 背分力/主分力) の影響を求めたのが図 14 である。 θ の減少とともに危険領域が拡大している。例えば、 θ が 20° から -10° に減少するに従い、き裂長さ $50 \mu\text{m}$ において、安全領域は $1/6$ 以下に減少している。通常、定常切削状態においては θ は比較的大きな値を示すが、切削開始時や終了時の過渡的切削状態や、断続切削や不連続型切りくずを生成する非定常切削状態の際には、 θ が変動するため、危険領域に入る可能性が高くなることが示唆される。

さらに、図 15 は式 (22) を用いて、断続切削における欠損寿命を WC-Co 系超硬合金に対して求めた例である。合成切削力の変動幅が増大するに従い、欠損に至る繰り返し切削数が減少しているのがわかる。図 15 の傾向は、図 13, 14 とともに、実際の被削性試験で得られ

る欠損寿命曲線や経験的知識とよく対応している。

このように、破壊力学理論を適用して、諸因子の効果を詳細にとらえることにより、一方では材料の設計改善に対して、他方では最適切削条件の選定に対して有益な指針を与えることができると言える。このことは、もちろん、切削工具材料に対して限られることなく、広く、構造材料や機械部品などの設計とその使用条件の選定においても基本的には同様の考えですすめることができる。

5. おわりに

本稿では、セラミックスの破壊靱性評価に関して、破壊力学の基礎的事項を概説し、破壊靱性試験とその代表例を紹介するとともに、セラミック工具の脆性損傷に対して破壊力学理論を適用した解析例を示した。はじめにも述べたように、セラミックスへ破壊力学が適用されたのは比較的最近のことであり、特に我が国ではアメリカやイギリスに比べて、かなり立ち遅れているように思われる。今後は、次々と生み出されて来る新しいセラミックスに対する破壊靱性の評価、および、その材料設計へのフィード・バック、さらに、使用時の機能評価との関連の検討などの研究が望まれるところであり、小文が何らかの参考になれば幸いである。

なお、言い足りぬ点や思わぬ誤解があったとすれば、それはひたすら筆者らの浅学のゆえであり、ご叱責を甘受する次第である。また、紙面の都合上ふれることのできなかったセラミックスの基礎物性⁽¹⁾⁽²⁾⁽³⁵⁾、機械的性質一般⁽⁴⁾⁽³⁶⁾⁽³⁷⁾、強度の統計的評価^{(38)~(40)}などについては優れた著書・文献があるので、それらを参考にされたい。最後に、データを引用させて頂いた多くの研究者の方々には、厚く感謝申し上げるものである。

文 献

- (1) 小泉光恵：ニューセラミックス，ニューセラミックス懇話会編，日刊工業新聞社，(1977)，1.
- (2) 素木洋一：ファインセラミックス，エレセラ出版委員会編，技敵，(1981)，1.
- (3) 日本金属学会教育に関する委員会：金属学の未来像，(1980)，27.
- (4) R.W.Davidge: *Mechanical Behaviour of Ceramics*, Cambridge University Press, Cambridge, (1979)，2.
- (5) G.R.Irwin: *J. Appl. Mech.*, **24**(1957)，361.
- (6) 岡村弘之：線形破壊力学入門，培風館，(1976)。
- (7) J.F.Knott 著，宮本 博 訳：破壊力学の基礎，培風館，(1977)。
- (8) J. R. Rice: *Int. J. Fracture Mechanics*, **2-2**(1966)，426.
- (9) *Annual Book of ASTM Standards*, Part.31 (1972)，955.
- (10) N.Ingelstrom and H.Nordberg: *Eng. Fract. Mech.*, **6**(1974)，597.

図 14 安全 - 危険境界に及ぼす合成切削力方向の影響 (刃先集中荷重)⁽²⁹⁾。

図 15 工具欠損寿命の解析例⁽³⁰⁾。

- (11) A.G.Evans and E.A.Charles : J.Am. Ceram. Soc., **59**(1976), 371.
- (12) B.R.Lawn and D.B.Marshall : J.Am. Ceram. Soc., **62**(1979), 347.
- (13) J.T.Hagan : J.Mater. Sci., **14**(1979), 2975.
- (14) G.R.Anstis, P.Chantikul, B.R.Lawn and D.B.Marshall : J.Am. Ceram. Soc., **64**(1981), 533.
- (15) J.Lankford and D.L.Daridson : J.Mater. Sci., **14**(1979), 1662.
- (16) A.Tanaka, M.Shimada and M.Koizumi : J. Am. Ceram. Soc., **65**(1982), 印刷中.
- (17) A.G.Evans and S.M.Wiederhorm : J.Mater. Sci., **9**(1974), 270.
- (18) N.Claussen : J.Am. Ceram. Soc., **59**(1976), 49.
- (19) V.V.Krstic and P.S.Nicholson : J.Am.Ceram. Soc., **64**(1981), 499.
- (20) J.J.Petrovic and L.A.Jacobson : J.Am.Ceram. Soc., **59**(1976), 34.
- (21) A.G.Evans : J.Mater. Sci., **7**(1972), 1137.
- (22) 杉田忠彰, 佐野幸雄, 山田 巖 : 精密機械, **34**(1968), 195.
- (23) 古川満彦 : 精密機械, **46**(1980), 541.
- (24) 鴻野雄一郎, 原 昭夫 : 精密機械, **46**(1980), 560.
- (25) 杉田忠彰 : 日本金属学会会報, **18**(1979), 186.
- (26) 岩田一明, 上田完次, 橋本英文, 柴坂敏郎 : 精密機械, **47**(1981), 1451.
- (27) 杉田忠彰, 山田 巖 : 精密機械, **30**(1964), 662.
- (28) K.Ueda, J.H.Percy and K.Iwata : Proc. Int. Conf. Prod. Eng., **3**(1980), 462.
- (29) 上田完次, 杉田忠彰 : 粉体粉末冶金協会講演概要集, (1980・11月), 22.
- (30) 柴坂敏郎, 橋本英文, 岩田一明, 上田完次 : 精機学会講演論文集, (1981・11月), 70.
- (31) 柴坂敏郎, 橋本英文, 岩田一明, 上田完次 : 精機学会講演論文集, (1981・3月), 7.
- (32) S.K.Chan, I.S.Tuba and W.K.Wilson : Eng. Frac. Mech., **2**(1970), 77.
- (33) H.Okamura, K.Watanabe and T.Takano : ASTM STP 536, (1972), 423.
- (34) 上田完次, 岩田一明, 柴坂敏郎, J.Percy : 精機学会講演論文集, (1980・3月), 67.
- (35) W.D.Kingery, H.K.Bowen, D.R.Uhlmann 著, 小松和蔵, 佐多敏之, 守吉佑介, 北澤宏一, 植松敬三 共訳 : セラミックス材料科学入門, 内田老鶴圃新社, (1980).
- (36) 浜野健也 : セラミックス基礎工学講座, 講座小委員会編, セラミックス, (1976), 565.
- (37) R.C.Bradt, D.P.H.Hasselman and F.F.Lange : *Fracture Mechanics of Ceramics*, Plenum, New York, (1977).
- (38) 横堀武夫 : 材料強度学, 岩波全書, (1974).
- (39) 岡村弘之, 板垣 浩 : 強度の統計的取扱, 培風館, (1979).
- (40) E.M.Lenoe and D.M.Neal : ASTM STP 601, (1976), 63.

◆学協会だより (2) ◆

(Powder Metallurgy International Vol.13.No.4,1981より採録)

June 7, 1982

Progress in Bioceramics, Stoke-on-Trent, U.K.
(The British Ceramic Society, Shelton House,
Stoke-on-Trent, ST4 ZDR).

June 7-11, 1982

First Spanish-American Congress on Ceramics,
Glas and Refractories; Torremolinos, Spain) Spanish
Ceramic Society, Madrid).

September 22-24, 1982

Fourth European Conference on Fracture (Fracture
and the Role of Microstructure), Leoben, Austria
(Prof. K.Maurer, Inst. Metallkunde und Werkstoff-
prüfung, Montanuniversität, A-8700 Leoben).

September 28-30, 1982

Optimising Energy Usage in Mining and Metallurgy,
Cambridge, U.K. (The Metals Society, 1 Carlton
House Terrace, London SW1Y 5DB).

October 3-6, 1982

Annual Meeting of the International Commission
on Glas, Toronto, Canada (M.K.Murthy, Ontario
Research Foundation, Dept. of Glas and Ceramics,
Ontario. L5K 1B3C.).

October 25-27, 1982

Silver Jubilee Meeting of the Powder Metallurgy
Joint Group Meeting, London and Eastbourne,
Great Britain (The Metals Society, 1 Carlton House
Terrace, London SW 1 Y 5 DB).

November 10-12, 1982

Sixth International Conference on Powder Metal-
lurgy Brno, CSSR (Dom Techniky CSVTS, CSSR
01180 Zilina).