損傷許容発現先進無気孔型 SiC の熱衝撃破壊特性*

松田 伸也^{*1}, 高橋 学^{*2}, 尾上 拓史^{*3}
黄木 景二^{*2}, 松下 正史^{*2}
岡部 永年^{*4}, 大藤 弘明^{*5}Thermal Shock Fracture Properties of Damage-Tolerant
Advanced Pore-Free SiCShinya MATSUDA^{*6}, Manabu TAKAHASHI, Takushi ONOUE,
Keiji OGI, Masafumi MATSUSHITA,
Nagatoshi OKABE and Hiroaki OHFUJI^{*6} Graduate School of Science and Engineering, Ehime University,
3 Bunkyo-cho, Matsuyama-shi, Ehime, 790-8577 Japan

In the present study, quench tests were carried out to characterize the fracture behavior of advanced pore-free SiC with damage tolerance during thermal shock. The residual strength of specimens after the quench tests was also measured. It is found that the critical temperature difference and the decrease in residual strength of this material are larger than those of conventional SiC. This is because the fracture is dominated only by flaw size since the wake zone is not generated during thermal shock with high strain rate. The critical temperature difference as well as the crack propagation is calculated with the aid of the unified theory of thermal shock.

Key Words: Advanced Pore-Free SiC, Critical Temperature Difference, Residual Strength, Inclusion, Damage Tolerance, Griffith's Theory, Unified Theory of Thermal Shock

1. 結 言

セラミックスは、潜在欠陥を起点として脆性破壊を起こすため、その強度は主に岡部らによって提唱された統一評価法⁽¹⁾のような2母数ワイブル統計解析に基づいた信頼性評価がされている。しかしながらセラミックスも完全な脆性材料ではなく、多孔質セラミックスで見られるクラック進展実験でのRカーブ挙動⁽²⁾や球圧子押し込み試験による接触部の局所的損傷⁽³⁾などのように、微視的な損傷が起こっても全体破壊には繋がらない。すなわち若干ながら損傷許容性が備わっている。セラミックスの適用をさらに拡大するためには損傷許容性を定量的に把握し、信頼性評価法を精密化する必要がある。現在、基礎的力学試験に基づいたこれらについての研究が除々に行われつつある⁽⁴⁾。しか

しながらセラミックスは高比強度、耐熱性、耐摩耗性などの優れた機械的特性を有するため航空・宇宙分野などのエンジニアリング材料としての適用が期待されているにもかかわらず、これらのような環境下を想定した場合での損傷許容性評価についての研究事例はほとんど報告されていない^{(5)~(7)}。

近年、奇抜な発想に基づいた従来の反応焼結法を改良することによって先進無気孔型 SiC (Advanced Pore-Free SiC, 以下 APF-SiC と称する。)⁽⁸⁾が開発された。APF-SiC は無気孔を形成しているため従来の反応焼結 SiC 材に比べて、およそ2倍の曲げ強度を有し、また優れた損傷許容性が創出される材料である(詳細な破壊メカニズムは次節にて説明する。また APF-SiC の損傷許容性とは、外力によって発生した微視的な損傷がそのまま全体破壊に至らない性質と定義する。)。これまで著者らは、基礎的な強度特性と損傷許容性の関係について研究を行ってきた^{(9)~(12)}が、実機適用には様々な環境における強度特性や損傷許容性の影響を調査する必要があり、強度信頼性の面でいまだ多くの課題を残しているのが現状である。

そこで本研究では、APF-SiC を対象として冷熱環境下を想定した液中急冷熱衝撃試験を行い、残存強度を測定するとともに、FEM 解析により損傷を誘起させた

* 原稿受付 2008年1月28日。

^{*1} 正員、愛媛大学大学院理工学研究科博士後期課程(☎790-8577 松山市文京町3)。^{*2} 正員、愛媛大学大学院理工学研究科生産環境工学専攻。^{*3} 学生員、愛媛大学大学院理工学研究科博士前期課程。^{*4} 正員、フェロー、愛媛大学サテライトオフィス東京(☎108-0023 東京都港区芝浦3-3-6)。^{*5} 愛媛大学地球深部ダイナミクス研究センター(☎790-8577 松山市文京町2番5号)。

E-mail: t851004y@mails.cc.ehime-u.ac.jp

応力状態について調査した。これらの結果に基づき、損傷許容性の発現について考察し、従来のセラミックスと比較することによって基礎的熱衝撃破壊のパラメータである臨界温度差および残存強度低下に及ぼす支配要因について定性的に検討した。そしてこれらの妥当性を立証するために力学モデルを構築し、熱衝撃破壊発生およびき裂進展を定量的に評価した。

2. 実験方法

2・1 APF-SiC の破壊および損傷許容挙動メカニズム

図 1 に示すように、焼結中に金属シリコンと反応できなかった複数の炭素同士によって形成している数十 μm のコイン状の同素体 (以後、介在物と称する。) が形成されて、ほぼ均一に分布しており、これの滑りによって APF-SiC は破壊する。このサイズは、従来の反応焼結 SiC 材 (Reaction sintering SiC ; 以下 RS-SiC と称する。) の破壊に関与する欠陥サイズに比べて非常に小さいために、約 2 倍のバルク曲げ強度を誇る。また内部には多数の遊離 Si も均一に分布しており、これが主に優先的に損傷することで損傷許容性が創出される^{9)~(11)}。

2・2 供試材 試験片は矩形形状であり、参考文献 (8) に基づいて製造し、提供された先進無気孔型 SiC 材 (APF-SiC : $4 \times 3 \times 20 \text{ mm}$) と比較のために、市販されている従来の反応焼結 SiC 材 (RS-SiC : $4 \times 3 \times 40 \text{ mm}$) を用いた。APF-SiC は試験片数に限りがあるため短いロッドに加工して使用した。それぞれの機械的・熱的特性を表 1 に示す。RS-SiC の熱的特性は参考文献 (8) に示されている他社製の反応焼結 SiC 材のデータを用いた。ここで APF-SiC は RS-SiC に比べ

て曲げ強度が高くなるにもかかわらず、その見掛け上のヤング率 E は若干低下している。このことは従来から提言されているヤング率と理論的破壊強度との相互関係に反している。この原因は、ファインセラミックスの弾性率測定法 (JIS R1602 規格) に基づいて E を測定した際、多くの微視的な損傷が発生 (損傷許容性の創出) することによって大きなひずみが生じたためで

(a) Elements distributions of carbon from EDS.

(b) Inclusion.

Fig.1 Fracture origin of APF-SiC.

Table 1 Physical properties of APF-SiC and RS-SiC.

Materials	APF-SiC	RS-SiC
Fracture toughness $K_{IC} [\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}]$	4.1	4.1
Young's modulus $E [\text{GPa}]$	376	420
Poisson's ratio ν	0.16	0.17
Density $\rho [\text{Mg/m}^3]$	3	3
Thermal conductivity $\lambda [\text{W/m} \cdot \text{K}]$	130	120
Specific heat capacity $c [\text{J/k} \cdot \text{K}]$	700	600
Thermal expansion coefficient $\alpha [10^{-6} / \text{K}]$	4.5	4

Fig.2 Schematic for thermal shock test.

ある（この詳細は文献（9）を参照のこと）。

2・3 熱衝撃試験と残存強度試験 液中急冷熱衝撃試験機および試験片の固定方法の概略を図2に示す。加熱源として市販されている電気炉を用い、温度は熱電対（アルメルクロメル線）によって測定した。試験方法は、まず図2（b）のように試験片を固定した治具にワイヤーを直接取り付け、図2（a）のように炉の中心部に吊るして1分間に333Kの昇温速度にて所定の温度まで加熱した。その際、炉内での加熱位置を揃え、また垂直に投下して冷却するために、金属中空棒をワイヤーを通して治具先端に固定した。そして所定の温度に到達後、30分間保持したのちに自由落下にて液媒に金属中空棒と試験片を治具に固定したままの状態に投下させて冷却した。液媒には試料周りの沸騰を防ぐため沸点の高いシリコンオイル（信越シリコン社製）を用い、その温度は298K一定とした。その後、常温大気中・クロスヘッド速度0.5mm/minにて曲げ試験を行った。APF-SiCは試験片が小型であるため3点曲げ試験（下スパン $L_f=15\text{mm}$ ）を行い、RS-SiCは4点曲げ試験（上スパン $L_2=10\text{mm}$ 、下スパン $L_3=30\text{mm}$ ）を行った。APF-SiCとRS-SiCの残存強度 σ_{R-APF} および σ_{R-RS} は、

$$\begin{aligned}\sigma_{R-APF}' &= 3P_{APF} \cdot L_1 / 2wt^2 \\ \sigma_{R-RS}' &= 3P_{RS} \cdot (L_3 - L_2) / 2wt^2\end{aligned}\quad (1)$$

によって評価した。 P_{APF} 、 P_{RS} はそれぞれの試験における破壊荷重[N]である。ここで、 σ_{R-APF}' と σ_{R-RS}' では試験方法の相違による寸法効果に依存してしまうためそのまま直接比較することはできない。一般的にこのような寸法効果による曲げ強度の相関は、Daviesが提唱した有効体積の概念を適用すると本実験で設定した4点曲げ試験と3点曲げ試験における同じ材料の強度 σ_4 と σ_3 の比は、

$$\frac{\sigma_4}{\sigma_3} = \left(\frac{3L_1}{L_3(m+3)} \right)^{1/m} \quad (2)$$

のような関係を得ることができる⁽¹³⁾。ここで m はワイブルパラメータ（形状母数）である。そこで式（2）へ、後述する図7にも記載しているが著者らの研究により明らかにしているAPF-SiCのワイブルパラメータ $m_{b-APF}=11.9$ を適用して σ_{R-APF}' を4点曲げ強度 σ_{R-APF} へ変換することで σ_{R-RS} と比較した。

2・4 FEM 解析による非定常熱応力解析 汎用FEM解析ソフト（MSC.Marc）を用いて、各材料の実験から得られた臨界温度差 ΔT_C での非定常熱応力解析

Fig.3 Model for thermal stress analysis.

を行った。熱衝撃による応力の厳密な解析は困難であるため、温度のみ非定常性を考慮しており、時間は一パラメータとして取扱った。また材料特性の温度依存性は無いと見なして表1の物性値を与え、熱伝達率 $h[\text{W/m}^2\text{K}]$ は一定であり、ビオ数 $\beta=20$ と仮定して次式より算出した。

$$h = \frac{\beta\alpha}{w} \quad (3)$$

また解析モデルとその境界条件を図3に示す。モデルは1/4とし、要素のセグメント幅は約625 μm であり、平面ひずみ問題として解析した。なお、解析には4接点アイソパラメトリック四角形要素を用い、要素数は約1000である。

3. 熱衝撃試験およびFEM解析結果

図4に各材料の残存強度 σ_R および炉内とシリコンオイルの温度差 ΔT の関係を示す。またAPF-SiCについてはSuyamaら⁽¹⁴⁾のデータも加えて示す。これからAPF-SiCはRS-SiCと同様、臨界温度差 ΔT_C が現れ、その後の任意温度において σ_R は低下する傾向を示した。このことから、APF-SiCの熱衝撃破壊は脆性個体であるため、RS-SiCのような従来のセラミックスの破壊形態⁽¹⁵⁾と同様、局所的な熱応力によって介在物を基点として若干のSCG挙動を伴って亀裂が発生し、それが不安定進展することによって破壊する（この破壊挙動を伴った破壊を熱衝撃破壊と呼称する。）。そのため、

Fig.4 Relationships between residual strength and temperature difference of APF-SiC and RS-SiC.

残存強度試験を行った際、破壊部が起点となるために σ_R は低下していると言えよう。

さてそれぞれの熱衝撃破壊特性について比較すると、APF-SiC と RS-SiC の臨界温度差 ΔT_{C-APF} と ΔT_{C-RS} は約 550K と 400K であり、また ΔT_C を超えた任意の温度において APF-SiC の σ_R は、ばらつきはあるが RS-SiC よりも高いことがわかる。ゆえに APF-SiC は RS-SiC

よりも熱衝撃に対して非常に優れた材料である。しかしながらそれぞれの ΔT_C での σ_R と処女材の強度を比較した場合、RS-SiC は約 70MPa 程度しか低下していないのに対して、APF-SiC は約 200MPa 程度と大きく低下している。

図 5 に FEM 解析から得られた各材料の ΔT_C における x 方向の最大引張熱応力 σ_{x-max} 発生時のコンター図および図 6 に A 部の時間 t の変化に対する引張熱応力 σ_x の関係を示す。ここで各 σ_{x-max} は、 σ_R が低下している温度での熱応力であるため、熱衝撃破壊に要した応力といえる。両材ともに極表面層の中央付近で σ_{x-max} が短時間で発生し、深さ方向に対して急激に圧縮応力に変化している。これは熱応力に曝された部材の典型的な応力場であり、熱衝撃破壊は極表面層で起こることが予想される。また APF-SiC および RS-SiC の σ_{x-max} は 730MPa と 461MPa であり、APF-SiC は破壊が起こるために RS-SiC のおよそ 1.6 倍の引張熱応力が必要である。さらに図 7 にワイブル確率紙に整理した各材料の 4 点曲げ強度 σ_b と σ_{x-max} を示す。RS-SiC は σ_b と σ_{x-max} がほぼ同等である。このことは、熱応力が曲げ強度より大き

(a) APF-SiC

(b) RS-SiC

Fig.5 Stress distributions of x direction of APF-SiC and RS-SiC at critical temperatures.

Fig.6 Relationships between thermal stress and time on surface center of APF-SiC and RS-SiC.

Fig.7 2-parameter Weibull distributions of 4-point bending strength and maximum thermal stress of APF-SiC and RS-SiC.

くなると破壊が発生することを示唆している。しかしながらこれに対して APF-SiC は、 $\sigma_{x\max}$ が若干低い傾向が見られた。

4. 考 察

4・1 損傷許容性 図 8 に APF-SiC の 4 点曲げ強度 $\sigma_{b\text{-APF}}$ および解析から得られた臨界温度差における x 方向の最大引張熱応力 $\sigma_{\max\text{-APF}}$ と応力速度 $\dot{\sigma}$ の関係を示す。ここで $\dot{\sigma}$ は各破壊応力 σ_f とそれに到達するまでの時間 t_f の関係より、

$$\sigma_f = \dot{\sigma} t_f \quad (4)$$

のような見かけ上の線形関数として算出した。従来のセラミックスの強度は図中の実線で示すように $\dot{\sigma}$ の低下に伴って低下することがよく知られている。しかしながら APF-SiC は領域“Ⅰ”に示すように $\dot{\sigma}$ が遅い場合、 $\sigma_{b\text{-APF}}$ は上昇する。この原因は、部材が負荷されることで遊離 Si の損傷が優先的に起こりプロセスゾーン⁽¹⁶⁾に類似した破壊抵抗領域が介在物周辺に現れることによってすべりは妨げられる。その結果、強度上昇を招いている。しかしながら領域“Ⅱ”のように $\dot{\sigma}$ が速い場合、強度は若干ながら上昇する。このことは $\dot{\sigma}$ の増加に伴い、遊離 Si の損傷量が減少する。その結果、破壊抵抗領域がほとんど現れず、介在物のすべりによる破壊が支配的となり、従来のセラミックスと類似した破壊挙動を示す。よってこの結果は、損傷許容性の程度は $\dot{\sigma}$ に支配されていることを示している（これらの詳細は文献 (10) および (12) を参照のこと）。この現象を考慮すると著しく $\dot{\sigma}$ が速い熱衝撃破壊においては、このような破壊抵抗領域は創出されないと考えられる。ここで 3 節にて述べたが、領域“Ⅱ”での曲げ強度と $\sigma_{\max\text{-APF}}$ は若干異なっている。この原因は領

域“Ⅱ”での曲げ破壊は損傷許容がほとんど発現しないとみなすことができるが、熱衝撃破壊と比較すると、この $\dot{\sigma}$ は遅いために若干ながらも損傷許容が発現していると言えよう。そのために若干の相違が現れているものと考えられる。

4・2 臨界温度差 両材の臨界温度差 ΔT_c の相違を熱衝撃によるき裂発生に対する抵抗値（熱衝撃破壊抵抗係数） R の概念から検討した。 R は発生した熱応力の値が部材の破壊強度に等しいとして算定される ΔT_c のことであり、平板表面において次式にて表される。⁽¹⁷⁾

$$R = \Delta T_c = \frac{\sigma_{\max}(1-\nu)}{E\alpha} \quad (5)$$

ここで $\sigma_{\max}$ はき裂の発生に必要な熱応力である。式 (5) より R は $\sigma_{\max}$ が高く、ヤング率 E やポアソン比 ν および熱膨張率 α が小さいほど高いことが容易に理解できる。ここで表 1 より各材料の ν と α はほぼ同等であり、 E についても APF-SiC が若干低い程度であるため、これらの影響による R の差はほとんどない。しかし APF-SiC の熱衝撃破壊には従来材と比較して約 1.6 倍の引張熱応力が必要であった。すなわち $\sigma_{\max}$ は 1.6 倍の差があり、これが R を決定すると言える。このことは破壊力学的観点から考察すると、APF-SiC は前述の考察より熱衝撃破壊に対する損傷許容性が創出されないと考えられるため、両材のき裂発生に必要なこの熱応力は破壊の起点となる欠陥サイズのみに依存することを示唆している。ゆえに APF-SiC の破壊起点である介在物は、RS-SiC の破壊起点より明らかに小さいため、この ΔT_c は高くなる。このことは言い換えるとグリフィスの理論に従っていることを意味しており、欠陥寸法が小さくなれば熱衝撃破壊においても理論強度に近づくことを示している。

4・3 残存強度 各材料の臨界温度差 ΔT_c での残存強度低下の差は熱衝撃破壊の大きさに依存する。つまり熱衝撃によって発生したき裂の不安定進展量に支配されるといえる。そこで次式に示すき裂進展に対する程度を表すパラメータ（熱衝撃損傷抵抗係数） R'' の概念から両材の相違について検討した。 R'' は、き裂が発生した瞬間に部材内に蓄えられている熱ひずみによる弾性エネルギーがすべてき裂進展に消費されるとして以下の式にて与えられる。⁽¹⁷⁾

$$R'' = \frac{E\gamma}{\sigma_{\max}^2(1-\nu)} \quad (6)$$

Fig.8 Relationship between fracture stress and stress rate.

ここで、 γ はき裂成長に必要な破壊エネルギーである。APF-SiC は前述したように損傷抵抗領域が創出されないことから両材の γ は、

$$\gamma = \frac{K_{IC}^2}{2E} \quad (7)$$

より得られると仮定できよう。式 (6) より、 E や γ は両材ともにほぼ同じであるが前述したようにき裂の発生に必要な熱応力 σ_{max} が 1.6 倍ほど違う。すなわちき裂が発生した瞬間に RS-SiC よりも 1.6 倍の熱ひずみによる弾性エネルギーを蓄えることを意味しており、不安定き裂進展量が 1.6 倍違うことを示している。したがって APF-SiC は破壊に関与する欠陥サイズが小さいために蓄えた熱ひずみエネルギーが大きくなり、その結果進展量が大きくなるために残存強度の低下は大きくなると考えられる。

4・4 臨界温度差と残存強度の予測による検証
 4・1～4・3 節での考察に対して理論的な観点から定量的に検証した。APF-SiC は図 1 のように介在物が分布しており、これを起点として破壊すると考えられる。そこで単位体積当たり N 個の円板状欠陥が 3 次元的に均一に分布していると仮定する。そして熱衝撃により各々の欠陥からき裂は発生するが、熱衝撃前後で N とポアソン比 ν は一定であり、損傷許容性の影響は無く、欠陥相互の干渉はないと仮定する。ここでグリフィスの理論に準じていることが実験的に明らかとなったため、熱ひずみによる材料の単位体積当たりの全エネルギー W_t は Hasselman が提唱している熱統一理論⁽⁸⁾ に基づいて、

$$W_t = \frac{3(\alpha\Delta T_C)^2 E_o}{2(1-2\nu)} \left(\frac{1}{1+kNc^3} \right) + 2\pi N\gamma c^2 \quad (8)$$

として与えた。右辺の第一項は熱ひずみによって蓄えられた弾性エネルギー、第二項は破壊の起点となる欠陥の破壊エネルギーを示している。ここで c は半長欠陥長さ、 k は任意定数であり、ここでは 3 次元ランダム分布欠陥の場合を想定し、 $k=16(10-3\nu)(1-2\nu)/45(2-\nu)$ としている。また E_o は欠陥のない材料のヤング率であり、欠陥密度 $\epsilon=Nc^3$ を導入すると、 $E_o = E(1+k\epsilon)$ として表わされる。そしてグリフィスの一般的なアプローチからき裂発生のための条件として、 $dW_t/dc=0$ が成立するので ΔT_C は、

$$\Delta T_C = \sqrt{\frac{8\pi\gamma(1-2\nu)}{9E_o\alpha^2 k}} (1+k\epsilon) \frac{1}{\sqrt{c}} \quad (9)$$

Calculated critical temperature difference ΔT_c [K]
 Fig.9 2-parameter Weibull distribution of calculated critical temperature difference.

Fig.10 2-parameter Weibull distribution of residual strength value of calculation and experimental.

として与えられる⁽⁹⁾。この力学モデルを基に図 1 から介在物の半長 c_{inc} およびその個数を測定して ϵ を決定し、 $c=c_{inc}$ として ΔT_C を推定した後、これをワイブル確率紙に整理した。また c_{inc} は形にばらつきがあるため個々の最も長い値を測定し、 ϵ の算出にはそれらを平均して算出した。図 9 に実験値の ΔT_{C-ex} および算出した ΔT_{C-inc} のプロットを示す。これより、プロットは ΔT_{C-ex} 線とよく一致しており、推定できている。

さらに介在物周りに蓄えられたエネルギーがすべてき裂進展に費やされるとすると、最終き裂長さ c_f は、式 (8) を $W_t(c_{inc})=W_t(c_f)$ とすることによって、

$$\Delta T_C = \sqrt{\frac{4\pi N\gamma(1-2\nu)(c_f^2 - c_{inc}^2)}{3\alpha^2 E_o \left\{ \frac{1}{1+kNc_{inc}^3} - \frac{1}{1+kNc_f^3} \right\}}} \quad (10)$$

Fig.11 Flowchart of predominant factors on strengths property at various fracture types of APF-SiC and RS-SiC.

として与えられる⁽⁹⁾。これより図9に示している $\Delta T_{C_{inc}}$ での c_f を式(10)から算出し、破壊じん性値 K_{IC} を用いて参考文献(20)に基づき残存強度を推定した。図10にワイブル確率紙に整理した推定残存強度の結果と実験から得られた ΔT_C での残存強度を破線にて示す。このように推定残存強度は ΔT_C での残存強度とほぼ一致していることが認められる。すなわち熱衝撃によって発生したき裂の不安定進展量を良く推定できていることを示唆している。

以上の結果から次のように結論付けられる。図11にRS-SiCのような従来のセラミックスと損傷許容性を伴うAPF-SiCの機械的負荷および熱衝撃に対する各破壊強度の支配要因を示す。従来のセラミックスは、負荷方式に関係なくその破壊強度は内在する欠陥サイズに支配される。一方、APF-SiCは、機械的負荷に対しては損傷許容性を伴うため、破壊強度は破壊の起点となる介在物と破壊抵抗領域のサイズに支配される。しかしながら熱衝撃破壊の場合、破壊抵抗領域が創出されない結果、従来のセラミックスと同様に破壊の起点となる介在物のサイズのみに支配される。

5. 結 言

本論文では、優れた損傷許容性を有する先進無気孔型SiC(APF-SiC)を取り上げ、熱衝撃試験を行った。これより、従来のセラミックスと比較することによって基礎的パラメータである臨界温度差および残存強度低下に及ぼす支配要因について検討した。その結果APF-SiCは、従来のセラミックスと比較して臨界温度差は上昇したが、残存強度は大きく低下した。これらは、熱衝撃環境下では変形速度が著しく速いため破壊抵抗領域が創出されない結果、熱衝撃破壊が欠陥サイズのみに支配されるからである。これらのことはAPF-SiCの構造と類似したモデルを考慮している熱統一理論を適用することによって定量的に評価することで明らかとされた。

文 献

- (1) Okabe, N., Hirata, H., Muramatsu, M. and Hamada, S., Fracture Strength Properties and Unified Estimation Method for Structural Ceramics, *Journal of The Society of Materials Science Japan*, Vol.38, No.430 (1988), pp.783-788.
- (2) Tanaka, K., Akiniwa, Y., Nomura, T. and Sakaida, Y., Bending Strength of Smooth and Notched Specimens of Porous Silicon Carbide, *The Japan Society of Mechanical Engineers*, Vol.65, No.640 (1999), pp.2385-2391.
- (3) Itabashi, Y., Matsumura, T. and Ochi Y., Fracture Strength of Porous Ceramics by Sphere Indentation, *International Conference on Advanced Technology in Experimental Mechanics 2007*, CD-ROM.
- (4) Suzuki, A. and Baba, H., Assessment of Damage Tolerance and Reliability for Ceramics, *Journal of The Society of Materials Science Japan*, Vol.50, No.3 (2001), pp.290-296.
- (5) Hayama, S., Ozawa, M. and Suzuki, S., Thermal Shock Fracture Behavior and Fracture Energy of β -Sialon-BN Composites, *Journal of the Ceramic Society of Japan*, Vol.104 (1996), pp.828-831.
- (6) Tagashira, K., Obata, M., Sasa, T. and Mikami, T., Reliability of Ceramics Subjected to Thermal Shock by High-Speed Impingement Gas Cooling, *The Japan Society of Mechanical Engineers*, Vol.67, No.660 (2001-8), pp.1339-1344.
- (7) Awaji, H., Thermal Shock Testing for Ceramics, *Journal of The Society of Materials Science Japan*, Vol.48, No.1 (1999), pp.1-9.
- (8) Suyama, S., Itoh, Y., Kohyama, A. and Ktoh, Y., Development of High Strength Reaction-Sintered Silicon Carbide, *Journal of the Ceramic Society of Japan*, Vol.109 (2001), pp.315-321.
- (9) Matsuda, S., Takahashi, M. and Okabe, N., Fracture Properties for Advanced Pore-Free SiC Dispersing of Si Particles, *The Japan Society of Mechanical Engineers*, Vol.73, No.732 (2007-8), pp.926-933.
- (10) Matsuda, S., Takahashi, M., Matsushita, M., Ohfuji, H. and Okabe, N., Effects of Loading Rate on Fracture Properties of Advanced Pore-Free SiC Dispersing Si Particles, *International Conference on Advanced Technology in Experimental Mechanics 2007*, CD-ROM.
- (11) Matsuda, S., Matsushita, M., Takahashi, M., Ohfuji, H. and Okabe, N., Study for the Origin of Fracture of Advanced Pore-Free Silicon Carbide with Damage

- Tolerance, *Journal of the Ceramic Society of Japan*, Vol.116, No.1 (2008), pp.126-129.
- (12) Matsuda, S., Takahashi, M. and Okabe, N., Study for Loading Rate Dependence on Strength Properties of Advanced Pore-Free SiC with Damage Tolerance, *Journal of The Society of Materials Science Japan*, Vol.57, No.3 (2008), pp.292-296.
- (13) Hoshide, T., Sakai, T. and Sakaida A., Probability Model of Material Strength (4) (Chapter 1 Probability Model of Fundamental Theory) (in Japanese), *SCIENCE OF MACHINE*, Vol.48, No.10 (1996), pp.1089-1093.
- (14) Suyama, S. and Ito, Y., Development of Applications for High-Strength Reaction-Sintered Silicon Carbide, *TOSHIBA REVIEW*, Vol.61, No.6 (2006), pp.72-75.
- (15) Sakuma, T., Iwata, U. and Okabe, N., Probabilistic Estimation of Thermal Shock Fatigue Resistance of Ceramics, *The Japan Society of Mechanical Engineers*, Vol.61, No.589 (1995-9), pp.1878-1883.
- (16) Nishida, T. and Yasuda, Y., *Mechanical Property Estimation of Ceramics*, (in Japanese) (1986), pp.110-111, The Nikkan Kougyo Shinbun. LTD.
- (17) The Ceramic Society of Japan, *Advanced Ceramics* (1991), pp.147~149, Ohmsha.
- (18) D.P.H.Hasselman, Unified Theory of Thermal Shock Fracture Initiation and Crack Propagation in Brittle Ceramics, *Journal of The American Ceramic Society*, Vol.52, No.11 (1969), pp.600-604.
- (19) Ogi, K. and Takeda, N., Quantitative Evaluation of Thermal Shock Fracture of Brittle Materials Using a Gas-Quench Technique., *Proceedings of the 34th JSASS/JSME Structures Conference* (1992), pp.30-33.
- (20) Murakami Y., et al., *STRESS INTENSITY FACTORS HANDBOOK*, Vol.1, PERGAMON PRESS.