ソーダ石灰ガラスの水中における遅れ破壊挙動について†

木 村 雄 二* 矢ヶ崎隆義* 国 尾 武**

Delayed Fracture Characteristics of Soda-Lime-Silica Glass in Water

by

Yuji KIMURA, Takayoshi YAGASAKI

(Department of Chemical Engineering, Kogakuin University, Tokyo)

and Takeshi KUNIO

(Faculty of Science and Engineering, Keio University, Yokohama)

Since the delayed fracture of glass was first reported, a lot of studies have been conducted. In general, it has been understood that the true character of delayed fracture behavior exists in the stress corrosion cracking process in humid environment. The process of delayed fracture in glass, however, has not been made clear sufficiently. One of the reasons for this situation is that delayed fracture characteristics depend extremely upon the defect statistics.

On the other hand, when the strength of brittle materials such as glass or ceramics is examined, it is necessary to eliminate the effect of distributed Griffith cracks on strength characteristics. For this purpose, many kinds of testing methods using abraded specimens have been proposed. One of these testing methods utilizes Vickers diamond indented specimens, which may also be employed for the evaluation of delayed fracture characteristics of glass.

In this paper, four points bending delayed fracture tests in deionized water were conducted by using the soda-lime-silica glass plate specimens with the initial crack and indentation pit by Vickers diamond indentation.

The results show that the lateral crack morphology is a governing factor for the delayed fracture characteristics of the specimens used in this experiment. This fact is brought about by the crack propagation behavior that the initiated crack (radial crack) propagates around the lateral crack.

(Received Dec. 18, 1981)

キー・ワード：ソーダ石灰ガラス，ビッカース押込み，遅れ破壊，相関係数，横方向割れ目の形態

1 緒 言

ガラスにおける遅れ破壊現象の存在が報告されて以来¹⁾多くの研究が行われ^{2)~4)}、その本質が水分の存在下における応力腐食割れにあるとの認識が一般的になされているが、未だこの様な遅れ破壊過程が必ずしも十分に解明されたとは言い難い。この原因の一つとして、R. E. Mould⁴⁾らも指摘しているように、遅れ破壊特性がガラス表面に存在する傷あるいはき裂などの欠陥の形状や分布状態に著しく依存するところから、個々の試験片における遅れ破壊過程の把握が極めて困難であった点があげられる。この点を解決するためには、必要とする寸法の微小な単一の欠陥あるいはき裂を生ぜしめた試験片を用いた遅れ破壊試験から、遅れ破壊き裂の進展開始から破断に至るまでの過程を詳細に観察す

ることを通じて、ガラスの有する本来の遅れ破壊挙動を明らかにすることが不可欠であるものと思われる。

一方、ガラスおよびセラミックス等のぜい性材料の強度を検討するに際して、分布する Griffith Crack の影響を取り除きガラスの本来有している強度を検討する為に種々の加傷強度試験法等が提案されてお^{4)9)~11)}り、その手法の一つとしてビッカース・ダイヤモンド圧子等により圧痕を所定の条件で付与した試験片を用いた実験が行われているが、この手法は遅れ破壊特性の把握の為に有用であろうと思われる。

そこで本研究では、ビッカース・ダイヤモンド圧子によりあらかじめ圧痕および初期き裂を付与したソーダ石灰ガラスの板状試験片を用いた脱イオン水中での四点曲げ試験から遅れ破壊挙動を明らかにし、併せて、このような遅れ破壊挙動の支配因子に対して検討を行った。

2 試験片および実験方法

† 原稿受理 昭和56年12月18日

* 正 会 員 工学院大学 新宿区西新宿

** 正 会 員 慶応義塾大学理工学部 横浜市港北区日吉

供試試験片は, JIS に規定される厚さ 2 mm の普通板ガラス (1 219×610×1.83±0.03 mm, 日本板硝子製) から長さ 210 mm, 幅 10.0±0.1 mm の帯板状に長手方向に切り出したものである. また, き裂進展挙動の把握の為の実験には厚さ 3 mm の普通板ガラス (1 676×1 219×2.83±0.03 mm, 日本板硝子製) から同一寸法に切り出した試験片を用いた. 同試験片には, 破断箇所および初期欠陥寸法を規定する意味で, 切り出し時に傷を付けていない側のガラス表面の中央部にビッカース硬度計により圧痕および初期き裂を付与したが, その際の荷重負荷はできるだけ微小なき裂でありしかもこのき裂を起点として必ず遅れ破壊が生ずるという条件から 1.96 N・30 秒としている.

Fig. 1 に四点曲げ遅れ破壊試験装置を示す. 遅れ破壊試験に先だって行った空気中での曲げ強度試験は Fig. 1 に示したのと同様な四点曲げであり, アクリル樹脂製の容器 (4.90 N) に 6.67 N/min の割合で水道水を注入し破断時の総荷重から破断応力 σ_B を求めた. $n=20$ 本の曲げ強度試験結果の平均値 $\bar{\sigma}_B=61.9$ MPa の 70% および 65% に当たる $\sigma_1=43.3$ MPa 並びに $\sigma_2=40.2$ MPa の二種類の応力レベルでそれぞれ $n_1=20$ 本および $n_2=40$ 本の試験片に対して脱イオン水 (298±1 K) 中で遅れ破壊試験を行った. その際, Fig. 1 に示すように所定の荷重をリニア・ヘッド上端のテーブル上に設定し, これを 10 mm/sec の速度で下降させることにより速やかに荷重負荷が行われるようにし, また, 試験片が破断に至るまでの時間 t_f はテーブルの下降により ③④ が離れると同時にスタートし, 破断時に ①② が接触するのと同時に停止するようにセット

Fig. 1. Apparatus of 4-points bending delayed fracture tests.

したタイマーにより測定している. また, 表面き裂および破面形態は, 光学顕微鏡ならびに走査型電子顕微鏡を用いて詳細な観察を行った.

3 実験結果およびその考察

3・1 遅れ破壊試験結果

Table I および II に $\sigma_1=43.3$ MPa および $\sigma_2=40.2$ MPa における破断寿命 t_f 等をそれぞれ示す. また, 同表には後述する破面上に観察される各種パターンの寸法を併記している.

なお, き裂進展速度 da/dt については, 予備実験の結果, 破断寿命が $t_f=2\,098$ sec であった試験片において, $10^{-8}\sim 10^{-7}$ m/sec 程度であり, 近似的に求めた

Table I. Characteristic values of delayed fracture test result: $\sigma=43.3$ MPa, $T=298$ K, in deionized water.

Test piece No.	d (μm)	w_1 (μm)	w_2 (μm)	w_3 (μm)	w_{10} (μm)	$d^{\star}$ (μm)	D (μm)	W (μm)	Time to fracture t_f (s)
1	14.6	54.2	70.5	—	57.3	9.8	311	1 025	530
2	18.0	57.3	69.3	—	58.4	13.9	303	1 071	775
3	18.2	49.1	62.1	—	56.2	13.2	318	1 086	467
4	17.3	48.1	75.4	—	57.9	12.4	325	1 219	969
5	21.6	47.3	71.3	—	56.0	—	321	1 205	232
6	17.1	58.7	71.8	—	57.0	15.8	328	1 205	473
7	18.2	51.8	69.8	—	56.7	8.9	309	1 031	395
8	16.8	45.5	71.4	—	58.7	13.7	328	1 324	518
9	17.5	45.6	70.4	—	56.1	15.0	332	1 080	418
10	16.6	54.6	68.3	—	55.0	—	331	1 196	522
11	20.1	51.6	68.2	—	53.6	—	332	1 283	250
12	16.8	61.1	69.1	—	57.7	11.8	316	1 074	525
13	16.2	49.5	70.2	—	52.9	10.6	335	1 176	880
14	18.1	59.4	71.8	—	56.5	11.6	334	1 097	698
15	24.4	70.0	80.6	—	38.9	—	324	1 036	62
16	17.1	56.6	67.7	—	56.2	11.1	318	1 045	561
17	17.1	48.0	67.6	—	53.8	11.1	322	1 300	760
18	13.0	47.8	67.2	—	52.9	9.7	293	938	359
19	17.9	49.5	69.2	—	50.4	10.4	340	1 210	634
20	16.5	47.7	66.1	—	55.3	—	302	1 010	310
Mean value	17.7	52.7	69.9	—	54.9	—	321	1 131	517

Table II. Characteristic values of delayed fracture test result: $\sigma=40.2$ MPa, $T=298$ K, in deionized water.

Test piece No.	d (μm)	w_1 (μm)	w_2 (μm)	w_3 (μm)	w_{10} (μm)	d^* (μm)	D (μm)	W (μm)	Time to fracture t_f (s)
1	16.9	59.3	72.5	72.6	57.4	13.7	363	1253	1028
2	18.9	50.4	68.1	64.7	49.8	—	368	1324	980
3	18.8	58.7	72.7	68.2	53.7	10.9	374	1267	1850
4	17.6	59.1	81.6	72.8	53.8	—	341	1349	634
5	15.7	49.1	69.5	70.2	55.3	12.9	341	1253	2903
6	19.0	47.9	73.2	67.8	56.1	13.6	361	1276	1043
7	18.9	47.5	71.1	67.9	53.2	14.6	412	1281	1245
8	23.6	62.4	73.6	55.9	50.1	—	374	1434	453
9	17.2	47.1	72.4	64.8	54.8	10.5	423	1357	2412
10	21.5	47.6	70.8	66.1	59.6	—	385	1324	604
11	19.0	56.6	75.7	70.6	59.2	—	401	1374	579
12	20.6	50.9	71.4	66.9	59.3	17.5	363	1352	1293
13	23.1	46.7	64.7	67.7	57.8	15.3	368	1374	1204
14	17.0	45.0	70.8	68.0	55.0	9.9	385	1418	1543
15	18.0	53.2	73.2	68.5	53.4	13.3	401	1379	2142
16	17.8	55.7	70.8	64.0	57.7	12.2	374	1335	2096
17	17.2	49.2	69.4	66.2	56.5	11.4	418	1407	2210
18	20.1	51.1	72.9	66.4	56.3	12.2	390	1352	1918
19	17.5	49.1	68.6	64.7	56.2	12.6	385	1406	2038
20	16.9	53.7	72.1	69.5	67.3	11.5	363	1483	1988
21	19.3	49.1	66.6	60.9	56.0	10.4	390	1297	1823
22	20.3	54.0	67.0	59.8	50.3	—	341	1319	207
23	17.3	61.2	70.6	61.5	53.2	12.0	396	1341	766
24	19.3	50.0	69.2	61.1	51.0	11.0	390	1330	719
25	18.6	48.3	68.9	61.0	49.2	13.3	357	1258	464
26	19.0	44.2	70.0	68.7	51.2	—	379	1291	436
27	17.6	50.6	67.9	53.7	51.7	13.6	362	1260	1046
28	15.5	49.4	67.0	49.5	52.9	8.8	385	1385	1761
29	18.8	50.4	68.1	60.8	49.8	—	259	821	354
30	21.0	48.5	70.8	69.7	55.7	—	418	1346	472
31	23.8	56.0	78.7	70.9	57.1	—	401	1324	252
32	19.3	49.9	70.6	76.5	55.9	—	346	1313	276
33	16.4	45.5	70.2	77.6	54.4	12.8	333	1203	531
34	16.5	52.6	72.7	70.6	58.0	11.3	385	1286	954
35	16.9	44.9	73.1	72.1	57.5	12.3	363	1335	778
36	16.7	52.3	71.8	67.3	58.3	12.0	368	1346	950
37	17.8	45.5	70.5	70.6	55.3	11.1	352	1368	861
38	19.3	48.2	66.3	71.0	52.0	—	340	1282	531
39	18.3	55.3	69.3	76.9	55.2	11.2	385	1302	430
40	17.4	52.4	69.0	73.4	58.8	—	390	1330	599
Mean value	18.6	51.2	70.8	66.9	55.2	—	373	1318	1109

K_I の値から K_I-da/dt diagram を求めると Wiederhorn¹⁴⁾ の示した K_I-da/dt diagram のほぼ第 I 領域に相当するものであるところから、本研究で取扱う現象は応力腐食割れに基づく遅れ破壊と考えられる。また、前述のき裂進展速度の平均値より計算されるこの試験片の破断寿命は $t_f \approx 1800$ sec となり、現実の遅れ破壊寿命 $t_f = 2098$ sec がこの点からも妥当な値と言える。

また、一方、前述の K_I-da/dt diagram から、同一き裂寸法時には $\sigma_1 = 43.3$ MPa に比較して応力レベルの低い $\sigma_2 = 40.2$ MPa 負荷時のき裂進展速度は小さくなると考えられる。そして、このき裂進展速度が、金属材料の空中での疲労き裂進展速度と同様に、 K_I レベルの低い方で変動が著しくなるという性質を有するならば、き裂形状のばらつきが遅れ破壊寿命のばらつきに低応力レベルでより大きく反映される結果とし

て、遅れ破壊寿命のばらつきの応力レベル依存性が存在することが考え得るが、この点についての実験事実 は以下の通りである。

まず、破断寿命 t_f を対数正規確率紙上にプロットした結果を Fig. 2 に示す。同図では、応力レベルの高い $\sigma_1 = 43.3$ MPa のデータのプロット点にフィットするようにひいた直線のこう配が $\sigma_2 = 40.2$ MPa の場合に比較して大きくなり、破断寿命のばらつきが小さくなることを示している。これは、Table III に示したように破断寿命の変動係数 $C.V.$ が $\sigma_2 = 40.2$ MPa のときの $C.V. \approx 63.5\%$ から $\sigma_1 = 43.3$ MPa で $C.V. \approx 43.6\%$ へと小さくなることから明らかである。

3・2 遅れ破面上に現れる種々のパターンについて

ビッカース・ダイヤモンド圧子による圧痕付与時に初期き裂の生成した試験片を脱イオン水中で遅れ破壊させた破面には、以下に述べるような特徴的パターン

Fig. 2. Distributions of delayed fracture time.

Table III. Statistical characteristics of delayed fracture test result: $T=298$ K, in deionized water.

Stress: σ (MPa)	40.2	43.3
Average delayed fracture time: $(t_f)_m$ (s)	1109	517
Standard deviation of t_f : S.D. (s)	705	226
Coefficient of variation: C.V. (%)	63.5	43.6

が観察された. Fig. 3 (a)に示すものが初期き裂に関係する破面パターンであるが, その深さを $d(\mu\text{m})$ 並びにアレスト・マーキングの表面長さを $w_1(\mu\text{m})$ および $w_2(\mu\text{m})$ で表す. また, 同図(b)にはき裂の高速伝ば開始後に観察される破面形態を示すが, その深さを $D(\mu\text{m})$ および表面長さを $W(\mu\text{m})$ で示す. これらの種々の寸法を遅れ破壊の生じたすべての試験片について光学顕微鏡により測定した結果を前述の Table I および II にまとめて示した. また, $\sigma_2=40.2$ MPa で遅れ破壊試験を行った試験片については, 遅れ破壊試験を行う前に光学顕微鏡で測定した初期き裂の表面寸法 $w_i(\mu\text{m})$ も同表中に併記した. さらに, 次節において詳細に述べる Lateral Crack の長さ w_{lc} および後に述べる Fig. 4 に示されるように Lateral Crack

が変形領域の直下から折れ曲って形成されている場合のその深さ $d^*(\mu\text{m})$ についても同表にまとめて記述してある.

Fig. 3 (a)に示される初期き裂に関する破面パターンについては, Table I および II に示したように $d \cdot w_1$ および w_2 の値について特に応力レベル依存性が認められず, また, 圧痕付与時に生成される初期き裂の表面寸法 w_i の値は w_1 および w_2 とは一致せず, ほとんどすべての場合両者の中間の値をあるいはむしろ w_2 に近い値を示している. このときのき裂長さに対するき裂の深さの比の平均値 $(d/w_i)_{\text{mean}}$ を求めると, $(d/w_i)_{\text{mean}} \doteq 0.28$ となった.

一方, Fig. 3 (b)に示したき裂の高速伝ば開始後の破面パターンについては, W および D の値は応力レベルにより異り, それぞれの寸法の平均値は, $\sigma_1=43.3$ MPa で $W_{\text{mean}} \doteq 1131 \mu\text{m}$ ・ $D_{\text{mean}} \doteq 321 \mu\text{m}$ であり, $\sigma_2=40.2$ MPa で $W_{\text{mean}} \doteq 1318 \mu\text{m}$ ・ $D_{\text{mean}} \doteq 373 \mu\text{m}$ となった. また, この破面パターンのアスペクト比の平均値は $(D/W)_{\text{mean}} \doteq 0.28$ となっている. つぎに, き裂の表面長さの半長 $W/2$ を用いていわゆるミラー定数¹⁵⁾に対応するものとして $A=\sigma_1/\sqrt{W/2}$ の値を計算すると両者共に $A \doteq 1.03 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ となり, 応力レベルに依存しない一定値を示している. そこで, 供試材の縦弾性係数 E ($E \doteq 73.6 \text{ GPa}$) を用いてこのパターン形成時のエネルギー解放率 G_W を $G=(\sigma^2 \cdot \pi W/2)/E$ として近似的に求めると $G_W \doteq 45.3 \text{ J/m}^2$ となり, 本実験の供試材料であるソーダ石炭ガラスにおいては, き裂が断熱的に急速に伝ばを開始する点の G すなわち $G_c^{(16)}$ とミラー領域とミスト領域の境界を与える G の値である $G_M^{(16)}$ の中間の値すなわち $G_c < G_W < G_M$ となることが明らかとなった. このような Fig. 3 (b)に示されるき裂の高速伝ば開始後の破面に観察されるパターンの物理的な意味については現在のところ十分に明らかではないが, $G > G_c$ の領域におけるき裂進展速度が G の関数として表示できる点, 並びに, Wallner 線によるき裂進展速度の解析がき裂進展速度 V がかなり高

Fig. 3. Characteristic morphology of delayed fracture surface: $\sigma=40.2$ MPa, $T=298$ K, in deionized water.

速になる領域においてのみ適用される点などから、Wallner 線の形成となんらかの形で関連ある破面パターンと考えられるが、この点は今後更に明らかにして行きたいと考える。

3・3 遅れ破壊寿命の支配因子

まず、前節で示した種々のパラメータの内初期き裂パターンに関連するものとして w_i および d を、また、最終破面パターンに関係するものとして W および D を取り上げ、これらの種々のパラメータと遅れ破壊寿命の相関性について検討を加えた。求めた相関係数の値を Table IV に示したが、同表には後述する d^* および w_{lc} と t_f との相関係数の値も併記している。同表から、 w_i および d は破断寿命 t_f に対して負の相関性を示すが、 W および D は正の相関性を有することが明らかであり、そして破断寿命 t_f に対してはこれらのパラメータの内初期き裂の深さ d が最も高い相関性を有することが明らかとなった。

Table IV. Correlation coefficients of characteristic values to t_f .

	t_f	
	$\sigma=40.2 \text{ MPa}$	$\sigma=43.3 \text{ MPa}$
D	0.294	0.208
W	0.285	0.287
d	-0.408	-0.457
w_i	-0.164	—
w_{lc}	0.276	0.444
d^*	-0.614	-0.643

ところで、ガラス等の各種ぜい性材料にビッカース・ダイヤモンド圧子などにより圧痕を付与する際に生ずるき裂^{18)~21)} および同試験片を大気中で破断させたとき破面上に現れる種々の形態¹³⁾についてはこれまでいくつかの報告がなされているが、本実験においても既に Fig. 3 (a) に示したようないわゆる Radial Crack および Lateral Crack 等が観察されている。しかしながら、その際の Lateral Crack は Fig. 3 (a) に示されるようなスムーズな形状のものばかりでなく、多くの試験片において Fig. 4 に示されるように圧痕下の変形領域の下側から折れ曲る形態で生成していることが観察された。そこで、この点を考慮に入れた初期き裂深さ d^* および Lateral Crack 長さ w_{lc} を更に取り上げ破断寿命 t_f との相関性を検討したものの内 $\sigma_2=40.2 \text{ MPa}$ における d^* と t_f との相関性のグラフを Fig. 5 に示すが、この場合の相関係数の値は $r=-0.614$ となっている。したがって、これらの検討結果をまとめて示した前述の Table IV から、これまで述べて来た種々のパラメータの内 d^* (d^* が存在しないとき

Fig. 4. Lateral crack on the fracture surface: $\sigma=40.2 \text{ MPa}$, $T=298 \text{ K}$, in deionized water.

Fig. 5. Correlation of d^* with t_f .

(a) $t_f=207 \text{ sec}$

(b) $t_f=1823 \text{ sec}$

Fig. 6. Dependence of delayed fracture life to lateral crack morphology: $\sigma=40.2 \text{ MPa}$, $T=298 \text{ K}$, in deionized water.

は d) が破断寿命 t_f に対して最も高い相関性を有することが明らかとなった。

以上の事柄は、Lateral Crack の形状が遅れ破壊寿命の支配因子として重要であることを示唆しているものと思われる。この Lateral Crack 形態の差異をさらに明らかにするため破面を走査型電子顕微鏡により詳細に検討したが、その結果を Fig. 6 (a)(b) に示す。同図(a)は破断寿命 t_f が短く $t_f=207 \text{ sec}$ であった試験片の破面を示すが、Lateral Crack 形態は比較的滑ら

かであり, また, Lateral Crack をはさむ前後のき裂面には明らかな段の存在が認められない. これに対して同図(b)に示された破面は破断寿命 t_f が $t_f=1823$ sec と長くなっている試験片に対するものであり, Fig. 4 に示したのと同様に Lateral Crack が圧痕下の変形領域の下側から折れ曲る形で生成されており, また, この Lateral Crack の前後のき裂面には(a)の場合とは異り明らかな段の存在が認められる. このような詳細な破面観察の結果からも, Lateral Crack が折れ曲って形成されたときのその深さである d^* の値の小さな Fig. 6 (b)の方が同図(a)の場合に比較して破断寿命が長くなっていることが確認され, Lateral Crack 形態が遅れ破壊寿命の支配因子として重要であることが明らかとなった.

3・4 遅れ破壊き裂の進展挙動について

Fig. 4 に示したアレスト・マーキングの形態および同図中に⑤で示したステップ状の破面形態の存在から, 遅れ破壊き裂は, 両側の Radial Crack が Lateral Crack を回り込むように進展し両者の合体時にき裂面のずれが⑤で示した段差を形成し, その後単一のき裂として進展を継続し最終破断に至るものと考えれば, 前述の結果が矛盾なく説明されよう. そこで, 本節においてはこの点に対する検討を行った.

すなわち, 前節までの実験で用いた試験片と同様に準備した圧痕および初期き裂を付与した厚さ $t=2.83 \pm 0.03$ mm の帯板状試験片に 298 ± 1 K の温度の脱イオン水中で $\sigma_2=40.2$ MPa の応力を負荷し, 初期き裂を種々の長さまで成長させた後に破断させたときの破面から, その時点のき裂の二次元的形態を明らかにすることを試みた. そのためには, 適当な条件での熱処理を行うことによりき裂先端の塑性域中の残留応力を解放させ, 熱処理後の応力再負荷によりき裂が再び進展を開始する際にそれまでのき裂面と異なる面上にき裂進展を開始せしめれば, それらの境界には何らかの痕跡(マーキング)が残されることになろう. このような熱処理条件としては, 試供材であるソーダ石灰ガラスのひずみ点および徐冷点を考慮し, $T=773$ K・1時間保持後炉冷に決定した. 一方, 脱イオン水中 $\sigma_2=$

40.2 MPa の応力レベルにおける遅れ破壊き裂の進展挙動を検討した結果, き裂の表面長さ $2a \approx 140$ μ m 程度までは, 荷重の除荷後光学顕微鏡によりき裂長さを測定するという手法によりき裂の安定成長挙動が測定可能であるところから, 140 μ m 以下の三通りの長さそれぞれき裂を成長させた試験片に対して前述の773 K・1時間保持後炉冷の熱処理を施した後に破断させ, 破面観察からき裂の二次元形態について検討を加えた.

その結果を Fig. 7 (a)~(c)に示すが, それぞれ表面き裂長さ $2a \approx 111$ μ m, $2a \approx 121$ μ m および $2a \approx 134$ μ m の時点における破面形態を現している. これらの図は初期き裂が Lateral Crack の両側から回り込むように進展していることを示しており, また, その際の破面上の痕跡(マーキング)の表面長さが熱処理前に測定した試験片表面のき裂長さに一致するところからも, この手法により進展過程中的き裂の二次元形態がとらえられているものと思われる.

以上の事柄から, 圧痕付与時に形成された初期き裂(Radial Crack)は, Lateral Crack の両側から回り込むようにして進展を開始し, それらが合体後単一のき裂として進展を継続し最終破断に至ることが確認された.

4 結 言

ビッカース・ダイヤモンド圧子によりあらかじめ圧痕および初期き裂を付与したソーダ石灰ガラスの板状試験片に対する, 脱イオン水中での四点曲げ遅れ破壊試験を行った結果, 以下の事柄が明らかとなった.

(1) 応力レベルの低い $\sigma_2=40.2$ MPa の方が, $\sigma_1=43.3$ MPa に比較して遅れ破壊寿命の変動が大きい.

(2) 遅れ破壊の生じたすべての試験片には, 初期き裂に関連した破面パターン(Fig. 3 (a)), およびき裂の高速伝ば開始後の破面パターン (Fig. 3 (b)) が観察され, 後者はミラー定数に対応する $A=\sigma_1/\sqrt{W/2}$ の値を計算すると応力レベルに依存しない一定値を取る.

(3) 遅れ破壊寿命 t_f と Lateral Crack 深さ d^* との相関性が高い点から, 遅れ破壊挙動の支配因子として Lateral Crack 形状が重要であると考えられるが,

Fig. 7. The propagation of initial crack (radial crack) around the lateral crack: $\sigma=40.2$ MPa, $T=298$ K, in deionized water.

この点は破断面の詳細な電子顕微鏡観察によっても支持される。

(4) そして、このような遅れ破壊寿命 t_f の Lateral Crack 形態依存性は、圧痕付与時に生成された初期き裂 (Radial Crack) が両側から Lateral Crack を回り込むようにして伝ばすることによりもたらされることが明らかとなった。

本研究の電子顕微鏡観察に際してご指導いただいた本学電気工学科教授金谷光一博士ならびにご助力いただいた同助手北条喜一氏、および実験にご協力いただいた本学卒研究生であった土田成明・山沢敦浩・高田幸男の諸氏に謝意を表します。

(昭和56年5月18日 日本材料学会第30期学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) L. H. Milligan, J. Soc. Glass Technol., **13**, 351(1929).
- 2) T. C. Baker and F. W. Preston, J. Appl. Phys., **17**, 179 (1946).
- 3) C. Gurney and S. Pearson, Proc. Phys. Soc., **62**, 469 (1949).
- 4) R. E. Mould and R. D. Southwick, J. Am. Ceram. Soc., **42**, 582 (1959).
- 5) R. J. Charles, J. Appl. Phys., **29**, 1549 (1958).
- 6) R. J. Charles, J. Appl. Phys., **29**, 1554 (1958).
- 7) S. M. Wiederhorn and L. H. Bolz, J. Am. Ceram. Soc., **53**, 543 (1970).
- 8) C. J. Phillips, Fracture, Vol. 7, Chap. 1 (1972) Academic Press
- 9) R. E. Mould and R. D. Southwick, J. Am. Ceram. Soc., **42**, 542 (1959).
- 10) R. E. Mould, J. Am. Ceram. Soc., **43**, 160 (1960).
- 11) F. M. Ernsberger, Phys. Chem. Glasses, **10**, 240 (1969).
- 12) 原 守久, 旭硝子研究報告, **17**, 1 (1967).
- 13) 石川博幸, 新開紀彦, 材料, **30**, 1025 (1981).
- 14) S. M. Wiederhorn, Fracture Mechanics of Ceramics, Vol. 2, p. 613 (1974) Plenum Press
- 15) J. W. Johnson and D. G. Holloway, Philosophical Magazine, **14**, 731 (1966).
- 16) F. Kerkhof and H. Richter, Fracture, p. 463 (1969) Chapman & Hall
- 17) E. B. Shand, J. Am. Ceram. Soc., **37**, 52 (1954).
- 18) B. R. Lawn and R. Wilshaw, J. Material Science, **10**, 1049 (1975).
- 19) A. G. Evans and R. Wilshaw, Acta Metallurgica, **24**, 939 (1976).
- 20) J. T. Hagan and M. V. Swain, J. Phys. D. Appl. Phys., **11**, 2091 (1978).
- 21) M. V. Swain, J. Am. Ceram. Soc., **62**, 318 (1979).
- 22) H. R. Lillie, J. Am. Ceram. Soc., **35**, 149 (1952).
- 23) H. R. Lillie, J. Am. Ceram. Soc., **37**, 111 (1954).