静荷重下および繰返し荷重下における セラミックスの高温き裂進展特性の評価*

小川 武史^{*1}, 林 恭正^{*2}
広瀬 素尚^{*1}, 戸 梶 恵 郎^{*1}

Evaluation of Elevated-Temperature Crack Growth in Ceramics under Static and Cyclic Loads

Takeshi OGAWA, Yasumasa HAYASHI,
Motohisa HIROSE and Keiro TOKAJI

An experimental investigation was conducted to study the crack growth characteristics of alumina, AD90, silicon nitride, EC-141, and magnesia, MgO, at elevated temperatures in air under static and cyclic loads. The test temperatures were 750, 900 and 1 050°C for AD90, and 1 000, 1 100 and 1 200°C for EC-141 and MgO. Crack growth behavior was similar to that at room temperature below specific temperatures, depending on the materials. Above these temperatures, the crack growth mechanism depended on the loading conditions and the materials. For AD90 and EC-141, subcritical or slow crack growth (SCG) was observed on the fracture surfaces. The SCG behavior occurred in a narrower range of the stress intensity factor under cyclic load than under static load. The SCG rate tended to be lower under cyclic load than under static load in AD90, while it was higher under cyclic load in EC-141. For MgO, crack growth resistance was dependent on the loading condition even if the SCG region was not observed on the fracture surface. Based on the experimental results, the importance of the threshold stress intensity factor for SCG, K_{ISCG} , at elevated temperatures was discussed, and methods for evaluating K_{ISCG} were proposed.

Key Words: Crack Propagation, Fatigue, Fracture Toughness, Fatigue at Elevated Temperature, Ceramics

1. 緒 言

セラミックスは高温構造材料として期待されており、高温における強度や破壊じん性の評価が極めて重要である。これまでに報告された実験結果によれば、材料ごとに特定の温度以上で粒界ガラス層の軟化、粒界空孔の発生、および高温 SCG(Subcritical or Slow Crack Growth) の発生などが破壊挙動を支配している^{(1)~(9)}。平滑試験片に高温 SCG が発生すれば、試験片のコンプライアンスが増大し、クリープ変形を生じることになるので、高温 SCG 領域をクリープ損傷域と称する場合もある⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。

高温 SCG が生じる温度域では、破壊じん性や破壊抵抗曲線の負荷速度依存性⁽⁷⁾⁽¹²⁾、温度上昇に伴う急激な破壊じん性の増大⁽⁸⁾などが報告されている。また、高温の繰返し荷重下(繰返し疲労)の強度は、繰返し速度に依存すること⁽¹⁰⁾、静荷重下(静疲労)よりも高くなること⁽⁹⁾⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾、室温の繰返し荷重下よりも高くなること

⁽¹⁵⁾なども報告されている。これらの挙動を理解し、高温環境中の強度特性の評価方法を確立するためには、高温 SCG 特性を解明することが不可欠である。しかし、1000℃以上の高温環境中では、き裂進展の観察が極めて困難なことから、高温 SCG の特性に注目した研究は少ない^{(16)~(20)}。

このような観点から、本研究では高温 SCG の特性を静荷重下と繰返し荷重下の比較のもとに評価した。粒界ガラス相の軟化が重要な機構となるアルミナおよび窒化けい素に加え、塑性変形の関与⁽²¹⁾が予想されるマグネシアについても検討した。

2. 材料および実験方法

供試材は市販のアルミナ、窒化けい素およびマグネシアである。アルミナは Coors 社の AD90、窒化けい素は日本特殊陶業社の EC-141、マグネシア(MgO)は Custom Technical Ceramics 社のものであり、室温におけるき裂進展特性に関する既報^{(21)~(25)}と同一の材料である。試験には、幅 $W = 25$ mm、厚さ $B = 5$ mm (AD90, EC-141), 4 mm (MgO)、切欠き深さ $a_n = 9$ mm のコンパクト試験片を用いた。切欠き先端をカッターナイフとダイヤモンド

* 平成 5 年 10 月 4 日 日本機械学会第 71 期全国大会講演会において講演、原稿受付 平成 5 年 5 月 26 日。

^{*1} 正員、岐阜大学工学部 (〒501-11 岐阜市柳戸 1-1)。

^{*2} (株)東芝 (〒105-01 東京都港区芝浦 1-1-1)。

ンドペーストによって研磨し、曲率半径を $30\text{ }\mu\text{m}$ 程度とした。AD90 および EC-141 の一部の試験片には、疲労予き裂を切欠き底から 1.5 mm 以上導入した。

用いた試験機は、パーソナルコンピュータにより制御された容量 4.9 kN の電気油圧式疲労試験機であり、大気中、荷重制御で実験を行った。試験機には、最高使用温度 $1500\text{ }^{\circ}\text{C}$ の電気炉が装着されており、SiC 製の治具を介して試験片に負荷を行った。試験温度は、AD90 が 750 、 900 および $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、EC-141 および MgO が 1000 、 1100 および $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ である。昇温および降温は、治具の破損を防ぐために $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ とした。試験片の変形を間接的に測定するために、試験機のピストン変位を炉外において測定した。ピストン変位は測定範囲 10 mm の接触式変位計を用い、A/D コンバータを介してデジタル測定した。炉内温度やピストン変位などを安定させるために、所定の温度に達してから 1 時間経過した後実験を開始した。

試験は静荷重下および繰返し荷重下で行った。静荷重試験の場合、応力拡大係数 K の増加勾配 $dK/dt = 1.5 \times 10^{-4}\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}/\text{s}$ で準静的に荷重を増加させた。繰返し荷重試験の場合、荷重比 $R = 0.1$ 、繰返し速度 1 Hz 一定のもとで、最大応力拡大係数 K_{max} を増加勾配 $dK_{\text{max}}/dt = 1.5 \times 10^{-4}\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}/\text{s}$ で漸増させた。

3. 実験結果および考察

3.1 変位の測定結果と安定き裂進展の関係 AD90 の静荷重試験および繰返し荷重試験で測定されたピストン変位 d 、または d の変動範囲 Δd と時間 t の関係を図 1 に示す。予き裂長さまたは切欠き長さから求めた見かけの K または K_{max} を横軸に併記した。AD90 の場合、主として予き裂試験片を用いた。いずれの荷重条件においても、 d または Δd と t の関係は、 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ では線形であるが、 900 および $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ ではある t まではほぼ線形、その後非線形となる。

AD90 の $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ における巨視的な破面様相を図 2 に示す。いずれの試験においても、破面粗さの大きい高温 SCG 領域が認められる。このような高温 SCG 領域は、 $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ においても認められたが、 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ では全く認められなかった。すなわち、高温 SCG 領域の発生は、 d または Δd と t の関係が非線形となることに対応している。結果は省略するが、このことを確認するために、 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ の繰返し荷重下において Δd - t 関係が非線形となる直前および直後に試験を中断し、高温 SCG 領域の有無を調べた。その結果、 Δd - t 関係が非線形となる点は、高温 SCG 領域の発生と対応していることが確認された。したがって、 d または Δd と t の非線形関係は、高温 SCG による試験片のコンプライアンスの増大に起因している。同様に、Larsen らは 4 点曲げ試験の応力-ひずみ関係から高温 SCG の発生がわかることを種々のセラミックスについて報告している⁽²⁾。AD90 の $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ の静荷重試験は切欠き試験片についても行った。急速破壊

(a) 静荷重試験

(b) 繰返し荷重試験

図 1 AD90 のピストン変位と時間の関係

図 2 AD90 の $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ における巨視的破面様相

の開始直前を除き、 d - t 関係は予き裂試験片とほぼ一致している。

EC-141の d または Δd と t の関係を図3に示す。この場合、主として切欠き試験片を用いた。1200℃における巨視的な破面様相を図4に示す。1200℃では破面に高温SCG領域が観察され、 d または Δd と t の関係は非線形となった。ただし、静荷重下の高温SCG領域の前縁は特異な形状をしており、繰返し荷重下の高温SCG領域や図2に示したAD90の場合とは明らかに異なっている。この試験片の表面様相を図5に示す。切欠き前方の応力集中域に白い網目状の模様が観察される。図(a)中の矢印の位置を拡大した図(b)から、白い模様はき裂であることがわかる。すなわち、この試験条件における高温SCG領域は、切欠き前方に網目状に発生したき裂が合体したものと考えられる。同一の試験温度(1200℃)の繰返し荷重下では、この挙動は認められなかった。1200℃の静荷重試験は、予き裂試験片についても行った。図3(a)から明らかなように、 d - t 関係

が非線形となるとき t (または K)は、切欠き試験片よりもかなり小さい。図5に示した網目状の模様は、予き裂試験片にも観察されたが、予き裂先端部には切欠き先端部よりも集中して発生していた。一方、1000℃および1100℃では高温SCG領域は認められなかった。1100℃の d または Δd と t の関係は線形であるが、1000℃では急速破壊の開始直前に非線形挙動がわずかに認められる。これは室温と同様なウエイクの遮蔽効果に支配されたき裂進展^{(21)~(25)}が生じたものである。

MgOの d または Δd と t の関係を図6に示す。この場合、主として切欠き試験片を用いた。1200℃における巨視的な破面様相を図7に示す。1200℃の静荷重試験では、高温SCG領域と考えられる破面粗さの大きい領域が認められ、 d と t の関係は非線形となった。しかし、高温SCG領域と急速破壊領域の境界は不明りょうである。1200℃の繰返し荷重試験や1000および1100℃の両試験では、高温SCG領域と考えられる様相は全く認められず、 d または Δd と t の関係は線形である。

3・2 破壊特性の温度依存性 3・1に示した結果に基づき、高温SCG開始時の応力拡大係数 K_{in} および急速破壊開始時の応力拡大係数 K_c を求め、図8に示す。前者は d または Δd と t が線形関係から逸脱する時の K 値、後者は急速破壊開始時の荷重およびき裂長さから得られる K 値である。繰返し荷重試験の場合、それぞれの挙動

(a) 静荷重試験

(b) 繰返し荷重試験

図3 EC-141のピストン変位と時間の関係

図4 EC-141の1200℃における巨視的破面様相

(a) 巨視的様相 (b) 図(a)の矢印部のSEM写真

図5 EC-141の試験片表面で観察された白い網目状の模様(1200℃、静荷重試験)

が生じた時の $K_{\max}$ 値を K_{in} および K_c とした。なお、き裂長さは試験片厚さ方向の 5 点平均から求めた。比較のために、室温で安定き裂進展の生じる最小および最大の K 値である K_{th} および K_{sc} を図中に併記した⁽²²⁾⁽²⁴⁾⁽²⁵⁾。

AD90 および EC-141 の場合、高温 SCG 領域の観察されない温度 (AD90: 750 °C, EC-141: 1000 および 1100 °C)

では $K_c = K_{in}$ であり、静荷重試験と繰返し荷重試験の結果は一致する。また、これらの値は、室温で安定き裂進展を生じる範囲と一致している。高温 SCG の観察される温度域では、AD90 において明らかに観察されるように、温度の上昇に伴って K_{in} は低下し、 K_c は上昇している。繰返し荷重試験の結果は、静荷重試験と比較して、前者は高く後者は低い。すなわち、繰返し

(a) 静荷重試験

(b) 繰返し荷重試験

図 6 MgO のピストン変位と時間の関係

図 7 MgO の 1200 °C における巨視的破面様相

(a) AD90

(b) EC-141

(c) MgO

 図 8 SCG 開始時および急速破壊開始時の K 値の温度依存性

荷重下の高温 SCG は、静荷重下よりも狭い K 値の範囲で生じる。EC-141 の場合、高温 SCG が認められるのは 1200 °C のみであるが、AD90 と同様の傾向を示すようである。

これらの材料については、予き裂の有無の影響を調べるため、最も高い温度条件の静荷重試験を行った。AD90 は予き裂の有無に K_{in} が影響を受けていないが、EC-141 の予き裂試験片の K_{in} は、切欠き試験片よりも明らかに小さい。このように、先端の曲率半径が 30 μm 程度の切欠き試験片を用いた場合、 K_{in} が過大評価される場合がある。予き裂試験片と切欠き試験片の K_c にも差異が認められるが、図 4 に示したように、高温 SCG 領域の前縁は特異な形状をしているので、有意な差ではない。

前述したように、MgO で高温 SCG が生じたのは 1200 °C の静荷重試験のみである。急速破壊に移行した時の高温 SCG 領域の前縁が不明りょうであったので、この試験条件の K_c は切欠き長さや急速破壊移行時の荷重から求めた。したがって、 K_c は過小評価されている。その他の試験条件では高温 SCG が認められず、 $K_c = K_{in}$ である。MgO は AD90 や EC-141 とは明らかに異なる傾向を示している。すなわち、高温 SCG の発生に荷重繰返しに影響を及ぼしている。また、静荷重試験の K_c は温度の上昇に伴って増大するが、繰返し荷重試験の K_c は試験した温度範囲でほぼ一定である。1200 °C の静荷重試験の K_{in} は、繰返し荷重試験の $K_{in}(=K_c)$ とほぼ一致している。

3.3 き裂進展特性 3.1 に示したように、高温 SCG が発生すると d または Δd と t の関係が非線形となった。この測定結果に基づいてき裂長さ a を求め、高温 SCG 特性の温度依存性を検討する。

試験片の荷重点変位を d_s 、試験機と治具の変位を d_m 、それぞれのコンプライアンスを λ_s および λ_m 、荷重を P とすると、 d は次式のように表される。

$$d = d_s + d_m = (\lambda_s + \lambda_m)P \quad (1)$$

試験片にき裂進展が生じない場合、 λ_s は一定であり、 d と P は線形関係となる。き裂進展が生じると試験片のコンプライアンスが増大し、

$$\lambda_s = \lambda_{s0} + \Delta\lambda_s \quad (2)$$

となる。ここで、 λ_{s0} および $\Delta\lambda_s$ は、 λ_s の初期値および変化量である。この場合の P と d の関係を図 9 に模式的に示す。 d の非線形成分 ΔD は次式で表される。

$$\Delta D = (\lambda_s - \lambda_{s0})P = \Delta\lambda_s \cdot P \quad (3)$$

一方、 λ_s は次式で表される⁽²⁶⁾。

$$\lambda_s = \frac{1}{B \cdot E} \cdot f(a/W) \quad (4)$$

ここで、 B は試験片厚さ、 E は縦弾性係数、 W は試験片幅である。 $f(a/W)$ は次式で与えられる。

$$f(a/W) = \left(\frac{1 + a/W}{1 - a/W} \right)^2 \{ 2.1630 + 12.219(a/W) - 20.065(a/W)^2 - 0.9925(a/W)^3 + 20.609(a/W)^4 - 9.9314(a/W)^5 \} \quad (5)$$

急速破壊開始時の ΔD を ΔD_f 、 P を P_f 、 λ_s を λ_{sf} 、 a を a_f とし、予き裂長さを a_0 とすると、次式が成立する。

$$\Delta D_f = (\lambda_{sf} - \lambda_{s0})P_f = \frac{P_f}{B \cdot E} \{ f(a_f/W) - f(a_0/W) \} \quad (6)$$

したがって、 ΔD_f 、 P_f 、 a_0 および a_f の値から、各試験毎に見かけの縦弾性係数 E' を求めることができる。任意の ΔD と P に対して次式が成立する。

$$\frac{\Delta D}{P} = \frac{\Delta D_f}{P_f} \cdot \frac{f(a/W) - f(a_0/W)}{f(a_f/W) - f(a_0/W)} \quad (7)$$

式 (7) が成立する a/W を求めることにより、 d と P の関係が非線形となつてから不安定破壊に移行するまでのき裂長さが求められる。繰返し荷重下では、以上の d を Δd に読み換えれば、き裂長さを求めることができる。同様な原理は、他の試験片形状についても適用されている⁽¹⁶⁾。

この方法に基づき、AD90 および EC-141 のき裂長さ増分 Δa と t の関係を求めて図 10 に示す。MgO の場合、高温 SCG 領域と不安定破壊領域の境界が不明りょうであったので、き裂進展挙動を求めることができない。また、EC-141 の 1000 °C の場合のように室温と同様な機構で SCG が生じる場合にも、き裂進展挙動は求められない。 a_0 および a_f を試験片厚さ方向の 5 点平均から求め、

図 9 き裂進展が生じた場合の P - d 関係の模式図

式(6)の関係から得られた E' を表1に示す。表中には、カタログに示された室温の E を併記した。両材料ともに、静荷重試験の E' は室温の E よりも著しく小さい値を示している。これは、き裂先端前方の非線形変形に起因すると考えられる。 E' の値から、EC-141の1200℃における非線形変形が特に大きかったと推察される。一方、繰返し荷重下の E' は同一温度の静荷重下の E' よりも大きく、AD90の1050℃およびEC-141の1200℃では室温の E よりもはるかに大きい値を示している。繰返し荷重下では、軟化した粒界ガラス層がき裂面の

表1 各試験における見かけの縦弾性係数 E'

Material	AD90					EC-141		
Temperature ℃	R.T.	900		1050		R.T.	1200	
Loading condition	—	Static	Cyclic	Static	Cyclic	—	Static	Cyclic
Apparent elastic modulus E' GPa	276	159	178	134	486	320	64	495

(a) AD90

(b) EC-141

図10 ピストン変位から求めたき裂進展曲線

粘性架橋やき裂閉口を誘起し⁽¹⁹⁾、弾性変形が抑制される。このために、 E' は実際の E よりもかなり大きな値を与える。

図10の結果に基づき、き裂進展速度 da/dt を求めて図11に示す。図の横軸は、図10で与えられたき裂長さから算出した K または K_{max} である。AD90の場合、いずれの荷重条件においても900℃の da/dt のほうが1050℃よりも高い。同一の温度条件で静荷重試験と繰返し荷重試験の結果を比較すると、急速破壊への移行直前を除き、前者の da/dt のほうが後者の結果より高い。EC-141の場合、繰返し荷重試験の da/dt は、き裂進展開始直後から静荷重試験の結果より大きい。静荷重試験の場合、予き裂試験片のき裂進展開始が切欠き試験片よりも低い K で生じるが、両者の da/dt - K 関係は一致している。

3・4 高温 SCG 破面の SEM 観察 図12にAD90の900℃における高温 SCG 領域の破面様相を示す。静荷重試験と繰返し荷重試験の結果に顕著な差異は認められず、全面が粒界破壊の様相を呈している。また、粒界ガラス層の軟化が明らかである。1050℃の破面様相も

(a) AD90

(b) EC-141

図11 き裂進展速度と応力拡大係数の関係

同様であったが、粒界ガラス層の軟化はより顕著に生じていた。Ewartらは本研究と同一の材料についてき裂進展特性を検討し、繰返し荷重下の da/dt は静荷重下のき裂進展特性から予測される結果よりも小さく、静荷重下と繰返し荷重下のき裂進展機構が異なることを示した⁽¹⁹⁾。本研究のように、両荷重条件下の破面様相に明らかな相違が認められなくても、荷重の繰返しはき裂進展特性に構造的な影響を及ぼしていると考え

図12 AD90の900℃における高温SCG破面(予き裂先端前方約1mm)

図13 EC-141の1200℃における高温SCG破面(急速破壊との境界から後方約6mm)

図14 MgOの1200℃における破面様相(切欠き先端前方約1mm)

られる。一方、750℃では粒内破壊と粒界破壊の混在した破面様相を呈し、室温の破面様相⁽²⁴⁾と同様であった。

図13にEC-141の1200℃における高温SCG領域の破面様相を示す。柱状晶の引き抜きが明瞭に観察できるように、破面を45°傾けて観察を行った。静荷重試験では、柱状晶の引き抜きが多数観察されており、粒界ガラス層の軟化による粒界すべりが柱状晶を配向させている⁽⁸⁾。一方、繰返し荷重試験では、柱状晶の引き抜きはほとんど観察されず、除荷により柱状晶が破壊されたと考えられる。また、前述したように、静荷重試験では切欠き先端前方に網目状の様相が認められたが、繰返し荷重試験では認められなかった。これらのことから、EC-141の破壊機構は静荷重下と繰返し荷重下で著しく異なることがわかる。なお、1100℃の切欠き底近傍の破面には粒界ガラス層の軟化が認められたが、高温SCG破面とは明らかに異なっていた。また、1000℃の破面様相は基本的に室温⁽²⁵⁾と同様であった。

図14にMgOの1200℃における破面様相を示す。繰返し荷重試験では高温SCGは生じず、室温⁽²¹⁾と同様な粒内破壊の様相を呈している。一方、静荷重試験では、巨視的な観察に基づいて高温SCGが生じていると考えたが、微視的な様相は一部に粒界破壊を含む粒内破壊が支配的である。MgOの場合、他の材料に明瞭に認められた粒界ガラス層の軟化を示唆する様相は観察されなかった。このように、MgOの破壊機構は他の材料と大きく異なっている。詳細な機構の解明には転位組織などの観察を必要とするが、MgOは室温において塑性変形を示唆する挙動⁽²¹⁾が現れることから、高温においても塑性変形の関与が考えられる。

3・5 高温き裂進展の評価法 3.3に示したように、セラミックスの高温き裂進展特性は、電気炉外のピストン変位を用いたコンプライアンス測定から求められることがわかった。しかし、EC-141の1200℃で認められるような特異なき裂進展挙動が生じた場合には、試験片のコンプライアンスから求めたき裂長さの物理的意味は曖昧である。また、高温SCG特性の影響因子や破壊機構については、今後の詳細な検討を必要とする。ただし、材料特性としての意義を考慮すると、最低のき裂進展抵抗に対応する高温SCG下限界値 K_{ISCG} が最も重要であると考えられる。本研究で用いた荷重漸増法では、 K_{in} が K_{ISCG} に他ならない。 K_{ISCG} の決定には、荷重と変位の非線形性から求める方法に加え、異なる K 値まで負荷した複数の試験片に高温SCG領域が認められるか否かを判定する方法がある。両者の方法を併用することにより、 K_{ISCG} を簡便かつ正確に評価できる。本研究の結果から、先端曲率半径が30 μm 程度の

切欠き材を用いると、 K_{ISCG} が過大評価される場合がある。したがって、上記の K_{ISCG} 試験には予き裂試験片の使用が不可欠である。今後のデータの蓄積が望まれる。

4. 結 言

本研究では、3種類のセラミックスについて高温安定き裂進展(SCG)特性を静荷重下と繰返し荷重下の比較のもとに評価した。得られた主な結果は、以下のとおりである。

(1) いずれの材料の場合にも、特定の温度以下では室温と同様なき裂進展挙動を示すが、それ以上の温度ではき裂進展機構が両荷重条件において異なり、材料にも強く依存している。すなわち、AD90およびEC-141の場合、この温度域では高温SCGが生じ、その機構が両荷重条件で異なる。MgOの場合、高温SCGが生じなくても両荷重条件のき裂進展抵抗は異なる。

(2) 繰返し荷重下の高温SCGは、静荷重下よりも狭い応力拡大係数 K の範囲で生じる。繰返し荷重下のき裂進展速度 da/dt を静荷重下の結果と比較すると、AD90では減速傾向が強く、EC-141では加速傾向が強い。

(3) 高温SCG下限界値 K_{ISCG} の重要性を指摘し、その評価法を提案した。

本研究では、日本特殊陶業(株)より窒化けい素試験片をご提供頂いた。また、文部省科学研究費(奨励研究(A) No.04750075)および実吉奨学会研究助成金の補助を受けた。記して謝意を表する。本研究に卒業研究として協力された当時岐阜大学学生 北野 博君に感謝する。

文 献

- (1) Evans, A. G. and Blumenthal, W. (Bradt, R. C. ほか3名編), *Fracture Mechanics of Ceramics*, **6**(1981), 423, Plenum Press.
- (2) Larsen, D. C., Adams, J. W., Bortz, S. A. and Ruh, R. (Bradt, R. C. ほか3名編), *Fracture Mechanics of Ceramics*, **6**(1981), 571, Plenum Press.
- (3) Govila, R. K., *J. Am. Ceram. Soc.*, **65**(1982), 15.
- (4) Knickerbocker, S. H., Zangvil, A. and Brown, S. D., *J. Am. Ceram. Soc.*, **68**(1985), C-99.
- (5) Quinn, G. D. and Quinn, J. B. (Bradt, R. C. ほか3名編), *Fracture Mechanics of Ceramics*, **6**(1981), 603, Plenum Press.
- (6) 上野・岸本・河本・浦, 材料, **39**-441(1990), 716.
- (7) Kohler, N., Ikuhara, Y., Awaji, H. and Funatani, K. (Bradt, R. C. ほか4名編), *Fracture Mechanics of Ceramics*, **10**(1992), 367, Plenum Press.
- (8) 宮原・武藤・山石・老川, 材料, **41**-465(1992), 892.
- (9) 北條・山田・猿木, 第21回疲労シンポジウム前刷集, (1992), 223.
- (10) 梶田・相馬・松井・小田, 日本セラミックス協会学術論文誌, **97**(1989), 612.
- (11) Ferber, M. K. and Jenkins, M. G., *J. Am. Ceram. Soc.*, **75**(1992), 2453.
- (12) 中村・小林・田中・岡部・平田, 機講論, 920-72(1992), 700.
- (13) 鈴木・稲村・林, 機講論, 920-17, A(1992), 363.
- (14) 幡中・西村・勝山, 機講論, 930-9, I(1993), 407.
- (15) Masuda, M., Makino, T., Nakasuji, Y. and Matsui, M. (Bradt, R. C. ほか4名編), *Fracture Mechanics of Ceramics*, **9**(1992), 481, Plenum Press.
- (16) Fields, R. J., Fuller, E. R. Jr., Chuang, T. J., Chuck, L. and Kobayashi, K. (Bradt, R. C. ほか3名編), *Fracture Mechanics of Ceramics*, **6**(1981), 463, Plenum Press.
- (17) Kawai, M., Abe, H., and Nakayama, J. (Bradt, R. C. ほか2名編), *Fracture Mechanics of Ceramics*, **6**(1981), 587, Plenum Press.
- (18) Han, L. X. and Suresh, S., *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**(1989), 1233.
- (19) Ewart, L. and Suresh, S., *J. Mater. Sci.*, **27**(1992), 5181.
- (20) 岸本・上野・河本・富高, 材料, **41**-471(1992), 1805.
- (21) Ogawa, T. and LLorca, J., *J. Am. Ceram. Soc.*, in press.
- (22) 小川, 機論, **57**-535, A(1991), 492.
- (23) 小川, 材料, **40**-458(1991), 1479.
- (24) 小川・越知・戸梶, 機論, **58**-548, A(1992), 639.
- (25) 小川・越知・戸梶, 機論, **59**-563, A(1993), 1610.
- (26) 國尾・中沢・林・岡村編, 破壊力学実験法, 朝倉書店, (1984), 136.