SiC ウィスカー/Si₃N₄ 複合セラミックスの機械的性質に 及ぼす SiC ウィスカー方向配向の影響*

趙 源 丞** 林 宏 爾**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 56, No. 9 (1992), pp. 1087-1092

Effect of Uni-directional Orientation of SiC Whiskers on Mechanical Properties
of SiC Whisker/Si₃N₄ Composite Ceramics

Won-Seung Cho and Koji Hayashi

Institute of Industrial Science, The University of Tokyo, Tokyo

Effects of uni-directional orientation of SiC whisker (SiC(w)) on the transverse-rupture strength (TRS) and fracture toughness (K_{IC}) of SiC(w)/Si₃N₄ composite ceramics were mainly investigated. Two kinds of specimens (W_L , W_T) were prepared by powder extrusion and hot-pressing; The longer axes of SiC(w) in W_L and W_T specimens are aligned longitudinally or transversely to the specimen axis, respectively. The results were compared with those on the monolith and W_R specimen in which the longer axes of SiC(w) are aligned randomly to the specimen axis, but vertically to the tensile surface.

The results obtained are as follows: (1) The TRS was increased from 1000 MPa (W_R specimen) to about 1150 MPa (W_L specimen) by the uni-directional orientation of SiC(w), although TRS of the W_T specimen was as low as 780 MPa. The K_{IC} was also increased from 6.0 MPam^{1/2} up to 9.4 MPam^{1/2} (about 57% increase) by the uni-directional orientation, although it was decreased to 5.1 MPam^{1/2} in the W_T specimen. The K_{IC} of the W_L specimen was 95% larger than the monolith. (2) The degree of crack deflection in the W_L and W_T specimens were small, compared with that in the W_R specimen; there was no correlation between the degree of crack deflection and the K_{IC} value, indicating that the high K_{IC} of the W_L specimen could be ascribed to the increase of the load transfer effect by the uni-directional orientation of SiC(w), etc. (3) The effect of the uni-directional orientation of SiC(w) was presumed to be promoted by the preferential orientation of acicular β -Si₃N₄ grains which were induced by the uni-directional orientation of SiC(w).

(Received February 19, 1992)

Keywords: uni-directional orientation, silicon nitride, silicon carbide whisker, transverse-rupture strength, fracture toughness, composite ceramics

I. 緒 言

窒化ケイ素(Si₃N₄)セラミックスの靱性を向上させる一方法として、SiC ウィスカー(以下 SiC(w)と略記)の分散・複合法が試みられてきている⁽¹⁾⁻⁽¹⁴⁾。この複合セラミックスの作製には一般にホットプレス法が用いられる。ホットプレス体における SiC(w)の長軸は、ホットプレス面内での配向は無秩序であるが、ホットプレス方向(HD)にはほぼ垂直に配向している。そして、抗折力および破壊靱性は、試験時における亀裂伝播の方向がHDに対して平行となる場合の方が垂直となる場合よりも、それぞれ約1.6倍および1.3倍も優れる⁽¹²⁾。これは、もとより前者の場合は亀裂がSi₃N₄より高強度のSiC(w)と交差する頻度が高いためと考えられる。しかし、亀裂は破壊の起源となる組

織的欠陥または圧痕の端部から放射状に進展することから、進展亀裂と SiC(w)とのなす角度は平均して45°にしかない⁽¹²⁾。

したがって、HDに垂直な面内でも SiC(w)の長軸を一方方向に配向させ、進展亀裂を SiC(w)の長軸に垂直な方向とした場合の抗折力や破壊靱性は、SiC(w)面内無秩序配向試料に比べて向上すると期待される。そこで、本研究では、粉末の押出し成形法を用いて SiC(w)長軸を一方方向配向処理させた後に、押出し方向の垂直方向にホットプレスすることにより緻密化させた焼結体について、抗折力と破壊靱性を、試験時の亀裂伝播方向が押出し方向(SiC(w)一方方向配向方向)に垂直方向、ならびに平行方向となる2つの場合について測定し、結果を、通常の SiC(w)面内無秩序配向試料⁽¹⁴⁾および SiC(w)無添加試料の性質⁽¹⁴⁾と比較、検討することにより、SiC(w)一方方向配向の影響を基礎的

* 1991年日本金属学会春期大会において発表

** 東京大学生産技術研究所

に調べた。

なお、最近、SiC(w)一方向配向処理法として、ドクターブレード法⁽¹⁵⁾を用いて薄板を作製し、これを複数枚積層してホットプレスしたものについて機械的性質を調べた結果が報告された⁽¹⁶⁾が、通常のSiC(w)面内無秩序配向試料の結果が示されていないため、一方向配向の効果は明らかでない。

II. 試料調製および実験方法

原料粉末として、既報^{(12)–(14)}と同じ Si_3N_4 粉(宇部興産(株)製, α 型, 平均粒径, $0.17\text{ }\mu\text{m}$), Y_2O_3 粉($0.25\text{ }\mu\text{m}$)および Al_2O_3 粉($0.39\text{ }\mu\text{m}$)およびSiC(w){東海カーボン(株)製のTWS-400型(β 型晶); $\phi 1.0\text{--}1.4\text{ }\mu\text{m} \times \text{L}20\text{--}30\text{ }\mu\text{m}$ }を用い、ボールミルにより $\{\text{Si}_3\text{N}_4 + 8\text{ mol}\% \text{Y}_2\text{O}_3 + 6\text{ mol}\% \text{Al}_2\text{O}_3\} + 20\text{ vol}\% \text{SiC(w)}$ の混合粉を得た。そして、流動パラフィンを約70 vol%添加して可塑性を持たせた後、粉末押出し法⁽¹⁵⁾を用いて、SiC(w)を一方向配向処理した粉末成形体を作製した。その後、粉末成形体を加熱(753 K - 3.6 ks)して脱脂し、常圧焼結(1923 K - 1.8 ks)した後に、ホットプレス(2073 K - 7.2 ks , 15 MPa , 0.1 MPa の N_2 雰囲気)を行った。

得られたホットプレス体より、Fig. 1の(b)に示すように、HDに垂直な面(ホットプレス面)が試片張力面となり、押出し方向(SiC(w)の長軸方向)が、試片の長手方向となる試料(W_L 試料)と試片の横手方向となる試料(W_T 試料)の計2種を切り出した。ここでFig. 1(b)のVP面は

Fig. 1 Schematic illustration of three kinds of specimens which were cut out from (a) hot-pressed compact of mixed powder, and (b) hot-pressed compact of extruded powder. The longest axes of SiC(w) in W_R specimen are randomly oriented in the hot-press plane, but vertical to hot-press direction. The longest axes in W_L and W_T specimens are longitudinally and transversely oriented to the specimen axis, respectively.

HD方向に垂直で押出し方向に平行な面であり、PV面およびPP面はいずれもHDに平行で押出し方向に各々垂直および平行な面である。Fig. 1の(a)には、同一原料粉を用い、同じホットプレス条件で作製した、既報^{(12)–(14)}のSiC(w)面内無秩序配向試料(W_R 試料)およびSiC(w)無添加試料(M試料)の切り出し方法を示した。ここで、V, P面はHDにそれぞれ垂直、平行な面である。 W_L と W_T の両試料について、相対密度(D_r)、室温抗折力(TRS, JIS-R1601⁽¹⁷⁾); スパン長30 mmの3点曲げ、試片寸法 $3 \times 4 \times 40\text{ mm}^3$ 、ビッカース硬さ(H_v ; 荷重98 N)および破壊靱性(K_{IC} ; CSF法⁽¹⁸⁾, $1.03 \cdot \sigma_f(\pi a)^{1/2} / \Phi$, ここで σ_f は圧痕付き試片の抗折力, a は圧痕下亀裂の深さ, Φ は a と c (c は表面の圧痕隅亀裂長の1/2)の関数で1~1.57の範

Fig. 2 Optical micrographs of polished surface for three kinds of composite specimens, showing that the orientation of the longest axes of SiC(w) in W_L and W_T specimens are uni-directionally oriented. Observed planes are vertical(V) or parallel(P) to hot-press direction. Refer to Fig. 1. ($\times 600$)

囲の値をとる。例えば、 a/c が 0, 0.5, 1.0 のとき、 ϕ はそれぞれ 1.00, 1.21, 1.57 となる}などの測定、光顕と SEM(EDX 付)による研磨面・破面の組織および破壊の起源の観察、 Hv 圧痕隅亀裂の屈曲の度合の観察などを行った。そして、機械的性質の結果を、既報の W_R 試料および M 試料の結果⁽¹⁴⁾と比較検討することにより、SiC(w) 一方向配向の影響を調べた。

III. 実験結果

Fig. 2 は、SiC(w)添加の3種の試料(W_R , W_L , W_T)について主面の光顕組織を示す。これより、 W_L または W_T 試料における SiC(w) の一方向配向度はかなり良いと言える。

Fig. 3 には、各試料の D_s , TRS, K_{IC} (CSF 法)および Hv を示す。まず、 D_s は W_L および W_T 試料についても、M, W_R 試料⁽¹⁴⁾と同様に約98%以上であり、ほぼ十分緻密化している。TRS は、M 試料の約 1300 MPa に対し W_R 試料では約 300 MPa 低い約 1000 MPa となるが、 W_L 試料では中間の約 1150 MPa であって、M 試料より約10%低い、 W_R 試料よりも約15%高い。一方、 W_T 試料では約 780 MPa であり、 W_R 試料に比べ約20%も低く、 W_L および M 試料に比べてそれぞれ約30%および40%も低い。一方、 K_{IC} は、 W_L 試料では約 9.4 MPam^{1/2} であり、 W_R 試料の約 6.0 MPam^{1/2} と M 試料の約 4.8 MPam^{1/2} に比べて、それぞれ約55%, 95%も高い。一方、 W_T 試料では約 5.1 MPam^{1/2} であり、 W_R 試料より約15%低く、 W_L 試料と M 試料に比べそれぞれ約45%低く約5%高い。一

Fig. 3 Relative density (D_s), transverse-rupture strength (TRS), fracture toughness (K_{IC} ; controlled surface flaw method) and Vickers' hardness (Hv) of Si₃N₄ monolith (M) and three kinds of SiC(w)/Si₃N₄ composite specimens (W_R , W_L , W_T).

方、 Hv はいずれも約 1620 Hv であり、配向の影響はほとんど見られなかった。すなわち、SiC(w)の一方向配向により、TRS は約15%, K_{IC} は約55%向上することが分かった。

Fig. 4 には、3種の SiC(w)添加試料について抗折破面の形態(上段)および研磨面上での Hv 圧痕隅亀裂と

Fig. 4 SEM micrographs of the fracture surface (upper, $\times 4250$) and polished surface (lower, $\times 1500$, crack interaction with SiC(w)) for three kinds of composite specimens.

SiC(w)との相互作用(下段)を示す。これらより、 W_L 試料では、SiC(w)は粒内破壊しており、SiC(w)の引き抜きはほとんど見られないこと、 W_T 試料では、SiC(w)は界面破壊していること、 W_R 試料は W_L と W_T 試料との中間的な破面組織を示していること、いずれの試料でも主亀裂近傍にマイクロクラッキングは全く生じていないことが分かる。その他、亀裂の先端近傍において亀裂がマトリクスには生じ、SiC(w)には生じない現象、いわゆる橋渡し(bridging⁽¹⁹⁾)もほとんど認められなかった。

各試料について、 H_v 圧痕隅亀裂を試片の横断方向に伝播させた場合の亀裂の屈曲の角度(θ)の相対頻度(F)と各角度における亀裂の進展距離(ΔL)の相対累積長を研磨面のSEM写真上で調べ、結果をそれぞれFig. 5と6に示す($\times 2000$ の下で、総長300 μm の亀裂について調べた)。ここで、 F - θ 曲線が下方に位置するほど、亀裂がSiC(w)または Si_3N_4 に衝突した時、より高角度まで屈曲することを意味する。一方、相対累積長- θ 曲線は、下方に位置するほどより高角度までSiC(w)または Si_3N_4 粒の界面に沿って亀裂が伝播しやすいことを意味する。すなわち、両曲線のいずれもが下方にあるほど、亀裂の屈曲度は大なることを意味する。したがって、屈曲度は W_R 試料が最大であり、次にM試料がやや大であり、他の W_L 、 W_T 試料は差がほとんどないことが分かる。一般に、亀裂の屈曲度が大きくなるほど K_{IC} は大になると言われる⁽²⁰⁾⁽²¹⁾が、Fig. 5および6とFig. 3とを比較すると明らかのように、これらの試料間では亀裂の屈曲度と K_{IC} との間に相関はなく、例えば W_L と W_R 試料間では一般に言われていることは逆の関係にあることが分かる。

Fig. 5 Cumulative frequency of deflection angle of crack segment to main crack direction for monolith (M) and three kinds of composites (W_R , W_L , W_T).

さて、Fig. 7とFig. 8には、それぞれSiC(w)添加試料の破壊の起源およびEDX分析(W_R , W_L , W_T 試料)結果例を示す。これらより、 W_R , W_L , W_T 試料での破壊の起源となった組織的欠陥は、それぞれSiC(w)凝集体、黒鉛、黒鉛であった。ここで黒鉛は、粉末に添加した流動パラフィンが若干偏析して残留し、脱脂時に熱分解して生じたと考えられた。それらの平均長軸寸法($2b$)はそれぞれ約45, 30, 45 μm であり、 W_L 試料の $2b$ は他の試料に比べて小さかった。そこで、 $TRS(\propto K_{IC}/\sqrt{b})$ が、3種のSiC(w)添加試料中 W_L 試料で最大となったのは、 W_L 試料の K_{IC} が最大、 $2b$ が最小となったことにあることが明らかである。なお、同一ホットプレス体から切り出した W_L と W_T 試料のうち、前者の $2b$ が小さくなったことは以下のように考えられた。いずれの試料でも、混合後の粉末中のパラフィン塊などの欠陥は押し出しにより細長くなり、その後ホットプレスにより扁平状となるが、 W_T 試料では欠陥の長軸径が破壊の起源の寸法になるのに対し、 W_L 試料では短軸径が起源の寸法となることによるのであろう。なお、他報文⁽¹⁾⁻⁽¹¹⁾ではいずれも破壊の起源となった組織的欠陥の種類と寸法が一般に記載されていないが、 K_{IC} の値を考慮し、TRSの値から破壊の起源となった組織的欠陥の寸法を推察すると、3点曲げか4点曲げかの相違を考慮しても、それらの試料の欠陥寸法は、本研究のものと同等か大きいと考えられた。

IV. 考 察

以上のようにSiC(w)の長軸を一方向配向させることに

Fig. 6 Cumulative length of cracks at various deflection angles for four kinds of specimens. The cumulative length is obtained by cumulating the length (ΔL) of each crack segment with various deflection angles and dividing it by the total crack length.

Fig. 7 Example of SEM micrographs of microstructural defect which acted as a fracture source in three kinds of composites. ($\times 680$).

Fig. 8 Examples of EDX analysis of fracture sources, showing that the fracture source of W_R and W_L (or W_T) specimens are SiC(w) aggregate and graphite, respectively.

より、通常の面内無秩序配向試料(W_R)に比べて K_{IC} ならびに TRS が著しく向上することが明らかとなった。しかし、 K_{IC} の向上に対しては、SiC(w) の一方向配向の寄与以外に、SiC(w) 面内無秩序配向試料⁽¹²⁾と同様に、 β -Si₃N₄ 針状粒の配向も寄与していると考えられた。Fig. 9 に、 β -Si₃N₄ 粒(六方晶)からの回折 X 線強度比($I_{(200)}/(I_{(200)}+I_{(101)})$)を示すが、この値⁽¹²⁾は、観察面で無秩序配向の場合は約 0.5 であり (ASTM カードによると、 $I_{(200)} \simeq I_{(101)}$ 、(200)面は C 軸すなわち針状粒の長軸に平行な結晶面)、 β -Si₃N₄ 針状粒の長軸が、X 線回折面に対してより平行であるほど 0.5 よりも大きくなり、完全に平行の場合は 1 となる⁽¹²⁾。そして、垂直に近づくほど 0.5 よりも小さくなる⁽¹²⁾。そこで、いずれの試料も β -Si₃N₄ 針状粒は、その長軸がホットプレス面にかなり平行になっていること、そ

Fig. 9 X-ray intensity ratio of $I_{(200)}/(I_{(200)}+I_{(101)})$ of β -Si₃N₄ grains in surfaces vertical (V) and parallel (P) to hot-press direction for four kinds of specimens, showing that the C-axes of acicular Si₃N₄ grains are more strongly oriented to the surface in W_L or W_T specimen, compared with M or W_R specimen.

の度合は $M < W_R < W_L (=W_T)$ の順となり、 W_L (W_T) 試料は β -Si₃N₄ についても最も配向度が大となっている。このように β -Si₃N₄ 針状粒にも配向異方性が生じるのは、既報⁽¹²⁾で述べたように、ホットプレス方向に垂直な Si₃N₄/Si₃N₄ 接触面は液相中への溶解度が大きいので、Si₃N₄ はホットプレス面に平行に成長しやすいこと、さらに、Si₃N₄ 粒の成長は SiC(w) によって機械的に抑制されることなどによると考えられる。そこで、SiC(w) の配向度の高い順に β -Si₃N₄ 針状粒の配向度も高くなり、上記のような順序で配向異方性が生じたものと考えられた。いずれにしても、この β -Si₃N₄ 針状粒の配向も K_{IC} や TRS に影響していると考えられた。

K_{IC} が SiC(w) の一方向配向により、著しく向上したことは、予期通りの結果と言えるが、念のため、若干検討する。金属基のウィスカー複合材料ではウィスカーによる強化機構は良く知られている通り荷重負担効果であるが、セラミックス基ではウィスカーの添加による K_{IC} 上昇機構⁽¹⁹⁾⁻⁽²⁴⁾の主なものとしては、(1)亀裂の屈曲、(2)引抜き、(3)マイクロクラッキング、(4)熱膨張係数の差に基づ

く、マトリックスへの圧縮応力の付加、(5)橋渡り、(6)荷重負担効果などがある。(1)-(4)については、これらによって亀裂の伝播に伴うエネルギー消費が増大するため、 K_{IC} 上昇に寄与するとされる。(5)は(6)の一種と見なせる。(1)の亀裂の屈曲については、既述のように、 W_R 試料に比べ屈曲度が小さい W_L 試料の方が K_{IC} が大きいことから、この点からは本 K_{IC} の結果は説明出来ない。そして、Fig. 4 に示したように、(2)の引抜き(引抜かれてもせいぜい $1\mu\text{m}$ 以下)は少なく、(3)のマクロクラッキングと(5)の橋渡りも観察されなかった。(4)の圧縮応力の付加は、SiC の熱膨張係数が Si_3N_4 のそれより大きい(それぞれ $3.8 \times 10^{-6}/\text{K}$, $2.5 \times 10^{-6}/\text{K}$)ことから一因となり得る。また、SiC と Si_3N_4 のヤング率 E はそれぞれ 480, 377 GPa であり、SiC(w)の方が大であり、また引張強度も SiC(w)の方が大である(それぞれ 14.0, 4.8 GPa)⁽²⁵⁾ ことから、(6)も一因となり得る。そこで、(4)の圧縮応力の付加と(6)の荷重負担効果が一方向配向によって大となったことにより、大きな K_{IC} が得られたものと思われた。これらの他に、SiC(w)の一方向配向に誘起される $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 針状粒の配向異方性の影響もかなり重畳されているものと思われるが、この影響を定量的に見積もることは出来なかった。この点は、マトリックスの Si_3N_4 が針状粒ではなく粒状とし SiC(w)を一方向配向した焼結体を作製することが出来れば、明らかに出来ると考えられたが、これについては今後詳細に検討したい。

V. 総 括

粉末の押出し成形法により SiC ウィスカー(SiC(w))を一方向配向処理した粉末成形体をホットプレスして得た SiC(w)/ Si_3N_4 複合セラミックス焼結体から、ホットプレス方向に垂直な面が試片張力面となり、押出し方向が試片長手方向となる試料(W_L)および押出し方向が試片の横手方向となる試料(W_T)の2種の試料を切り出し、その機械的性質を調べ、結果を、主として SiC(w)面内無秩序配向試料(W_R)の結果と比較検討することにより、性質に及ぼす SiC(w)一方向配向の影響を調べ、以下の諸結果を得た。

(1) 抗折力は、 W_L 試料では約 1150 MPa であり、 W_R 試料の約 1000 MPa に比べ約15%大きく、 W_T 試料では約 780 MPa であり、 W_R 試料に比べ約20%低かった。一方、 K_{IC} (CSF 法)は、 W_L 試料では約 $9.4\text{ MPam}^{1/2}$ であり、 W_R 試料の約 $6.0\text{ MPam}^{1/2}$ に比べて約55%も大きく、 W_T 試料では約 $5.1\text{ MPam}^{1/2}$ であり W_R 試料より約15%低かった。 Hv は試料間でほとんど差が見られなかった。 W_L 試料の値を SiC(w)無添加試料と比べると、TRS については約10%低く、 K_{IC} については約95%も大であった。

(2) W_L と W_T 試料における亀裂の屈曲の度合は、 W_R 試料に比べていずれも小であり、亀裂の屈曲の度合と K_{IC} の大小との間に相関がなかった。したがって、 K_{IC} に対する SiC(w)一方向配向の効果は、一般に言われている亀裂の屈曲効果は小さく、荷重負担効果の増加などに基づくと考えられた。そして、このような SiC(w)一方向配向の効果には、SiC(w)一方向配向に誘起される $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 針状粒の配向の効果も重畳しているものと思われた。

文 献

- (1) 玉利信幸, 小倉 透, 木下 実, 樋端保夫: 大阪工業技術試験所季報, **33**(1982), 129.
- (2) F. Takao, W. R. Cannon and S. C. Danforth: Ceram. Eng. Sci. Proc., **7**(7-8) (1986), 990.
- (3) P. D. Shalek, J. J. Petrovic, G. F. Hurley, F. D. Gac: Am. Ceram. Soc. Bull., **65**(1986), 351.
- (4) S. T. Buljan, J. G. Baldoni and M. L. Huckabee: Am. Ceram. Soc. Bull., **66**(1987), 347.
- (5) T. Kandori, S. Kobayashi, S. Wada and O. Kamigaito: J. Mater. Sci. Lett., **6**(1987), 1356.
- (6) R. Lundberg, L. Kahlman, R. Pompe and R. Carlsson: Am. Ceram. Soc. Bull., **66**(1987), 330.
- (7) V. K. Sarin and M. Ruhle: Composites, **18**(2), (1987), 129.
- (8) J. P. Singh, K. C. Goretti, D. S. Kupperman and J. L. Routbort: Adv. Ceram. Mater., **3**(4), (1988), 357.
- (9) E. Maeda, T. Funahashi and R. Uchimura: Proc. 1st Japan Inter. SAMPE Symp., Nov. 28-Dec. 1 (1989).
- (10) H. Kodama, T. Suzuki, H. Sakamoto and T. Miyoshi: J. Am. Ceram. Soc., **73**(3), (1990), 678.
- (11) G. Pezzotti, I. Tanaka and T. Okamoto: J. Am. Ceram. Soc., **74**(2), (1991), 326.
- (12) 趙 源 丞, 林 宏爾: 日本セラミックス協会学術論文誌, **100**(1992), 投稿中.
- (13) 趙 源 丞, 林 宏爾: 粉体および粉末冶金, **38**(7), (1991), 872.
- (14) K. Hayashi and W. S. Cho: J of Hard Materials, **4**(1992) to be published.
- (15) 野中甲蔵: ファインセラミックス, 柳田寿明編著, オーム社, (1982), 91.
- (16) 松井真珠, 小村 修, 三宅雅也: 日本セラミックス協会学術論文誌, **99**(1991), 1103.
- (17) R1601, ファインセラミックスの曲げ強さ試験方法, JIS ハンドブッカーセラミックス, 日本規格協会, (1984).
- (18) R. M. Keays: Structures and Materials Report 343 Department of Supply, Australian Defense Scientific Service, Aeronautical Research Laboratories, April, (1973).
- (19) K. T. Faber and A. G. Evans: Acta Metall., **31**(1983), 565.
- (20) K. T. Faber and A. G. Evans: Acta Metall., **31**(1983), 577.
- (21) W. D. Forgeng and B. F. Decker: Trans. Met. Soc. AIME, **212**(1958), 343.
- (22) R. W. Rice: Ceram. Eng. Sci. Proc., **2**(7-8), (1981), 661.
- (23) R. W. Rice: ibid., **6**(7-8), (1985), 589.
- (24) A. G. Evans, M. Ruhle, B. J. Dalgleish and M. D. Thoules: Mat. Res. Soc. Symp. Proc. **78**(1987), 259.
- (25) 香川 豊, 八田博史: セラミックス基複合材料, アグネ承風社, (1990), 27.