SiC 繊維強化ガラスの破壊過程の解析

津田 浩[†] 榎 学 岸 輝雄

東京大学先端科学技術研究センター

J. Japan Inst. Metals, Vol. 58, No. 12 (1994), pp. 1393-1400

Fracture Process Analysis of SiC Fiber-Reinforced Glasses

Hiroshi Tsuda, Manabu Enoki and Teruo Kishi

Research Center for Advanced Science and Technology, The University of Tokyo, Tokyo

It is well known that the reinforcing fibers used in ceramic matrix composites have a wide strength distribution so that the continuous fiber breaking occurs during tensile loading. The fracture process analyses have been rarely reported although the ultimate strength prediction theories in which the fiber strength scatter is considered have been proposed. In the present study, the Nicalon SiC fiber-reinforced Pyrex composites with various fiber coating thicknesses were used as test materials. The extracted fiber tensile tests as well as the composite tensile tests were performed. The fracture process of these composites was theoretically analyzed using probabilistic fracture models. As a result, the measured ultimate strength agreed well with the predicted ultimate strength from the model considering only bridging mechanism. The influences of the fiber strength scatter on the toughening mechanisms were also analyzed. The bridging mechanism proved to dominate the toughening of fiber-reinforced ceramic composites.

(Received July 13, 1994)

Keywords: Nicalon/Pyrex, fracture process, weakest-link theory, fiber bridging, fiber pullout

I. 緒 言

高温特性に優れるセラミックスの脆性克服手法として繊維強化法は最も有効であると考えられる⁽¹⁾⁻⁽³⁾。この繊維強化セラミックスの主要な高靱化機構として次の2つが挙げられる。一つは完全、つまり破断していない繊維が弾性変形を受けることによりマトリックスき裂を架橋するブリッジング機構。もう一つは破断した繊維が繊維-マトリックス界面で摩擦すべりを起こすことによりき裂の開口を抑制するプルアウト機構である。これらの高靱化機構の発現には界面はく離の発生、ならびに進展が不可欠である。そこで繊維表面に破壊エネルギーの小さなカーボンなどのコーティングを行う、または複合材作製時において界面に脆弱な層を析出させるなどして容易に界面はく離が生じるような材料設計が行われている⁽⁴⁾⁽⁵⁾。このように界面制御された繊維強化セラミックスは引張負荷を受けたとき、破断歪の小さなマトリックスからき裂が発生する。このき裂は強化繊維により架橋され、先に述べた高靱化機構の発現により高靱化が達成される。

一般に繊維強化セラミックスに用いられる強化繊維には大きな強度のばらつきが存在することが知られている⁽⁶⁾。したがって引張負荷においては連続的に繊維破断が生じていると考えられる。つまり引張負荷においてブリッジング、プルアウト機構

が同時に発現し、マトリックスき裂を架橋している。このような強化繊維の強度のばらつきを考慮するには確率論的破壊力学を用いる必要がある。Cao と Thouless⁽⁷⁾、また Curtin⁽⁸⁾は強化繊維の強度のばらつきをワイブル分布を用いて確率論的に扱い、繊維強化セラミックスの破壊強度を評価する解析式を提案した。これまでにこれらの解析に基づいた強度評価の報告が幾つかなされている⁽⁷⁾⁻⁽¹⁰⁾。しかしながら繊維強度分布を実際に測定して、これらの解析モデルに基づいた引張負荷における破壊過程の評価、またブリッジングとプルアウト機構のどちらがより有効な高靱化機構であるかについて十分に検討されていないのが現状である。

本研究ではこれらの問題点を明らかにするため、これまでに提案された繊維強化セラミックスの破壊モデルに基づき引張負荷における破壊過程の解析を試みた。また繊維強度分布が破壊過程に及ぼす影響を評価し、ブリッジングとプルアウト機構のどちらがより重要な高靱化機構であるのかを検討した。

II. 実験方法

1. 供試材

本研究ではホットプレス法により作製された日本カーボン社製の一方向SiC(Nicalon, 日本カーボン)繊維強化ガラス(Pyrex, CORNING)を供試材として用いた。強化繊維は半径 R 約 $7\mu\text{m}$ で、その力学的性質はヤング率 $E_f=200\text{ GPa}$ 、ポアソン比 $\nu_f=0.2$ である。本研究ではCVD法により繊維表面に

[†] 東京大学大学院生、現在：東京大学先端科学技術研究センター

30 nm, 140 nm 厚のカーボンコーティングを施した繊維と表面処理を施していない繊維の 3 種類を用意した。マトリックスの力学的性質はヤング率 $E_m=60$ GPa, ボアソン比 $\nu_m=0.2$ である。

試料の名称, 繊維体積含有率 V_f , ならびにインデンテーション法により評価された界面すべり抵抗 τ を Table 1 に示す。インデンテーション試験には超微小硬度計を用い, 式(1)から界面すべり抵抗を導出した⁽¹¹⁾。

$$\tau = \frac{F^2}{4\pi^2 u R^3 E_f} \quad (1)$$

ここで F は押し込み荷重, u は繊維変位量である。

TYPE CG 材のインデンテーション試験の際, 繊維すべりが生じずに圧子による繊維破壊が観測された。このため TYPE CG 材の界面すべり抵抗は評価できなかった。

2. 単繊維引張試験

強化繊維の強度分布, また供試材作製時における強化繊維の損傷を調べるため処女 Nicalon 繊維, および供試材から抽出された強化繊維の単繊維引張試験を行った。供試材からの強化繊維の抽出にはフッ酸水溶液を用いた。マトリックスが完全に除去された抽出繊維は水洗, 乾燥の後に単繊維引張試験に供した。試験条件はゲージ長さ 25 mm, 室温大気中, 引張速度 1.67×10^{-6} m/s で行った。また繊維径は光学顕微鏡を用いて測定した。

3. 複合材引張試験

引張試験に供した試験片は 90 mm $\times$ 3 mm $\times$ 2.5 mm の直方体形状で, 試験機に取り付けるため試験片両端にテーパーをつけたアルミ製タブを接着した。引張試験片のゲージ長さは 30 mm である。引張試験における歪の測定は歪ゲージ法を用いて行い, 試験条件は室温大気中, 引張速度 1.67×10^{-6} m/s である。引張試験後, 光学顕微鏡, および走査型電子顕微鏡による破面観察を行った。

また供試材のマトリックスき裂間隔を測定するために引張負荷における試験片側面のレプリカを採取した。レプリカフィルムはアセチルセルロース製(Thick Lot, Borden R.F.A.)で, 溶剤には酢酸メタノールを用いた。レプリカの採取には側面を鏡面研磨した試験片を用い, 荷重を保持した状態で行った。マトリックスき裂間隔はレプリカの光学顕微鏡観察から測定した。

III. 破壊過程の解析理論

本研究ではこれまでに提案された繊維強化セラミックスの破壊モデルに基づいて, 引張負荷における破壊過程の解析を試みた。

Table 1 Fiber volume fraction and interfacial sliding resistance of tested materials.

Designation	TYPE CG	TYPE A	TYPE B
Thickness of carbon coat/nm	no coating	30	140
Volume fraction of the fibers, $V_f/\%$	38	37	48
Interfacial sliding resistance, τ/MPa	—	5.5	4.5

1.ブリッジング機構のみを考慮した破壊モデル(Cao-Thouless モデル)に基づいた破壊過程の評価

Cao と Thouless は繊維強度のばらつきをワイブル分布で扱い, ブリッジング機構のみを考慮した破壊モデルを提案した⁽⁷⁾。このモデルにおける仮定を以下に記す。

1. 繊維強化セラミックスには引張試験前に, 既にマトリックスき裂が飽和状態で存在している。
2. 繊維応力分布は界面すべり抵抗 τ を一定と仮定したシェアラグ解析に従う。
3. 引張試験片のゲージ部内で一度破断した繊維は, その後一切の荷重負担能を有さない。つまり繊維多重破断, プルアウトを無視する。

ブリッジング機構のみを考慮した場合, マトリックスき裂面における力の平衡方程式は式(2)で与えられる。

$$\sigma = V_f T \{1 - P_f(T, L)\} \quad (2)$$

ここで σ , T はそれぞれ外部引張応力, き裂架橋応力(マトリックスき裂面における繊維応力)を表す。また $P_f(T, L)$ はき裂架橋応力が T の時, 長さ L の試験片ゲージ部における繊維破断率である。

Cao と Thouless の解析にしたがえば, 繊維強化セラミックスのマトリックスき裂の飽和レベルにおける平均マトリックスき裂間隔を l_m としたとき, $P_f(T, L)$ は式(3)で表される。

$$P_f(T, L) = 1 - \exp \left[-\frac{L}{l_m} \left(\frac{T}{\Sigma_1} \right)^{m+1} \left\{ 1 - \left(1 - \frac{\tau l_m}{RT} \right)^{m+1} \right\} \right] \quad (3)$$

ここで Σ_1 , S_0 は式(4), (5)で表される定数である。

$$\Sigma_1 = \left[\frac{A_0 S_0^m \tau (m+1)}{2\pi R^2} \right]^{1/(m+1)} \quad (4)$$

$$S_0 = \sigma_0 \left[\frac{2\pi R l^*}{A_0} \right]^{1/m} \quad (5)$$

m , σ_0 はそれぞれ強化繊維のワイブル形状係数, および尺度係数である。 l^* はワイブル係数評価の際の単繊維引張試験におけるゲージ長さである。また A_0 は規格化のための面積の次元を持つ定数で, 本研究では $A_0 = 1 \text{ m}^2$ とした。式(3)を式(2)に代入することにより外部引張応力 σ とき裂架橋応力 T の関係式, 式(6)を得る。

$$\sigma = V_f T \exp \left[-\frac{L}{l_m} \left(\frac{T}{\Sigma_1} \right)^{m+1} \left\{ 1 - \left(1 - \frac{\tau l_m}{RT} \right)^{m+1} \right\} \right] \quad (6)$$

至 ε は仮定 2 から, き裂架橋応力 T と式(7)の関係で与えられる。

$$\varepsilon = \frac{1}{E_f} \left(T - \frac{\tau l_m}{2R} \right) \quad (7)$$

Cao と Thouless は引張負荷において連続的に生じる繊維破断発生により完全繊維が負担する応力の増加を無視して, 式(8)で与えられる破断強度評価式を提案した。

$$\sigma_{UTS}^{C-T} = V_f \Sigma_1 \left[\frac{\Sigma_1 R}{m(m+1)\tau L} \right]^{1/m} \exp \left(-\frac{1}{m} \right) \quad (8)$$

2.ブリッジング, およびプルアウト機構を考慮した破壊モデル(Curtin モデル)に基づいた破壊過程の解析

Curtin より以下に記すような仮定に基づいた破壊モデル

が提案された⁽⁸⁾.

1. 繊維強化セラミックスには引張試験前に既にマトリックスき裂が飽和状態で存在している.
2. マトリックスによる荷重負担を無視し, 繊維応力は試験片ゲージ部内において一定値であるとする.
3. 完全繊維, つまり破断していない繊維を次のように定義する. マトリックスき裂面から式(9)で与えられるすべり長さ l_t 以内(以下, 有効プルアウト領域と呼ぶ)において破断していない繊維が完全繊維である.

$$l_t = \frac{RT}{2\tau} \quad (9)$$

また有効プルアウト領域以内において破断した繊維はプルアウトによる荷重負担能を有する. つまり繊維多重破断, およびプルアウト機構を考慮する.

このような仮定にしたがえば, マトリックスき裂面における力の平衡方程式は式(10)で与えられる.

$$\frac{\sigma}{V_f} = \{1 - P_f(T)\} T + \frac{2\tau \langle h(T) \rangle P_f(T)}{R} \quad (10)$$

ここで $\langle h(T) \rangle$, $P_f(T)$ はそれぞれ平均プルアウト長さ, 有効プルアウト領域における繊維破断率を表す.

繊維応力 T は位置 z に関して独立であること, また有効プルアウト領域の存在を考慮すると繊維破断の確率密度関数 $\Phi(T, z)$ は式(11)で与えられる⁽¹²⁾.

$$\begin{aligned} \Phi(T, z) &= \frac{2\pi R}{A_0} \frac{\partial}{\partial T} \left\{ \frac{T}{S_0} \right\}^m \exp \left[-2 \int_0^{l_t} \frac{2\pi R}{A_0} \left\{ \frac{T}{S_0} \right\}^m dz \right] \\ &= \frac{2\pi R m T^{m-1}}{A_0 S_0^m} \exp \left(-\frac{4\pi R l_t T^m}{A_0 S_0^m} \right) \end{aligned} \quad (11)$$

$P_f(T)$, および $\langle h(T) \rangle$ は式(11)を用いることによりそれぞれ式(12), (13)で与えられる.

$$\begin{aligned} P_f(T) &= \int_0^T 2 \int_0^{l_t} \Phi(S, z) dz dS \\ &= \frac{4\pi R m l_t}{A_0 S_0^m} \int_0^T S^{m-1} \exp \left\{ -\frac{4\pi R l_t S^m}{A_0 S_0^m} \right\} dS \\ &= 1 - \exp \left\{ -\left(\frac{T}{\Sigma_2} \right)^m \right\} \end{aligned} \quad (12)$$

$$\begin{aligned} \langle h(T) \rangle &= \frac{\int_0^T 2 \int_0^{l_t} z \Phi(S, z) dz dS}{\int_0^\infty 2 \int_0^{l_t} \Phi(S, z) dz dS} \\ &= \frac{2\pi R m l_t^2}{A_0 S_0^m} \int_0^T S^{m-1} \exp \left(-\frac{4\pi R l_t S^m}{A_0 S_0^m} \right) dS \\ &= \frac{l_t}{2} \left[1 - \exp \left\{ -\left(\frac{T}{\Sigma_2} \right)^m \right\} \right] \end{aligned} \quad (13)$$

ここで Σ_2 は式(14)で与えられる定数である.

$$\Sigma_2 = \left(\frac{A_0 S_0^m}{4\pi R l_t} \right)^{1/m} \quad (14)$$

一方, 歪 ε に関しては, 本モデルでは繊維応力分布を考慮していないことから式(15)で与えられる.

$$\varepsilon = \frac{T}{E_f} \quad (15)$$

Curtin は引張負荷中の破壊過程を単純化して, 繊維強化セ

ラミックスの引張強度を式(16)で与えられるとした.

$$\sigma_{UTS}^C = V_f \sigma_c \left(\frac{2}{m+2} \right)^{1/(m+1)} \left(\frac{m+1}{m+2} \right) \quad (16)$$

式(16)における σ_c は式(17)で与えられる.

$$\sigma_c = \left[\frac{\sigma_x^m \tau l^*}{R} \right]^{1/(m+1)} \quad (17)$$

式(17)における σ_x はゲージ長さ l^* における単繊維引張試験において63.2%の繊維が破断する応力である.

平均マトリックスき裂間隔 l_m , 界面すべり抵抗 τ , 繊維体積含有率 V_f , および強化繊維のワイブル係数 m , σ_0 を評価することにより連続繊維破断を考慮した破壊過程評価式, 式(6)と(7), および式(10)と(15)を用いて繊維強化セラミックスの破壊過程は解析することができる.

IV. 実験結果と考察

1. 単繊維引張試験

各供試材から抽出されたNicalon 繊維, および処女 Nicalon 繊維の強度分布を Fig. 1 に示す. また各繊維の強度特性, ならびに評価されたワイブル係数を Table 2 に示す.

TYPE B 材から抽出された繊維は処女繊維と比較してほぼ同一の強度分布を有している. しかし TYPE CG, A 材から抽出された繊維は明らかに処女繊維と比較して低い強度分布を有しており, 供試材作製時において損傷を受けたものと考えられ

Fig.1 Strength distribution of virgin and extracted Nicalon fibers.

Table 2 Mechanical properties of Nicalon SiC fibers.

TYPE	Virgin Nicalon	Extracted from TYPE CG	Extracted from TYPE A	Extracted from TYPE B
Mean strength/GPa	2.73	2.11	1.60	2.61
Min. strength/GPa	1.00	0.75	0.90	1.17
Max. strength/GPa	5.74	3.57	2.28	4.47
Shape parameter, m	3.21	3.93	5.94	3.85
Scale parameter, σ_0 /GPa	2.99	2.32	1.71	2.85

る。

供試材作製時における繊維への損傷の原因としてはマトリックス粒子が十分に粘性を示さない状態で焼結したため、繊維表面へ欠陥が導入されたことが考えられる。またマトリックス元素の繊維内部への拡散により繊維の構造が変化し、繊維強度の低下を引き起こした可能性がある。Tredway と Prewo による本供試材とはロットが異なる Nicalon/Pyrex のオージェ分光法による化学分析結果によれば、TYPE CG, A 材では強化繊維内部へのマトリックス元素の侵入が観察されている⁽¹³⁾。

2. 複合材引張試験

繊維表面処理を変化させた 3 種類の供試材の引張試験における応力-歪関係を Fig. 2 に示す。供試材の強度、および破断歪は繊維表面カーボン層の厚さに伴い増加している。繊維表面処理を施していない TYPE CG 材では破断に至るまで線形挙動を取った。30 nm 厚カーボンコーティングを施した TYPE A 材では 90 MPa 付近においてマトリックスき裂発生による歪増大が一旦現れる。しかしその後、ヤング率に大きな変化が見られず、応力約 300 MPa から非線形挙動を示し破断に至った。140 nm 厚カーボンコーティングを施した TYPE B 材では 260 MPa 付近からヤング率が低下し始め、非線形挙動を示しながら破断に至った。

走査型電子顕微鏡による各供試材の破面観察、ならびに光学顕微鏡による破面形態写真をそれぞれ Fig. 3, 4 に示す。界面に脆弱なカーボン層が存在しない TYPE CG 材では繊維引抜けがほとんど観察されず、平坦な破面であることから不安定破壊が生じたことが分かる。一方、界面に脆弱なカーボン層が存在する TYPE A, B 材では多くの繊維引抜けが観察された。TYPE A 材と比較して TYPE B 材の方がより長い繊維引抜けを有することが認められる。

3. 破壊過程解析

Cao-Thouless, および Curtin モデルはマトリックスき裂が発生し、強化繊維がマトリックスき裂を架橋する破壊形態を取る場合に適応できる解析モデルである。そこで多くの繊維引抜

Fig. 2 Stress-Strain curves of Nicalon/PYREX composites.

Fig. 3 SEM pictures showing fracture surfaces of tested materials: (a) TYPE CG, (b) TYPE A, and (c) TYPE B.

けが観察された TYPE A, B 材についてこれら 2 つの解析モデルに基づき破壊過程の解析を行った。Cao-Thouless モデルに基づく解析において、飽和レベルのマトリックスき裂間隔 l_m は試料側面のレプリカ観察から測定された値を用いた。TYPE A, B 材でそれぞれ応力 400, 560 MPa において試料側面のレプリカを採取し、測定された l_m は TYPE A, B 材それぞれ 83, 91 μm である。

TYPE A 材の引張試験結果、ならびに 2 つの解析モデルから予想される応力-歪関係の比較を Fig. 5 に示す。両モデルから計算された応力-歪曲線は実験結果と比較して、低いヤング率を取っている。両モデルでは引張負荷をかける前に既に飽和密度のマトリックスき裂が存在することを仮定していることがか

Fig. 4 Fracture appearance of tested materials: (a) TYPE CG, (b) TYPE A, and (c) TYPE B.

ら、複合材のヤング率にマトリックスは寄与しないことになる。このため低いヤング率を見積もる計算結果となった。計算された引張強度に関しては Cao-Thouless モデルが Curtin モデルに比べて比較的良い一致を示していると言える。

TYPE B 材の引張試験結果、ならびに解析モデルから予想される応力-歪関係の比較を Fig. 6 に示す。Cao-Thouless モデルから予想される引張強度は実験結果と良い一致を示している。一方、Curtin モデルから予想される引張強度は明らかに大きく見積もっている。また破断歪に関しても同様なことが言える。

本供試材に関して Cao-Thouless モデルに基づく強度評価が実験結果と比較的良好一致を示した理由として以下のことが考えられる。Curtin モデルでは有効プルアウト領域の存在、またプルアウトの寄与を考慮していることから、複合材の最終的な破壊は Fig. 7 に示すような一つのマトリックスき裂面で生

Fig. 5 Comparison of the predicted stress-strain curves with experimental data for TYPE A.

Fig. 6 Comparison of the predicted stress-strain curves with experimental data for TYPE B.

Fig. 7 Schematic showing the fracture appearance based on the Curtin model.

じることを仮定していることになる。一方, Cao-Thouless モデルにおいては試験片ゲージ部において一度破断した繊維は荷重負担に寄与しないと仮定している。したがってこのモデルは Fig. 8 に示すように繊維破断箇所が連結する形で複合材の破壊が進展する場合に対応するものと考えることができる。つまり引張試験の始めにおいて低い強度の繊維から破断が生じる (Fig. 8(a))。引張負荷の増加に伴い, 欠陥部における応力集中により破断繊維近傍のマトリックス, および強化繊維は破断して欠陥寸法が増大する (Fig. 8(b))。そしてこれら比較的大きな寸法をもった欠陥が連結して最終破断に至るものと考えられる (Fig. 8(c))。

TYPE A, B 材ともに l_m が 100 μm 以内であることを考えると, Fig. 4 に示した破面形態から複数のマトリックスき裂間隔に渡り破面が形成されたことが分かる。このように複数のマトリックスき裂間隔にまたがって破壊するような場合は, Fig. 8 に示すように欠陥が連結して破壊が進行したと考えられる。もちろん繊維多重破断の発生, プルアウトの荷重負担への寄与は存在するものと考えられる。しかしながら Cao-Thouless モデルに基づく予想強度が実験結果と比較的良好一致を示したことを考えると, これらの破壊強度への影響は小さいと考えられる。

以上から繊維強化セラミックスの最終的な破壊が Fig. 7 に示すような一つのマトリックスき裂面上で生じるような理想的な破壊が生じた場合は Curtin モデルにより破壊過程を解析することができ, Fig. 8 に示すような欠陥が連結して破壊が生じるような場合においては Cao-Thouless モデルの適応が妥当であると考えられる。つまり Curtin モデルは繊維強化セラミックスの破壊強度の上限値を, Cao-Thouless モデルは破壊強度の下限値を与えるものであると考えることができる。

TYPE A, B 材に関して Cao-Thouless モデルに基づき計算

Fig. 8 Schematic showing the fracture process based on the Cao-Thouless model: (a) the relatively weak fibers break at initial stage of tensile test. The horizontal dashed lines and crosses indicate the matrix cracking and fiber breaking, respectively, (b) the defects originated from the fiber breaking extends owing to stress concentration, (c) final failure occurs in terms of the linkage of defects.

Fig. 9 Probability of broken fibers-stress curves predicted by Cao-Thouless model.

された繊維破断率 P_f -応力関係を Fig. 9 に示す。TYPE A 材においては応力 240 MPa を上回った時点から P_f が増加し始め, 応力の増加に伴い P_f の増加率が急激に大きくなっていくことが予想される。一方, TYPE B 材に関しては応力 280 MPa 程度から P_f が増加し始めるが, その後の P_f の増加率は TYPE A 材のそれに比べて小さいことが予想される。両曲線のこれらの相違は, TYPE A 材の抽出繊維が低強度分布であること, また形状係数 m が約 6 と TYPE B 材に比べて大きいことによるものである。いずれの場合においても最終破断直前において急激に P_f は増加することが計算された。最終破断時において予想された P_f は TYPE A, B 材それぞれ 15.5, 22.7% である。

連続繊維破断を無視した破断強度評価式, 式(8), (16)から予想される破断強度 σ_{us} と, 本研究で用いた連続繊維破断を考慮した式, 式(6)と(7), および式(10)と(15)から予想される σ_{us} との比較を Table 3 に示す。Cao-Thouless モデルにおける両者の相違と比較して, Curtin モデルでは連続繊維破断を考慮した場合としない場合では σ_{us} の予想値に大きな差が現れた。

4. 繊維強度分布が高靱化に及ぼす影響

これまでに報告された幾つかの繊維強化セラミックスの引張強度は, Curtin の評価式から予想される値と比較的良好一致することが記されている⁽⁸⁾⁽¹⁰⁾⁽¹⁴⁾。本研究では定量的にブリッジング, プルアウトによる高靱化寄与を評価するため両機構を考慮した Curtin モデルを用いて, 繊維強度のばらつきが高靱

Table 3 Comparison of the predicted ultimate strengths.

	Experimental/MPa	Cao-Thouless model		Curtin model	
		σ_{us} predicted from eq. (8)/MPa	σ_{us} predicted from eq. (6) & (7)/MPa	σ_{us} predicted from eq. (16)/MPa	σ_{us} predicted from eq. (10) & (15)/MPa
TYPE A	428	384	394	638	596
TYPE B	711	709	720	1327	1181

化機構に及ぼす影響を調べた。

式(10)で与えられる力の釣り合い方程式において右辺第一項がブリッジング、第二項がプリアウトによる荷重負担である。これらの機構の高靱化への寄与はそれぞれの荷重負担率に比例するものと考えられる。そこで複合材破断時におけるブリッジングによる荷重負担率を強化繊維の形状係数 m を変化させて計算した。解析モデルは一方向繊維強化材とし、繊維軸方向に引張負荷をかけることを想定する。計算に用いたパラメータは $\tau=5$ MPa, $\sigma_0=2$ GPa, $V_f=40\%$, $R=7$ μm である。

形状係数 m を 3~8 に変化させた場合の複合材破断時におけるブリッジングによる荷重負担率と強化繊維の形状係数 m との関数を Fig. 10 に示す。 m 値が低下するにつれてブリッジングによる荷重負担率が低下してくる。しかしながら $m=3$ の場合においてもブリッジングによる荷重負担率は92%を超えており、大半の荷重はブリッジングにより負担されていると言える。本研究で用いた供試材の強化繊維の m 値は4~6であり、このような場合は最終破断時においても95%以上の荷重はブリッジング機構により負担されているものと考えられる。一般に強化繊維の m 値は3~5の範囲にあることから⁽¹⁰⁾、ブリッジング機構が繊維強化セラミックスの高靱化を支配していると言える。

複合材破断時における完全繊維率 $1-P_f$ 、平均プリアウト長さ h と m 値との関係を Fig. 11 に示す。 m 値が小さいときは繊維破断率 P_f が高くなり、また h も長くなる傾向にある。これは強化繊維の強度のばらつきが大きいことから低応力時においても繊維破断が生じ、またマトリックスき裂遠方においても繊維破断が生じるためである。 m 値が大きくなるにしたがい強化繊維の強度のばらつきは小さくなることから P_f , h ともに小さくなる。

V. 結 言

本研究では繊維表面処理を変化させた3種類のSiC繊維強

Fig. 10 Effect of Weibull shape parameter of the fibers on the load sharing due to bridging at the composite failure.

Fig. 11 Effect of Weibull shape parameter of the fibers on both the fraction of intact fibers and average pullout length at the composite failure.

化ガラス複合材料を用いて繊維強度分布の測定、ならびに複合材の引張試験を行い、確率論的破壊モデルに基づいて破壊過程を解析した。そして以下の結論を得た。

(1) 繊維表面処理を施していない供試材の破面には繊維引抜けが観察されず、脆性な破壊挙動を示す。一方、繊維表面にカーボン蒸着を施した供試材は引張負荷において高靱化機構が作用し、マトリックスき裂発生後も十分な荷重負担能を有する。

(2) SiC 繊維強化ガラス複合材の破断強度はブリッジング機構のみを考慮した Cao-Thouless モデルから予想される値と良い一致を示す。一方、プリアウト、繊維多重破断を考慮した Curtin モデルに基づいた計算結果は破断強度、歪を大きく見積もる。

(3) 複数のマトリックスき裂間隔に渡り破断面が形成されるような場合は欠陥が連結して破壊に至ったと考えられる。この場合は Cao-Thouless モデルにより、また一つのマトリックスき裂面上で破壊が生じる場合は Curtin モデルにより破断強度を予想することができると考えられる。

(4) 通常用いられる強化繊維の強度分布の範囲においては繊維強化セラミックスの引張負荷の大半はブリッジング機構により負担されており、主要な高靱化機構はブリッジング機構であると言える。

終わりに、本研究は新エネルギー・産業技術総合開発機構(岸, 榎)ならびに日本学術振興会、池谷科学技術振興財団(津田)の援助により遂行されたことをここに記し、感謝の意を表します。また本研究における実験の協力をいただきました元芝浦工大卒論研究生 高梨 睦君に感謝致します。

文 献

- (1) A. G. Evans: Mater. Sci. Eng., **A105/106**(1988), 65.
- (2) A. G. Evans: Mater. Sci. Eng., **A143**(1991), 63.
- (3) K. M. Prewé, B. Johnson and S. Starrett: J. Mater. Sci., **24**(1989), 1373.

- (4) R. J. Kerans, R. S. Hay, N. J. Pagano and T. A. Parthasarathy: *Ceram. Bull.*, **68**(1989), 429.
- (5) J. J. Brennan: *Tailoring Multiphase and Composite Ceramics*, Ed. by R. T. Tressler, G. L. Messing, C. G. Pantano and R. E. Newnham, Plenum Press, New York, (1986), 549.
- (6) A. Kelly and N. H. Macmillan: *Strong Solids 3rd. Ed.*, Clarendon Press, Oxford, (1986), 326.
- (7) H. Cao and M. D. Thouless: *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(1990), 2091.
- (8) W. A. Curtin: *J. Am. Ceram. Soc.*, **74**(1991), 2837.
- (9) M. D. Thouless, O. Sbaizero, L. S. Sigl and A. G. Evans: *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**(1989), 525.
- (10) W. A. Curtin: *Compo.*, **24**(1993), 98.
- (11) D. B. Marshall: *J. Am. Ceram. Soc.*, **67**(1984), C-259.
- (12) M. D. Thouless and A. G. Evans: *Acta. Metall.*, **36**(1988), 517.
- (13) W. K. Tredway and K. M. Prewo: *Proc. 3rd. Japan Int. SAMPE Sympo.*, Ed. by T. Kishi, N. Takeda and Y. Kagawa, Japan Chapter of SAMPE, Tokyo, (1993), 531.
- (14) D. S. Beyerle, S. M. Spearing, F. W. Zok and A. G. Evans: *J. Am. Ceram. Soc.*, **75**(1992), 2719.