イットリア部分安定化ジルコニアの熱衝撃破壊

芦塚正博・木村泰之・藤井秀樹・阿部浩市・窪田吉孝*

(九州工業大学 金属加工学科
*東洋曹達工業(株) 新材料研究所)

Thermal Shock Behavior of Y_2O_3 -Partially Stabilized Zirconia

Masahiro ASHIZUKA, Yasuyuki KIMURA, Hideki FUJII, Kouichi ABE and Yoshitaka KUBOTA

(Kyushu Institute of Technology
1-1, Sensui-cho, Tobata-ku, Kitakyushu-shi 804
*Toyo Soda Manufacturing Co., Ltd.)

The thermal shock behavior of 3 mol % Y_2O_3 -partially stabilized zirconia with average grain size of $0.4 \mu m$ (Z3 Y-I) and $1.0 \mu m$ (Z3 Y-II) has been studied by the water quench method. Twenty three specimens of rectangular cross-section bar (3 by 3 by 45 mm) were quenched at 300° , 350° and $400^\circ C$ temperature differentials (ΔT) and their retained strength (σ_r) were plotted using the Weibull distribution function and doubly exponential distribution function. The retained strength distribution at $\Delta T = 350^\circ C$ are similar to the original strength distribution. On the other hand, the distribution at $\Delta T = 350^\circ$ and $400^\circ C$ showed a shoulder at $F = 0.458$ and 0.875 , respectively. They are the initiation points of thermal shock damage. Assuming the surface heat transfer coefficient (h) of 0.19 and $0.4 \text{ cal/cm}^2 \cdot ^\circ C \cdot s$, calculated stress intensity factors K_I 's for crack initiation by water quench were 73-75% and 91-92% of the critical stress intensity factor K_{IC} for Z3 Y-I, and 69-70% and 86-88% for Z3 Y-II, respectively. A σ_r - ΔT curve for a certain failure probability level F showed instantaneous decline at a critical temperature differential ΔT_c . High failure probability level F resulted in a high critical temperature differential ΔT_c . Estimated ΔT_c 's are 310° , 360° and $400^\circ C$ for $F = 0.2$, 0.5 and 0.9 , respectively.

[Received August 15, 1985]

Key-words : Partially stabilized zirconia, Zirconia, Thermal shock behavior, Weibull distribution function, Doubly exponential distribution function, Stress intensity factor

1. 緒 言

セラミックスの耐熱衝撃特性の研究では5~10本の試験片を1組として種々の温度差 ΔT で急冷し、平均残存強度 σ_r を急冷温度差 ΔT で整理する方法がとられている。その σ_r - ΔT の関係で σ_r が急激に低下するときの ΔT を臨界温度差 ΔT_c と呼び、セラミックスの熱衝撃破壊抵抗を示す指標として議論が行われている^{1)~4)}。熱衝撃破壊の基礎理論としてHasselmanの熱衝撃破壊統一理論⁵⁾がある。それによれば、熱応力による破壊現象では材料物性値であるヤング率 E 、熱膨張係数 α 及び表面エネルギー γ 以外に材料中の潜在き裂の長さ C_i も重要なパラメーターになることが示されている。高強度セラミックスのように潜在き裂の大きさ C_i が小さい材料を急冷した場合、急冷温度差 ΔT が $\Delta T < \Delta T_c$ の範囲では急冷する前の強度値を維持し、 $\Delta T = \Delta T_c$ で急激な強度低下があり、 $\Delta T > \Delta T_c$ では、ある温度領域まではかなり低い値ではあるが、一定の強度レベルを維持することが予想される。このような熱衝撃破壊挙動を示す例は多くのセラミックスで報告されている。

セラミックスの強度分布に関する報告からも明らかにように、同じ条件で作られたセラミックスでも強度値は

平均値を中心にして広がりを持っている。そのためセラミックスの強度問題を議論する場合、平均強度のみの観点からでは不十分で、統計的处理を経て初めて、その内容の把握が可能である。

既に、著者の一人は⁶⁾、ホウケイ酸塩ガラスをモデル材料として使用し、ワイブル分布関数を使って熱衝撃破壊の問題を研究した。50個の試験片を1組として種々の温度差 ΔT で急冷し、残存強度をワイブル分布関数で処理した結果、セラミックスの熱衝撃破壊は平均的に進行するのではなく、一定の強度分布、すなわちき裂の大きさの分布をもった試料のなかで熱応力 σ と潜在き裂の大きさ C_i の関係が破壊靱性 K_{IC} と一定の関係に達したもののから順次き裂の伸長が生じ、破壊していくことを明らかにした。

Lewis⁷⁾は一つの急冷条件に多数の試験片を使用した熱衝撃破壊の研究を行い、急冷温度差が $\Delta T < \Delta T_c$ の範囲での残存強度分布は急冷する前の強度分布と同じで、単一の分布を示すのに対し、 $\Delta T = \Delta T_c$ の近傍では二様式の強度分布、すなわち急冷する前の強度分布を示す部分と、き裂が入った低強度域での強度分布を示す部分が混在しており、標準偏差も大きく ΔT_c にも広がり

があることを指摘している。

一定の広がりをもった強度分布を示す材料の熱衝撃破壊の研究方法としては、中山と阿部⁸⁾の分類を参考にして著者らの立場からその一部を表現しなおすと、次のような二つに分けられる。

(1) セラミックスの表面に形と大きさをコントロールした潜在き裂より大きい微小き裂を導入することにより強度を一定値にそろえ、一つの急冷条件について5～6程度の少数の試験片を使用し、平均残存強度と急冷温度差及びき裂の大きさの関係から熱衝撃破壊現象を解析する方法^{9)～11)}。

(2) 一つの急冷条件について多数の試験片を使用し、得られた残存強度をワイブル分布関数又は二重指数分布関数等の統計分布関数で整理し、急冷温度差 ΔT とき裂の統計的分布の変化の対応性からクラックの発生及び伸長等の熱衝撃破壊現象を考察する方法^{6), 12), 13)}。

本研究は、高強度・高靱性材料として注目されているイットリア部分安定化ジルコニアの耐熱衝撃特性の研究へ、ホウケイ酸塩ガラスの熱衝撃破壊の研究⁶⁾へ適用したのと同様の考え方、すなわち上記の分類の第2の方法を適用し、熱衝撃破壊の機構を明らかにすることを目的とする。

ジルコニア系セラミックスの熱衝撃破壊の研究は、すでに Garvie と Nicholson¹⁴⁾, Garvie, Hughan と Pascoe¹⁵⁾, Claussen と Hasselman¹⁶⁾, Becker¹⁷⁾ 及び正木と小林¹⁸⁾によっても行われている。しかし、これらの研究は急冷温度差 ΔT での残存平均強度の変化から耐熱衝撃特性を検討したもので、本研究のように一つの急冷条件に多数の試験片を使用し、残存強度の統計的分布の変化と急冷温度差 ΔT の関係より熱衝撃破壊機構を解明することを意図した研究はない。

2. 実験方法

実験に使用した試料は3 mol% Y_2O_3 を含んだジルコニア粉末を金型で予備成形、ラバープレスで本成形した後、大気中1450°C及び1600°Cで2時間焼成したものである(東洋曹達工業製)。1450°C焼成体(Z3Y-Iと略す)は平均粒径が0.4 μm , 1600°C焼成体(Z3Y-IIと略す)は平均粒径が1 μm である。試験片寸法は3×3×45 mmで、表面研削は長さ方向へ#200のダイヤモンド砥石で行った。

これらの試料から無作為に取り出した23本を1組として所定の温度に加熱後、20°Cの水中へ投入し急冷した。加熱温度と水温の差を急冷温度差 ΔT とし、結果を整理した。

強度は下部スパン30 mm, 上部スパン10 mmの4点曲げで測定した。クロスヘッドスピードは0.5 mm/minである。

3. 実験結果及び考察

セラミックスの強度分布を整理する場合、ワイブル分布関数を利用することが多い^{19), 20)}。著者の一人もホウケイ酸塩ガラスの熱衝撃破壊挙動を整理するために使用した。しかしワイブル分布関数では、例えば20 MPaから30 MPaの間の強度変化は200 MPaから300 MPaの間の強度変化と同じ程度に強調されて表現される。多数のき裂が入ったため強度が低下し20～30 MPaと小さくなった試料の強度測定では、試料内でのき裂の位置、方向等により測定強度は微妙に変化するため、それをプロットしたグラフでは、その変化の傾向が実体以上に強調されすぎる傾向があった。最近、加瀬はセラミックスの強度分布の問題を二重指数分布関数で整理することを提案している^{21)～23)}。

Fig. 1 Retained strength of thermally shocked specimens (Z3Y-II) for ΔT values shown using the Weibull distribution function.

Fig. 2 Retained strength of thermally shocked specimens (Z3Y-II) for ΔT values shown using the doubly exponential distribution function.

図1は急冷温度差 ΔT が 0°C , 300°C , 350°C 及び 400°C の場合の Z3Y-II の残存強度をワイブル分布関数で、図2は同じデータを二重指数分布関数で整理したものである。図1では65 MPa 近傍の強度を境にして曲線の傾向に変化があるが、図2では、ほとんど無視できる程度になっている。これらのことより、以後のデータの表示は全体の変化を二重指数分布関数で整理して示し、高強度側のみをワイブル分布関数で整理し、両方を併用して熱衝撃破壊挙動を考察することにする。図3は Z3Y-I の残存強度分布を示したものである。図1及び図2と図3を比較すると明らかにように Z3Y-I と Z3Y-II は類似した傾向を示していると考えることができる。

図1、図2及び図3をもとにして、種々の急冷温度差 ΔT での残存強度分布の変化の傾向を見てみると、 $\Delta T = 300^\circ\text{C}$ での分布は $\Delta T = 0^\circ\text{C}$ での強度分布と非常に良く類似しているが、全体がわずかに低強度側へ移動している。 $\Delta T = 350^\circ\text{C}$ での分布は強度の高い側の半分程度が $\Delta T = 0^\circ\text{C}$ での分布と平行しているが、低強度側の下半分はき裂が入り大きな強度低下が生じている。 $\Delta T = 400^\circ\text{C}$ になると大部分の試料では大きなき裂が入り強度が大きく低下しているが、強度の高い側の2~3個の試料は $\Delta T = 0^\circ\text{C}$ での分布と類似した傾向を示した。 $\Delta T = 400^\circ\text{C}$ という大きな温度差で急冷した場合でも一部の試料ではかなり高い強度を保持していることは注目すべきことである。これらのことを $\Delta T = 0^\circ\text{C}$, 300°C , 350°C 及び 400°C について破壊確率 F と破断応力 σ_f の関係で定性的に図解したのが図4である。

急冷温度差 ΔT が 350°C , 400°C と大きくなるとともにき裂が発生するときの材料の最高強度は A_1 , B_1 と高

Fig.3 Retained strength of thermally shocked specimens (Z3Y-I) for ΔT values shown using the Weibull distribution function and the doubly exponential distribution function.

Fig.4 Relation between failure probability F and fracture stress σ_f for ΔT values (Schematic diagram). A_1 and B_1 show the initiation points of thermal shock damage for 350°C and 400°C quenching temperature differentials, respectively. A_0 and B_0 are the points of same failure probability level F on the original distribution curve.

強度側へ移っていくが、いずれの場合もき裂が発生した試料の大部分は大きく強度劣化を起こし、30~80 MPa の値に収れんしている。Hasselmann の理論⁵⁾によれば、臨界温度差 ΔT_c で急激な強度劣化が生じても試料が完全に破壊するところまでは進行せず、 $\Delta T > \Delta T_c$ でも、ある温度域までは低強度ではあるが一定の強度を示すことが予想される。 $\Delta T = 350^\circ\text{C}$ 及び 400°C でき裂が入り強度が低下したものが30~80 MPa の値に収れんするのは、このことと関係しているものと推測される。ここで、ワイブル分布関数で整理した場合の $\Delta T = 350^\circ\text{C}$ 及び 400°C の分布で $\Delta T = 0^\circ\text{C}$ の直線に平行な部分から急激に強度が低下し始める点、すなわち図4の A_1 及び B_1 点をき裂発生点とし、き裂発生条件を検討する。

温度差 ΔT の急冷を受けた試料表面に発生する熱応力(引っ張り) σ_t は

$$\sigma_t = \frac{\alpha E \Delta T}{1 - \nu} \cdot \frac{1}{f(\beta)} \quad (1)$$

となる²⁴⁾。ここで $f(\beta)$ は理想的な急冷からの偏倚を示すパラメーターでポアソン比 ν の関数である。試料の寸法特性を a (平板では厚みの1/2, 球及び円柱では半径), 熱伝導度を K , 熱伝達係数を h とするとポアソン比 β は次のように表される。

$$\beta = \frac{ah}{K} \quad (2)$$

β より $f(\beta)$ の推定には Satyamurthy らの実験結果²⁵⁾を利用した。

本研究での計算に使用する各種物性値を表1に示した。ヤング率 (E), ポアソン比 (ν) は著者らが測定したものであるが、Z3Y-I と Z3Y-II の間には差が認

Table 1 Physical properties of 3 mol% Y_2O_3 partially stabilized zirconia.

Young's modulus (E)	201.8 GPa
Poisson's ratio (ν)	0.310
Thermal expansion coefficient (α)*	8.5×10^{-6} 1/°C
Thermal conductivity (k)*	7×10^{-3} cal/cm $\cdot$ °C $\cdot$ s

* From Ref. 26

められなかった。膨張係数 (α)、熱伝導率 (K) でも $0.4 \mu m$ と $1.0 \mu m$ 程度の粒径差の影響はないと考え、以後の計算には Z3Y-I 及び Z3Y-II とともに同じ値を使用した。熱伝達係数 h は試料の温度等の影響も受け、実験条件により変化する可能性があり明確でない。Kingery ら²⁷⁾ は水中急冷での h として $0.1 \sim 1.0$ cal/cm 2 ·°C·s を与えている。また Lewis²⁸⁾ は Al_2O_3 に対して 0.478 から 0.956 cal/cm 2 ·°C·s と約 2 倍の幅の値を示し、ジルコニアについて 0.19 cal/cm 2 ·°C·s の値を提示している。Lewis の使用したジルコニアがどのような種類で、どのような条件のもとで得られたのか明らかでないので、本研究では熱伝達係数 h として 0.19 cal/cm 2 ·°C·s と、その約 2 倍の 0.4 cal/cm 2 ·°C·s を仮定してビオ係数 β の計算を行った。

試料中のき裂の大きさを C_i とし、それに σ の応力が働いたときの応力拡大係数 K_I は

$$K_I = \sigma Y C_i^{1/2} \quad (3)$$

となる。ここで応力 σ として (1) 式で示した熱応力を考えると

$$K_I = \frac{\alpha E \Delta T Y C_i^{1/2}}{(1-\nu) f(\beta)} \quad (4)$$

となる。この K_I は大きさ C_i のき裂に急冷温度差 ΔT が働いたときの応力拡大係数である。一方、臨界応力拡大係数 K_{Ic} と破断引っ張り応力 σ_t 及びき裂の大きさ C_i の間には

$$K_{Ic} = \sigma_t Y C_i^{1/2} \quad (5)$$

の関係がある。

(4) 式と (5) 式より、次の関係式が導かれる。

$$\frac{K_I}{K_{Ic}} = \frac{\alpha E \Delta T}{(1-\nu) \sigma_t f(\beta)} \quad (6)$$

$350^\circ C$ 及び $400^\circ C$ での破断応力 σ_t としては、それぞれの温度での分布曲線でクラックが発生する点 A_1 及び B_1 の F を読みとり、それと同じ F の $\Delta T=0$ の分布曲線上の値 A_0 及び B_0 での曲げ応力を採用した。それらの F 値及び破断曲げ応力 σ_t を表 2 に示す。なお熱応力破壊が起こるのは熱応力が材料の最大引っ張り応力を超える場合であるので、表 1 中の破断曲げ応力 σ_t を破断引っ張り応力 σ_t へ変換する必要がある。本研究の場合、内部スパンは外部スパンの $1/3$ であるので、 σ_t と σ_l の

Table 2 Calculated K_I/K_{Ic} for initiation of thermal shock damage.

	ΔT (°C)	F	σ_t (MPa)	K_I/K_{Ic}	
				$f(\beta)$	
				2.12*	1.71**
Z3Y-I ($m=8.0$)	350	0.458	850.5	0.745	0.924
	400	0.875	990.6	0.731	0.907
Z3Y-II ($m=10.6$)	350	0.458	844.9	0.692	0.858
	400	0.875	947.5	0.705	0.875

* $h=0.19$ cal/cm 2 ·°C·s** $h=0.4$ cal/cm 2 ·°C·s

間には、次の関係が導かれる²⁹⁾。

$$\frac{\sigma_t}{\sigma_l} = \left[\frac{6(m+1)^2}{m+3} \right]^{1/2} \quad (7)$$

ここで m はワイブル係数で、Z3Y-I では $m=8.0$ 、Z3Y-II では $m=10.6$ となった。これらの m 及び $350^\circ C$ 、 $400^\circ C$ での破断曲げ強度 σ_t を (7) 式へ代入すると破断引っ張り応力 σ_l が求まる。このようにして得られた σ_l 及び表 1 の物性値を (6) 式へ代入すると K_I/K_{Ic} が得られ、それを表 2 に示した。

熱伝達係数 h として Lewis が提示している 0.19 cal/cm 2 ·°C·s を使用すると、Z3Y-I の場合、73~75%、Z3Y-II では 69~70% となった。また h として 0.4 cal/cm 2 ·°C·s と仮定すると Z3Y-I では 91~92%、Z3Y-II では 86~88% となった。使用する h の値により K_I/K_{Ic} も変わり、また試料内でのき裂の位置、方向等により測定強度 σ_t も微妙に変化するため、現時点では定量的な議論は難かしいが、き裂発生点での応力拡大係数が破壊靱性 K_{Ic} まで達しなかった原因として、水中へ急冷したことによる slow crack growth (SCG) と略す) の関与と、熱水とジルコニアの化学反応による劣化をあげることができる。

Badaliance ら³⁰⁾ は $Na_2O-CaO-SiO_2$ ガラス棒の水中急冷法により得られた臨界温度差 ΔT_c には、急冷中に発生した熱応力による SCG が大きく関与していることを明らかにしている。

佐藤と島田^{31)~33)} は $83^\circ \sim 120^\circ C$ の熱水中に保持した部分安定化ジルコニア表面の正方晶は単斜晶へ相変態を起こし、試料表面に微小き裂が発生し、強度劣化を起こすと報告している。彼らの報告³³⁾ によれば本研究の Z3Y-II に相当する試料での正方晶から単斜晶への変態の速度定数は Z3Y-I に相当する試料の速度定数より $1.6 \sim 2.0$ 倍大きいことになる。

本研究の場合、 $350^\circ C$ 及び $400^\circ C$ から $20^\circ C$ の水中へ急冷するため短時間ではあるが試料表面は高温水にさらされているため、 $Na_2O-CaO-SiO_2$ ガラスにみられるような急冷中の熱応力による SCG に、佐藤らにより明ら

かにされた熱水との化学反応による正方晶から単斜晶への相変態の問題が重畳している可能性もある。

水との反応による正方晶から単斜晶への相変態が K_I/K_{IC} に関与しているとする、粒径の大きい Z3Y-II の方がその影響を受ける可能性がある。表 2 によれば Z3Y-II の K_I/K_{IC} は Z3Y-I の K_I/K_{IC} より 3~4% 小さくなっている。しかし、その差は小さく、現時点では Z3Y-II の方が熱水との反応による正方晶ジルコニアの単斜晶への変態の影響を大きく受けたと断定することはできない。

図 5 は、それぞれの急冷温度差 ΔT での平均強度の変化を示したもので、正木と小林の報告¹⁸⁾と類似した結果が得られている。また Lewis の報告⁷⁾と同様に、 ΔT_c 近傍での標準偏差は非常に大きくなり、また ΔT_c にも幅がある。

図 6 は一定の強度分布を示す 23 個を一つのグループとし、種々の温度差 ΔT で急冷した場合の各グループ内で低強度側から 20%、50% 及び 90% 強度レベルの試

Fig. 5 Plot of mean retained strength for increasing quenching temperature differentials. Error bars represent ± 1 standard deviation.

Fig. 6 Relation between retained strength σ_f and quenching temperature differentials ΔT for various failure probability levels F indicated.

料の残存強度と ΔT の関係である。これは緒言で述べた熱衝撃破壊の研究手法の中の第 1 の方法に相当したまとめ方である。この場合は F 値を一定としたものについて、すなわち強度を一定にそろえた試料の残存強度 σ と ΔT の関係であるため臨界温度差 ΔT_c の所で急激な強度低下を起こしている。すなわち Hasselman の理論で予想されているような理想的な破壊挙動を示している。臨界温度差 ΔT_c は低強度側から 20% の強度レベルの試料では 310°C 近傍に、50% 強度レベルの試料では 360°C 近傍に、90% 強度レベルの試料では 400°C 近傍にあることが予想される。

図 6 で ΔT が ΔT_c より小さい温度域での残存強度 σ_f と急冷温度差 ΔT の関係をみてみると、強度 σ_f は ΔT が大きくなるにつれわずかではあるが低下きみである。この現象も、熱水との反応による正方晶ジルコニアの単斜晶への変態も含めた SCG に関連づけることができる。しかし、水中急冷法による熱衝撃破壊現象での熱水と試料が接触している時間は、佐藤と島田が行った熱水とジルコニアとの間の反応の測定に比べると非常に短いこともあり、正方晶から単斜晶への変態も含めた SCG がどの程度関与しているのか明らかにするには、更にデータの蓄積が必要と考えられる。

4. 結 言

3 mol% Y_2O_3 を含む部分安定化ジルコニアの熱衝撃破壊挙動を研究した。一つの急冷条件につき 23 個の試料を使用し、水中急冷後の残存強度をワイブル分布関数及び二重指数分布関数で整理し、以下のような結論を得た。

(1) $\Delta T = 300^\circ\text{C}$ での強度分布は急冷する前の強度分布と類似していたが、全体がわずかに低強度側へ移動している。

(2) $\Delta T = 350^\circ\text{C}$ での強度分布では高強度側の約半分の試料の強度低下は小さく、急冷する前の強度分布と類似していたが、低強度側の約半分の試料には、き裂が発生し、強度低下が大きかった。

(3) $\Delta T = 400^\circ\text{C}$ になると大部分の試料に大きなき裂が入り強度が大きく低下したが、高強度側の 2~3 個の試料は強度が低くなっているが急冷する前の強度分布と類似した傾向を示した。

(4) 熱伝達係数 h を $0.19 \text{ cal/cm}^2 \cdot ^\circ\text{C} \cdot \text{s}$ と仮定すると Z3Y-I の場合、き裂発生の際の応力拡大係数 K_I は臨界応力拡大係数 K_{IC} の 73~75%、Z3Y-II では 69~70% となった。 h として $0.4 \text{ cal/cm}^2 \cdot ^\circ\text{C} \cdot \text{s}$ と仮定すると Z3Y-I では 91~92%、Z3Y-II では 86~88% となった。

(5) 同一の破壊確率 F の試料についてまとめた残存強度 σ_f と急冷温度差 ΔT の関係は臨界温度差 ΔT_c で

急激な強度低下を起こす Hasselman の理論によって予想されるような理想的な破壊挙動を示した。臨界温度差 ΔT_c は $F=20\%$ のときに 310°C , $F=50\%$ のときに 360°C , $F=90\%$ のときに 400°C の値が予想された。

文 献

- 1) R.W. Davidge and G. Tappin, *Trans. Brit. Ceram. Soc.*, **66**, 405-22 (1967).
- 2) D.P.H. Hasselman, *J. Am. Ceram. Soc.*, **53**, 490-95 (1970).
- 3) T.K. Gupta, *J. Am. Ceram. Soc.*, **55**, 249-53 (1972).
- 4) J.A. Coppola and R.C. Bradt, *J. Am. Ceram. Soc.*, **56**, 214-18 (1973).
- 5) D.P.H. Hasselman, *J. Am. Ceram. Soc.*, **52**, 600-04 (1969).
- 6) M. Ashizuka, T.E. Easler and R.C. Bradt, *J. Am. Ceram. Soc.*, **66**, 542-50 (1983).
- 7) D. Lewis III, "Fracture Mechanics of Ceramics, Vol. 6" Ed. R.C. Bradt, A.G. Evans, D.P.H. Hasselman and F.F. Lange, Plenum Press, New York (1983) p. 487-96.
- 8) 中山 淳, 阿部 弘, 材料, **32**, 683-89 (1983).
- 9) T.R. Soltis, D.A. Urick and D.P.H. Hasselman, *J. Am. Ceram. Soc.*, **61**, 89-90 (1978).
- 10) K.T. Faber, M.D. Huang and A.G. Evans, *J. Am. Ceram. Soc.*, **64**, 296-301 (1981).
- 11) 阿部 弘, 川合 実, 神吉康文, 中山 淳, 文献 8) の p. 688.
- 12) N. Kamiya and O. Kamigaito, *J. Mater. Sci.*, **14**, 573-82 (1979).
- 13) N. Kamiya and O. Kamigaito, *J. Mater. Sci.*, **16**, 828-30 (1981).
- 14) R.C. Garvie and P.S. Nicholson, *J. Am. Ceram. Soc.*, **55**, 152-57 (1972).
- 15) R.C. Garvie, R.R. Hugnan and R.T. Pascoe, *Mater. Sci. Res.*, **11**, 263-74 (1978).
- 16) N. Claussen and D.P.H. Hasselman, "Thermal Stresses in Severe Environment", Ed. D.P.H. Hasselman and R.A. Heller, Plenum Press, New York (1980) p. 381-95.
- 17) P.F. Becker, *J. Am. Ceram. Soc.*, **64**, 37-39 (1981).
- 18) 正木孝樹, 小林啓佑, 昭和 56 年度窯業協会年会講演予稿集 (1981) p. 4.
- 19) D.G.S. Davies, *Trans. Brit. Ceram. Soc.*, **22**, 429-53 (1973).
- 20) C.J. Johnson, "Fracture Mechanics of Ceramics, Vol. 5", Ed. R.C. Bradt, A.G. Evans, D.P.H. Hasselman and F.F. Lange, Plenum Press, New York (1983) p. 365-86.
- 21) 加瀬滋男, セラミックス, **17**, 545-48 (1982).
- 22) 加瀬滋男, セラミックス, **18**, 320-23, 875-80 (1983).
- 23) 加瀬滋男, 機械の研究, **37**, 507-11 (1985).
- 24) P.F. Becker, D. Lewis, K. Carman and A.C. Gonzalez, *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **59**, 542-45, 48 (1980).
- 25) K. Satyamurthy, J.P. Singh, D.P.H. Hasselman and M.P. Kamat, *J. Am. Ceram. Soc.*, **63**, 694-98 (1980).
- 26) 津久間孝次, 窪田吉孝, 延谷宏治, 窯協, **92**, 233-41 (1984).
- 27) W.D. Kingery, H.K. Bowen and D.R. Uhlmann, "Introduction to Ceramics", Wiley-Interscience (1975) p. 822.
- 28) D. Lewis, *J. Am. Ceram. Soc.*, **63**, 713-14 (1980).
- 29) R.W. Davidge, "Mechanical Behavior of Ceramics", Cambridge University Press (1979) p. 139.
- 30) R. Badaliance, D.A. Krohn and D.P.H. Hasselman, *J. Am. Ceram. Soc.*, **57**, 432-36 (1974).
- 31) 佐藤次雄, 島田昌彦, 第 23 回窯業基礎討論会講演要旨集 (1985) p. 88.
- 32) 佐藤次雄, 島田昌彦, 昭和 60 年窯業協会年会講演予稿集 (1985) p. 659.
- 33) T. Sato and M. Shimada, *J. Am. Ceram. Soc.*, **68**, 356-59 (1985).

訂 正

窯業協会誌 93 [9] 特集号 561-65 (1985) 掲載の, 管野善則 "炭化ケイ素粉体のメカノケミカル効果" の本文中, p. 562 の表 1 は下記のように訂正します。

Table 1. Characteristics of β -SiC powders.

SPECIFIC SURFACE AREA : $19.5 \text{ m}^2/\text{g}$
DENSITY : 3.17 g/cm^3
CRYSTALLITE SIZE : 64 NM
LATTICE STRAIN : 6.6×10^{-4} [-]
CRYSTAL PHASE : 3C, 2H (slightly).