

総説

石英ガラスファイバの強度評価

村岡幹夫*・大好 直**・阿部博之***

Predictions of strength degradation for silica optical fibers

Mikio MURAOKA*, Tadashi OHYOSHI** and Hiroyuki ABÉ***

(Abstract)

The strength of silica optical fibers is controlled by flaws, usually on the surface. Such flaws can grow in time so that a silica optical fiber may undergo delayed fracture from the combined influence of low stress levels and the humid environment. This time-dependent phenomenon is often referred to as static fatigue. Assessing the long-term mechanical reliability of silica optical fibers remains a major concern, especially in applications where high reliability is required, such as deep-sea oceanic communication systems and engine control systems using fiber-optic pressure sensors. In this report, we review briefly a current practice of predicting the conditions under which delayed failure will occur, and elucidate problems in the current predictions. We introduce, furthermore, our unique approach for solving the problems and for understanding static fatigue of silica optical fibers, where we measured directly small-crack growth in silica optical fibers of $125\mu\text{m}$ in diameter.

1. はじめに

長距離通信用の標準的光ファイバは、石英ガラス (Silica glass, SiO_2) を素材とする直径 $125\mu\text{m}$ の繊維である (Fig. 1)。ガラスは典型的な脆性材料であり、き裂などの欠陥の存在により機械的強度が著しく低下する。光ファイバ開発の当初より製造欠陥の低減に多大な努力が投じられた。接触損傷を防ぐための樹脂被覆技術の向上などその一例である。現在光ファイバの引張強度は、ピアノ線の約2.5倍以上 (約5 GPa 以上) にも達する。しかしながら

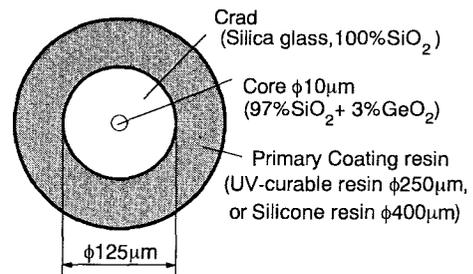


Fig. 1 Cross section of standard silica optical fibers.

(平成10年2月27日受付, 平成10年3月16日受理)

* 秋田大学教育学部, College of Education, Akita University, Akita 010-8502, Japan.

** 秋田大学鉱山学部機械工学科, Department of Mechanical Engineering, Mining College, Akita University, Akita 010-8502, Japan.

*** 東北大学総長, President, Tohoku University, Sendai 980-0812, Japan.

製造欠陥を完全に排除することは困難で、20kmに一カ所程度の割合で1GPa以下で破断する弱い部分が存在する。

また、ガラス表面の欠陥は、負荷応力が破断強度より小さい場合でも、環境中の水分子の化学的攻撃を受け、ゆっくりと安定に成長することができる。そのため強度の経時的低下、やがては遅れ破壊を引き起こす。この静疲労と呼ばれる現象は、樹脂被覆を施した光ファイバでも広く確認されている。大洋横断海底ケーブルなど特に高い信頼性が要求される応用では、光ファイバの静疲労に対する慎重な配慮が不可欠である。日本の陸上光幹線ケーブルでは、ケーブル内に乾燥空気を流すガス保証が行われている。これに対し海底ケーブルでは、ガス保証は困難で、製造・敷設・修復中での水分子浸入など、ケーブル内環境には静疲労の要因である水分子が存在する。さらに負荷条件が格段に厳しい、水深6000mの大西洋横断海底ケーブルを例にとれば、光ファイバは、敷設時に、ケーブル自重による伸びが原因で引張応力0.37GPa（伸び0.5%）を約4時間受け、さらに敷設後の残留応力0.15GPa（伸び0.2%）を20年から25年に設定されているサービス供用期間中に受け続ける。また修復時（例えば、引き揚げ時）には0.75GPa（伸び1%）を約5時間受ける（Kojima *et al.*, 1982）。太平洋では水深8000mを超える日本海溝があるため、さらに厳しい条件となる。

本報告では、光ファイバの寿命予測・保証の現状を概観し、その問題点を明確にする。また問題点解決を目指した著者らの一連の研究を紹介する。ここでは、直径125 μm の実物試験片を用いて微小なき裂状欠陥の成長を実測しており、他に類をみないアプローチである。さらに最新の結果も含め、本アプローチの意義を再評価する。

2. 光ファイバの長期強度保証の現状と問題

現在、世界的に広く用いられている光ファイバの強度保証法は、静疲労を起こす他の多くのセラミクス材に適用されてきた手法（Wiederhorn, 1974；Evans and Wiederhorn, 1974）と、基本的には同様である。しかしながら、光ファイバが微小寸法材

であること、また製造欠陥が微小で低い確率でしか存在しない高品位な脆性材料であること、さらには石英ガラスよりなることや、樹脂被覆が施されていることなどのために、光ファイバ固有の問題が顕在する。本章では、強度保証法の基本事項を再検討しつつ、上記問題を解説する。

2.1 強度分布（ワイブル分布）

線引き後の光ファイバは、全長約50kmにもおよぶ。製造技術の円熟期である1980年代の引張試験データをもとに、ファイバ長さ方向の欠陥分布を調べよう。便宜上、分布欠陥の各々は、その欠陥寸法によって定まる破断応力（引張強度） σ_F 値を有すると考える（Olshansky and Maurer, 1976）。欠陥分布は破断応力が σ_F 値以下となる欠陥の単位長さ当たりの累積個数 $N(\sigma_F)$ を用いて表す。欠陥分布が $N(\sigma_F)$ である長尺ファイバから、長さ L のサンプルを多数切り出し引張試験を行った場合、 σ_F 値以下で破断するサンプルの累積破断確率 F は、次式で表される（Olshansky and Maurer, 1976）。

$$F = 1 - \exp[-L N(\sigma_F)] \quad (1)$$

古河電工（大久保, 1989, p.3-28）などの引張試験の報告例（ F と σ_F の関係）をもとに、式(1)を用いて欠陥分布を整理すれば、Fig. 2の実線が得られる。ここに $N(\sigma_F)$ を略して N と記述している。横軸にはほぼ垂直な、大きい傾きを有する部分が現れている。すなわち全長ほとんどの部分で5~6GPaの高強度となっている。また、製造欠陥に対応する、小さい傾きの部分が、低い割合ではあるが現れる（ $N \approx 10^{-4} \text{m}^{-1}$ 付近）。以降、前者を高強度部（あるいは「無損傷」部）、後者を低強度部と呼ぶ。低強度部欠陥は、線引き炉内ダストの母材軟化部への付着が原因と考えられているが不明な点が多い。長尺光ファイバの信頼性保証では、低強度部に対して特段の配慮が必要となる。

2.2 保証試験（スクリーニング）

敷設時などの高張力に耐えられるように、低強度部欠陥を、事前に排除すべきである。しかしながら、微小・低存在確率・樹脂被覆など非破壊検査を困難にする要因が多々あるため、現在のところ適用可能な非破壊的手法はない。実際には、線引き後の光ファ

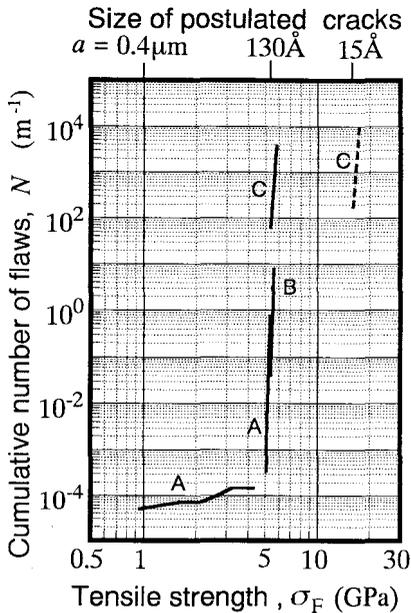


Fig. 2 Flaw population and strength distribution along silica optical fibers. The lines, **A**, **B** and **C** are obtained using Eq.(1) together with tensile strength data for three different gauge lengths, $L \approx 10\text{m}$ (Ohkubo, 1989), 0.5m (Mitsunaga *et al.*, 1982) and 0.0005m (Duncan *et al.*, 1985), respectively. The strength measurements were carried out at stress rates of $100 \sim 400\text{MPa/s}$ in ambient environments (the solid lines **A**, **B** and **C**) and in liquid nitrogen (the broken line **C**).

イバ素線 (Fig. 1) 全長に所定の引張応力 (保証応力) を負荷し, 低強度部を分断してしまうという保証試験が行われている (スクリーニング). 保証応力を大きくすれば, 低強度部をより多く排除できるが, 試験通過長の減少, 強度の低下, さらには試験機内での側圧による2次損傷を招くことを, 忘れてはならない. 現状では, 通常のケーブル用で 0.37GPa (伸び 0.5%) を1秒間加えている. 海底ケーブル用では 1.5GPa 以上 (伸び 2% 以上) のスクリーニングを施す場合もある (大久保, 1989, p.3-29; Kojima *et al.*, 1982).

2.3 静疲労の予測と許容応力

保証試験を通過した光ファイバは, すでに同試験時の静疲労により強度が低下している, さらに, ケーブル化, ケーブルの敷設, サービス供用中, 修復時など, ケーブル内で負荷を受け, 静疲労を経験する. 長期的な強度保証のために, これらの全負荷履歴を考慮に入れた静疲労の予測が不可欠である. これにより許容応力が評価でき, ケーブルおよび敷設条件などの設計段階で, 信頼性を評価できる. 以下静疲労予測の現状をみてみよう.

2.3.1 破壊力学の適用

静疲労の予測には, 破壊力学のき裂成長モデルが用いられている (例えば Olshansky and Maurer, 1976; Kalish and Tariyal, 1978). 光ファイバの欠陥を, 例えば半円板状微小表面き裂と仮定し, き裂の挙動は, き裂先端の力学的環境を代表するパラメータである応力拡大係数 K_I によって支配されるという考えである.

$$K_I = Y\sigma\sqrt{a} \quad (2)$$

ここに a , σ は, それぞれき裂深さ, 外応力である. $Y (= 1.24)$ はき裂形状に依存した定数である. K_I 値が, 材料固有値である破壊靱性値 K_{Ic} よりも小さければ, 環境条件や K_I 値に依存した速度で, き裂は安定に成長する (き裂成長則). 不活性な環境であれば, き裂は停留する. また $K_I = K_{Ic}$ が成立した時, き裂は不安定に高速進展し, 光ファイバの即時破断となる (最終破断条件). 以上がき裂成長モデルの基本的な考え方である.

2.3.2 べき乗則の仮定

光ファイバのき裂成長則として, 次式のべき乗則が仮定されている (例えば Kalish and Tariyal, 1978).

$$\frac{da}{dt} = A K_I^n \quad (3)$$

ここに, da/dt はき裂成長速度である. A , n は環境条件 (湿度, 温度など) に依存する係数である (材料にも依存する). 特に n は疲労定数と呼ばれている. 式(3)は, 石英ガラスの大形き裂試験片 [例えば DCB (Double cantilever beam) 試験片 $75\text{mm} \times 25\text{mm} \times 1.5\text{mm}$, き裂長さ 10mm] のき裂成長データ (Wiederhorn and Bolz, 1970) を良好に近

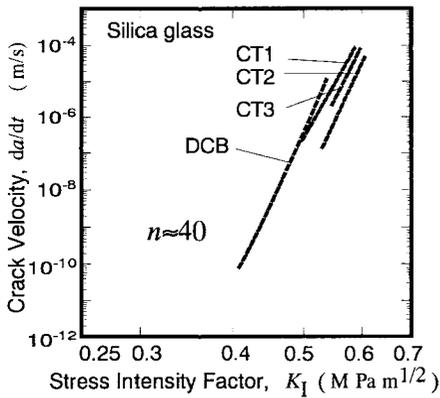


Fig. 3 Crack growth data for silica glass specimens with large cracks, DCB specimens tested in water (Wiederhorn and Bolz, 1970) and CT1-3 (Compact tension specimens) tested in humid air (Sakaguchi *et al.*, 1982; Hibino *et al.*, 1984).

似できること (Fig. 3 参照, 両対数表示で直線), また, 数学的取扱いの便利さのために採用されている.

べき乗則式(3)に, 破壊力学の基礎式(2)を代入し, 定負荷条件 $\sigma = \sigma_s$ を用いて積分すれば, 静疲労による強度の経時低下の予測式を得る (Ritter, 1978).

$$\sigma_s^n t = B (S_i^{n-2} - S^n) \quad (4)$$

ここに S_i および S は, それぞれ初期および時間 t 経過後の不活性強度である. 不活性強度とは, 水分子誘起欠陥成長の先駆なしに即時破断する場合の強度であり, 光ファイバの場合, 高真空 (10^{-8} Torr 程度) (Griffioen *et al.*, 1990) あるいは液体窒素中 (Duncan *et al.*, 1985) で計測できる強度である. また B は, A , n , K_{IC} に依存する係数である.

破断時間 t_F は, 式(4)に破断条件 $S = \sigma_s$ を代入した場合の t 値によって与えられる. 加速試験 (静疲労試験) など $S_i^{n-2} \gg \sigma_s^{n-2}$ となる場合では次式を得る (Ritter, 1978).

$$\log t_F = -n \log \sigma_s + \log (B S_i^{n-2}) \quad (5)$$

以上の破壊力学およびべき乗則に基づく式(2)~(5)は, 光ファイバに限らず, 多くのセラミクス材に対しても適用されている (Wiederhorn and Ritter, 1979).

実際の光ファイバの静疲労予測では, 例えば n 値を求めるために, Fig. 3 のような石英ガラス大形試験片の結果は用いられない. 光ファイバサンプルを多数準備し, 一定引張負荷を与えて破断時間を計測する静疲労加速試験が行われる. なお, サンプル中の欠陥のばらつきを考慮して, 定負荷の各値に対して多数のサンプルが用いられる. 定負荷の値と破断時間の計測値 (中央値) との関係を両対数紙上で整理し, 式(5)の直線関係を当てはめ, その傾きとして n 値を定めている (Fig. 4 参照). 一方, 動疲労試験と呼ばれる定速負荷の引張試験も, その試験効率の良さからしばしば行われている. 負荷速度の種々の値と破断応力の計測値との関係に, 先と同様, べき乗則から予測される関係式を当てはめることによって, n 値が定められる. Fig. 3 と Fig. 4 の比較からわかるように, 他のセラミクス材の場合とは異なり, n の評価値に大きな相違がある. そのため光ファイバの静疲労予測では, 大形試験片の結果は全く利用されていない.

Fig. 4 のように, 光ファイバの静疲労試験結果は, べき乗則から予測される両対数直線関係で近似できる (なお 90° 高温水中などの厳しい環境の場合を除く). この直線関係がほぼ成立するという実験事実

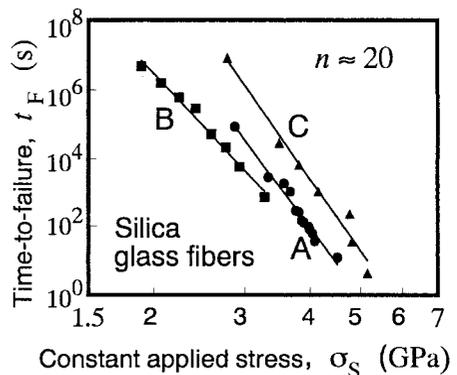


Fig. 4 Static fatigue data for silica fibers. **A**, resin-coated optical fibers tested at 23°C and 50%rh (Schonhorn *et al.*, 1978); **B**, resin-coated optical fibers tested at 33°C and 90%rh (Wang and Zupko, 1978); **C**, bare silica fibers tested at 20°C and 50%rh (Proctor *et al.*, 1967).

は、光ファイバに対するべき乗則の仮定の妥当性として、しばしば取り上げられている。

2.3.3 確率保証法による許容応力

2.1節で説明したように、光ファイバでの低強度部の出現頻度は低い。光ファイバの長期強度保証を行う場合、通信システム全体の故障率を考えて、使用期間中での破断を、小さな確率ではあるが、許容するという考え方が取られている (Mitsunaga *et al.*, 1982)。これにより許容応力を大きくできること、あるいは保証応力を小さくでき、製造歩留まりを向上できることなど、多くの利点が生まれる。

ところで、以上とは異なり、一般的にガラス部材の許容応力を定める際、静疲労が事実上生じない負荷条件に注目するという考え方もある。すなわち静疲労の下限界に注目する方法である。不幸なことに、他のガラス材と異なり、石英ガラスでは、Fig. 3に示したように下限界の存在は確認されていない (ソーダ石灰ガラスやホウケイ酸ガラスなどでは、 $K_I \approx 0.3 \text{ M Pam}^{1/2}$ に下限界が確認されており、 $da/dt < 10^{-8} \text{ m/s}$ の低速領域で極端に傾きが大きくなり横軸にほぼ垂直になる) (Wiederhorn and Bolz, 1970)。また、石英ガラス光ファイバの静疲労試験でも Fig. 4に示したように下限界は確認されていない。

2.4 静疲労予測の現手法に対する批判

2.4.1 欠陥寸法と破壊力学

2.3.1項で説明したように、現状では、式(2)に示すパラメータ K_I (応力拡大係数) に基づく破壊力学が用いられている。これに対し、以下の批判がなされている。

光ファイバに分布する欠陥の、寸法に注目しよう。Fig. 2の σ_f (引張強度) の各値、および石英ガラスの破壊靱性値 ($K_{Ic} = 0.8 \text{ M Pam}^{1/2}$) (3.8節参照) から、破壊力学の基礎式(2)を用いて、 a (等価なき裂深さ) を見積ると、同図上部の値となる。なお、Fig. 2の実線では、室内環境で強度が計測されている。そのため、湿度の影響があり、破断以前の負荷の最中に疲労 (動疲労) を経験している。すなわち、初期 (負荷開始前) 欠陥寸法よりも、破断時寸法は大きくなっている。一方、図中の破線 C

は、液体窒素中 (77K) で計測された結果 (実線 C と同じサンプル長) であり、初期の強度 S_i (初期不活性強度) に対応する。

これらの結果より、光ファイバ全長のほとんどの部分で、初期不活性強度は16~17GPaにも達すると考えられ、石英ガラスの理論強度に近いともいわれている。その等価き裂寸法は15Åである。石英ガラスが、Si原子を囲む4つのO原子よりなる4面体を基本単位とした不規則網目構造であることを、さらにSi-O結合の原子間距離が1.6Åであることを考えると、もはや K_I が適用できるようなき裂状欠陥とは考えがたい。このような理由により、き裂ではなく、半球状窪みのようなピット欠陥モデルが、連続体的扱いではあるが、試案されている (例えば Kurkjian *et al.*, 1982; Inmiss *et al.*, 1993)。

このような批判に対して、忘れてはならないことは、以下の事項である。実際の光ファイバの応用で、寿命保証上問題になるのは、低強度部欠陥である。すなわち Fig. 2の下部の小さい傾きの実線 A に対応する製造欠陥である。初期寸法・形状は不明だが、保証試験通過後の光ファイバに存在する最大欠陥に注目すると、その欠陥寸法は、保証応力レベル、すなわち等価き裂寸法で0.1~1μm (1000~10000Å) となる。さらに製造欠陥の発生原因が、炉内ダストのガラス軟化部への付着であることを考えれば、熱処理時にしばしば発生する微小割れ欠陥 (熱処理欠陥) (Proctor *et al.*, 1967) と類似であると考えられることもできる。また、先の等価き裂寸法 (0.1~1μm) をみても、連続体破壊力学が適用できるであろう。さらに、石英ガラスは、その構造から考えても、引張応力に関して塑性変形のような永久変形を生じない。このことより、線形破壊力学すなわち K_I による取り扱いが可能となる。

2.4.2 n 値の相違とき裂成長モデル

先に説明したように、大形試験片のき裂成長計測 ($n \approx 40$) と光ファイバの静疲労試験 ($n \approx 20$) で、 n の評価値に大きな相違がでる。この相違に注目し、き裂成長モデルは現象を説明できず、光ファイバの静疲労メカニズムとして不適切であるという批判が一部でなされている (Dabbs and Lawn, 1985)。

き裂状欠陥であれば、その大きさによらず、 $n \approx 40$ になるという考えである。また、開発初期に多く観察された製造欠陥として、樹脂被覆中の不純物粒子によるガラス表面損傷があったが、これを模擬するモデルとしてインデンテーション欠陥（硬質粒子等の押し込みによって生じる残留応力を伴う圧痕状欠陥）モデルが提案された（Dabbs and Lawn, 1985）。これによれば、残留応力の効果で、見かけ上、 $n \approx 20$ となることが予測できた。

しかしながら、実際の寿命保証に役立つ程に、インデンテーション欠陥モデルは洗練されていない。また、現在、樹脂被覆材の品質は極めて良好で、保証応力レベルのインデンテーション欠陥の発生原因となるような不純物粒子の混入は考えられない。

2.4.3 不確かさ・物理的意味とべき乗則

特に、開発当初であるが、製造欠陥を多く含んだ、光ファイバサンプルによる静疲労試験では、一つの荷重条件で多数のサンプルを用いる。破断時間の計測値は大きくばらつくが、それらの中央値を採用し、Fig. 4のように一つの実験点として整理する。実験結果の傾きより求められる n 値は、必然的に統計的不確かさを含む。同不確かさは、予測寿命に重大な影響を及ぼす程であった。

また、このように統計的不確かさを含むこともあって、静疲労試験結果がほぼ直線状になることを理由に、べき乗則の妥当性を主張することは一方的であるといえよう。実際、後述の指数関数則〔式(6)〕を用いても、光ファイバの静疲労試験結果を、べき乗則と同程度に近似できる。

さらに、線引き速度など製造条件を変えると、 n の評価値が大きく変化する場合がある。その原因を考える際、べき乗則は物理的意味を持たない単なる実験式であるため、多くのヒントを与えない。なお、 n の評価値が大きく変化する原因としては、先の統計的不確かさも考えられるが、樹脂被覆状態の相違が、主要であると考えられる。すなわち、ガラスと樹脂界面近傍の化学的環境の相違が理由として考えられる。

カナダ（Abe, 1985）や米国（Michalske *et al.*, 1991）の一部の研究グループでは、べき乗則よりも、

物理的根拠が明確である次式の指数関数則を採用すべきであると提案している。

$$\frac{da}{dt} = V_0 \exp(b K_I) \quad (6)$$

ここに V_0 、 b は材料や環境に依存する係数である。後述の化学反応速度論モデルなどが、式(6)の物理的根拠を与える。また、式(6)を大形試験片のき裂成長データ（Fig. 3など）に当てはめて、 V_0 、 b 値を定め、さらに適当な初期き裂寸法を仮定すれば、光ファイバの静疲労試験結果の n 値（ ≈ 20 ）を予測することができる。これにより、大形試験片のき裂成長計測と光ファイバの静疲労試験における n の評価値の相違が説明できる。すなわち静疲労試験ではサンプルの等価き裂寸法が極めて小さいため、 K_I の初期値が小さくなる。この初期値は Fig. 3で計測されていない領域に対応する。そのため、式(6)で同領域に外挿した場合、見かけ上の傾き n 値が小さくなり、静疲労予測にも現れる（Michalske *et al.*, 1991）。

しかしながら、実物の光ファイバで、式(6)の成立を確認したわけではない。また、大形試験片のき裂成長計測と、光ファイバの静疲労試験・動疲労試験とで、評価される湿度の影響が、互いに大きく異なることも知られているが（Duncan *et al.*, 1985）、上記モデルは、この湿度の影響に関する相違を説明できない。

以上、加速試験より知られている光ファイバの静疲労の特徴に注目したが、ここでも、以下の事項を忘れるべきではない。すなわち、実際の寿命保証で問題となるのは、低強度部欠陥である。現在、存在確率が低いため、低強度部欠陥を含むサンプルを多数準備することが困難となり、静疲労加速試験ができない。そのため、静疲労特性についても不明となっている。

3. 問題解決への新しい取組み

以上説明したように、光ファイバの長期強度保証で重要な欠陥は、低強度部欠陥（製造欠陥）であり、その形態や静疲労特性は、事実上、不明である。また、現在考えられ得る低強度部欠陥発生の主要原因（熱処理欠陥）や、その推定大きさ（ $0.1 \sim 1 \mu\text{m}$ ）を

考えれば、破壊力学とき裂成長モデルは依然として有用であろう。しかしながら、石英ガラス大形試験片のき裂成長計測結果が、光ファイバの低強度部の静疲労予測に適用できるかは疑問である。

一方、実物の光ファイバ試験片によるき裂成長データが、低強度部の静疲労予測に最も役に立つと、現時点では考えられる。しかしながら実物が直径125 μm の微小寸法材であるために、実験が困難となる。そのため、実物におけるき裂計測の例はなかった。また、 K_I 評価を可能にする理想的微小き裂の導入手法や、微小き裂成長の実測手法など、皆無であった。これらの実現・開発を目的としたわれわれの研究の概要を以下に紹介する。

3.1 実物試験片によるき裂計測

3.1.1 き裂を有する光ファイバ試験片

光ファイバへの微小き裂導入法を初めて報告してから(村岡・阿部, 1989), 現在に至るまでに多少の改良を加えている。ここでは最新の方法(Murakami and Abé, 1996)を紹介する。Fig. 1に示した熱硬化シリコン樹脂被覆あるいは紫外線硬化アクリル系樹脂被覆の標準的石英系光ファイバ素線(日立電線製)を供試材とする。以下、実験室内環境で行う。約100mmの長さで切断し、ナイフで被覆表面近傍の一部を削ぎ取り、エタノールを湿らせたガーゼで樹脂を拭き取る。裸ファイバ($\phi 125 \mu\text{m}$)を、アクリル板製固定台のスリット(幅約100 μm)上に置き、低压吸引によりスリットを塞ぐようにして固定する。光学顕微鏡の対物レンズ用レボルバーに取り付けたマイクロピッカーズ圧子(頂角136°のダイヤモンド四角錐)により、押し込み荷重0.5Nのもとで、Fig. 5のような菱形形状の圧痕(Impression)を導入する。なお、このとき図中のき裂は発生していない。次に、圧痕部が引張側となるように、ファイバを半径約90mmで曲げる。圧痕近傍の残留応力に曲げ応力が重なった状態で、湿度の影響を受け、光学顕微鏡では見えない微細な静疲労が生じる。曲げ開始から、数十分あるいは数時間経過した後、瞬時に、Fig. 5 (Precrack)のように軸方向垂直にき裂が発生する(Pop-in cracking)。なお、試験片の固定状況、押し込み荷重の値、曲げの程度が、き裂

導入の良否に大きく影響する。

さらに、曲げ状態で放置し、き裂全長が約40 μm になるまで、静疲労によりゆっくり成長させる。その後、電気炉中に挿入した石英ガラス管内にき裂ファイバ試験片を置き、管内にアルゴンガスを流した状態で、焼きなまし処理(温度1423 Kで30分間保持、その後炉冷)を行う。これにより圧痕近傍の残留ひ

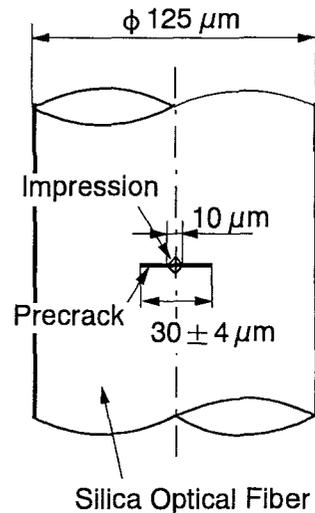


Fig. 5 Pre-cracked fiber specimens.

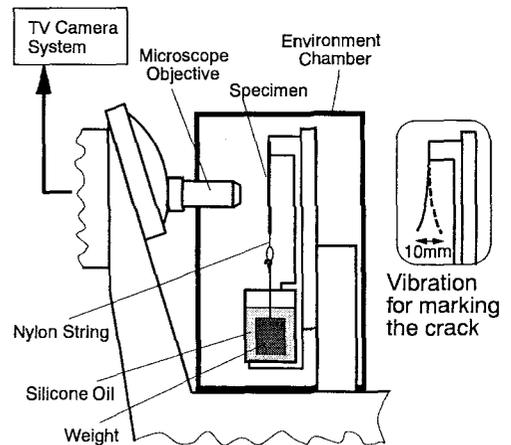


Fig. 6 Schematic of test apparatus and the technique for marking the crack shape on the fractured surface.

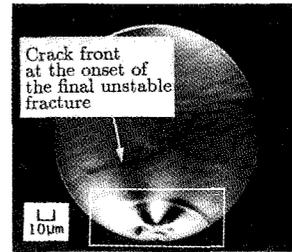
ずみを除去する。なおアルゴンガス流は熱処理欠陥の発生を抑えている。

この時点のき裂は、 K_I の高精度評価を可能するほど、単純な形をしていない。そこで、顕微鏡下でき裂部を探し、Fig. 6の試験装置（環境槽を有する横転した光学顕微鏡）のステージ部に固定し、適当な重り（ダンパー用シリコンオイルによる浮力を考慮して、例えば、引張力0.81Nとなるような重り）をつり下げる。全長約 $50\mu\text{m}$ になるまで、き裂をゆっくり成長させる。このとき、内部のき裂形状は、半だ円で良好に近似できる（Fig. 7参照）。また、深さは約 $20\mu\text{m}$ となる。

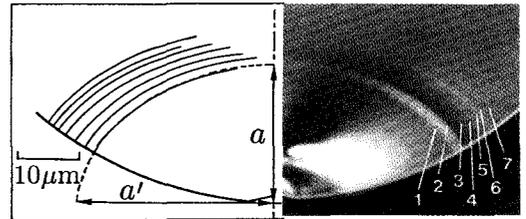
3.1.2 半だ円微小き裂成長の痕跡と計測

Fig. 6の試験装置を継続使用して、定引張力の種々のレベルで、遅れ破壊試験を行う。き裂成長は側面より対物レンズにより監視できる。しかし、き裂の内部形状が不明のため、以下の工夫を行う（村岡・阿部, 1991）。

一時的に除荷し、わずかな横振動（Fig. 6中に示したような、自由たわみ振動）を与える。この操作によって、現時点のき裂前縁をき裂面上に記録できる。再度おもりをつり下げ、き裂を成長させる。最終破断（き裂の不安定成長開始）まで、この操作を数回繰り返す。破断面を微分干渉顕微鏡により観察する。なお、微分干渉顕微鏡については、焦点深度の比較的大きい対物レンズ（オリンパス NeoSplan NIC 50×, 20×）を利用する。これにより、破断面上の各領域のわずかな勾配の変化を、干渉による明暗の変化で敏感に観察できる。観察例をFig. 7に示す。この例では、負荷開始（1に対応）から破断までの間の7つの時点で横振動の操作を施してあるが、これらに対応して、Fig. 7(b)のように、き裂前縁1～7を、干渉明暗の境界線として、明瞭に観察できる。いずれも、だ円の一部で良好に近似できる。Fig. 7(b)左側には、実線により、各き裂前縁のトレースを示し、また例として、き裂前縁1の近似半だ円を破線で示してある。一方、不安定き裂成長開始時（ $K_I = K_{IC}$ が成立した時）のき裂前縁については、Fig. 7(a)のように、何ら事前の操作をすることなく破面上に痕跡として記録されている。なお、



(a)



(b)

Fig. 7 Fractured surface of silica optical fibers tested with the marking technique. (b) is a close-up of the delayed fractured surface in (a).

これは走査型電子顕微鏡よりも微分干渉顕微鏡によって良好に観察できる（村岡・阿部, 1989）。さて、以上のき裂形状の時間的変化のデータ等に基づき、き裂成長速度やそのときの K_I 値を評価できる（村岡・阿部, 1991）。なお、これについても、その後の発展があり、最新手法（Muraoka and Abé, 1996）を以下に紹介する。

数種類の荷重・環境条件下で、き裂深さの変化に伴うき裂形状変化を調べた結果、次の特徴を見いだしている（村岡・阿部, 1993）。定荷重下の光ファイバ試験片では、き裂成長に伴い、き裂のアスペクト比 a/a' （近似半だ円の短半径と長半径の比、Fig. 7参照）が、荷重・環境条件によらず、次式に示すように減少していく。

$$\frac{a}{a'} = -0.381\left(\frac{a}{r}\right) + 0.855 \quad (7)$$

ここに r ($= 62.5\mu\text{m}$) は、光ファイバの半径である。なお、詳細な三次元境界要素解析（Muraoka *et al.*, 1992）を参照すれば、式(7)の意味が理解でき

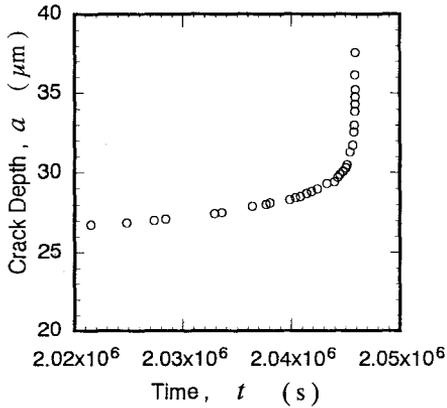


Fig. 8 Evaluations of the crack depth for a silica optical fiber.

る。すなわち、光ファイバ試験片のき裂は、き裂前縁に沿って K_I 値が一様となるような形状で成長する。

さて、Fig. 6 の対物レンズを介しファイバ側面のき裂全長 $2l$ を計測すれば、式(7)および簡単な幾何解析によって、き裂深さ(a)を見積もることができる。き裂形状記録のための横振動の操作および破面観察が不要となり、計測が簡便で適用範囲が広がる。一例を Fig. 8 に示す。

3. 1. 3 き裂成長速度と応力拡大係数の評価

Fig. 8 から差分法を用いて、各時点のき裂成長速度 (da/dt) を求めることができる。また、対応するき裂形状 (a/a') も式(7)から求められる。一方、き裂最深部 (深さ a) の K_I 評価に関して、体積法による結果 (Nisitani and Chen, 1987) と、これを補うために行った境界要素解析を総合し、次の算出式を得ている (村岡ほか, 1992)。

$$\frac{K_I}{\alpha\sqrt{\pi a}} = 1.164 - 0.5532\left(\frac{a}{a'}\right) - 0.08512\left(\frac{a}{a'}\right)^2 + 0.1333\left(\frac{a}{a'}\right)^3 \\ - 1.449\left(\frac{a}{r}\right) + 5.814\left(\frac{a}{r}\right)\left(\frac{a}{a'}\right) - 6.904\left(\frac{a}{r}\right)\left(\frac{a}{a'}\right)^2 + 2.580\left(\frac{a}{r}\right)\left(\frac{a}{a'}\right)^3 \\ + 3.954\left(\frac{a}{r}\right)^2 - 14.66\left(\frac{a}{r}\right)^2\frac{a}{a'} + 17.26\left(\frac{a}{r}\right)^2\left(\frac{a}{a'}\right)^2 - 6.364\left(\frac{a}{r}\right)^2\left(\frac{a}{a'}\right)^3 \\ - 1.636\left(\frac{a}{r}\right)^3 + 11.41\left(\frac{a}{r}\right)^3\frac{a}{a'} - 15.47\left(\frac{a}{r}\right)^3\left(\frac{a}{a'}\right)^2 + 5.917\left(\frac{a}{r}\right)^3\left(\frac{a}{a'}\right)^3$$

$$(0 \leq a/r \leq 0.75, 0.25 \leq a/a' \leq 0.75) \quad (8)$$

これにより、各時点のき裂成長速度 (da/dt) に対応する、き裂最深部の K_I を評価できる。以上の手順で、実物試験片により光ファイバのき裂成長データ (da/dt と K_I の関係) を得ることができる。なお、側面でのき裂長さ計測の精度や、式(7)の不確かさなどの問題があるが、き裂成長データに大きな影響を与えないことを詳細な誤差解析によって確認している (Muraoka and Abé, 1996)。

3. 1. 4 光ファイバのき裂成長データ

約2ヶ月でき裂成長量が $1\mu\text{m}$ となる低速成長の計測を含み、広範囲のき裂成長速度で、光ファイバのき裂成長データを得た (Muraoka and Abé, 1996)。同結果を Fig. 9 に○印で示す。石英ガラス大形試験片の結果 (破線) に比べ、より広範囲の結果が得られている。き裂成長速度の低い方で、 $2 \times 10^{-13}\text{m/s}$ まで直接計測しており、ガラスに限らず、また世界的にも最低速の結果である。光学観察ではあるが、種々の工夫により、精度の高いき裂計測を実現したからである。大形試験片の通常の方法では、同程度のき裂成長速度を計測するためには、3年に

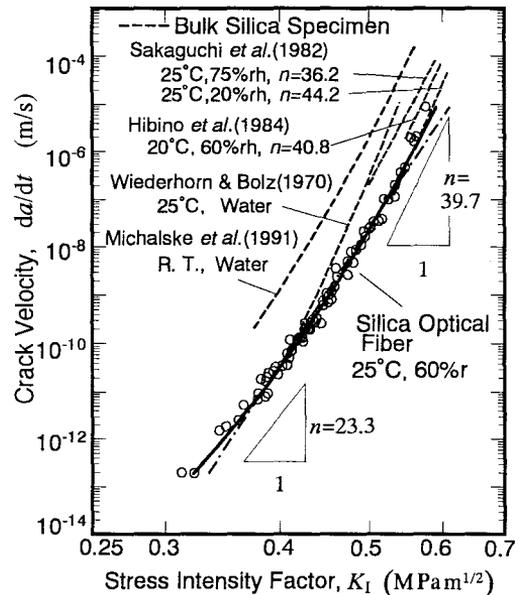


Fig. 9 Crack growth data for silica optical fibers.

およぶ長時間が必要となる。

光ファイバの本結果 (○印) は、べき乗則 [式(3), Fig. 9中の鎖線] よりは、指数関数則 [式(6), Fig. 9中の実線] の方が良く当てはまるようである。また、見かけの傾き n 値は、図中に記入したように低速側では $n \approx 23$ となり、光ファイバの静疲労試験の結果と同様になる。一方、高速側では、傾きが増加し、大形試験片と同様の傾きを示す ($n \approx 40$)。しかしながら、光ファイバのき裂成長データは、大形試験片と、完全には一致しない。実際同程度の環境条件で比較すると、若干ではあるが、光ファイバのデータは低速側にシフトしている。なお、決定的な相違は湿度の影響であるが、これについては後述する。

実際の寿命保証で問題となる保証応力レベルの欠陥寸法は、等価き裂寸法で、 $0.1 \sim 1 \mu\text{m}$ となることは先に述べた。一方、実物試験片による本手法では、実験の都合上、き裂の初期深さは約 $20 \mu\text{m}$ となっており、大形試験片と比べれば十分小さい。しかし、上記等価き裂寸法と比べると大きい。さらに近づける努力が必要である。しかしながら、き裂成長の詳細かつ直接的な計測の中では、類をみないほど小さいき裂 (深さ約 $20 \mu\text{m}$) である。

Fig. 9から、 $2 \times 10^{-13} \text{m/s}$ の低速でも、き裂成長の下限界が現れないことがわかる。より低速側の計測も是非とも望まれる。

3. 1. 5 湿度・温度の影響

Table 1の温度・湿度条件で、光ファイバのき裂

Table 1 Test conditions.

Temperature T (K) [(°C)]	Relative humidity (%) [vapor pressure, p (kPa)]			
333 [60]	1.3 [0.259]			30 [5.98]
313 [40]	3.5 [0.258]			
298 [25]	8 [0.253]	15 [0.475]	60 [1.90]	90 [2.85]
278 [5]	30 [0.262]	90 [0.785]		

成長計測を行った (Muraoka and Abe, 1994)。すべて大気中である。また試験の最高温度は、架空ケーブルが日射によって経験する最高温度333K (60°C)

とした。また、最低温度は、通常の実験温度278K (5°C)とした。なお、Fig. 9の結果および最新の結果 (5°Cでの計測) を含めて検討する。

湿度の影響を調べよう。Fig. 10に、298K (25°C)の結果をまとめて示す。湿度増加と共にき裂成長速度が増加している。水分子誘起のき裂成長であることが確認できる。Fig. 10をもとに、 K_I 値を固定した際の、き裂成長速度と水蒸気圧 p の関係を求めると、Fig. 11のようになる。同図より、き裂成長速度は p の約2乗に比例することがわかる。この湿度依存性は、大形試験片の場合 (p の約0.6乗に比例) (Hibino *et al.*, 1984) と大きく異なる。先に指摘したように (Muraoka *et al.*, 1993), 光ファイバ

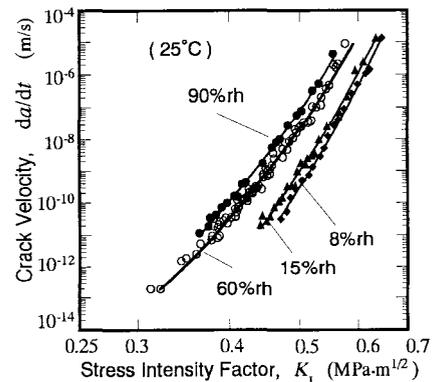


Fig. 10 Humidity effects on crack growth in silica optical fibers.

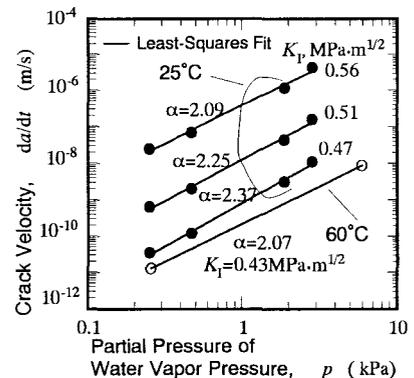


Fig. 11 Second order dependence of crack velocity on humidity for silica optical fibers.

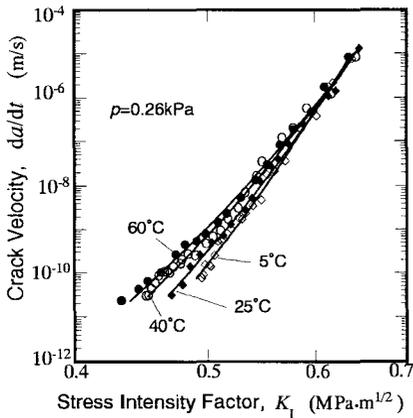


Fig. 12 Temperature effects on crack growth in silica optical fibers.

の微小き裂は湿度に強く依存する。さらに、光ファイバのき裂の成長速度が p の約 2 乗に比例することは、光ファイバの引張強度（動疲労試験結果）の湿度依存性（Duncan *et al.*, 1985）をよく説明できる（Muraoka *et al.*, 1993）。

Fig. 12は、水蒸気圧をほぼ一定（ $p \approx 0.26\text{kPa}$ ）にした場合の温度の影響を表している。温度の増加と共に、き裂成長速度も増加している。アレニウス形の温度依存性が期待できる。

3. 1. 6 最良近似のき裂成長則

3. 1. 4 項と 3. 1. 5 項の光ファイバに関する全き裂成長データ（実験点 217 個）を用いて、最も良く近似するき裂成長則を探そう。候補として、一般のガラスについて主に利用される次の 3 つを取上げる。以下、それぞれのモデルについて若干の説明を加える。

[1] 簡便汎用モデル（べき乗則）

前述の式(3)で表される。単なる実験式であり物理的意味を持たない。数学的取扱いが便利であることもあって、光ファイバに限らず多くのセラミクス等について適用されている。

[2] 化学反応速度論モデル（指数関数則）

前述の式(6)を予測する。一般に化学反応の速度は速度係数 k に比例する。 k はアレニウス形 [$k \propto \exp(-Q/RT)$, R : ガス定数, T : 絶対温度] となる。

絶対速度論によれば、その活性化エネルギー Q は、反応体（反応前の状態）が活性錯体（反応体と平衡状態にある活性な中間体）に変化する際に必要なエネルギー、すなわちギプスの自由エネルギーの障壁 ΔG^\ddagger に対応する。気体・液体を対象とした熱力学により、 ΔG^\ddagger は、圧力項を線形的に含む形となることが知られている。

き裂先端の丸み（先端半径 ρ ）を仮定し、き裂先端の最大引張応力 $\sigma_{ap} [= 2K_I / (\pi\rho)^{1/2}]$ を考える。き裂先端の反応つまり固体表面との反応では、 ΔG^\ddagger の熱力学的表示における圧力として、 $-\sigma_{ap}$ を用いればよい。したがって、き裂先端の反応速度、すなわち、き裂成長速度が、式(6)と同様の K_I 依存性を示すことが予測できる（Wiederhorn *et al.*, 1980）。

[3] 原子論モデル

き裂材を連続体としてみれば、その表面エネルギーは、き裂成長に伴い連続的に単調に増加する。脆性破壊理論で有名なエネルギーバランスの考えは、表面エネルギーの単調増加を前提とする（Griffith, 1920）。これに対し、離散的な原子結合の格子を考えると、単調増加とはならない。表面エネルギーは、見かけ上、結合が切れる度に周期的な小さな変動を生じながら増加してゆく（Thomson *et al.*, 1971）。これらの小さいエネルギーの山に起因して、き裂材の全自由エネルギーと、き裂長さ（反応座標）の関係には、従来どおりの大きな山のほかに、その頂上付近に小さな山（および谷）が、多数出現する。き裂の安定成長は、これらの小さい山を越える活性化過程であると考え、原子結合の熱振動の「ゆらぎ」や化学的效果によって生じるき裂の成長を説明しようとする試みがある（Lawn, 1975; Tyson *et al.*, 1976; Thomson, 1980）。代表的なものとして、次式のき裂成長則が提案されている（Tyson *et al.*, 1976）。

$$\frac{da}{dt} = V_{A0} \exp(B_A K_I^2) \quad (9)$$

ここに V_{A0} , B_A は、材料や環境に依存する係数である。なお、この理論では、特別な場合（ $K_I \ll K_{Ic}$ ）に、式(6)の形と一致する（Fuller and

Thomson, 1980).

以上のモデル [1] ~ [3] の他, 一般のガラス材, では, 塑性流動を考えたモデルもある. しかし石英ガラスの場合, 引張に対する塑性の要因は考えられず (Si-O 結合は, 半イオン・半共有結合的で強固であり, さらに強い方向性を持っている. そのため転位のような構造欠陥の移動を許さない), また永久変形の計測例も見あたらない. 圧縮に関しては, 硬度試験の圧痕のように, 塑性的な永久変形がみられる (不規則網目構造中の穴が潰れ永久圧縮変形が生じる). 仮に, 硬度 (押込み荷重を圧痕面積で割った値, ビッカース硬度では6.3GPa) を降伏応力とみなし, き裂先端近傍の塑性域寸法を見積もれば, 平面ひずみ状態で最大17Åとなり極めて小さい. き裂先端近傍の塑性域の存在は考えにくい.

モデル [1] ~ [3] すなわち式(3), (6), (9)の温度・湿度の依存形を次のように表す.

$$A_i = v_{0i} p^{\alpha_i} \exp \frac{-E_i^*}{RT}, \quad n_i = \frac{b_{0i}}{RT} \quad (i = 1, 2, 3) \quad (10)$$

ここに, A_i , n_i は各き裂成長則の係数を表す. すなわち $i = 1, 2, 3$ はモデル番号を表し, 対応は ($A_1 = A$, $n_1 = n$), ($A_2 = V_0$, $n_2 = b$), ($A_3 = V_{A0}$, $n_3 = B_A$) である. モデル [2], [3] では, 共に, き裂先端の化学反応に関連する活性化過程を考えているので自然に式(10)の形 ($i = 2, 3$) となる. このときの反応体は, き裂先端での Si-O 結合と環境中の水分子 H_2O である. 生成物は, Si-O 結合の

切断である. また式(10)は, 当該反応の次数を α_i と仮定している. v_{0i} , b_{0i} および E_i^* は共に温度・湿度に依存しない係数である. 一方, モデル [1] では, 3. 1. 5項の結果, 大形試験片の結果 (Hibino *et al.*, 1984) および横堀 (1974, p.263) の理論を参照して, 形式的に式(10) ($i = 1$) のように表している. モデル [1] ~ [3] の活性化エネルギーは, それぞれ, $Q_1 = E_1^* - b_{01} \ln K_1$, $Q_2 = E_2^* - b_{02} K_1$, $Q_3 = E_3^* - b_{03} K_1^2$ となる. なおモデル [2], [3] の E_i^* ($i = 2, 3$) は, 無応力状態 (き裂先端 Si-O 結合の無ひずみ状態) での活性化エネルギーである. 一方, モデル [1] の場合, 無応力状態で, 活性化エネルギーが無限大となる^{*)}.

さて, 式(3), (6), (9)に, それぞれ式(10)を代入し, 両辺の対数をとれば, 近似パラメータ $\ln v_{0i}$, α_i , b_{0i} , E_i^* ($i = 1, 2, 3$) の線形関係式となる. これらを実験式として用い, 3. 1. 4項および3. 1. 5項の全データの最小二乗解析を行う. Table 2に, 各モデルの近似パラメータの値を, その標準偏差と共に示す. また, 近似程度の指標となる, $\ln (da/dt)$ に関する標準誤差 (SEE) も併せて示す. SEE の値からわかるように, モデル [2] すなわち指数関数則が最も良くデータと適合している. 本実験条件 (Table 1) において, 光ファイバのき裂は, 指数関数則すなわち化学反応速度論モデルに従うようである.

3. 1. 7 活性化エネルギー・活性化体積・反応次数

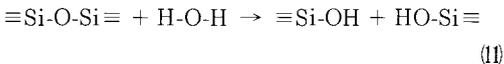
3. 1. 6項で求めた光ファイバの微小き裂成長に

Table 2 Least-square fitting with the three models to crack growth data for silica optical fibers, where the fitting parameters are evaluated with values of da/dt , K_1 , T and p in the unit of [m/s], [MPam^{1/2}], [K] and [Pa], respectively.

Model [i]	α_i	$E_i^* \times 10^{-3}$	$b_{0i} \times 10^{-6}$	$\ln v_{0i}$	SEE on $\ln (da/dt)$
[1]	2.15 ± 0.06	-31.2 ± 2.5	0.0804 ± 0.0011	-23.4 ± 1.0	0.708
[2]	2.12 ± 0.03	109 ± 2	0.169 ± 0.001	-23.5 ± 0.6	0.394
[3]	2.02 ± 0.03	65.7 ± 1.6	0.169 ± 0.001	-23.7 ± 0.6	0.419

関する、無応力活性化エネルギー [$E_2^* = 109\text{kJ/mol}$ (26.0kcal/mol)], および K_I に関する係数 ($b_{0.2} = 0.169\text{m}^{5/2}/\text{mol}$, 活性化体積に比例する量) は, 共に, 石英ガラス大形試験片の場合 (水中の結果 $E_2^* = 33.1\text{kcal/mol}$, $b_{0.2} = 0.216\text{m}^{5/2}/\text{mol}$) (Wiederhorn and Bolz, 1970) よりも小さい. なお光ファイバの結果は, 大形試験片で計測されている種々のガラスの値の範疇にある. この比較からも, 石英ガラス光ファイバの微小き裂は, 大形のき裂に比べ, 何らかの寸法効果によって, 成長しやすい, すなわち微小き裂先端では水分子による Si-O 結合の切断反応が容易となっていることがわかる.

一方, 光ファイバの α_2 値 (= 2.1) に注目すると, き裂先端での化学反応は 2 次の反応であることが期待できる. しかしながら, 現在これを支持する反応のメカニズムは報告されていない. また, 先にも説明したが石英ガラス大形試験片の場合 ($\alpha_2 \approx 0.6$) (Hibino *et al.*, 1984) と, 大きく異なる. なおソーダ石灰ガラスの大形試験片では $\alpha_2 \approx 1$ となる (Wiederhorn, 1967). 現在までに提案されている反応のメカニズムは, 基本的には, 次のとおりである.



すなわち, き裂先端で機械的に伸ばされた結合 $\equiv\text{Si-O-Si}\equiv$ が, 水分子の攻撃を受け, そのいずれかの Si-O 結合が切断されて, 2 つのシラノール基を形成するという一種の加水分解である (Freiman, 1985). 1 個の切断のために 1 個の水分子を必要とするメカニズムであるから, 1 次の反応 ($\alpha_2 = 1$) を予測する. 同予測は大形試験片の結果に近い. 光ファイバの本結果 (2 次の反応の予見) を考えれば, 反応メカニズムに関して再検討の必要があるといえる.

なお, き裂成長メカニズムに関し, き裂先端の化

*1 無損傷光ファイバに関して, 水中での静疲労試験結果から見積られる, 無応力状態での活性化エネルギーは, 有限値となる (Inniss *et al.*, 1992). また時効と呼ばれる水中での無応力下の強度低下も計測されている (例えば, Wang and Zupko, 1978). 一方, 寿命保証で重要な光ファイバの低強度部欠陥 (製造欠陥) に関する当該活性化エネルギーについては不明である.

学反応のみではなく, 外界の水分子がき裂面あるいはき裂面間を拡散移動し, き裂先端に到達する過程 (輸送過程) が, 重要となる場合がある. これは第二領域と呼ばれ, き裂成長速度が輸送速度程度になったときに現れる (大形試験片, 室内環境では, $da/dt \approx 10^{-4}\text{m/s}$, $K_I \approx 0.6\text{MPam}^{1/2}$) (Wiederhorn, 1967; Hibino *et al.*, 1984). 本研究では, 第二領域よりも低速側の第一領域に注目している.

3. 1. 8 光ファイバの破壊靱性値

3. 1. 2 項で説明したように, 上記のき裂成長計測のための定荷重試験においても, 不安定き裂成長開始時のき裂前縁の痕跡を, 破断面上で観察 (微分干渉観察) できる. これに基づけば光ファイバの破壊靱性値 (K_{IC}) を評価できる. 同様の考えにより, K_{IC} を実物で評価している (村岡・阿部, 1989, 1992). 従来の静疲労予測および寿命保証において用いられてきた K_{IC} に関する仮定 (環境等によらない材料固有値) とは異なる結果が得られている. 光ファイバの K_{IC} は, 水蒸気圧 (p) が 3 kPa 以下では, 若干ではあるが水蒸気圧の減少と共に増加し, $p \approx 0.1\text{kPa}$ 付近で $K_{IC} \approx 0.9\text{MPam}^{1/2}$ となる. また, 水蒸気圧 (p) が 3 kPa 以上ではほぼ一定となる ($K_{IC} = 0.7\text{MPam}^{1/2}$). この傾向は温度によらない ($-14 \sim 60^\circ\text{C}$ の範囲内). なお, ここでの K_{IC} は, き裂成長の不安定遷移時の K_I 値である (一般には, 限界応力拡大係数と呼ばれている). なお, 石英ガラス大形試験片の限界応力拡大係数 (K_{IC}) は, 実験室環境で $0.87\text{MPam}^{1/2}$, また, 温度 $25 \sim 70^\circ\text{C}$ の水中環境で $0.89\text{MPam}^{1/2}$ となり, 環境によらずほぼ一定である (Sakaguchi *et al.*, 1982). 光ファイバでは, 高湿側で, 大形試験片に比べ, 限界応力拡大係数が若干小さくなっている ($K_{IC} = 0.7\text{MPam}^{1/2}$).

最近, 著者らは, 液体窒素中での引張試験 (安定き裂成長の先駆なしの即時破断) を行い, 77K (-196°C) での光ファイバの破壊靱性値を実測した ($K_{IC} = 0.80 \pm 0.02\text{MPam}^{1/2}$). その結果は, 液体窒素中での大形試験片の結果 ($K_{IC} = 0.811 \pm 0.016\text{MPam}^{1/2}$) (Wiederhorn, 1969) と同様であった. 不活性環境では, K_{IC} 値に与える寸法の効果がないようである.

また、光ファイバに関する、上記の湿度環境での K_{ic} 値（限界応力拡大係数）と比較しても、大きな相違はない。しかし、若干の相違があるが、この程度の相違であれば、寿命保証上で、 K_{ic} 値が環境によらず一定であると仮定しても、評価結果に影響のないことを確認できる（村岡, 1993）。

3.2 指数関数則に基づく長期強度保証

3.2.1 再検討の必要性

前章までの現状分析、および実物試験片によるき裂計測の結果の意義について、要点を以下にまとめる。

光ファイバの低強度部欠陥（製造欠陥）は、長期強度保証の上で、最も重要である。存在確率が極めて低いこともあって、その形態や静疲労特性などについては不明である。現状では、静疲労を予測するにあたり、き裂成長モデルの利用が最善である。著者らが初めて成功した光ファイバのき裂成長の実測によれば、従来からの仮定、すなわち、べき乗則ではなく、化学反応速度論に立脚した指数関数則〔式(6)〕が適している。また、従来から、「無損傷」光ファイバサンプルの静疲労・動疲労加速試験の結果に基づき、静疲労予測のパラメータ（ n 値など）が決定されている。しかし、同サンプルの欠陥寸法（ 15Å ）は、実際に重要な低強度部欠陥（ $0.1\sim 1\mu\text{m}$ ）に比べ、格段に小さく、き裂成長モデルのような連続体力学の扱いに疑問を持たせるほどである。実際に重要な低強度部の静疲労予測に、有効であるのか、疑問である。一方、光ファイバのき裂成長の実計測結果を利用すれば、静疲労予測のパラメータをすべて決定できる。また被覆の影響についての検討は、未だ不十分であるが、裸のファイバの結果は、安全側の評価を与える。以上の理由により、著者らは、光ファイバのき裂成長の実計測結果の利用による、長期強度保証を推奨している（Muraoka and Abé, 1994; 村岡ほか, 1995）。

3.2.2 指数関数則による静疲労予測と確率的保証

指数関数則式(6)に基づいた静疲労の予測式〔式(12)〕は、すでに Bubel and Matthewson (1991) によって導かれている。

$$c t \sigma_s^2 = f\left(\frac{\beta \sigma_s}{S_i}\right) - f\left(\frac{\beta \sigma_s}{S}\right) \quad (12)$$

ここに

$$f(x) = (x+1) \exp(-x) \quad (12a)$$

$$c = \frac{V_0 b^2 Y^2}{2}, \quad \beta = K_{ic} b \quad (12b)$$

式(12)は、べき乗則の式(4)に対応する式である。

さて、長期的強度保証を行う際、2.3.3項でも説明したように、低強度部欠陥の存在確率を考慮した確率的手法が有利である。しかしながら、べき乗則に基づいた確率的手法の評価式があるのみで、指数関数則については、導かれていなかった。村岡ほか(1995)は、静疲労の予測式(12)および累積欠陥密度(N)を組合せ、光ファイバのき裂成長を適切に表す指数関数則に基づいた、確率的長期強度保証の評価式を導いた。なお、Fig. 2 からわかるように、低強度部の N は、両対数表示で、ほぼ直線となる。本評価式の導出でも、従来と同様に、低強度部の初期累積欠陥密度 $N(S_i)$ として、次式を用いている。

$$N(S_i) = \left(\frac{S_i}{S_0}\right)^m \quad (13)$$

ここに S_0 , m は近似係数である。なお、Fig. 2 の実線は不活性強度 (S_i) に関するものではないが、その傾きについては、 m として代用できる（通常 $m \approx 1\sim 6$ ）。一方、 S_0 は後述の評価式には直接現れないために、問題はない。

さて、保証試験（保証応力 σ_p ）を通過した光ファイバに対して、設計寿命 t_s および許容破断率 λ の確率的保証を行う。なお、サービス供用中負荷を受ける光ファイバの長さを L とした場合、許容累積破断確率は、式(1)中の N を λ に置き換えた場合の F 値で与えられる。上記確率保証での、許容応力 σ_s （サービス供用中）は、次式によって評価できる（村岡ほか, 1995）。

$$f\left[\left(\frac{\lambda}{N_p}\right)^{-1/m} g(\tau_p)\right] = \tau_p + f\left[\left(\frac{t_s \tau_p}{t_p \tau_s}\right)^{1/2} g(\tau_p)\right] \quad (14)$$

$$\tau_p = c t_p \sigma_p^2, \quad \tau_s = c t_s \sigma_s^2 \quad (14a)$$

ここに、 t_p および N_p は、保証試験時の負荷時間および保証試験時の単位長さ当たりの破断回数である。また、 $g(t_p)$ は $f(x) = \tau_p$ を満たす x の値である。なお、式(14)では、簡単のために、保証試験時とサー

ビス供用中の環境が同一である場合を対象としている。異なる場合については、別の報告 (Muraoka and Abé, 1994) を参照されたい。

N_p は、事前に基準保証試験 (保証応力 σ_{p0}) を行い、破断回数 N_{p0} を計測しておけば、次式により予測できる (村岡ほか, 1995)。

$$N_p = N_{p0} \left(\frac{\tau_p}{\tau_{p0}} \right)^{m/2} \left[\frac{g(\tau_{p0})}{g(\tau_p)} \right]^m \quad (15)$$

$$\tau_{p0} = c t_{ps} \sigma_{p0}^2 \quad (15a)$$

式(14), (15)に, t_{ps} , λ , t_{ps} , σ_{p0} , N_{p0} , m の各設計パラメータの値を与えれば, 保証応力 (σ_p) の種々の値に対して許容応力 (σ_s) を評価できる。その際, 適当な数値計算によって, $f(x) = \tau_p$ の根 $x [=g(\tau_p)]$ を, および式(14)の根 τ_s を, 求める必要があり, べき乗則の場合に比べ多少面倒となっている。Table 3 の設計パラメータ (サービス供用中の環境が室内と同程度の場合) を用いた, 評価例を Fig. 13 に実線で示す。なお, V_0 , b については, Fig. 9 の光ファイバのき裂成長計測結果である。また他のパラメータには典型的な値 (Kojima *et al.*, 1982; 満永ほか, 1983) を採用している。Fig. 13 には, 比較のために, 従来のべき乗則による評価 (Mitsunaga *et al.*, 1982) を破線で示してある。3 つの n 値は, 共に室内環境下の光ファイバの静疲労・動疲労加速試験から得られた値である (Mitsunaga *et al.*, 1982; 満永ほか, 1983; 大久保, 1989,

Table 3 Design parameters.

	Exponential law prediction	Power law prediction
Crack growth parameters	$V_0=1.30 \times 10^{-22}$ m/s $b=65.6$ (MPam ^{1/2}) ⁻¹	$n=22$ 25 30
Design lifetime t_s	6.31 × 10 ⁸ s (20 years)	
Proof test time t_{pe}	1 s	
Weibull parameter for initial strength m	3.0	
Failure number during standard proof testing N_{p0}	10 ⁻² km ⁻¹ (at $\sigma_{p0}=350$ MPa)	

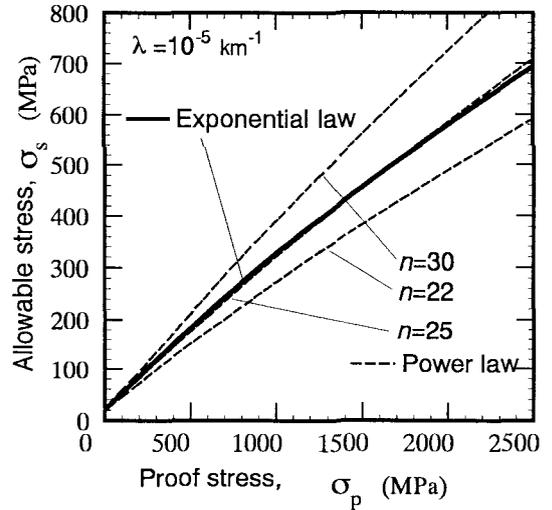


Fig. 13 Allowable stress evaluated using the exponential law in the concept of probabilistic assurance.

p.3—29). Fig. 13からわかるように, 許容応力 (σ_s) の評価値は, 保証応力 (σ_p) の増加に伴い, 従来のべき乗則による評価 ($n = 22, 30$ の場合) と, 指数関数則による適切な本評価で差が大きくなる。海底ケーブルでは, $\sigma_p > 1.5\text{GPa}$ とする場合 (太平洋横断ケーブルでは $\sigma_p \approx 2.3\text{GPa}$) もあるため, 特に注意が必要である。 $n > 25$ の場合には, 従来法は, 危険側の評価を与えてしまう。また, $n < 25$ の場合には, 従来評価は安全側となるが, 過大な保証応力や厳しいケーブル設計・敷設条件を採用したために, 不経済となっていないかを検討する必要がある。特に過度の保証試験は, 光ファイバに予期せぬダメージを与える可能性がある。適切な評価法により, 保証応力レベルを再検討すべきである。本評価では, 保証応力をより小さくできる。

ところで, 従来のべき乗則に基づく評価では, 敷設時・修復時等の荷重履歴を考慮に入れた等価荷重応力を導入して, 保証応力を決定するという手法が, しばしば用いられる (Kojima *et al.*, 1982; 満永ほか, 1983)。指数関数則に基づく本評価手法でも, 同様の発展が必要である。また, 何らかの方法 (例えば低強度部模擬サンプルによる保証試験・静疲労

試験など)で、本評価法のさらなる妥当性の検討が必要であろう。

4. おわりに

光ケーブルが、はじめて大西洋を横断してから、10年が経過しようとしている。幸いにも破断事故は報告されていない。一方、太平洋横断海底ケーブルなど、光ケーブルの導入は、増加する一方である。事故の重大性を考えれば、米国 ATT ベル研究所にみられるように、長期強度保証の信頼性向上に努力を注ぎ続けるべきである。また、光ファイバの各種センサーへの応用も盛んであるが、最近では、特に厳しい使用条件で、しかも、強度に関し高い信頼性が要求される例も報告されている(小町谷ほか, 1997)。

本報告で我々の取り組みを紹介したが、光ファイバの静疲労に関する理解は、未だ十分とはいえない。更なる研究が必要である。

終わりに、日立電線株式会社オプトロシステム研究所のご厚意により、供試材である光ファイバ、および多くのご助言を頂いたことを記し、深く感謝の意を表す。

文 献

- Abe, K. (1985): Alternative model for interpreting static and dynamic fatigue test results of silica fiber. *Proc. Optical Fiber Communications 1985*, 20-22.
- Bubel, G. M. and Matthewson, M. J. (1991): Optical fiber reliability implications of uncertainty in the fatigue crack growth model. *Optical Engng.*, **30**, 737-745.
- Dabbs, T. P. and Lawn, B. R., (1985): Strength and fatigue properties of optical glass fibers containing microindentation flaws. *J. Am. Ceram. Soc.*, **68**, 563-569.
- Duncan, W. J., France, P. W. and Craig, S. P. (1985): The effect of environment on the strength of optical fiber. In *"Strength of Inorganic Glass"*, Ed. by Kurkjian, C. R., Plenum Press, New York, 309-328.
- Evans, A. G. and Wiederhorn, S. M. (1974): Proof testing of ceramic materials - an analytical basis for failure prediction. *Int. J. Fract.*, **10**, 379-392.
- Freiman, S. W. (1985): Environmentally enhanced crack growth in glasses. In *"Strength of Inorganic Glass"*, Ed. by Kurkjian, C. R., Plenum Press, New York, 197-217.
- Fuller, E. R. Jr. and Thomson, R. (1980): Theory of chemically assisted fracture - part 2 atomic models of crack growth. *J. Mater. Sci.*, **15**, 1027-1034.
- Griffioen, W., Segers, G. and Loenen, E. V. (1990): Two-point bending apparatus, fracturing optical fibers at different speeds in one run; measurements in standard and vacuum environment. *Proc. Int. Wire and Cable Symp.*, 1990., 368-372.
- Griffith, A. A. (1920): Phenomena of rupture and flow in solids., *Phil. Trans. Roy. Soc. (London)*, **221A**, 163-198.
- Hibino, Y., Sakaguchi, S. and Tajima, Y. (1984): Crack growth in silica glass under dynamic loading. *J. Am. Ceram. Soc.*, **67**, 64-68.
- Inniss, D., Kurkjian, C. R. and Brownlow, D. L. (1992): Summary of stress-dependent activation energy for lightguide fibers. *J. Am. Ceram. Soc.*, **75**, 3485-3486.
- Inniss, D., Zhong, Q. and Kurkjian, C. R. (1993): Chemically corroded pristine silica fibers: blunt or sharp flaws?. *J. Am. Ceram. Soc.*, **76**, 3173-3177.
- Kalish, D. and Tariyal B. K. (1978): Static and dynamic fatigue of a polymer-coated fused silica optical fiber. *J. Am. Ceram. Soc.*, **61**, 518-523.
- Kojima, N., Miyajima, Y., Murakami, Y., Yabuta, T., Kawata, O., Yamashita, K. and Yashizawa, N. (1982): Studies on designing

- of submarine optical fiber cable. *J. Quantum Electronics*, **QE-18**, 733-740.
- 小町谷昌宏・磯貝高之・文野正人・坂口龍範・河上和彦・渡辺静久・笹山隆生 (1997): シリンダーの内圧計測—特殊光ファイバによる自動車エンジン シリンダー内圧センサの研究. 光アライアンス, **8**, 10-13.
- Kurkjian, C. R., Krause, J. T. and Peak, U. C. (1982): Tensile strength characteristics of 'perfect' silica fibers. *J. Phys. Colloq.*, **43**, C9-585 - C9-586.
- Lawn, B. R. (1975): An atomistic model of kinetic crack growth in brittle solids. *J. Mater. Sci.*, **10**, 469-480.
- Michalske, T. A., Smith, W. L. and Bunker, B. C. (1991): Fatigue mechanisms in high-strength silica-glass fibers. *J. Am. Ceram. Soc.*, **74**, 1993-1996.
- Mitsunaga, Y., Katsuyama, Y., Kobayachi, H. and Ishida, Y. (1982): Failure prediction for long length optical fiber based on proof testing. *J. Appl. Phys.*, **53**, 4847-4853.
- 満永豊・勝山豊・小林敬和・石田之則(1983): 光ケーブル強度の信頼性設計. 電子通信学会論文誌, **J66-B**, 1051-1058.
- 村岡幹夫・阿部博之 (1989): 実物試験片による光ファイバの破壊靱性の評価. 日本機械学会論文集 A 編, **57**, 798-802.
- 村岡幹夫・阿部博之 (1991): 光ファイバにおける微小き裂成長の計測とき裂進展則の評価. 日本機械学会論文集 A 編, **57**, 672-677.
- Muraoka, M., Abé, H. and Aizawa, N. (1992): The distribution of the stress intensity factor along the front of the growing crack in an optical glass fiber. *Trans. ASME, J. Elect. Pack.*, **114**, 403-406.
- 村岡幹夫・阿部博之 (1992): 光ファイバの破壊靱性に及ぼす湿度の影響. 日本機械学会論文集 A 編, **58**, 218-222.
- Muraoka, M., Ebata, K. and Abé, H. (1993): Effect of humidity on small-crack growth in silica optical fibers. *J. Am. Ceram. Soc.*, **76**, 1545-1550.
- 村岡幹夫・阿部博之 (1993): 光ファイバの寿命予測パラメータに関する簡易評価法. 日本機械学会論文集 A 編, **59**, 3020-3024.
- 村岡幹夫 (1993): 石英ガラスファイバの強度評価に関する研究. 学位論文 (東北大学, 工第1363号), 126-127.
- Muraoka, M. and Abé, H. (1994): Exponential law of small-crack growth in silica optical fibers. *Proc. Int. Mech. Cong. Expo., ASME, AMD-vol.195*, Chicago, 141-149.
- 村岡幹夫・阿部博之・寺岡達夫 (1995): 指数関数則に基づく光ファイバ破断寿命の確率的保証法. 日本機械学会論文集 A 編, **61**, 682-689.
- Muraoka, M. and Abé, H. (1996): Subcritical crack growth in silica optical fibers in a wide range of crack velocities. *J. Am. Ceram. Soc.*, **79**, 51-57.
- Nisitani, H. and Chen, D. H. (1987): A semi-elliptical surface crack in a loading shaft under tension. In "Stress Intensity Factors Handbook, Vol.2", Ed. by Murakami, Y., Pergamon Press, New York, 654-656.
- Olshansky, R. and Maurer, R. D. (1976): Tensile strength and fatigue of optical fibers. *J. Appl. Phys.*, **47**, 4497-4499.
- 大久保勝彦 (1989): ISDN時代の光ファイバ技術. 理工学社, 193p.
- Proctor, B. A., Whitney, I. and Johnson, J. W. (1967): The strength of fused silica. *Proc. Roy. Soc. A*, **297**, 534-557.
- Ritter J. E. Jr. (1978): In "Fracture Mechanics of Ceramics, Vol.4", Ed. by Bradt, R. C., Hasselman, D. P. H. and Lange, F. F., Plenum Press, New York, 667-686.
- Sakaguchi, S., Sawaki, Y., Abe, Y. and Kawasaki, T. (1982): Delayed failure in silica glass. *J. Mater. Sci.*, **17**, 2878-2886.

- Schonhorn H., Wang, T. T., Vazirani, H. N. and Frisch, H. L. (1978) : Static and dynamic fatigue of high-strength glass fibers coated with a uv-curable epoxy-acrylate. *J. Appl. Phys.*, **49**, 4783-4787.
- Thomson, R., Hsieh, C. and Rana, V. (1971) : Lattice trapping of fracture cracks. *J. Appl. Phys.*, **42**, 3154-3160.
- Thomson, R. (1980) : Theory of chemically assisted fracture - part 1 general reaction rate theory and thermodynamics. *J. Mater. Sci.*, **15**, 1014-1026.
- Tyson, W. R., Cekirge, H. M. and Krausz, A. S. (1976) : Thermally activated fracture of glass. *J. Mater. Sci.*, **11**, 780-782.
- Wang, T. T. and Zupko, H. M. (1978) : Long-term mechanical behaviour of optical fibres coated with a u.v.-curable epoxy acrylate. *J. Mater. Sci.*, **13**, 2241-2248.
- Wiederhorn, S. M. (1967) : Influence of water vapor on crack propagation in soda-lime glass. *J. Am. Ceram. Soc.*, **50**, 407-414.
- Wiederhorn, S. M. (1969) : Fracture surface energy of glass. *J. Am. Ceram. Soc.*, **52**, 99-105.
- Wiederhorn, S. M. and Bolz L. H. (1970) : Stress corrosion and static fatigue of glass. *J. Am. Ceram. Soc.*, **53**, 543-548.
- Wiederhorn, S. M. (1974) : Subcritical crack growth in ceramics. In "Fracture Mechanics of Ceramics, Vol.2", Ed. by Bradt, R. C., Hasselman, D. P. H. and Lange, F. F., Plenum Press, New York, 613-645.
- Wiederhorn, S. M. and Ritter, J. E. Jr. (1979) : Application of fracture mechanics concepts to structural ceramics. In "Fracture Mechanics Applied to Brittle Materials, ASTM STP 678", Ed. by Freiman, S. W., Am. Soc. for Testing and Materials, 202-214.
- Wiederhorn, S. M., Fuller, E. R. Jr. and Thomson, R. (1980) : Micromechanisms of crack growth in ceramics and glass in corrosive environments. *Metal Science*, August-September, 450-458.
- 横堀武夫 (1974) : 材料強度学, 岩波全書, 334p.