水中急冷法によるアルミナ焼結体の熱疲労挙動†

西 川 直 宏* 高 鉄* 小坂井 守**
西 部 徹* 高 津 學***

Thermal Fatigue Behavior of Alumina Ceramics by Water Quenching Method

by

Tadahiro NISHIKAWA*, Tie GAO*, Mamoru KOSAKAI**

Toru NISHIBE* and Manabu TAKATSU***

Thermal fatigue behavior of four kinds of alumina ceramics, having different fracture toughness/bending strength ratio, was investigated. After the testpieces pre-cracked by Knoop indentation were heated in a constant temperature, they were quenched in water, and their propagated crack lengths were measured. Since the heat transmission condition varied from natural convection to nucleant boiling in the range of this experimental temperature, the heat transfer coefficient was corrected before illustrating the $(K_{I\max}/K_{IC})-V$ curve. The thermal fatigue behavior of each alumina ceramics was discussed quantitatively based on the fatigue parameters n and A , which were derived from the crack propagation rate equation $V=A(K_I/K_{IC})^n$. For the alumina ceramics in which transgranular fracture was mainly observed, the n values were hardly different but $\log A$ values decreased with increasing particle size. This indicated that the crack propagation rate became low. For those in which more larger particles or pores were observed, the $\log A$ values and the crack propagation rate were quite different. Those different behaviors on thermal fatigue may be explained by different propagation mechanisms at crack tips. The control of microstructure is important for thermally used ceramics, because the microstructure determines the crack propagation pass.

Key words: Thermal fatigue, Water quenching method, Alumina ceramics, Heat transfer coefficient, Microstructure, R-curve behavior

1 緒 言

セラミックスの熱疲労挙動についての研究は、試験片の加熱冷却方法あるいは測定項目などがかなり多岐にわたっている。通常よく用いられる水中急冷法については最近秋山ら¹⁾、M. Oguma²⁾らの研究がある。また、N. Kamiya³⁾らは2、3のセラミックスについてき裂伝ば式の n 値を用いて熱疲労挙動を議論している。しかし水中急冷法は急冷時の熱伝達係数がサブクール沸騰伝熱に係わるために、熱伝達係数についての正確な実測データが少なく、その値を特定することが困難で、熱疲労挙動を考察する上で問題となっている。

筆者らはすでに、水中急冷法で予き裂材を使用し、繰返し熱応力を印加した場合のデータから K_I-V 曲線を作成する方法を報告した⁴⁾。 K_I は応力拡大係数、 V はき裂の伝ば速度である。本報では、まず水中急冷時の熱伝達係数について検討し、つぎに、水中急冷の実

験データと推定熱伝達係数を用いて $(K_{I\max}/K_{IC})-V$ 曲線を作成し、アルミナ焼結体の熱疲労挙動について検討した。 K_I の添字 max, C はそれぞれ最大値、臨界値を示す。アルミナ焼結体としては曲げ強度と破壊じん性値との比が著しく異なる3試験片と若干の気孔を有する1試験片を用い、それらの熱疲労挙動の相違について疲労パラメータを使用して検討したので報告する。

2 実験方法

2・1 試験片の作成

試験片は Table I に示した特性値を持つ市販のアルミナ焼結体3種類とアルミナ粉末を1350°Cで1時間焼結した試験片Dのブロックより、3×15×40 mmの試験片を切り出し鏡面研磨した。まず、Fig. 1のように試験片の3×40 mm面の中央部に長手方向と垂直にヌーブ圧子を用い7点微小き裂を導入した後、試験片

† 原稿受理 平成3年7月1日 Received July 1, 1991

* 名古屋工業大学材料工学科 〒466 名古屋市昭和区御器所町, Dept. of Mat. Sci. & Eng., Nagoya Inst. of Tech., Showa-ku, Nagoya, 466

** 住友セメント(株) 〒274 船橋市豊富町, Sumitomo Cement Co. Ltd., Toyotomi-cho, Funabashi, 274

*** 正会員 名古屋工業大学材料工学科 〒466 名古屋市昭和区御器所町, Dept. of Mat. Sci. & Eng., Nagoya Inst. of Tech., Showa-ku, Nagoya, 466

Table I. Mechanical and thermal properties of alumina ceramics.

Test piece	Purity wt%	Density g/cm ³	Flexural strength MPa	Weibull's modulus —	Fracture toughness MPa ^m ^{6,5}	Young's modulus GPa	Poisson's ratio —	Thermal expansion coefficient $\times 10^{-6}/K$	Thermal conductivity W/mK	Specific heat J/kg K
(A)	97.0	3.69	317	10.9	2.6	350	0.23	7.70	21	840
(B)	99.0	3.93	375	16.2	3.7	360	0.24	7.70	29	840
(C)	99.5	3.93	413	18.8	2.9	402	0.25	7.75	27	840
(D)	99.99	3.96	474	6.5	2.7	400	0.25	7.80	29	840

Fig. 1. Schematic representation of test piece pre-cracked by Knoop indentation.

のき裂面と垂直な二面 (15×40 mm の面) を, 断熱材として鏡面研磨した同質の非予き裂材で覆い, 電気炉で加熱後水中急冷して平ノッチ入りの試験片を作製した。この時のヌープ圧子により導入した微小き裂の数および急冷によるき裂の進展状態についてはすでに検討を行い良好な平ノッチが得られることを確認している。⁵⁾

断熱材を使用して, 一次元問題とする方法はすでに中山によって報告され, 以後実際に使用されている。この方法では急冷時に界面から水が浸透することが考えられるが, 試験片および断熱材の表面が鏡面となっていれば問題はない。予き裂導入試験でも同様なことがいえ, 水の浸透がある場合には中くぼみの予き裂になるはずであるが, 本実験では十分良好な平ノッチが形成された。

Table I のかさ密度はアルキメデス法で, 弾性率, ポアソン比は超音波パルス法で求めた。破壊じん性 K_{Ic} についてはビッカース圧子を用いた IF 法により求めた。

2・2 繰返し熱衝撃試験

上記の試験片の予き裂をインクで染色し, 両側面のき裂長さを実測した後, 再び二面を断熱材で覆い, 電気炉中でそれぞれ所定の温度で30分保持した後, 25℃ の水中に投下した。試験片と断熱材の界面からの水の浸透については前述と同様に特に注意し, 縛る針金は各回ごとに新しいものに取り替えた。なお針金で縛ったことによる応力は Surech⁷⁾が行った圧縮試験の際の応力に比べるとかなり小さいので, き裂の進展

に対する圧縮応力の影響は無視できる。炉内の試験片を吊り下げた位置と水面の距離は 30 cm 以下とした。これは試験片によるガス持ち込みにより, 熱応力を計算する際の熱伝達係数に誤差が生ずるのを防ぐためである。

この方法で繰返し熱衝撃を加え, 各回ごとにインクで染色し, 両側面のき裂長さを実測した。熱応力が, おおよそ零になる位置にクラックが達した試験片は, その後の実験を中止した。これは急冷時に試験片中心部に広範囲な圧縮応力域が存在するため, その領域では Suresh⁷⁾らが報告しているように引張り応力下でのクラックの進展挙動とは異なるためである。引張り応力から圧縮応力に変わる位置はビオー数に依存するので, その都度数値計算によって確かめた。引張り応力域での破壊様式については, 試験片を破断した後 SEM により観察した。

3 実験結果

使用した 4 種のアルミナ焼結体としては, (K_{Ic}/S_f) 比が Fig. 2 に示したように異なる材料である。 K_{Ic} は臨界応力拡大係数で, S_f は三点曲げ強度を示す。また, 各焼結体の微細構造を SEM 観察した結果, 試験片 A では, 直径が数 μm から 10 μm までの粒子が存在し, 空孔もかなり認められた。試験片 B では粒子がかなり大きく, 10 数 μm 前後であった。一方, 試験片 C ではほぼ数 μm の均一な粒子がかなり密に焼結していた。出発アルミナ粒子が一番微細な試験片 D では, 2 μm 前後の均一粒子が観察された。き裂が進展した破面の SEM 写真を Fig. 3 に示した。アル

Fig. 2. Fracture toughness/flexural strength ratios of alumina ceramics.

Fig. 3. SEM photographs of fracture surface on subcritical crack growth.

Fig. 4. Change of observed crack length subjected to cyclic water quenching.

ミナ試験片 A, B, C, D のき裂長さと繰返し熱衝撃回数の関係を示す実験結果を Fig. 4 に示した。

4 考 察

4・1 熱疲労データの解析方法

4・1・1 $(K_{I \max}/K_{IC})$ - V 曲線作成 本実験では、水中急冷法により各試験片の急冷時のき裂進展長さを実測した。実験結果はそのまま比較しにくいので次の方法でデータ整理した。不安定破壊の前段階のゆっくりしたき裂進展域での伝ば速度 V が

$$V = A(K_I/K_{IC})^n \quad (1)$$

式で表されるとすると、繰返し熱衝撃を加えたときの各回のき裂の進展速度は次式で表される。

$$\Delta c / \Delta t_s = A(K_{I \max}/K_{IC})^n$$

$$\Delta t_s = \Delta t_T g \quad (2)$$

$$g = (1/\Delta t_T) \int_{t_1}^{t_2} [K_I/K_{I \max}]^n dt$$

A , n は疲労パラメータと呼ばれる定数である。 Δc は一回の急冷によって進展したき裂の長さ、 Δt_s は応力波形を考慮した時間で、一定の応力 $K_{I \max}$ が印加したと仮定した時の換算時間である。熱応力分布はビョー数およびフーリエ数によって著しく異なるため、この換算時間を用いることにより規格化した。各回ごとに得られるき裂長さの変化、急冷温度差をもとに、式(2)を使用して $(K_{I \max}/K_{IC})$ - V 曲線を作成した。式の誘導および計算過程については付録に示した。

4・1・2 熱伝達係数の吟味 この水中急冷時の伝熱は自然対流伝熱またはサブクール沸騰伝熱の領域にあるため、熱伝達係数については十分吟味する必要がある。そこで、上記の方法で得られた $(K_{I \max}/K_{IC})$ - V 曲線から熱伝達係数を吟味することを考えた。 $(K_{I \max}/K_{IC})$ - V 曲線の計算法については伝熱についての境界条件が正しければかなり正確なデータが得られることを前報⁴⁾で報告した。

水中急冷試験における最大の問題点は熱伝達係数が特定しにくいことである。すでに報告されている研究でも水中急冷法の熱伝達係数についてふれている論文はきわめて少ない。

Fig. 5. Variation of heat transfer coefficient estimated or measured by water quenching.

Becher⁸⁾らは、熱伝達係数に対する試験片の形状依存性について検討している。Ishitsuka⁹⁾ら、岩田¹⁰⁾らは水、メチルアルコール、グリセリン等に試験片を投入した際の熱伝達係数として、それぞれ、自然対流伝熱および強制対流伝熱の式を使用している。さらに、Finnie¹¹⁾による次元解析式を使用している報告もある。また、翠川¹³⁾、山口¹⁴⁾らは熱衝撃試験のデータから熱伝達係数を推算している。これらの結果をまとめてFig. 5に示した。

本実験では、予き裂材を使用しているの、従来の非予き裂材を使用した実験に比べ、き裂の進展状態などで信憑性が高いと考え、翠川ら、山口らが行ったのと同様に実験データから熱伝達係数を逆算して吟味した。また、本報の熱伝達係数は直接測定している荒谷のデータを基に推定することにした。荒谷のデータは翠川ら、山口らのデータに比較的近い値であるからである。

本実験で測定した温度域では荒谷のデータは対数グラフ上でほぼ直線となるので、これを次式の形の式に近似し、

$$h = M(\Delta\theta)^N \quad (3)$$

実験データを使用して4・1・1項の方法で作成した $(K_{I\max}/K_{IC})$ -V曲線の相関係数が最大となるような M 、 N を決定した。

N 値を一定にした場合、 M 値を大きく、すなわち熱伝達係数を過大評価すると、急冷時の予き裂に対する $K_{I\max}$ が別途測定した K_{IC} より大きく算出される。また、 $(K_{I\max}/K_{IC})$ -V曲線の相関係数も著しく低下し、温度差を変えて実測した $(K_{I\max}/K_{IC})$ -V曲線がそのマスター曲線からはずれるため、式(1)中の n が小さくなる。これをさらに詳しく調べると、それぞれの試験のデータがマスター曲線上になく、 n が小さい曲線群を一本の直線で近似する形の直線となる。他方、 M 値を小さくして熱伝達係数を過小評価すると $K_{I\max}$

= K_{IC} のき裂伝ば速度(臨界き裂伝ば速度)が著しく大きくなり、不合理な結果が得られることがわかった。

また、熱伝達係数の温度依存性を表す N 値については、まず荒谷のデータの N 値を用い最適の M 値を決定した後、得られた急冷温度差100Kの熱伝達係数を同一になるよう M 、 N 値を変え、相関係数が最大となる N 値を求めた。これは本実験の急冷温度域での熱伝達係数の温度依存性のみが表れるような条件下で数値計算をするためである。 N 値が大きい場合、すなわち熱伝達係数の温度依存性が著しいと、 $(K_{I\max}/K_{IC})$ -V曲線の勾配 n が小さくなり、相関係数が急激に小さくなる。逆に N 値が小さくなると、 n が小さい曲線群を含む直線となり、相関係数が低下する。

この方法で熱伝達係数についての相関式として次式を得た。

$$h = 16.7(\Delta\theta)^{1.18} [W/m^2K] \quad (4)$$

$$(50^\circ C \leq \Delta\theta \leq 150^\circ C, \theta_0 = 25^\circ C)$$

これは従来から報告されている値よりいっそう小さい値を示した。つまり、本実験では、試験片の加熱温度が、水の沸点と比較的近いので、急冷時の初期に試験片表面温度が瞬時的に100°C以下になり、サブクール沸騰伝熱から自然対流伝熱に遷移するために、熱伝達係数が両方の中間の値となることがわかった。

4・2 アルミナ焼結体の熱疲労特性

(K_{IC}/S_f) 比などの機械的物性値、換言すると微細組織が異なるアルミナ焼結体の熱疲労特性を考察するため、式(4)で示される熱伝達係数の値を用い、式(2)に基づいて計算し、 $(K_{I\max}/K_{IC})$ -V曲線を作成して比較検討した。4種類のアルミナ試験片に繰返し熱衝撃を加えたときの $(K_{I\max}/K_{IC})$ -V曲線をFig. 6に示した。この方法で、4種類のアルミナ試験片とも、対数グラフ上で相関係数の大きい直線が得られた。そこで、直線の傾きから n を算出し、 $K_{I\max}/K_{IC}=1$ でのき裂伝ば速度より疲労パラメータ $\log A$ を算出し、データの相関係数も計算して併記した。

予き裂を導入したアルミナ焼結体の機械的繰返し疲

Fig. 6. $(K_{I\max}/K_{IC})$ -V curves of alumina ceramics obtained by cyclic water quenching method.

労試験から得られた n は 20~30 であるが、本報の熱衝撃実験で得られたアルミナ焼結体の値は、それに比べ若干低い値を示した。熱衝撃が作用した場合の n 値は同質材料間での差異はあまり顕著でなかった。これは機械的繰返し疲労のような外力と体積力の違いによるもので、水中急冷法などの熱衝撃により体積力が作用した場合には、き裂が進展すると即時的に応力が緩和する。このため、疲労特性に大きく影響するき裂破面の形状あるいはき裂伝ば経路による差は機械的繰返し疲労試験ほど大きく現れ難く、アルミナ焼結体の n 値がどの試験片についてもほぼ一定で、その微細組織との対応性が無い結果になったと考えられる。同様な理由で、他の試験片より気孔率が大きい試験片 A でも、同様であった。

つぎに疲労パラメータ $\log A$ 値について考える。前述したように試験片間の n 値がほぼ同じであるため、気孔率が同一の試験片の直線を比較すると、この測定温度域で $(K_{I\max}/K_{Ic})$ - V 曲線は、D, B, C の順に $(K_{I\max}/K_{Ic})$ の小さい方向にほぼ平行にシフトしている。つまり、D は $(K_{I\max}/K_{Ic})$ がかなり小さい条件下でもき裂が伝ばすることになる。これは単に材料特有の強度や破壊じん性値とは対応せず、むしろ各試験片内の微細組織によるき裂伝ば経路等の相違を窺える。

Table II に同じ大きさの $(K_{I\max}/K_{Ic})$ 値に対する試験片のき裂伝ば速度の大小を示した。機械的特性として (K_{Ic}/S_f) 値、微細組織を表すパラメータとしての粒径および破壊挙動を比較データとして示した。熱衝撃破壊した破面は機械的破壊と同様に粒界破壊が支配的であった。また空けき率が大きい試験片 A を除けば、粒径が大きいほど (K_{Ic}/S_f) 値が大きく、き裂伝ば速度が小さくなる傾向を示した。Steinbreck¹⁷⁾ によれば 10 μm 程度の均一粒径を持つアルミナ焼結体は R カーブ挙動を示すことを報告しており、本実験においても粒径の大きい試験片は小さいき裂進展速度を示した。また、き裂伝ばの経路が曲折するため、ミックスモードの破壊様式を含め粒界相についての考察も必要で、今後の問題である。

他方、試験片 A は空孔が多いので、き裂が曲折し

ながら進展しても、上記 3 種類のアルミナ焼結体と異なり、Lewis¹⁸⁾ らが述べている粒子の引き抜き効果は小さいと考えられる。機械的繰返し疲労実験では、空孔の存在は通常き裂の進展を停止し、伝ば速度を低下する働きがあるが、本実験においてはほぼ同一粒径の試験片 C に比べき裂伝ば速度はむしろ大きくなった。

5 結 言

水中急冷法を用いて 4 種類のアルミナ焼結体の熱疲労挙動を検討し以下の結果が得られた。

(1) 適切な熱伝達係数を用いることにより各アルミナ焼結体の $(K_{I\max}/K_{Ic})$ - V 曲線が得られ、疲労パラメータである $\log A$ および n 値が求められた。

(2) 疲労パラメータ n 値は、微細組織にかかわらず一定値を示し、機械的繰返し疲労試験の際の n 値より小さい値を示した。

(3) 粒界破壊が支配的なアルミナ焼結体の場合、異常粒成長した粒子あるいは空孔の存在量により $\log A$ 値に違いが現れ、伝ば経路あるいは速度がかなり異なる。

付 録

急冷時の試験片内の熱応力分布について考える。この実験では両側面を断熱材で覆っているため、近似的に、一次元的な熱応力状態にあると考えた。この場合の熱伝導方程式が

$$\partial^2 T / \partial \xi^2 = \partial T / \partial \eta \quad (A1)$$

$$\eta = 0 \text{ で } T = 1$$

$$\xi = 0 \text{ で } \partial T / \partial \xi = 0 \quad (A2)$$

$$\xi = 1 \text{ で } -\partial T / \partial \xi = \beta T$$

で表されるとすると、試験片内の熱応力分布は

$$\sigma^*(\eta, \xi) = 2\beta \sum_{n=1}^{\infty} \exp(-\delta_n^2 \eta) / (\beta^2 + \beta + \delta_n^2) \cdot [(\beta / \delta_n^2) - (\cos \delta_n \xi / \cos \delta_n)] \quad (A3)$$

と書ける。ここで、上式中の δ_n は $\delta \tan \delta = \beta$ の n 番目の正根である。 $\sigma^*(\eta, \xi)$ は無次元応力で、 $(1 - \nu)\sigma(\eta, \xi)/Ea\Delta\theta$ である。 ν はポアソン比、 σ は熱応力、 E は弾性率、 a は熱膨張率で $\Delta\theta$ は急冷温度差である。 T は無次元温度で $(\theta - \theta_f)/(\theta_i - \theta_f)$ である。 θ は温度、添字の i, f は最初および最後を表す。 ξ は無次元距離で x/l である。 l は試験片の幅の半分、 x は試験片の中心からの距離である。 η はフーリエ数で、 xt/l^2 を示す。 x は熱拡散率、 t は時間である。 β はビオ一数で hl/λ である。 h は熱伝達係数、 λ は熱伝導率である。

つぎに、試験片を急冷した場合の予き裂に着目した K_I を算出する事を考える。 (K_I/K_{Ic}) - V 曲線が

$$V = A(K_I/K_{Ic})^n \quad (A4)$$

で表されるとして、上式を過渡熱応力に着目して整理する

Table II. Crack propagation rate, (K_{Ic}/S_f) value and microstructure of alumina ceramics.

Test piece	A	B	C	D
Crack propagation rate	Middle	Low	Low	High
K_{Ic}/S_f ($\text{m}^{3/2}$)	0.008	0.010	0.007	0.006
Particle size in diameter (μm)	5~10	10~15	5	2
Fracture behavior		Inter-granular		
Remarks	Porous			

$$V = \Delta c / \Delta t_s = A (K_{I \max} / K_{IC})^n \quad (A5)$$

ただし,

$$\Delta t_s = \Delta t_r g \quad (A6)$$

$$g = (1 / \Delta t_r) \int_{t_1}^{t_2} [K_I / K_{I \max}]^n dt \quad (A7)$$

と書ける。ここで、 V はき裂の進展速度、 K_I はモード I の応力拡大係数、添字の max は最大値を示し、 A , n は定数である。 Δc は一回の急冷によって進展したき裂の長さ、 Δt_r は有効な熱衝撃応力が印加される時間であり、 Δt_s は一定の熱応力が印加したと仮定した時の換算時間である。なおここでは、 $K = Y\sigma\sqrt{\pi c}$ 式中の Y の関数化をする代わりに、 $K_{I \max}$ におけるき裂長さに着目したき裂の一回ごとの増加分について逐次計算した。

他方、式(A7)中の K_I は片開きのクラックについての Erdogan 式を使用すると、

$$K_I^* = (2/\pi e) \int_0^e \sigma^*(\xi) \sqrt{\xi/(e-\xi)} d\xi \quad (A8)$$

と書ける。ここで $K_I^* = (1-\nu)K_I/Ea(\theta_1 - \theta_2) \cdot \sqrt{(\pi c/2)}$ で、無次元応力拡大係数である。 $e = c/1$ で、 c はき裂長さ、 $\xi = 1 - \xi$ は無次元長さである。つまり、熱伝導方程式の座標の原点は試験片の中心にあり、Erdogan 式の座標の原点は試験片表面としているため座標変換が必要となる。

表面の熱応力が最大となる時点の熱応力分布は式(A3)を使用して算出し、

$$\sigma_{\max}^*(\xi) = A_1 \xi^3 + B_1 \xi^2 + C_1 \quad (A9)$$

で近似し、これを式(A8)に代入し $K_{I \max}$ を算出した。

この計算過程を一例として試験片 A のデータを用いて Fig. 7 に示した。 $\sigma_{\max}^*$ は $\sigma_{\max}^*(\xi)$ の最大熱応力である。まず熱応力 $\sigma_{\max}^*(\xi)$ を無次元化した時間 η について求めた。一般に n が大きいので、熱応力が少

Fig. 7. Calculated nondimensional thermal stress σ^* and stress intensity factor K_I at nondimensional time η .

し小さくなるだけで $(K_I/K_{I \max})^n$ はけた違いに小さくなる。したがって、表面の熱応力 $\sigma_s(\eta)$ が最大熱応力 $\sigma_{s \max}$ の 0.7 以上に保持される時間 Δt_r としてさしつかえない。¹⁹⁾ σ^* 曲線に比べ、 K_I 曲線はなめらかであるが、例えば、 n を 20 とし、式(A7)中の $(K_I/K_{I \max})$ を 0.7 とすると、 $0.7^{20} = 8 \times 10^{-4}$ となり、 $(K_I/K_{I \max})^n = 1$ と比べるとほぼ零と考えてよい。この t_r は式(A3)を使用してその都度数値計算した。 Δt_r から Δt_s への換算は各実験データごとに式(A7)で示した波形換算関数 g を用いた。Fig. 7 中の Δt_s , $K_{I \max}$ 値およびクラック長さ変化の Δc より $(K_{I \max} - K_{IC}) - V$ 曲線の一点が求まる。この方法で、数本の試験片を使用し、種類の試験片について 10 点以上のデータ (点) を算出し、 $(K_{I \max} - K_{IC}) - V$ 曲線を作成した。また、この直線から、式(A5)中の A , n を最小二乗法を用いて算出した。

(平成 3 年 4 月 25 日 第 55 回セラミックス材料部門委員会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 秋山 史郎, 木村雄二, 関谷道雄, 材料, **38**, 1415 (1989).
- 2) M. Oguma and T. Motomiya, 日本セラミックス協会学術論文誌, **97**, 778 (1989).
- 3) N. Kamiya and O. Kamigaito, J. Mater. Sci., **14**, 573 (1979).
- 4) 高津 學, 水谷安伸, 玉井弘二, 山田正徳, 日本セラミックス協会年会, 3B22, 471 (1990).
- 5) 水谷安伸, 高津 學, 玉井弘二, 日本セラミックス協会東海支部講演会, A03 (1989).
- 6) 中山 淳, セラミック, **12**, 150 (1977).
- 7) S. Suresh, J. Mater. Sci., **22**, 1271 (1987).
- 8) P. F. Becher, D. Lewie III, K. R. Carman and A. C. Gonzalez, Ceramic Bull., **59**, 524 (1980).
- 9) M. Ishitsuka, T. Sato, T. Endo and M. Shimada, J. Mater. Sci. Letters, **24**, 4057 (1989).
- 10) 岩田宇一, 佐久間俊雄, 高久 啓, 日本機械学会・精密工学会信越地方講演会論文集, **907-1**, 9 (1990).
- 11) I. Finnie, Proc. 3ed. U. S. National Cong. of Applied Mechanics, p. 572 (1958).
- 12) 発電設備技術検査協会, 石油代替火力新素材適用報告書, p. 96 (1990).
- 13) 翠川雅士, 井関孝善, 窯業協会誌, **94**, 141 (1986).
- 14) 山口幸夫, 清野 豊, 永井 聰, 今井秀孝, 精密工学会春季大会学術講演会講演論文集, p. 735 (1990).
- 15) 荒谷真一, 私信
- 16) 高津 學, 西川直宏, 大矢寛二, 片桐弘至, 日本セラミックス協会秋季シンポジウム, 2-1D13 (1990).
- 17) R. Steinbreck, R. Khehans and W. Schaurwachter, J. Mater. Sci., **18**, 265 (1983).
- 18) D. Lewis and R. W. Rice, Ceram. Eng. Sci. Proc., **3**, 714 (1982).
- 19) 高津 學, 神谷秀博, 大矢寛二, 小倉幸治, 木下寿治, 日本セラミックス協会学術論文誌, **96**, 990 (1988).