

# 高強度ガラスファイバー

旭硝子(株) 太田博紀

## 1. はじめに

ガラスの強度は表面に存在する微細な傷により決定されるため、ガラス繊維の強度はその製造条件、その後の履歴に大きく影響され、絶対的な強度を比較するのは極めて困難である。本文ではまずガラス繊維の強度に与える外的要因(熔融温度、成形雰囲気、測定雰囲気、測定条件、繊維の履歴など)について触れる。次にガラス繊維の強度と測定について述べる。

石英ガラス繊維は組成としてSi-Oの網目構造のみから成るため、構造的欠陥、組成的歪み、偏り等が多成分系より少く、ガラス繊維としては最も高い強度を有している。一般にこの石英ガラス繊維の場合を除いて、ガラス繊維の強度と弾性率は密接な関係にあり、ヤング率の高いガラス組成は強度も高い。ヤング率とガラス組成の関係は古くから広汎に調べられている。本文ではこの点についても述べる。

ガラス繊維の強度(ヤング率)をさらに高める手法として、ガラス繊維を結晶化する試みがある。これらを紹介したあと、最後に現在高強度、高弾性率ガラスファイバーとして市販されている繊維とセラミックファイバー等について簡単に触れた。

## 2. ガラスの強度

### 2.1 試験片長との関係

通常のガラスの強度は表面に存在する微細な傷により決定される(Griffith crack)ため、表面の傷の分布がガラス繊維の強度分布と密接な関係にあることは論を待たない。このため、ガラス繊維の強度は試験片長に影響され、試験片長が長くなるに従い強度は下がる傾向を示す。市販のEガラ

ス繊維のロービング(フィラメントワインディング用R740-TA-475A-L)から取出した公称直径13 $\mu$ mの単繊維について、ゲージ長を6, 100, 300 mmにして引張り強度を測定した結果を表1に示す<sup>1)</sup>。強度の平均値は試験片長が短くなる

表1 ガラス繊維の引張り強度<sup>1)</sup>

繊維長(mm)	6	100	300
平均値(GPa)	2.06	1.78	1.53
標準偏差(GPa)	0.481	0.514	0.482

につれて大きく増加している。しかし、標準偏差に大きな変化がないが、この理由として試料1本ごとに直径を測定して強度を算出することなく、100本の平均断面積を算出に用いたことによることが大きいと考えられる。

### 2.2 成形条件、エージング等との関係

繊維化する前に熔融ガラスを約1時間高温に保持すると強度は上昇し、バラツキも減少する(図1)<sup>2)</sup>。この理由として著者はトラップされたガスの放出と、より均質なガラスになることによるものと推測している。また、ノズルから自然滴下して得られた繊維は非常に弱く、バラツキも大きい。これは、ノズルでの滞留時間が長いこと一部結晶化が生じているものと考えられている。

Martinらは、繊維化する雰囲気をコントロールしたときの強度の影響を調べている(図2)<sup>3)</sup>湿度を変えて紡糸あるいはCF<sub>4</sub>ガス中で紡糸後、34% rhでエージングしたときの強度を図3に示す。いずれの場合も紡糸後の貯蔵時間と共に強度は低下していく。紡糸雰囲気の湿度を変えても、その後の強度低下の傾きは等しい。また、2 vol % CF<sub>4</sub>中で紡糸した糸の強度低下は小さい。これら初期強度とエージング後の強度はガラス表面の水

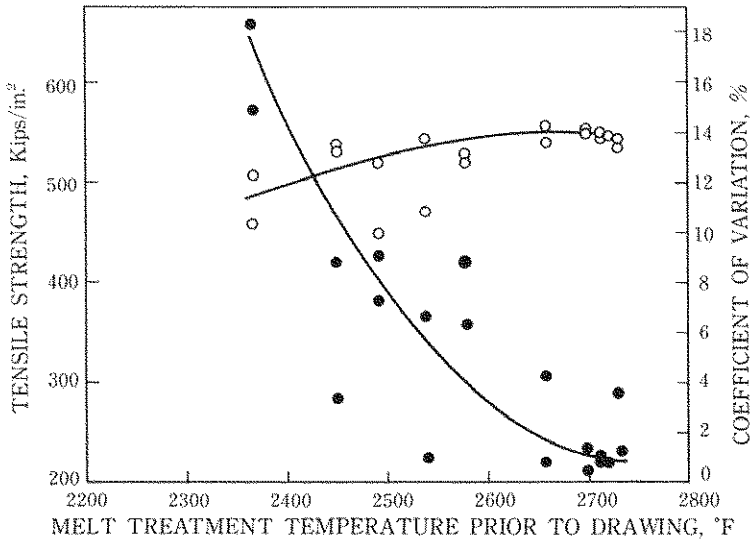


図1 平均強度と変動率への溶融処理温度の影響<sup>2)</sup>  
 (1)強度(○)、(2)変動率(●)、2444°~2466° Fで紡糸。

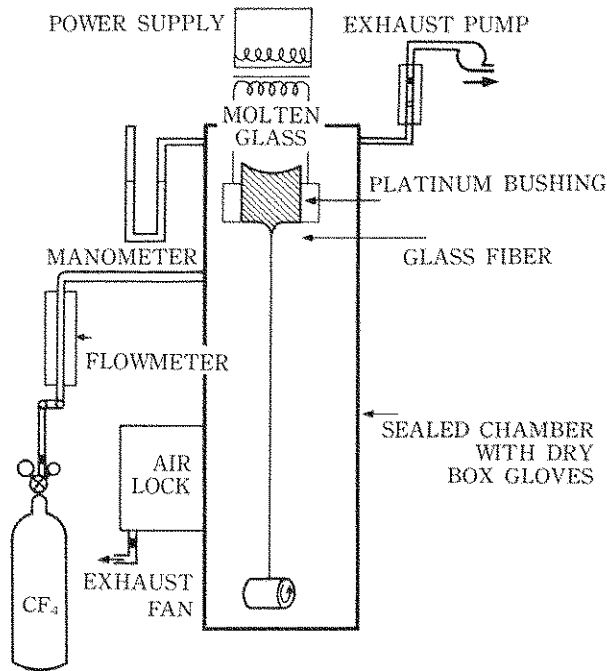


図2 紡糸雰囲気コントロールした装置の概略図<sup>3)</sup>

分等による侵食孔に依存し、

$$1/\sigma_m = 1/\sigma_{th} + K \cdot A_M^2 \quad (1)$$

の関係で表わされる。ここで  $\sigma_m$ ,  $\sigma_{th}$  は強度の測定

値と理論値をそれぞれ表し、 $A_M$  は孔の面積 ( $r_p > 100 \text{ \AA}$ ) である。紡糸雰囲気気の影響ガスの分圧と初期表面粗さ係数、 $F = (A_{bet} - A_{ext})/A_{ext}$ 、( $A_{ext}$

は完全に平滑な円柱としたときの表面積)との関係は図4に示すように分圧の平方根に比例している。図5には(1)式の関係プロットしたが、良い関係を示している。

繊維を加熱すると強度は低下する。これは空気中の埃りによる汚れ(contamination)のためと考えられる。図6に各温度で4時間加熱後の強度劣化を示す<sup>4)</sup>。

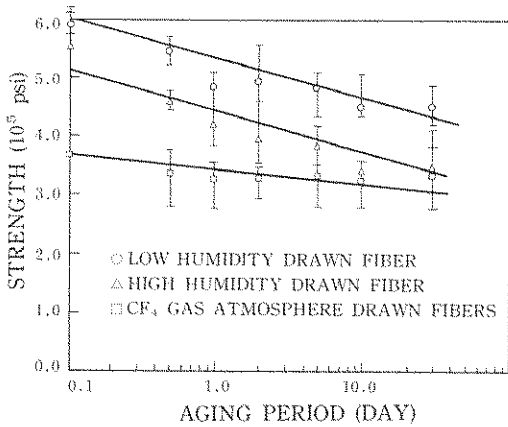


図3 引張り強度とエージング時間の関係<sup>3)</sup>

### 2.3 石英ガラス繊維の強度

石英ガラスは組成的にはSi-Oの網目構造のみから成っており、通常の多成分系ガラス中に存在する網目修飾イオンを含まないため、構造的欠陥、組成的歪み、偏り等が少なく、理論強度はガラス中で最も高い。

Morleyらは、市販品の Vitreosil rod を石炭ガス・酸素の混合ガスバーナーで繊維化し、種々の

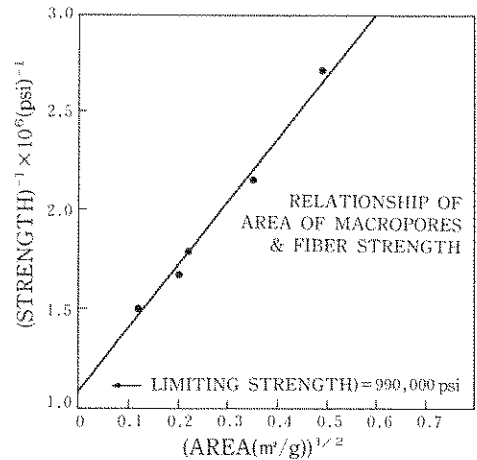


図5 繊維表面の侵食孔の面積と引張り強度との関係<sup>3)</sup>

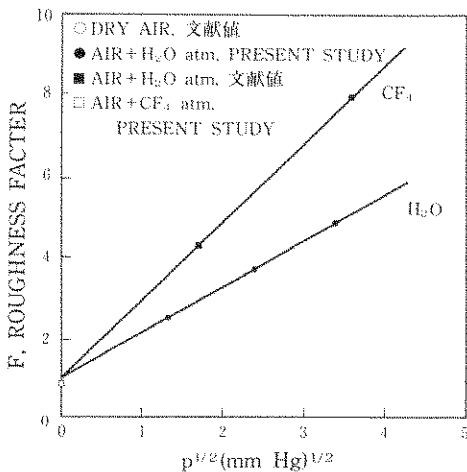


図4 初期表面粗さ係数と紡糸室内の活性ガスの分圧との関係<sup>3)</sup>

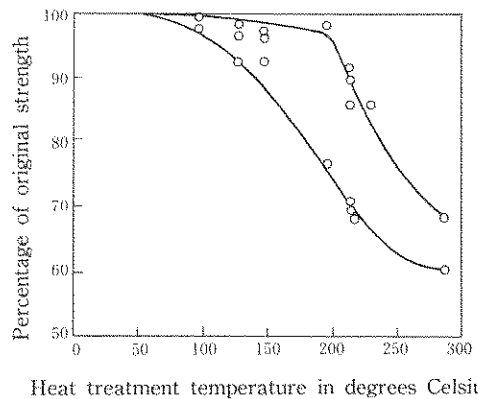


図6 室温での引張り強度への加熱温度の影響<sup>4)</sup>  
(風通し孔を閉じた3ft<sup>3</sup>のステンレスオープン内で4hr加熱)

条件で強度を測定している<sup>5)</sup>。室温、空気中での強度を図7に示す。繊維を加熱すると300°Cまでは強度低下はないが、それ以上になると温度の上昇とともに強度は低下する(図8)。一方、液体窒素中(-196°C)では強度は著しく上昇し、理論強度に匹敵する値が得られている(図9)。室温付近での比較的低い値は tension 下での応力腐食(stress corrosion)によるものであり、高温での強度低下は再結晶化による収縮のために応力集中する傷が生じたためと説明している。液体窒素中では水の mobility は事実上0であるから、この結果から固有の傷の大きさ(inherent flaw size)をGriffithの式から算出すると6Åとなり、網目構造中の hole size と一致するとしている。

#### 2.4 ガラス組成と静的疲労強度

ガラスの特徴として長期間張力下に保持すると、クラックの先端に応力腐食が生じて割れ目が進行し、最後には破壊に至る。光ファイバーの場合にはとくにこの問題が大きく、水分の侵入を防ぐコート材の開発とともに、多成分系ガラスの場合にはこの静的疲労の小さいガラス組成が要請される。

Shibata らは  $\text{SiO}_2 - (\text{GeO}_2) - (\text{B}_2\text{O}_3) - \text{R}_2\text{O} - \text{RO}$

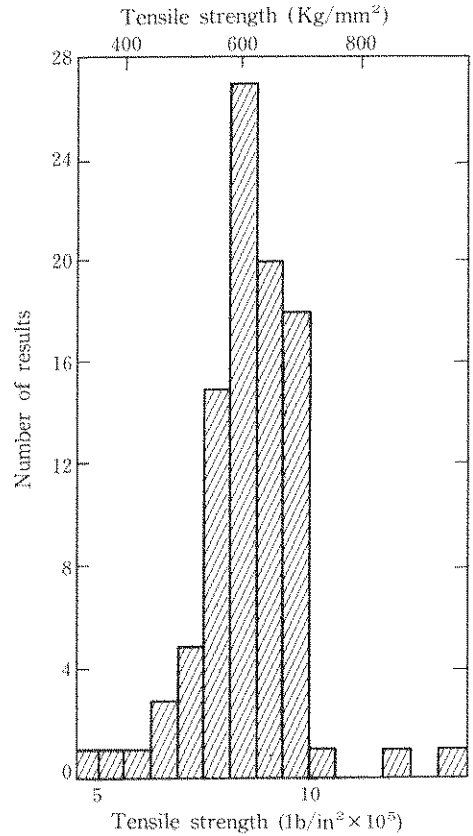


図7 石英ガラス繊維の室温での強度<sup>5)</sup>

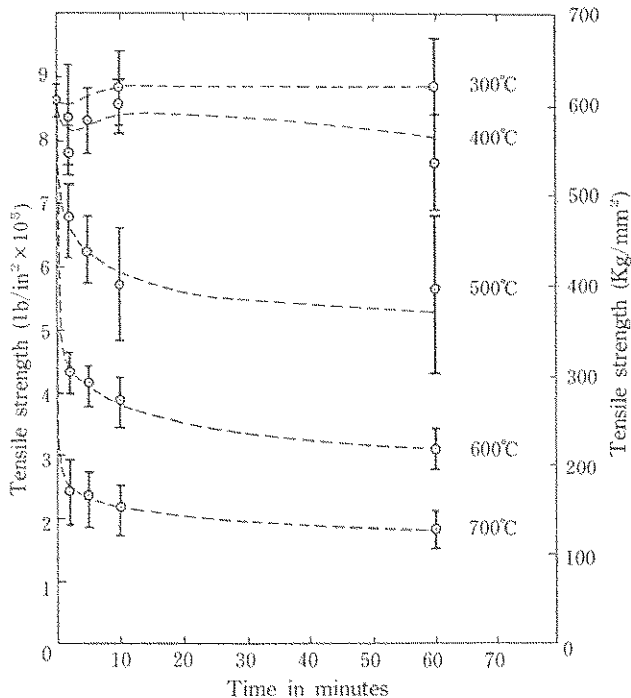


図8 石英ガラス繊維の高温強度<sup>5)</sup>

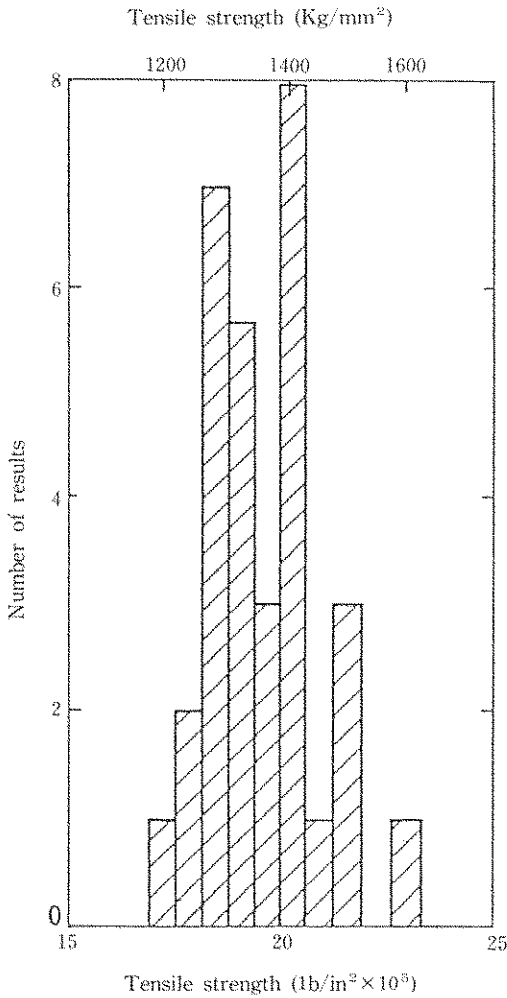


図9 石英ガラス繊維の-196°Cにおける強度<sup>5)</sup>

系において、 $Al_2O_3$ 、 $B_2O_3$ を添加していった場合の静的疲労強度および網目修飾イオンと静的疲労強度との関係について調べている<sup>6)</sup>。試験したガラス組成を表2に示す。ファイバー径は $150 \pm 0.5 \mu m$ で、繊維化直後にシリコン樹脂を100~200  $\mu m$ の厚さにコーティングし、表面の損傷を防ぐとともに、紡糸雰囲気窒素ガスを流すことにより空気中の塵からの加傷を防いだ。静的疲労は2~10 mm径の石英ガラス棒にファイバーを巻きつけ、エポキシ接着剤で固定した(図10)。ヤング率を用いた計算から、付加される応力は100~400  $kg/mm^2$ となった。これを室温の水中に浸漬し、一定時間ごとに破断した箇所の数を調べ、Weibull 確率図から平均破壊時間を求めた。

$Al_2O_3$ と $B_2O_3$ の添加量と破壊時間との関係を図11、12に示す。 $Al_2O_3$ は静的疲労の抑制に著しい効果のあることを示しているが、その効果は5 mol%までである。図13には網目修飾イオンの量と破壊時間との関係を示すが、強い相関があることがわかる。なお、ガラス中では石英ガラスが最も静的疲労は小さい。

### 3. 高強度、高弾性ガラス

#### 3.1 Eガラス強度とROの関係

最も一般的なガラス長繊維であるEガラスは、

表2. ガラス組成と物理的性質<sup>6)</sup>

Glass	Glass Composition(mol.%)				RO	Refractive index	Thermal expansion coefficient ( $\times 10^{-7}$ )	Deformation temperature (°C)
	SiO <sub>2</sub>	GeO <sub>2</sub>	B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	R <sub>2</sub> O				
A	63.2	4.0	—	25.8	7.0	1.528	114	497
A <sub>1</sub>	A glass containing 2.93 mol.% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>							
B	63.0	—	13.0	17.2	6.8	1.529	102	574
B <sub>1</sub>	B glass containing 1.75 mol.% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>							
B <sub>2</sub>	B glass containing 2.98 mol.% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>							
B <sub>3</sub>	B glass containing 6.10 mol.% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>							
C	69.9	—	—	19.4	10.7	1.523	117	598
C <sub>1</sub>	C glass containing 1.73 mol.% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>							
C <sub>2</sub>	C glass containing 2.86 mol.% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>							
C <sub>3</sub>	C glass containing 5.56 mol.% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>							
F	63.1	—	11.0	20.2	5.7	1.528	105	525
G	62.8	6.0	9.1	14.9	7.2	1.525	77	603
H	65.6	—	13.0	14.5	6.9	1.516	67	622
H <sub>1</sub>	H glass containing 1.78 mol.% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>							
H <sub>2</sub>	H glass containing 3.04 mol.% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>							

約 22 wt % の RO を含有しており、その大部分は CaO である。この RO に MgO を導入していくと、ある量で強度が極大を示すことが報告されている<sup>7)</sup>。結果を図 14 に示す。RO を 22 wt % に一

定にし、MgO を 0~12 % まで CaO と置換して導入していったときの処女強度は、MgO ≈ 4 % の所で最大になっている。

### 3.2 ヤング率と組成の関係

一般に石英ガラス繊維の場合を除いてガラス繊維の強度と弾性率は密接な関係にあり、ヤング率の高いガラスは強度も高い。これは高い解離エネルギー（結合エネルギー）を有する金属酸化物を含有するガラスは、弾性率が大きくなり、また強度も高くなると考えられるためである。ヤング率と組成の関係は古くから広汎に調べられ、また組成からヤング率を計算する経験式、理論式も提案されている。

Loewenstein は、 $43.6\text{SiO}_2 + 7.4\text{Al}_2\text{O}_3 + 13.4\text{TiO}_2 + 8.8\text{MgO} + 15.4\text{CaO} + 11.1\text{BaO}$  (wt %) に種々の酸化物を導入したときのヤング率を調べている<sup>8)</sup>。結果をまとめると、

① アルカリ金属酸化物 (I A 族) …Li はヤング率を高める。Na, K は下げ、その程度は K の方が大。

② アルカリ土類酸化物 (II A 族) …Ca < Mg < Be の順にヤング率を高め、Be はとくに顕著。Sr, Ba は下げるがその程度は Ba の方が大。

③ III A 族…B, Al は下げ、La は高める。B に

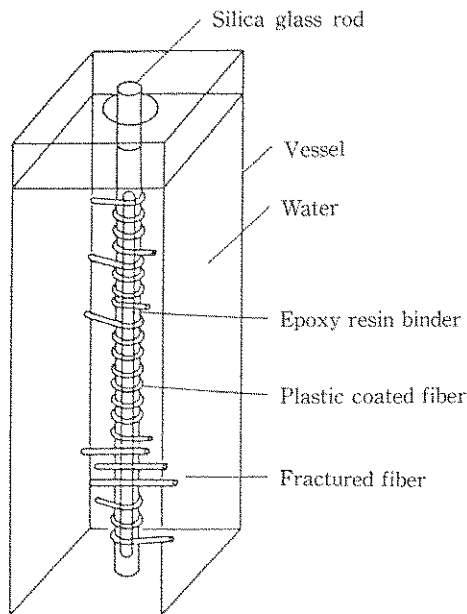


図10 水中での静的疲労測定装置の概略図<sup>(4)</sup>

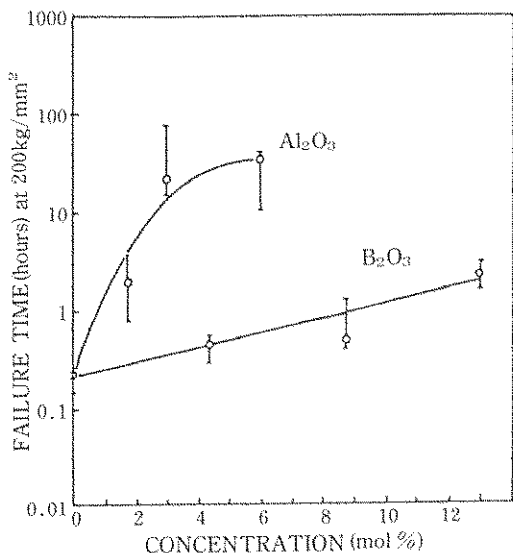


図11 SiO<sub>2</sub>-Na<sub>2</sub>O-CaOガラス繊維 (glass C) の強度低下を抑制する Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> と B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の添加の効果<sup>(6)</sup>

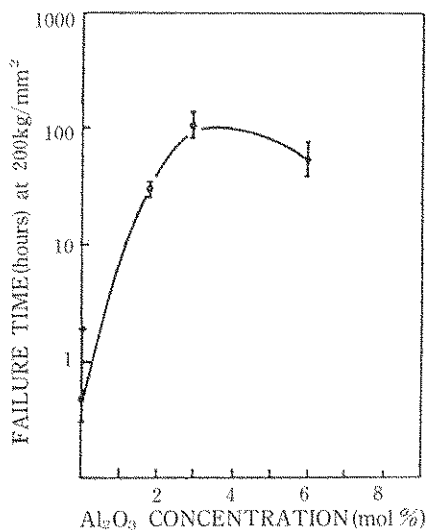


図12 SiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Na<sub>2</sub>Oガラス繊維 (glass B) の強度低下を抑制する Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 添加の効果<sup>(6)</sup>

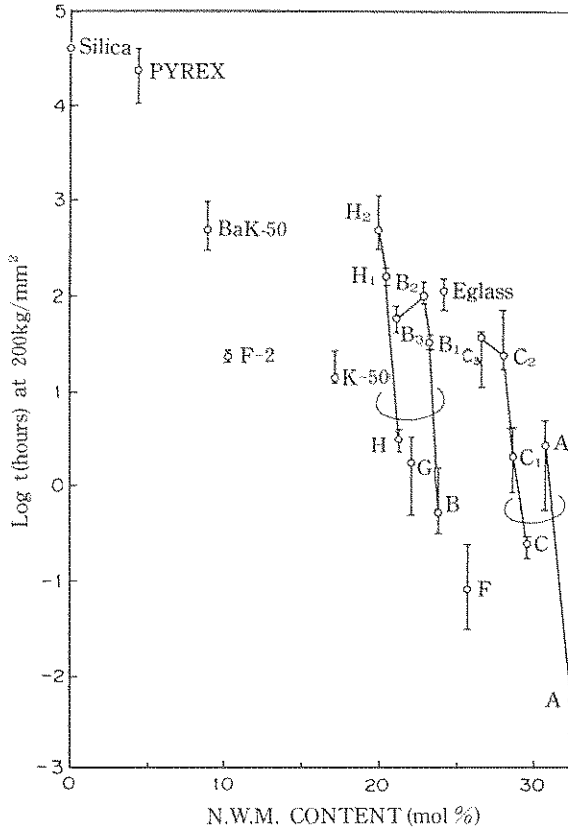


図13 室温の水中で200kg/mm<sup>2</sup>の応力下のガラス繊維の破壊時間と網目修飾イオン含有量との関係<sup>6)</sup>

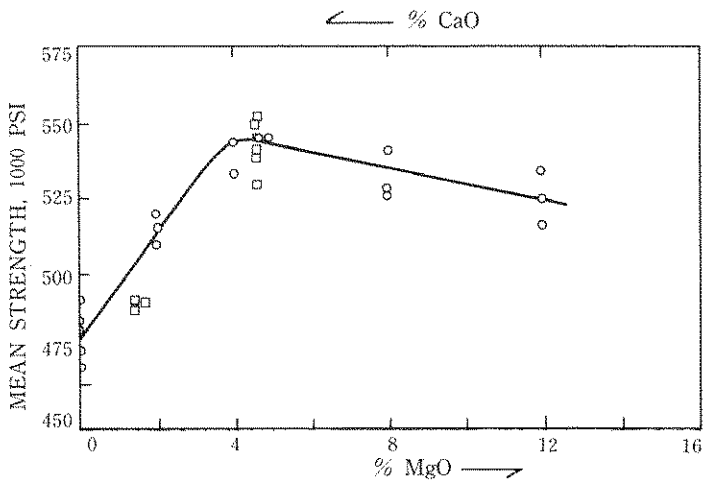


図14 RO組成を函数としたEガラス繊維の強度<sup>8)</sup>  
 (○)実験室で調整した繊維 (□)市販マーブルから作成した繊維

よる低下は顕著.

④ IV A 族…Si は下げ, Ti, Zr, Hf, Th は高める.

⑤ V A 族…Ta は顕著に増大. Nb < V < P の順に下げる. P は顕著に低下させる.

⑥ VI A 族…Cr, Mo, W は Clear glass を得るのは困難. U は Ti と同程度に高める.

⑦ II B 族…Zn はほとんど影響を与えない. Cd は僅かに高める.

⑧ 遷移金属, 他…In, Mn, Fe は高める. Ce は顕著に高める.

以上より,

(i) 網目形成イオンの Si, Al, B, P, と, Na, K, Sr, Ba, V, Nb はヤング率を下げる.

(ii) Mg, Ca, Fe, Mn, Cd, La は中程度に高める. Zn は影響なし.

(iii) Li, Be, Ce, Ti, Zr, Hf, Th, Ta, U は顕著に高める.

ガラスの諸物性は一般に組成に対して加成性が成り立つことが知られており, 弾性率と組成との間に経験式

$$E = \sum_i C_i P_i \quad (2)$$

を当てはめようと古くから試みられてきた. ここで,  $P_i$  は金属酸化物  $i$  の wt % または mol %,  $C_i$  は金属酸化物  $i$  に特有であり, また他の金属酸化物  $j$  の関数でもある係数である. Phillips は多くの文献値から上記(2)式の関係を求め,  $C_{ij}$  の値

を定めた<sup>9)</sup>. Williams らは Phillips の解析をさらに進め, より正確な  $C_{ij}$  を算出した<sup>10)</sup>.  $C_{ij}$  はその酸化物の含有量にも依存する. Williams らの結果を表 3, 図 15, 16 に示す. この結果をみると, BeO は 40 % 迄は他の如何なる酸化物よりヤング率を高める効果が大きく, その次に顕著なのは ZrO<sub>2</sub> である. CaO は 32 mol % 以上になると  $C_{CaO}$  は減少していくが, それより少ければ  $C_{Al_2O_3}$  より大きい.

Makishima らは, 酸化物組成の単位体積当りの解離エネルギーと充填密度からヤング率を算出し, 測定値とよく一致した<sup>11)</sup>. 理論値と測定値の比較を図 17 に示す. 硼珪酸塩ガラスについては, 連結した BO<sub>3</sub> の三角形平面間の弱い結合力がヤング率の低さに関与していると計算して測定値と一致させた.

表 3. (2)式に用いるCの値<sup>10)</sup>

Component	C (kb/mol.%)	Concentration range(mol.%)	
		Phillips	Phillips + Williams et al.
SiO <sub>2</sub>	7.3	41-84	0-100
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	12.1	0-20	0-36
BeO	See Figure 15	40	10-40
MgO	11.9	0-18	0-40
B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0.0	0-29	0-37
CaO	12.6	0-25	0-32
—	See Figure 16	—	32-61
ZrO <sub>2</sub>	19.6	—	0-9
BaO	11.35	0-26	0-26

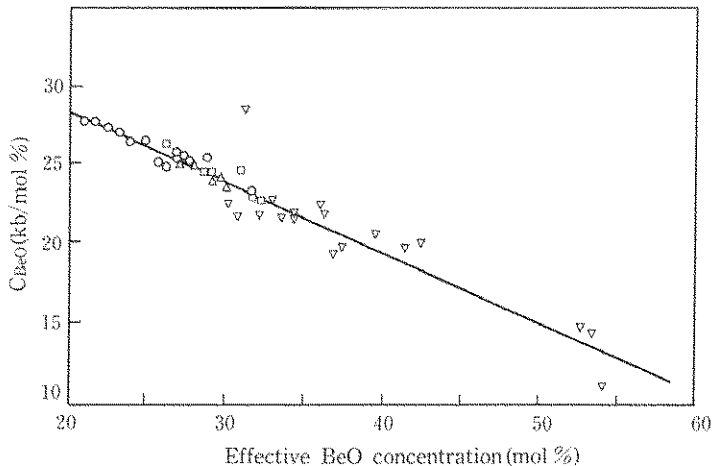


図15 BeO定数と効果的BeO含有量との関係<sup>10)</sup>



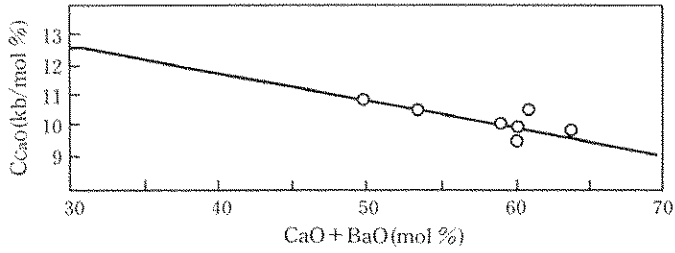


図16 CaO定数と効果的CaO含有量との関係<sup>10)</sup>

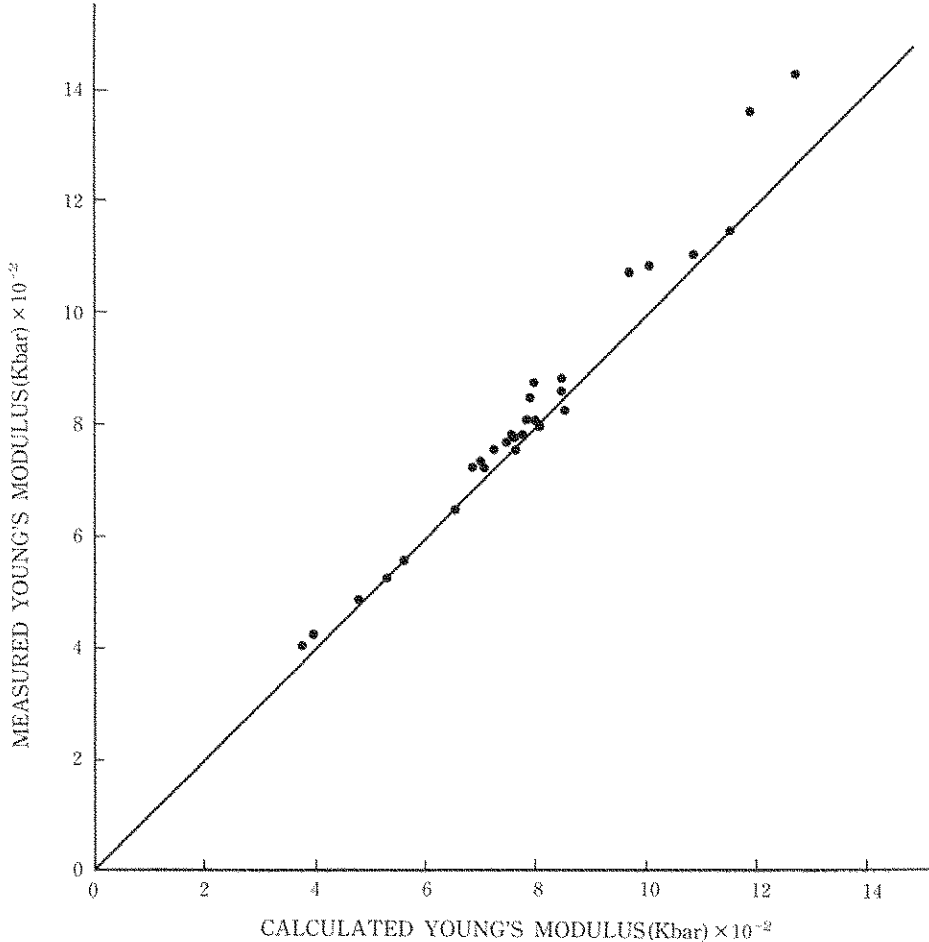


図17 ヤング率の測定値と計算値の間の一致<sup>11)</sup>

### 3.3 結晶化ガラス繊維<sup>12)</sup>

United Technologies Research Center (UTRC) では数多くのガラス組成と弾性率の関係を調べ、ガラス繊維では 14.6 million psi (10,200 kg/mm<sup>2</sup>) が得られる弾性率の最高値で、

それ以上は頭打ちになることがわかった。このためさらに高い弾性率を得るためにリング、チェーン、レイヤー等から成る 3 次元結晶構造を有する結晶化ガラスを検討し、その中からコージェライトもしくは Mg<sub>2</sub>Al<sub>4</sub>Si<sub>5</sub>O<sub>18</sub> 構造で 3 次元のリング分

子を取り、各リングは平行でリング平面の間に存在する金属イオンで互いに結合されているものが好適であることがわかった。また、 $Al_2O_3$  や  $BeO$  のような小さい原子番号の物質は比弾性率が最も大きいことから、これらをコーゼライト系のガラスに導入し高い比弾性率を得ることを試みた。

相図からコーゼライト領域に存在する組成である、19 %  $MgO$ , 30 %  $Al_2O_3$ , 51 %  $SiO_2$  (wt %) を熔融し、1290°C に保持するとコーゼライト結晶が析出した。結晶成長速度は  $5 \mu/min$  であった。ガラスを繊維化し液相温度近くに保持すると弾性率は若干上昇し、 $12500 \text{ kg/mm}^2$  を示したのでこれを出発点にした。ただし、この組成では結晶化速度が速すぎて繊維化に難点があるため、結晶化速度をコントロールする方法を検討した。この結果、 $Ce_2O_3$ ,  $La_2O_3$ ,  $Y_2O_3$  等の希土類酸化物を少量添加すると効果があり、これら希土類イオンがコーゼライト結晶の外側に移り、低原子番号の酸化物が結晶に入るのを阻む拡散障壁を形成することがわかった。5.6 % の  $La_2O_3$  添加により、コーゼライト結晶の最高成長速度を約 1/8 に、液相温度を 60°C 低下する。

Beryl (緑柱玉) はコーゼライト形で  $Be_3Al_2Si_6O_{18}$  をとり、シート状のリングを形成する。このためのコーゼライト、ベリル、コーゼライト-ベリルに基くガラスを検討し、それに希土類を添加して結晶化速度をコントロールした。このうち、最も良かった4種のガラスを表4に示す。これを見ると、これら結晶化ガラスはスチールより極めて高い比弾性率を有している。これらをファイバーにすると  $1 \sim 1.5 \text{ million psi}$

表4. コーゼライトに基いた系から得られた高弾性率ガラス(バルクガラスの値)<sup>12)</sup>

Glass Number	Young's Modulus $10^6 \text{ psi}$	Specific Modulus $10^6 \text{ in.}$
No BeO 125	16.1	161
No BeO 337	20.9	147
With BeO 344	20.3	168
With BeO 323	18.4	184
Steel	29	103

( $700 \sim 1,000 \text{ kg/mm}^2$ ) 弾性率は小さくなる。最も好ましいガラスとしては、344の45 %  $SiO_2$ , 15 %  $Al_2O_3$ , 15 %  $MgO$ , 10 %  $Y_2O_3$ , 15 %  $BeO$  (mol %) と323の35 %  $SiO_2$ , 15 %  $Al_2O_3$ , 10 %  $La_2O_3$ , 30 %  $MgO$ , 10 %  $BeO$  (mol %) である。

最近開発された高弾性率ガラスファイバーと市販アルミナファイバーとを比較して表5に示す。一般にガラスファイバーの方が弾性率は低いが強度は高い。現段階では、コストはアルミナファイバーと同程度であるが、最終的には低くなるはずとしている。

### 3.4 市販品

高強度、高弾性ガラス繊維として商業ベースで開発したのはOCF (Owens-Corning Fiberglas) 社で、Sガラスと名付けた<sup>13)</sup>。この繊維はとくに軍需用、宇宙用として開発されたもので、Eガラスより引張り強度で30%、弾性率で20%高い。このガラスは溶融・成形が非常に困難なため製造価格は高い。OCF社ではSガラスとほぼ同様な性能を有し、しかも低価格のS-2ガラスを民需用に開発した。S-2ガラスはSガラスと同じガラス組成を有するが、両者の相違は集束剤とSガラス

表5. 高弾性、高温ファイバーの最近進歩<sup>12)</sup>

Material	Density $\text{gms/cm}^3$	Modulus (Bulk) $10^6 \text{ psi}$	Modulus (Fiber) $10^6 \text{ psi}$	Strength (Fiber) $10^3 \text{ psi}$
UTRC Glass 344	3.29	20.3	18.6	772
Dumbaugh, C. G. W. #3 Glass	2.989	17.4		
Ashbee, C. G. W. 9658 after extrusion	2.52		11.7	10.7
Trojer, Battelle Geneva Glass	2.6		15.8	370
M. Akbar Ali, IITRI Glass HB-101	2.56		18.5	750
Du Pont Alumina Fiber FP	3.95		50	250
3M Alumina Fiber	2.7		23	250
Sumitomo Alumina Fiber	3.1		42	355

表 6. EガラスとSガラスの組成と物性(wt%)<sup>13)</sup>

	Eガラス	Sガラス
SiO <sub>2</sub>	55.2	65
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	14.8	25
B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	7.3	—
MgO	3.3	10
CaO	18.7	—
Na <sub>2</sub> O	0.3	—
K <sub>2</sub> O	0.2	—
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0.3	—
密度(g/cm <sup>3</sup> )	2.60	2.49
引張り強度(MPa)	34450	45818
弾性率(GPa)	72.35	86.81
破断伸度(22°C,%)	4.8	5.4
誘電率*(22°C, 1MHz)	6.33	5.34

\*バルクガラスで測定

表 7. SMCの物性<sup>13)</sup>

	S-2ガラス	Eガラス
曲げ強度(kg/mm <sup>2</sup> )	21~24	15~17
曲げ弾性率(kg/mm <sup>2</sup> )	1330~1540	1260~1820
引張り強度(kg/mm <sup>2</sup> )	13	7.6~9.2
引張り弾性率(kg/mm <sup>2</sup> )	1400~1540	1330~1570
圧縮強度(kg/mm <sup>2</sup> )	23	19~25

の軍需向けのための厳格な品質管理にあるとしている。ガラス組成と繊維の物性をEガラスと共に表6に示す。ポリエステル樹脂を強化した場合のEガラスとS-2ガラスのSMC (Sheet Molding Compound) の物性比較を表7に示す。ガラス繊維の含有量は30 wt%で、これをみるとS-2ガラスSMCはEガラスを用いたSMCより曲げ強度で39%, 引張り強度で57%, 圧縮強度で21%高い。

欧州ではサンゴバン社よりRガラスという名称で、日本では日東紡績社よりTガラスという名称でSガラス類似組成の高強度ガラス繊維が製造、販売されている。

最後に各種セラミック繊維の機械的性質をまとめて表8に示しておく<sup>14)</sup>。

【参考文献】

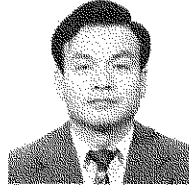
- 1) 三木光範, 材料, 30, 34 (1981)
- 2) N. M. Cameron, J. Am. Ceram. Soc., 49, 144 (1966)
- 3) D. M. Martin, M. Akimc & S. M. Oh, ibid, 61, 308 (1978)
- 4) N. M. Cameron, Glass Technol., 9, 121 (1981)

表 8. セラミック繊維の機械的性質<sup>14)</sup>

織	維	比重 (g/cm <sup>3</sup> )	直径 (μm)	強度 (GPa)	弾性率 (GPa)	
炭	素	PAN高強度	~1.75	~7	2.80~3.10	240~270
		PAN高弾性	~1.80		2.30~3.60	350~400
		ビッチ	~2		2.10	390~700
		グラファイトウイスキー	1.66		19.0	490
炭化ケイ素		SiC/W	3.30	140	3.40	430
		SiC/C	3.07	140	3.40	430
		SiC ウイスキー	3.18	0.1~1.0	2.10	490
		SiC(PC)	2.55	~13	2.50	200
アルミナ		単結晶繊維	4.0	250	2.40	460
		Fiber-FP	3.9	20	2.00	390
		Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3.2	9	2.60	250
		サファイヤウイスキー	3.96		21.0	434
ボロン		B/W	2.46	140	3.70	400
		B/C	2.27	140	3.32	390
炭化	ホウ素	2.48	186	0.78	276	
ガラス	E		2.54	10	2.50	77
		S	2.48	10	3.50	89
ジルコニア		5.9	4~10	0.34~1.37	124~151	
タングステン		19.4	13	4.10	410	
	銅	7.74	13	4.20	420	

- 5) J. G. Morley, P. A. Andrews & I. Whitney, Phys. Chem. Glasses, **5**, 1 (1964)
- 6) S. Shibata, S. Takahashi, S. Mitachi & M. Yasu, J. Non-Cryst. Solids, **43**, 79 (1981)
- 7) N. M. Cameron, Am. Ceram. Soc. Bull., **53**, 187 (1974)
- 8) K. L. Loewenstein, Phys. Chem. Glasses, **2**, 69 (1961)
- 9) C. J. Phillips, Glass Technol., **5**, 216 (1964)
- 10) M. L. Williams & G. E. Scott, *ibid*, **11**, 76 (1970)
- 11) A. Makishima & J. D. Mackenzie, J. Non-Cryst. Solids, **12**, 35 (1973)
- 12) J. F. Bacon, Appl. Polymer Symposium, No. 29, 117 (1976)
- 13) 太田博紀, セラミックス, **19**, 858 (1984)
- 14) 岡村清人, セラミックス, **19**, 172 (1984)

[著者紹介]



太田 博紀

昭和39年3月東京工業大学理学部物理学科卒業。同年4月旭硝子(株)入社。現在同社開発本部兼化学品事業本部市場開発センター勤務。工博。