CeO₂ 安定化 ZrO₂ の混合モード下における 破壊挙動および破壊靱性

向 後 保 雄* 香 川 豊** 八 田 博 志***

J. Japan Inst. Metals, Vol. 56, No. 7 (1992), pp. 770-778

Fracture Behavior and Fracture Toughness of CeO₂-Stabilized ZrO₂ under Mixed Mode Loadings

Yasuo Kogo*, Yutaka Kagawa** and Hiroshi Hatta***

*Materials & Electronic Device Laboratory, Mitsubishi Electric Co., Sagamihara.

Present address: Institute of Space and Astronautical Science, Sagamihara

**Institute of Industrial Science, The University of Tokyo, Tokyo

***Institute of Space and Astronautical Science, Sagamihara

The fracture toughness of CeO₂ stabilized ZrO₂ (CeO₂-ZrO₂) has been measured under mode I, mode II and their mixed-mode conditions. The conventional single-edge-notched bending (SENB) test was carried out to obtain the mode I fracture toughness. The anti-symmetric four-point bending (AS4PB) test, which is the modified SENB test, was adopted for the mixed-mode and mode II fracture toughness tests. The obtained stress intensity factors at unstable fracture were discussed with the phase transformation behavior of ZrO₂ and the phase-transformation toughening mechanism.

The results showed the maximum principal stress criterion and the non-coplanar strain energy release rate criterion is applicable to the K_I - K_{II} fracture curve. Under the mode II loading condition, the K_{IIC}/K_{IC} value of CeO₂-ZrO₂ was 0.6, which was lower than those of non-transforming brittle materials. The low K_{IIC}/K_{IC} value is attributed to the shielding effect by the transformation which is effective only on the mode I stress intensity.

(Received January 29, 1992)

Keywords: ceria-stabilized zirconia, mixed-mode loading, fracture toughness, failure criteria, martensitic transformation, transformation toughening

I. 緒 言

エンジニアセラミックスとして注目される材料のひとつとして、高強度・高靱性を兼ね備えているジルコニア (ZrO₂) がある。ZrO₂ はその破壊過程において、亀裂先端近傍での応力集中により亀裂の周囲に膨張歪を伴うマルテンサイト変態が誘起され、相変態層を形成するが、ZrO₂ の優れた力学的特性はこの相変態層の存在により生ずる応力遮蔽効果によるものと考えられている。相変態に伴う高靱化についてはこれまで多くの理論的・実験的な報告が行われており、その特徴的な挙動として亀裂長さの増加につれて破壊抵抗が増加するという、いわゆる R 曲線挙動 (Resistance curve behavior) を取ることが知られている⁽¹⁾⁻⁽⁵⁾。

実際に材料の力学的特性を利用する状況を考えると、純粋なモード I の負荷様式が加わることは少なく、むしろモード I, モード II, モード III の混合モード状態となることが予想される。このような観点から、実用構造材料である金属材料においては、混合モード下における破壊挙動や疲労挙動に関する研究が注目を集めている⁽⁶⁾⁽⁷⁾。

一方、ZrO₂ に関するこれまでの報告では、主に純粋なモード I が負荷された状況を想定したものがほとんどであることから、著者らは前報で部分安定化 ZrO₂ のモード I とモード II の混合モード下での破壊挙動について検討を行い、混合モード下においても部分安定化 ZrO₂ が R 曲線挙動を示すことを報告した⁽⁸⁾。しかし、前報では破壊靱性値に関しては定性的な考察しか行っていなかった。

本研究では、相変態による高靱化を有する部分安定化 ZrO₂ における混合モード下での破壊靱性について定量的

* 三菱電機(株)材料デバイス研究所, 現在: 文部省宇宙科学研究所

** 東京大学生産技術研究所

*** 文部省宇宙科学研究所

な検討を行った。実験には、CeO₂ により安定化した ZrO₂ を用い、非対称四点曲げの手法により ZrO₂ のモード I、モード II およびこれらの混合モード下での破壊靱性を求め、相変態の影響についての考察を行った。

II. 実験方法

1. 材料および試験方法

実験に用いた材料は東ソー(株)製の CeO₂ (16 mass%) 安定化 ZrO₂ (以下 CeO₂-ZrO₂ と示す) であり、常圧焼結により製造されたものである。試験片には Fig. 1 に示すように 5 mm×5 mm×50 mm の角柱を切り出し、マイクロカッターによりノッチ深さ (a) 2.5 mm ($a/W=0.5$)、ノッチ先端半径およそ 150 μm のノッチを導入した。破壊靱性試験はモード I、モード II およびこれらの混合モード (モード I+モード II) で行った。

Fig. 1 Geometry and dimension of SEN (single-edge-notched) specimen.

Fig. 2 Distribution of shear force and bending moment in the symmetric four-point bending (S4PB) test and the anti-symmetric four-point bending (AS4PB) test. (After some modification of T. M. Maccagno and J. F. Knott [7])

モード I の試験では、Fig. 2(a) に示すような SENB (single-edge-notched bending) 試験を適用した。また、モード I とモード II の混合モードおよびモード II に関しては、Fig. 2(b) に示す非対称四点曲げ (AS4PB: anti-symmetric four-point bending) 試験を適用した。以後、非対称四点曲げ (AS4PB) 試験に対して、モード I の試験を対称四点曲げ (S4PB: symmetric four-point bending) 試験と呼ぶことにする。

2. 非対称四点曲げ (AS4PB) 試験

Fig. 2(b) に示した AS4PB 試験では、荷重点に対するノッチの位置 (S_0) を変化させることにより、異なる応力拡大係数比の負荷条件を得ることができる。モード I およびモード II の応力拡大係数 (K_I および K_{II}) はそれぞれ、

$$K_I = (M/BW^{3/2}) Y_I \quad (1)$$

$$K_{II} = (Q/BW^{1/2}) Y_{II} \quad (2)$$

で示される。ここで、 M および Q はそれぞれ試験片に負荷される曲げモーメントおよびせん断力、 B および W は Fig. 1 中に示したように試験片の幅および厚さ、 Y_I および Y_{II} は用いた試験片のモード I およびモード II における形状係数である。なお、 Y_I および Y_{II} は Wang ら⁽⁹⁾ によって求められており、本実験に用いた $a/W=0.5$ では、 $Y_I=11.12$, $Y_{II}=1.838$ である。

M および Q を負荷荷重 (P) およびノッチ位置 (S_0) を用いて表すと、 M および Q は、

$$M = S_0(P/3) \quad (3)$$

$$Q = P/3 \quad (4)$$

と示すことができる。なお、モード I の試験における応力拡大係数は、式 (1) において、

$$M = S(P/2) \quad (5)$$

とすることにより、求めることができる。ここで、 S は四点曲げ試験における外スパン長さの 1/4 の値である。

ここでは、初期亀裂長さと実験より求められる最大荷重を用いて式 (1)~(5) より算出した値をそれぞれの負荷様式下での臨界応力拡大係数とした。なお、本実験においては初期亀裂長さとして試験片に導入したノッチ長さをを用いた。以下では、モード I およびモード II での臨界応力拡大係数を K_{IC} , K_{IIC} とした。また、混合モードの場合には、Fig. 3 に模式的に示すように、破断時の応力拡大係数のモード I 成分を K_I^* 、モード II 成分を K_{II}^* で示した。

希望する混合モードにおいて試験を行うためには、Fig. 3 中に示したように、 K_I - K_{II} 平面において目的とする応力拡大係数比と K_I 軸の成す角を β_{eq} と置くと、

$$K_{II}/K_I = \tan \beta_{eq} \quad (6)$$

を満たすことが必要である。ここで、式 (1)~(5) を式 (6) に代入すれば、目的の応力拡大係数比を得るためには、

$$S_0 = W(Y_{II}/Y_I) / \tan \beta_{eq} \quad (7)$$

より求められる S_0 が試験片のノッチ位置となるように配

Fig. 3 Definitions of fracture toughness and relation between β_{eq} and K_I - K_{II} ratio.

置すればよいことがわかる。なお、応力拡大係数比と K_I 軸の成す角 β_{eq} は、混合モードを表すパラメータとして有用であるため、以後はこの値を用いて実験結果を議論することにする。

Fig. 4 (a) (b) に本実験を行うために作製した、(a) S4PB 試験および (b) AS4PB 試験の荷重負荷治具を示す。いずれの装置においても、荷重点の曲率は 2 mm とし、荷重点間距離を決めるパラメータ (S) を 10 mm とした。すなわち、S4PB 試験では、内スパン長さ 20 mm、外スパン長さ 40 mm、AS4PB 試験においては、上下スパン長

Fig. 4 Photographs of testing apparatuses. (a) Symmetric four-point bending (S4PB) test. (b) Anti-symmetric four-point bending (AS4PB) test.

さともに 30 mm である。なお、AS4PB 試験装置では、式 (7) より求められる S_0 を精度良く決定するため、マイクロメータヘッドによる位置合わせ治具を用いた。

試験片への負荷は、インストロン試験機 (最大容量 5 kN) を用いて行い、クロスヘッド速度を 0.83×10^{-6} m/s として、室温 (293 K)、大気中にてすべての試験を行った。

試験後の破面は、走査型電子顕微鏡 (以後 SEM とする) により観察を行った。また、破壊靱性試験に伴う CeO_2 - ZrO_2 の相変態の量を見積るため、試験後の破面に対し X 線回折を行った。X 線回折には、 $\text{Cu-K}\alpha$ 線を用い、加速電圧 40 kV、加速電流 100 mA とした。また、破面のノッチ近傍からの回折 X 線を調べるために、鉛箔を用いて測定箇所以外を覆い測定を行った。

III. 実験結果

1. 混合モード下での破壊靱性試験

Fig. 5 に AS4PB 試験において β_{eq} を変化させた場合の破断荷重 (P_c) の変化を示す。 P_c は β_{eq} が 15° ($K_{II}/K_I = 0.27$) 以後、モード II 成分の増加とともにほぼ単調に増加する。ただし、 β_{eq} が 90° (モード II) では β_{eq} が 75° ($K_{II}/K_I = 3.7$) の場合に比べ、やや低い値を示した。

Fig. 5 および S4PB 試験の結果をもとに、式 (1) ~ (5) を用いて臨界応力拡大係数の計算を行った結果を **Fig. 6** に示す。図中、○は混合モードにより破断した際の応力拡大係数のモード I 成分 (K_I^*) を示し、●はモード II 成分 (K_{II}^*) を示す。純粋なモード I ($\beta_{eq} = 0^\circ$) における臨界応力拡大係数 (K_{IC}) は、 $\sim 8.7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ であり、純粋なモード II ($\beta_{eq} = 90^\circ$) における臨界応力拡大係数 (K_{IIC}) は、 $\sim 5.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ であった。 β_{eq} を増加させると、モード I 成分は単調に減少し、モード II 成分はほぼ単調に増加する。

Fig. 5 Effect of loading angle (β_{eq}) on failure load (P_c) in mixed mode (mode I + mode II) fracture toughness test.

Fig. 6 Effect of loading angle (β_{eq}) on mode I and mode II components (K_I^* and K_{II}^*) of fracture toughness (K_C) for CeO₂-ZrO₂.

ただし、75° ($K_{II}/K_I=3.7$) から 90° (モード II) においてはモード II 成分はわずかに減少した。 β_{eq} が 75° 付近でのモード II 成分の減少は、Fig. 5 に示した破断荷重の変化と対応したものである。

2. フラクトグラフィ

試験後の破断状況の β_{eq} 依存性を Fig. 7 に示す。モード I ($\beta_{eq}=0^\circ$) においては、ノッチ先端から成長した亀裂が、マクロ的にはノッチの方向に真っ直ぐ進展して破断しているのに対し、 β_{eq} を 0° よりも大きくすると、図より明らかに、亀裂進展方向がノッチ方向に対して角度をもって進展するようになり、ノッチの方向からの亀裂の進展方向の偏向の程度は β_{eq} の増加 (モード II 成分の増加) とともに増加する傾向にあった。

Fig. 8 はモード II により破断した試験片の破面の状態を場所別に観察したものである。すべての破面には粒界破壊と粒内破壊が同時に観察される。しかし、注意深く見ると (a) に示したノッチ近傍では粒界破壊の割合が多いのに対して、ノッチ先端からおよそ 1.5 および 4.0 mm 程度離れた (b) および (c) に示した部分では、粒内破壊の割合が明らかに多くなっている。このように、破面の状態が場所により異なるのは、(b) から (c) の領域における亀裂の伝播が、不安定に生じたことによるものと推測される。

Fig. 9 は Fig. 8(a) に示したノッチ先端近傍をさらに詳細に観察したものである。図中 (a) は粒界破壊のみの部分であり、(b) は粒界破壊と粒内破壊が生じている部分である。(b) には粒界にマイクロクラックが見られるが、これ以外にもノッチ近傍には無数のマイクロクラックが観察された。いずれのマイクロクラックも、観察面における長さは結晶粒径と同程度であった。これらのマイクロクラックはノッチ先端への応力集中の際、主亀裂の進展に先立っ

Fig. 7 Effect of loading angle (β_{eq}) on crack extension angle during S4PB and AS4PB test.

て、ノッチ先端近傍の粒界に発生したものであると考えられる。

モード I により破断した試験片についても同様の破面観察を行ったが、Fig. 10 に示すように、モード I とモード II の間には、顕著な破面の相違は認められなかった。また、マイクロクラックの発生状況についてもモード I とモード II 間に有意差は認められなかった。

3. 破面の X 線回折

モード I とモード II における破壊の差異を検討するため、ノッチ先端近傍の X 線回折を行った。Fig. 11 に同一条件下で測定した試験前の試験片およびモード I、モード II による試験後の破面の X 線回折パターンを示す。図中 T, M はそれぞれ正方晶ジルコニア (t-ZrO₂) および単斜晶ジルコニア (m-ZrO₂) より得られたピークを示している。

Fig. 8 Fracture surface of $\text{CeO}_2\text{-ZrO}_2$ under mode II loading condition.

(a) Fracture surface corresponding to "a" in (d) (Notch tip), (b) Fracture surface corresponding to "b", (c) Fracture surface corresponding to "c", (d) Observed points.

Fig. 9 Fracture surface of $\text{CeO}_2\text{-ZrO}_2$ around the notch tip under mode II loading condition.

(a) Intergranular failure, (b) Transgranular and intergranular failure with microcracks.

試験前の試験片では、 t-ZrO_2 の (111), (002), (200) 面のピークが観察されるとともに、 m-ZrO_2 の (11 $\bar{1}$) 面のピークが観察された。モード I により破断した破面では、 t-ZrO_2

のピークが減少するとともに、 m-ZrO_2 の (11 $\bar{1}$) のピーク強度が大きく増加した。また、試験前の試験片ではほとんど測定されなかった m-ZrO_2 の (111), (002), (020) などのピークも観察された。一方、モード II により破断した試験片では、モード I の場合に比べ正方晶の (111) 面のピークの比率の著しい低下が認められた。

次に、X 線回折の結果を用いて、試験前の材料に対する破壊靱性試験後の破面における t-ZrO_2 から m-ZrO_2 への相対的な変態量 X を、以下の式を用いて試算した⁽¹⁰⁾。

X は、

$$X = \frac{[I(111)_m + I(11\bar{1})_m] / [I(111)_m + I(11\bar{1})_m + I(111)_t]}{1} \quad (8)$$

で与えられ、式中の $I(hkl)$ はそれぞれの指数における X 線回折強度 (cps 値) を示している。その結果、試験前の試験片においては、 $X=0.22$ であったのに対し、モード I およびモード II の破壊靱性試験を行った破面では、それぞれ 0.56 および 0.65 であり、いずれの場合も破壊過程において相変態を生じていることがわかる。また、モード I とモード II を比較した場合、モード II の方が t-ZrO_2 から m-ZrO_2 への変態量が多いことがわかる。

IV. 考 察

Fig. 12 はモード I、モード II およびその混合モード下での破壊靱性試験の結果 (Fig. 6) を K_{II}^*/K_{IC} と K_{II}^*/K_{IC} の

Fig. 10 Comparison of fracture surface between under mode I and mode II loading conditions.

Fig. 11 X-ray diffraction profile of fracture surface around the notch tip of CeO₂-ZrO₂.

Fig. 12 K_{II}^*/K_{IC} versus K_I^*/K_{IC} relation of CeO₂-ZrO₂.

関係で整理したものである。図中各軸(K_I^*/K_{IC} , K_{II}^*/K_{IC})は、モード I の試験より得られた臨界応力拡大係数(K_{IC})により規格化した値であることを意味している。この図より、臨界応力拡大係数のモード I 成分は、モード II 成分

が増加するに従い減少し、純粋なモード II における臨界応力拡大係数(K_{IC})では、 $K_{IIC}/K_{IC} \sim 0.6$ とモード I に比べ低い値になることがわかる。

これまでに提案されている脆性材料の破壊基準は、主応力を基準とするもの、歪エネルギー密度を基準とするもの、歪エネルギー解放率を基準とするものに大別できる。

主応力を基準とするものとしては、最大主応力説(The maximum principal stress criterion)⁽¹¹⁾がある。最大主応力説では、亀裂は亀裂先端に生ずる最も大きな最大主応力に垂直に進展するものと仮定される。ノッチ先端での r - θ 座標においては、 $\sigma_{\theta\theta}$ が最大主応力となることから、 $\sigma_{\theta\theta}$ が最も大きくなる角度(θ_m)に亀裂が進展することになる。これより、 θ_m を用いて K_I と K_{II} の関係を、

$$K_{IC} = K_I \cos^3(\theta_m/2) - 3K_{II} \cos^2(\theta_m/2) \sin(\theta_m/2) \quad (9)$$

と示すことができる。

歪エネルギーを基準とするものとしては、歪エネルギー密度説(The strain energy density criterion)⁽¹²⁾が代表的である。歪エネルギー密度説では、歪エネルギー密度(dW/dV)が、

$$dW/dV = (a_{11}(\theta)K_I^2 + 2a_{12}(\theta)K_I K_{II} + a_{22}(\theta)K_{II}^2)/r \quad (10)$$

$$a_{11}(\theta) = (1 + \cos \theta)(k - \cos \theta)/16\mu \quad (11)$$

$$a_{12}(\theta) = \sin \theta(2 \cos \theta - k + 1)/16\mu \quad (12)$$

$$a_{22}(\theta) = [(k+1)(1 - \cos \theta) + (1 + \cos \theta)(3 \cos \theta - 1)]/16\mu \quad (13)$$

のように示されるとき、 dW/dV が最小となるような角度(θ_m)に亀裂が進展するという説である。ここで、 r および θ はノッチ先端を原点とした r - θ 座標系($\theta=0^\circ$ がノッチ方向と一致)であり、 μ はせん断弾性率である。また k は、ポアソン比(ν)を用いて、

$$k = 3 - 4\nu \quad (\text{平面歪}) \quad (14)$$

$$k = (3 - \nu)/(1 + \nu) \quad (\text{平面応力}) \quad (15)$$

で与えられる。このような式より求められる θ_m と実験より求められるモード I の臨界応力拡大係数 K_{IC} を用いて、 $K_{IC} = [16\mu\{a_{11}(\theta_m)K_I^2 + 2a_{12}(\theta_m)K_I K_{II} + a_{22}(\theta_m)K_{II}^2\}]/2(k-1)^{1/2}$ (16) で示される破壊条件により破壊時の K_I および K_{II} が決定されるという仮説が、歪エネルギー密度説である。

エネルギー解放率を基準とする破壊基準には、亀裂の進展方向が初期亀裂面と同じ平面上に進展する場合(Coplanar crack extension)⁽¹³⁾と、初期亀裂とは異なる面に亀裂が進展する場合(Non-coplanar crack extension)⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾の基準がある。本実験の場合には、Fig. 7 より明らかなように、初期亀裂の面と進展した亀裂面とは異なることから、後者の基準を用いるのが適当である。初期亀裂と異なる面に亀裂が進展した場合の歪エネルギー解放率説(The non-coplanar strain energy release rate criterion)では、歪エネルギー解放率が最大となるような方向に亀裂が進展するものと仮定され、ある臨界の歪エネルギーとなったときに亀

裂進展を開始する。モード I およびモード II の混合モード下では、

$$K_{IC} = \{b_{11}(\theta_m)K_I^2 + b_{12}(\theta_m)K_I K_{II} + b_{22}(\theta_m)K_{II}^2\}^{1/2} \{(1 - \theta_m/\pi)/(1 + \theta_m/\pi)\}^{\theta_m/\pi} \quad (17)$$

$$b_{11}(\theta_m) = 4(1 + 3 \cos^2 \theta_m)/(3 + \cos^2 \theta_m)^2 \quad (18)$$

$$b_{12}(\theta_m) = 32 \sin \theta_m \cos \theta_m/(3 + \cos^2 \theta_m)^2 \quad (19)$$

$$b_{22}(\theta_m) = 4(9 - 5 \cos^2 \theta_m)/(3 + \cos^2 \theta_m)^2 \quad (20)$$

と示すことができる。

Fig. 12 中には、実験より得られた結果とともに上記 3 種類の破壊基準を示した。これらを実験値と比較すると、実験値は最大主応力説および歪エネルギー解放率説と一致している。ただし、モード II 成分が多い領域では最大主応力説による破壊曲線よりも低い値で破壊を生ずようになり、モード II では $K_{IIC}/K_{IC} \sim 0.6$ と顕著に低い値を示した。一方、歪エネルギー解放率説では、すべての領域において実験結果とほぼ一致している。

Fig. 13 には Fig. 7 より測定した亀裂進展角度と、実験結果と一致した最大主応力説および歪エネルギー解放率説より予想される亀裂進展角度を示した。図より、亀裂進展角度については、モード I が支配的な領域では最大主応力説より予想される亀裂進展角度と良く一致する。しかし、モード II が支配的な領域では、実験より求められた亀裂進展角度はおおよそ 53° であり、応力拡大係数比(K_I/K_{II})が変化してもほとんど変化しない。したがって、モード II が支配的な領域では、亀裂進展角度についても実験より求められた角度と最大主応力説より予想される角度が異なっている。この傾向は、歪エネルギー解放率説の場合も同様である。

従来報告されている Si_3N_4 ⁽¹⁶⁾、 Al_2O_3 ⁽¹⁷⁾、ガラス⁽¹⁸⁾などの相変態を伴わない脆性材料において $K_{IIC}/K_{IC} 0.8 \sim 1.0$ であることを考え合わせると、本実験で得られた $K_{IIC}/$

Fig. 13 Fracture angle of $\text{CeO}_2\text{-ZrO}_2$ under mode I, mode II and mixed mode conditions.

K_{IC} はおよそ 0.6 であるので、相変態を伴わない脆性材料とは異なる挙動を示しているものと考えられる。

このように、従来報告されたセラミックスの K_{IIc}/K_{IC} 値に比べ、CeO₂-ZrO₂ が低い K_{IIc}/K_{IC} 値を示した原因としては、CeO₂-ZrO₂ の高靱化機構と外力の負荷モードの関係が考えられる。

モード I において相変態を生ずると、Fig. 14(a) に模式的に示すように、変態に伴う膨張歪により亀裂に対し圧縮応力が作用し、応力遮蔽効果による高靱化が期待できる⁽¹⁹⁾。

X 線回折の結果より明らかなように、モード II においても、モード I と同程度またはそれ以上に相変態を生じている。このため、モード I の場合同様、相変態に伴う膨張歪によって亀裂面への圧縮応力が作用するものと考えられる。ところがモード II の場合、外力によるせん断応力が亀裂面に対して作用する方向と、相変態に伴う圧縮応力が亀裂面に対して作用する方向が異なるため、モード I の場合のように外力を直接打ち消す方向に作用しない。このため、モード II においてはモード I の場合ほど高靱化が期待できないことが予想される。

ノッチ先端近傍に多数観察されたマイクロクラックについても相変態による高靱化と同様の状況が考えられる。すなわち、マイクロクラックによる高靱化も、相変態同様、マイクロクラックの生成に伴う体積膨張による亀裂面への圧縮力が高靱化に寄与するものと考えられている⁽²¹⁾⁽²²⁾。

Fig. 14 Schematic drawings of effect of closure force induced by transformation.

(a) mode I loading condition.
(b) mode II loading condition.

したがって、マイクロクラックの生成も、相変態同様、モード II に対する高靱化はモード I に比べて小さいものと考えられる。

以上のように、CeO₂-ZrO₂ において応力遮蔽効果が応力拡大係数のモード I 成分において優位に作用すると仮定した場合、本実験の結果のように相変態を伴わない脆性材料に比べ、低い K_{IIc}/K_{IC} 値を示すものと考えられる。すなわち、CeO₂-ZrO₂ においてはモード II の変形において相変態が高靱化に寄与しないか、またはその効果が少ないことになると結論される。

V. 結 論

CeO₂-ZrO₂ のモード I、モード II およびこれらの混合モード下での破壊靱性試験を行った。その結果、CeO₂-ZrO₂ の K_I - K_{II} 平面上における破壊曲線は、歪エネルギー解放率説および最大主応力説による破壊基準と一致した。ただし、モード II 成分が大きな領域では、最大主応力説による破壊基準よりも低い値を示した。さらに、モード II においては $K_{IIc}/K_{IC}=0.6$ であり、従来報告されているセラミックスの値に比較して低い値を示した。この原因としては、モード II においては相変態による高靱化への寄与が少ないことが推定された。なお、モード II での臨界応力拡大係数に及ぼす相変態の影響は、本実験の範囲内では必ずしも明らかではないので、その定量的な議論に関しては今後の課題としたい。

終わりに本研究の一部は、大倉財団からの研究補助金(香川)により行われたことを記し、関係各位に感謝いたします。

文 献

- (1) A. G. Evans and R. M. Cannon: Acta Metall., **34**(1986), 761.
- (2) L. R. F. Rose and M. V. Swain: Acta Metall., **36**(1988), 955.
- (3) B. Budiansky, J. W. Hutchinson and J. C. Lambropoulos: Int. J. Solids Structures, **19**(1983), 337.
- (4) S. J. Burns and M. V. Swain: J. Am. Ceram. Soc., **69**(1986), 226.
- (5) 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), 127.
- (6) K. Tohgo, A. Otsuka and H. W. Gao: Proc. Far East Fracture Group Workshop, Role of Plasticity and Damage Mechanics in Fracture of Solids, Tokyo Institute of Technology, (1988).
- (7) Program and Abstract of International Conference on Mixed-Mode Fracture and Fatigue, Vienna, Austria, July 15-17, (1991).
- (8) 向後保雄, 香川 豊, 八田博志: 日本金属学会誌(投稿中).
- (9) K. J. Wang, C. L. Hsu and H. Gao: Proc. 4th Int. Conf. Fracture, Waterloo, **4**(1977), 123.
- (10) D. B. Marshall, M. R. James: J. Am. Ceram. Soc.,

- 69(1986), 215.
- (11) F. Erdogan and G. C. Sih: J. Basic Engng., **85**(1963), 519.
- (12) G. C. Sih: Int. J. Fracture, **10**(1974), 305.
- (13) P. C. Paris and G. C. Sih: in *ASTM STP 381*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, (1956).
- (14) M. A. Hussain, S. L. Pu and J. Underwood: in *Fracture analysis, ASTM STP 560*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, (1974).
- (15) M. Ichikawa and S. Tanaka: Int. J. Fract., **18**(1982), 19.
- (16) J. J. Petrovic: J. Am. Ceram. Soc., **68**(1985), 348.
- (17) S. Suresh, C. F. Shih, A. Morrone and N. P. O'Dowd: J. Am. Ceram. Soc., **73**(1990), 1257.
- (18) D. Singh and D. K. Shetty: J. Am. Ceram. Soc., **73**(1990), 3597.
- (19) R. McMeeking and A. G. Evans: J. Am. Ceram. Soc., **65**(1982), 242.
- (20) A. G. Evans and K. T. Faber: J. Am. Ceram. Soc., **67**(1984), 255.
- (21) J. W. Hutchinson: Acta Metall., **35**(1987), 1605.