微小欠陥を有するアルミナの強度と信頼性評価
に関する研究*金 富安*¹, 関 忠裕*², 安藤 柱*³Study on the Strength and Reliability of Al₂O₃ with Short Crack

Bu-ahn KIM, Tadahiro SEKI and Kotoji ANDO

In this paper, the dependence of fracture toughness on the crack length is examined at room temperature. The specimen used is HP sintered Al₂O₃. The statistical properties of fracture stress of plain specimen σ_F and fracture toughness K_{IC} are examined under the same experimental conditions. Also, a failure assessment diagram is proposed based on both the process zone size failure criterion and probabilistic concept. Lastly, the relation between process zone size and grain diameter is discussed.

Key Words: Fracture Toughness, Reliability, Alumina, Failure Assessment Diagram, Process Zone, Short Crack, Weibull Distribution, Average Grain Diameter

1. 緒 言

近年, 構造用セラミックスの強度と信頼性保証に関する研究が極めて活発に実施されている。しかし, 未解明の問題も多い。その例としては, 次の3点を上げることができる。

(1) セラミックスは典型的な脆性材料である。しかし, その破壊靱性値は一定ではなく, 欠陥寸法が小さくなるにつれて低下する^{(1)~(11)}。

(2) 平滑試験片の破壊応力 σ_F は大きな寸法効果を示す。さらに, σ_F や破壊靱性値は大きなばらつきを示す。

(3) 上記(1), (2)の諸特性を踏まえた構造部材の信頼性評価法に関しては, いくつかの提案があるものの確立されたものは見当たらないようである⁽⁸⁾⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。

上記の(1), (2)および(3)に関しては, これまでに線形破壊力学に基づいた研究が活発に実施され^{(1)~(6)(9)~(12)}, 多くの有用な成果が得られている。

しかし, 多くのセラミックスのき裂先端部では, プロセスゾーンが形成されるために, その領域内の応力は低下して, $1/\sqrt{r}$ の特異性を示さなくなる。そのために, プロセスゾーン寸法がき裂長さに比べて無視できなくなると, K_{IC} 一定の破壊条件が成立しなくなる。

一方, このプロセスゾーンに注目して, 非線形破壊力学を利用して前記(1), (2)および(3)の諸特性を検討した研究例としては, 金ら⁽²⁰⁾, Rios ら⁽⁷⁾ および岩佐ら⁽²¹⁾ によるものがある。金ら⁽²⁰⁾ は, COD 破壊基準に基づいた破壊評価線図で前記木本ら⁽¹⁾ の実験結果を巧妙に説明している。また, Rios ら⁽⁷⁾ は, 同様な破壊評価線図を用いることにより, 複合セラミックスの破壊挙動を合理的に説明できることを示している。さらに, その破壊評価線図により, 熱衝撃による破損解析を行い, 二, 三の合理的な損傷防止対策を提案している。また, 岩佐ら⁽²¹⁾ はプロセスゾーン寸法破壊基準を提案し, セラミックスの破壊応力のき裂長さ依存性, 切欠先端半径依存性および結晶粒径依存性を定量的に評価できることを報告している。

一方, 破壊応力 σ_F や K_{IC} 値の統計的性質については, 多くの結果が報告されている。しかし, いずれか一方のみを測定した例が多く, 両者の統計的性質を同一

* 原稿受付 平成3年4月5日。

^{*1} 正員, 横浜国立大学大学院 (〒240 横浜市保土ヶ谷区常盤台156)。^{*2} 学生員, 横浜国立大学大学院。^{*3} 正員, 横浜国立大学工学部。

条件で測定し、比較・検討した例は必ずしも多くはない。セラミックス部材の信頼性を合理的に評価するためには、両者の統計的性質の差異を明確にした上で、その特性を取り込んだ評価手法を開発することが必要である。そのような観点から、著者らは、既に窒化けい素に対しては、プロセスゾーン寸法破壊基準と確率の概念を取り込んだ破壊評価線図を提案した⁽⁶⁾。続いて、本論文では、HP焼結されたアルミナを用いて σ_F と K_{IC} の統計的性質を調査した。また、き裂材の破壊応力 σ_c のき裂長さ依存性を実験的に調査し、その強度特性はプロセスゾーン寸法破壊基準で合理的に評価できることを明らかにした。さらに、それらの実験結果を用いてプロセスゾーン寸法破壊基準に基づいた破壊評価線図を作製し、その妥当性を検討した。また、結晶粒径とプロセスゾーン寸法および破壊靱性との関係についても検討を加えた。

2. 供試材および試験・解析方法

2.1 供試材および試験方法 供試材はHP焼結された市販のアルミナである。その破面写真を図1に示す。これから明らかなように、本供試材は明白な混粒組織であり、大きい結晶粒の平均粒径は約 $10\mu\text{m}$ 、小さい結晶粒の平均粒径は約 $3\mu\text{m}$ であった。また、大

図1 アルミナの破面写真

図2 試験片の形状および寸法

きい結晶粒の破面での面積率は約85%であった。試験片は図2に示すような形状と寸法の三点曲げ試験片であり、この形状のものを購入した。試験片の引張面には最大表面粗さ R_{max} が約 $2.5\mu\text{m}$ のラッピング仕上げが施されている。また試験片の引張側の稜には $0.2\sim 0.3\text{mm}$ の面取り加工が施されている。一部の試験片の表面には、木本ら⁽¹⁾の方法を参考にして、ダイヤモンドペン、あるいはピッカース硬度計を用いてき裂あるいは鋭い切欠きを加工した。このようにして加工したき裂の表面での長さ $2C$ のみは試験前にも測定したが、応力拡大係数を評価するために用いるき裂深さ b と長さ $2C$ は試験後に破面から、光学顕微鏡あるいは走査型電顕を用いて測定した。しかし、本供試材の場合には、窒化けい素の場合と異なりき裂寸法の測定が極めて困難であった。以上のような表面加工やき裂の導入に伴う残留応力を除去するために、すべての試験片は、 1230°C 、 1h の応力除去焼なまし処理を施してから試験に供した。試験時の変位速度は、 0.5mm/min とした。

半だ円き裂の応力拡大係数はNewman-Rajuの式⁽²²⁾で評価した。

2.2 プロセスゾーンモデルによるセラミックスの強度評価方法⁽²¹⁾ セラミックスのき裂先端部には、図3のようなプロセスゾーンが形成される。このプロセスゾーン内では、多数のマイクロクラックが形成されたり^{(13)~(19)}、応力誘起相転移が生じて体積増加が起こったりする⁽¹⁴⁾。そのために、その領域内の応力は低下して、 $1/\sqrt{r}$ の特異性を示さなくなる。したがって、プロセスゾーン内の応力は相当に緩和していると考えられる。このプロセスゾーン内の応力分布は、図3のAOあるいはCOのように加工硬化や加工軟化に類似した特性を示す場合もあると考えられる⁽²⁰⁾。しかし、本論文では、簡単のために、図3のBOのごとく一定

図3 プロセスゾーンおよび応力分布

応力 σ_p であると仮定した。簡単な破壊力学的検討により、このプロセスゾーン形成応力 σ_p は平滑材の破壊応力 σ_F あるいは静疲労限応力 σ_{th} にほぼ等しい値であることが示されている⁽²¹⁾。したがって、以下では式(1)のごとく、プロセスゾーン形成応力 σ_p は平滑材の破壊応力 σ_F に等しいものとする。

$$\sigma_p = \sigma_F \quad \dots\dots\dots (1)$$

き裂材の場合、プロセスゾーンの寸法 D が小さくて、小規模プロセスゾーンの条件が成立している場合には、プロセスゾーンの寸法 D は下式で与えられる。

$$D = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K}{\sigma_F} \right)^2 \quad \dots\dots\dots (2)$$

また、このときの破壊条件は、当然のことながら、 K_{Ic} 一定の条件で与えられる。しかし、プロセスゾーン寸法 D がき裂長さなどに比べて比較的大きくて、小規模プロセスゾーンの条件が成立していない場合には、プロセスゾーンの寸法 D は Dugdale モデルに基づいた下式で与えられる。

$$D = a \left\{ \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_F} \right) - 1 \right\} \quad \dots\dots\dots (3)$$

また、この場合には、当然のことながら、 K_{Ic} 一定の破壊条件は成立しない。

そこで、いまプロセスゾーン寸法 D がある限界値 D_c に達したときに破壊が発生すると仮定すれば、破壊条件は下式で与えられる。

$$D = D_c \quad \dots\dots\dots (4)$$

この破壊条件が岩佐ら⁽²¹⁾によって提案されたプロセスゾーン寸法破壊基準である。したがって、この場合のき裂材の破壊応力 σ_c とき裂長さ a との関係は、式(2)-式(4)より下式で与えられる。

$$\frac{\pi}{8} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_F} \right)^2 = a \left\{ \sec \left(\frac{\pi \sigma_c}{2 \sigma_F} \right) - 1 \right\} \quad \dots\dots\dots (5)$$

また、このプロセスゾーン寸法破壊基準による破壊

評価曲線⁽²¹⁾は、式(5)より、下式のように与えられる。

$$\frac{K_{Ic}}{K_{Ic}} = \frac{\sigma_c}{\sigma_F} \left[\frac{8}{\pi^2} \left\{ \sec \left(\frac{\pi \sigma_c}{2 \sigma_F} \right) - 1 \right\} \right]^{-1/2} \quad \dots\dots\dots (6)$$

これに対して、COD 破壊基準での σ_c と a との関係および破壊評価曲線⁽²⁰⁾は、それぞれ式(7)および式(8)で与えられる。

$$\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_F} \right)^2 = \frac{8}{\pi} a \cdot \ln \left(\sec \frac{\pi \sigma_c}{2 \sigma_F} \right) \quad \dots\dots\dots (7)$$

$$\frac{K_{Ic}}{K_{Ic}} = \frac{\sigma_c}{\sigma_F} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \left\{ \sec \left(\frac{\pi \sigma_c}{2 \sigma_F} \right) \right\} \right]^{-1/2} \quad \dots\dots\dots (8)$$

一方、限界プロセスゾーン寸法 D_c と平均結晶粒との間には下式のような関係があることが示されている⁽²¹⁾。

$$D_c = 5d \quad \dots\dots\dots (9)$$

ここで、 d は平均結晶粒径である。そこで、式(9)を式(2)に代入することにより、下式が得られる⁽²¹⁾。

$$K_{Ic} = \sqrt{40d/\pi} \cdot \sigma_F \quad \dots\dots\dots (10)$$

式(10)を式(5)に代入することにより下式が得られる⁽²¹⁾。

$$\frac{K_{Ic}}{K_{Ic}} = \sqrt{\frac{a_e}{10d}} \cos^{-1} \{ 1 / (5d/a_e + 1) \} \quad \dots\dots\dots (11)$$

3. 実験結果とその考察

3.1 破壊応力のき裂長さ依存性 試験片に種々の寸法のき裂を導入して曲げ試験を行い、得られた限界応力 σ_c と相当欠陥寸法 a_e との関係を図4に示す。なお、図中の窒化けい素の結果は比較のために文献(8)から引用したものである。ここで、 σ_c とはき裂による断面減少を無視した破壊部での公称曲げ応力である。また a_e は下式で与えられる相当欠陥寸法である。

$$a_e = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_c} \right)^2 \quad \dots\dots\dots (12)$$

また、図中の点線は K_{Ic} 一定の破壊条件が成立するとしたときの σ_c と a_e との関係である。一方、図中の実線はプロセスゾーン一定の破壊条件が成立するとした時のすなわち式(5)で与えられる σ_c と a_e との関係である。

窒化けい素の場合、 a_e が 0.001~0.02 mm の範囲内の結果は、平滑試験片の結果であり、介在物からき裂が発生した場合である。この場合には、介在物の寸法に等しいき裂があるものとして a_e を評価した。これに対して、 a_e が 0.001 mm 以下の位置に記した6本の試験結果は、破面に介在物とミラーが認められなかった場合の値である。そこで、本論文においては、特にこの値を平滑材の破壊応力 σ_F と記すことにする。ちなみに窒化けい素の破壊応力 σ_F は 1160 MPa であ

図4 等価き裂長さ a_e と破壊応力 σ_c との関係

る。ところで、この破壊応力 σ_F はほとんど欠陥を含まないときの値であり寸法効果などを示さない材料固有の値であると考えられる。窒化けい素では破壊応力 σ_F がかなり大きいために、 a_e が 0.15 mm 程度のき裂で K_{Ic} を評価することが可能であり、 $K_{Ic}=7.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と得られている。これらの値を式(5)に代入して得られた σ_c と a_e との関係が図中の実線であり、実験値と極めて良い一致を示している。

一方、アルミナの場合の σ_F としては、 a_e が 0.002 mm-0.004 mm のときの σ_c を採用した。したがってアルミナの σ_F は 290 MPa となる。この場合には、 σ_F が小さいために a_e が 0.2 mm 程度の微小き裂では K_{Ic} を評価することが不可能である。そこで、 K_{Ic} として $4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ および $4.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の2通りの値を仮定して、 σ_c と a_e との関係を求め、図中に実線および二点鎖線で示した。図4より、 a_e が 0.001 mm-0.2 mm の範囲内の σ_c は、プロセスゾーン寸法破壊基準による式(5)と極めて良い一致を示していることがわかる。以上より、岩佐ら⁽²¹⁾によって提案されたプロセスゾーン寸法破壊基準は構造用セラミックスの破壊基準として妥当なものであると考えられる。

3.2 破壊靱性値と平滑材の曲げ破壊応力 σ_F の統計的性質

20本の試験片に $P_V=490 \text{ N}$ の押込み荷

重でメディアクラックを導入した。その後 1230°C で 1 h の応力除去焼なまし処理を施してから曲げ試験を実施した。試験後にき裂寸法を調査し、Newman-Raju の式⁽²²⁾にて破壊靱性値を評価した。予き裂が小さいと、そのき裂材で得られる破壊靱性値は K_{Ic} 条件を満足しなくなる。そのため、アルミナでは K_{Ic} が得られていない。しかし、窒化けい素の場合にはメディアクラックは十分な大きさであり、これで K_{Ic} が評価されていると考えられる。本供試材と Rios ら⁽⁷⁾ のホットプレスされた複合セラミックスによって得られた破壊靱性値をワイブル確率紙に打点した結果を図5(a)に示す。

ここで、記号 P とは加圧方向と試験片の長手方向を一致させた場合の、また記号 T とは加圧方向と試験片の長手方向が直交している場合の結果である。

これより、 K_c および K_{Ic} のばらつき特性は下式で与えられるワイブル分布に良く従っていることがわかる。

$$F=1-\exp\left\{-\left(\frac{K_{Ic}}{\beta}\right)^\alpha\right\} \dots\dots\dots (13)$$

ここで α はワイブル係数(形状母数)、 β は尺度母数である。 Si_3N_4 の α が約 39、アルミナの α が約 11、複合セラミックスでは α が約 10 であり、本実験に供したアルミナの K_c のばらつきは Si_3N_4 の K_{Ic} のばらつきより大きいと言える。

平滑試験片を用いて、曲げ破壊応力の統計的性質を調査した。曲げ試験での破壊発生点は必ずしも最大曲げモーメント部に对应していなかった。そこで、破壊発生点での曲げ破壊応力 σ_F は次式で評価した。

$$\sigma_F=3P_F(L-X_0)/wh^2 \dots\dots\dots (14)$$

ここで、 h 、 w および X_0 は図2に示されている値である。また、 $2L$ はスパン長さである。

本供試材で得られた σ_F と Rios ら⁽⁷⁾ によるホットプレスされた複合セラミックスの σ_F をワイブル確率紙に打点した例を図5(b)に示す。なお、この場合の σ_F としては、破面に介在物などが観察されないときの値のみを用いた。

これより各材料の σ_F はワイブル分布によく従っていることがわかる。

破壊靱性の形状母数と σ_F の形状母数の大小関係を比較してみると、本実験の範囲内では特に明白な傾向は見当たらない。しかし、文献(8)によれば、 K_{Ic} の α と σ_F の α に関する次のような二つの特色が指摘されている。(a) 全体として、 K_{Ic} の α が増大すれば σ_F の α も増大する傾向にあり、両者には正の相関が認められる。(b) 多くの場合、 K_{Ic} の α のほうが σ_F の α

(a) 破壊靱性値 K_{Ic} , K_c

(b) 破壊応力 σ_F

図5 ワイブル分布

よりも大きな値を示している。これらのことより、 K_{Ic} と σ_F に対して、同一の安全率を採用した場合には、両者に対する信頼度が異なることがわかる。したがって、セラミックス部材の信頼性評価に際しては、 σ_F と K_{Ic} の形状母数 α の差異に対して十分配慮する必要があると言える。

3.3 セラミックスの破壊評価線図 前述のごとくセラミックスは典型的な脆性材料であるにもかかわらず、その破壊特性は非線形である。そのような材料の欠陥を非線形破壊力学的に評価するためには、当然のことながら非線形破壊力学的パラメータを解析することが必要であり、相当の困難が予想される。しかし、破壊評価線図を用いれば、非線形問題を線形問題に置換して、簡便かつ視覚的に欠陥評価を行うことが可能である。事実、セラミックスの微小き裂特性に対する信頼性の保証には破壊評価線図が有用であることが示されている⁽⁷⁾⁽⁸⁾⁽²⁰⁾⁽²⁵⁾。そこで本実験で得られた結果を、破壊評価線図に打点した結果を図6に示す。この破壊評価線図では、基準となる K_{Ic} および σ_F として、それぞれの平均値 $\overline{K_{Ic}}$ および $\overline{\sigma_F}$ を採用した。ただし、前述のごとく本アルミナでは明確な K_{Ic} 値が得られていないので、 $\overline{K_{Ic}}=4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で K_{Ic} の α は K_c の α に等しいものと仮定した。これより、全体としては、式(6)のプロセスゾーン寸法破壊基準による破壊評価線図がほぼ妥当な結果を示していることがわかる。しかし、かなりの実験点が破壊評価線図の内側に位置し、非保守的な結果となっている。これは K_{Ic} および σ_F の基準値としてその平均値を採用したためである。したがって、上記の破壊評価線図は、破壊確率が50%のと

図6 アルミナの破壊評価線図

(a) アルミナの統計的性質を考慮した破壊評価線図

(b) SiCの統計的性質を考慮した破壊評価線図

(c) 複合セラミックスの統計的性質を考慮した破壊評価線図

図7 破壊評価線図

きの破壊評価線図であると言える。信頼性を評価するための破壊評価線図としては、基準とする K_{Ic} および σ_F としてその下限値を採用することが望ましい。しかし、その下限値を正確に評価することは極めて困難である。例えば、 K_{Ic} および σ_F の統計的性質が3母数ワイブル分布に従うものとしても、その下限値である位置母数を正確に評価するためには、少なくとも30本、できれば50本程度の試験片が必要なことが示されている⁽²³⁾⁽²⁴⁾。しかし、これだけ多くの試験をすることは実用上困難である。

そこで、一つの試みとして、破壊確率が5%となるときの K_{Ic} と σ_F をそれぞれ K_{Ic}^5 と σ_F^5 として、この $K_{Ic}^5 = 3.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と $\sigma_F^5 = 260 \text{ MPa}$ を基準値としたときの破壊評価線図を図7(a)に示した。ちなみに、この K_{Ic}^5 とは、次のような方法で評価した。 K_{Ic} はワイブル分布に従うものとして、その平均値は $4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で、形状母数 α は、 $a_e = 0.15 \text{ mm}$ 付近で20本実施した K_c 値の α に等しいものと仮定した。この場合には、61点の実験点がすべて式(6)で与えられる破壊評価曲線の外側に位置しており十分保守的な結果となっていることがわかる。図4に示した、窒化けい素および文献(7)に示されている複合セラミックスを同様の方法で破壊評価線図に打点した結果を図7の(b)と(c)に示した。これより、全実験点215点の内、式(6)で与えられる破壊評価線図の内側に位置したのは、複合セラミックスから切り出した平滑試験片で極端に破壊応力が低かったただの一点のみである。これより、本節で提案した破壊評価線図は十分保守的なものであると結論される。したがって、非破壊検査で検出された欠

陥あるいは想定欠陥の形状とそれが存在している部分の応力がわかれば、容易に K/K_{Ic}^5 と σ/σ_F^5 を算定することができる。この点を上記の破壊評価線図に打点して、その点が破壊評価曲線の内側にあれば安全であるが、外側にあれば危険であると判定される。したがって、この破壊評価線図を用いれば複雑な非線形解析の必要はなく、極めて簡便に欠陥の安全性を評価できる。

3.4 破壊特性の結晶粒径依存性に関する一考察

セラミックスの破壊靱性値の結晶粒径依存性については、宇佐美ら⁽⁹⁾ および宮田ら⁽¹⁰⁾ により先駆的な研究がなされている。一方、岩佐ら⁽²¹⁾ も限界プロセスゾーン寸法は平均結晶粒径の5倍であることを見出している。本供試材では、付与したき裂が小さいために、正確な K_{Ic} を評価することができなかった。しかし、前述のごとく、 K_{Ic} を $4.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ あるいは $4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と仮定した場合には、式(5)で与えられる破壊応力 σ_c と等価き裂長さ a_e の関係は実験値と極めて良い一致を示していた。そこで、 K_{Ic} を $4.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ あるいは $4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と仮定した場合の式(9)、(10)および式(11)の妥当性を検討した。

図8には、限界プロセスゾーン寸法 D_c と平均結晶粒径 d との関係を示した。前記の K_{Ic} を用いて式(2)で得られた D_c は既往の実験結果に対してやや高めの値を示していることがわかる。図9には、前記の K_{Ic}

図8 平均結晶粒径 d と限界プロセスゾーン寸法 D_c との関係

図9 破壊靱性値 K_{Ic} と式(10)で評価された破壊靱性値の相関

図 10 アルミナでの K_c/K_{Ic} と a_e/d との関係

と式(10)に $\sigma_F = 290 \text{ MPa}$ と $d = 10 \mu\text{m}$ を代入して得られる K_{Ic} との相関を示した。この場合にも式(10)で得られる $K_{Ic} = 3.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ に比べて前記の K_{Ic} のほうがかなり高めの値を示していることがわかる。図 10 には K_c/K_{Ic} と a_e/d との関係を示した。ここで点線および一点鎖線はそれぞれ宇佐美⁽⁹⁾ と宮田⁽¹⁰⁾ によって提案された計算結果であり、実線は岩佐⁽²¹⁾ の式(11)で与えられる計算結果である。これらの式は、その誘導過程はかなり異なるものの結果的には特に大きな差がないことがわかる。既往の実験結果は、結晶粒径が $3 \mu\text{m}$ と $20 \mu\text{m}$ のアルミナのみならず窒化けい素やサイアロンの結果も含めて計算値と極めて良い一致を示しているが⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾⁽²¹⁾、本実験に用いられた結晶粒径 $10 \mu\text{m}$ のアルミナでは、式(11)とやや異なった傾向を示している。

以上のごとく、図 8, 9 および図 10 から明らかなように、今回実験に供したアルミナの場合には、その破壊特性の結晶粒径依存性は、必ずしも式(9), (10)および式(11)とはよい一致を示さなかった。この原因としては、本供試材が混粒組織であることと式(9)を修正する必要性の二つが考えられるが、詳細については、今後の検討が待たれるところである。

4. 結 論

HP 焼結されたアルミナを用いて、室温大気中にて、曲げ破壊応力の統計的性質やき裂長さ依存性および K_c 値の統計的性質を詳細に調査した。その結果以下のような結論が得られた。

(1) σ_F と K_c の統計的性質はかなり異なっていた。したがって、セラミックス部材の信頼性評価に際

しては、 σ_F と K_c の形状母数 α の差異に対して十分配慮する必要がある。

(2) 構造用セラミックスの破壊基準を採用することにより、き裂付き試験片の破壊応力 σ_c と等価き裂長さ a_e との関係をよく整理することができた。

(3) 確率を考慮したセラミックスの破壊評価線図を提案した。これにより、セラミックス部材の信頼性を保守的に評価できる。

(4) 結晶粒径と限界プロセスゾーン寸法ならびに K_{Ic} との関係について検討した。その結果、本供試材の諸特性は既往の結果とやや異なっていることが判明した。その原因については今後の検討が期待される。

本研究に対して、文部省科学研究費一般(C)の補助を受けた。本研究を行うに当たり本学院生岩佐正明君より熱心なご協力をいただいた。ここに記して深謝の意を表す。

文 献

- (1) 木本・ほか 2 名, 機論, 51-471, A (1985), 2482.
- (2) 三好・ほか 2 名, 機論, 53-486, A (1987), 267.
- (3) 原田・ほか 3 名, 材料, 37-419 (1988), 904.
- (4) 鈴木・ほか 3 名, 材料, 38-429 (1989), 582.
- (5) 谷口・ほか 2 名, 材料, 38-430 (1989), 777.
- (6) 町田・ほか 2 名, 機論, 53-492, A (1987), 1558.
- (7) de los Rios, E. R., ほか 2 名, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 13-4 (1990), 431.
- (8) 金・ほか 3 名, 圧力技術, 28-5 (1990), 219.
- (9) Usami, S., ほか 3 名, *Eng. Fract. Mech.*, 23-4 (1986), 745.
- (10) 宮田・ほか 2 名, 日本材料強度学会誌, 21-2 (1986), 45.
- (11) 山田, 第 31 回材料強度と破壊総合シンポジウム論文集, 31 (1986-4), 51.
- (12) 小林, 溶接学会誌, 58-8 (1989), 28.
- (13) Kreherand, W. and Pompe, W., *J. Mater. Sci.*, 16 (1981), 694.
- (14) Evans, A. G. and Faber, K. T., *J. Am. Ceram. Soc.*, 67-4 (1984), 255.
- (15) Hoagland, R. G. and Embury, J. D., *J. Am. Ceram. Soc.*, 63 (1983), 404.
- (16) Kishi, T., ほか 2 名, (Bradt, R. C., Evans, A. G., Hasselman, D. P. H. and Lange, F. F. 編), *Fracture Mechanics of Ceramics*, 8 (1986), 85, Plenum Press, New York.
- (17) 小林・ほか 3 名, 日本金属学会誌, 54-11 (1990), 1214.
- (18) 例えば, 宮田, 材料, 37-415 (1988), 361.
- (19) 逆井 (西田・安田編), セラミックスの力学的特性評価, (1986), 110-112, 日刊工業新聞社.
- (20) 金・ほか 2 名, 機論, 55-518, A (1989), 2138.
- (21) 岩佐・ほか 2 名, 機論, 56-531, A (1990), 2353.
- (22) Newman, J. C. and Raju, I. S., *Eng. Fract. Mech.*, 15 (1981), 185.
- (23) 田中・酒井, 材料, 28-304 (1979), 13.
- (24) 酒井・田中, 材料, 29-316 (1980), 17.
- (25) Ando, K., ほか 3 名, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, in Press.
- (26) 宮田・ほか 2 名, 機論, 56-527, A (1990), 1654.