CT 試験片と押し込み誘起微小き裂を含む曲げ試験片で評価した ソーダ石灰ガラスのき裂成長特性

——残留応力の影響——

依田 満 夫

(日本大学工学部機械工学科, 963 郡山市田村町徳定字中河原 1)

Subcritical Crack Growth Characteristics of Soda-Lime Glass Evaluated from CT Specimen and Bend Specimen with Small Indented Crack

——Residual Stress Effect——

Mitsuo YODA

(Department of Mechanical Engineering, College of Engineering, Nihon University, Tamura-cho, Koriyama-shi 963)

For comparing crack growth characteristics, subcritical crack growth data for soda-lime glass subjected to sustained load in water were obtained using conventional CT specimens with long crack and bend specimens with small Knoop indented crack. The relation between crack velocity V and stress intensity factor K_I obtained from as-indented specimens containing indentation crack shows that there is residual stress effect which increases crack growth in the region of lower K_I values. In addition, the slopes of the V - K_I curves for the as-indented specimens are much less than those for the CT specimens. However, the V - K_I curve for the indented and subsequently annealed specimen shows almost the same trend as that for the CT specimens. Thus, the effective stress intensity factor $K_{I,eff}$ including the residual stress effect can be used to explain the anomalous growth of the indentation crack in its as-indented state.

[Received January 11, 1989; Accepted June 23, 1989]

Key-words : Indentation crack, CT specimen, Crack velocity, Stress intensity factor, Residual stress effect

1. 緒 言

ガラスやセラミックスでは、腐食性環境においてサブクリティカルなき裂成長による破壊が起こるが、特に水中下のガラスについては、それが古くから知られている。このき裂成長特性に関しては、DT や CT 試験片などを用いた比較長いき裂に対して、多数報告されている^{1)~3)}。

また、ガラスやセラミックスでは破壊靱性が小さいために、製造あるいは使用中に生じる微小欠陥が破壊の起点となることが多く、特に腐食性環境下のサブクリティカルなき裂成長においては、材料表面の微小欠陥が問題となる。このため、これらの材料の破壊靱性やき裂成長特性に関する研究は^{4)~12)}、ピッカース硬度計による押し込み誘起微小き裂を利用して行われることが多い。このき裂では、圧子押し込みにより生じる残留応力が、その後のき裂成長に影響を及ぼすことは、動的疲労などの実験により認められ、その解析も行われている^{10), 11)}。しかし、き裂成長速度 V と応力拡大係数 K_I との関係において、その影響を検討した研究は少ない。

著者ら^{13)~16)}は、ソーダ石灰ガラスを用いて、ヌープ及びピラミッド圧子による押し込み誘起微小き裂の成長

が、比較的低い K_I 領域で起こることなどを、水中で曲げをうけるときの V - K_I 曲線から明らかにした。

本研究では、水中におけるソーダ石灰ガラスのサブクリティカルなき裂成長特性を CT 試験片ならびにき裂の干渉が生じない単一のヌープ押し込み誘起微小き裂を含む曲げ試験片を用いて測定し、それらの結果を比較検討した。

2. 実験方法

試験片として市販の厚さ 2.8 mm のソーダ石灰ガラスを用いた。図 1 に CT 試験片の形状を示す。初期き裂は、試験片の表面に指定したき裂方向と長さにニクロム線をセットして熱し、その表面に水滴を落として熱応力により付与した。このとき、試験片の両面におけるき裂長さの差を小さくするため、ニクロム線を両面にセットした。初期き裂長さ a を 5~12 mm として、この CT 試験片に水中で一定荷重 P を負荷し、30~120 s の間隔で除荷を繰り返し、試験片の両面におけるき裂成長量を読み取り顕微鏡で測定した。

図 2 はヌープ押し込みき裂を含む試験片と 4 点曲げ試験装置を示したものである。この曲げ試験片は、幅 20

$$\begin{aligned} a &= 5 \sim 12, & W &= 40 \\ b &= 20, & d &= 10 \end{aligned}$$

Fig. 1. CT specimen.

Fig. 2. Specimen geometry containing indentation crack and four-point bend test apparatus.

mm, 長さ 180 mm に長手方向に切り出したものを用いた。初期き裂は、大気中でマイクロビッカース硬度計を用いて、押し込み荷重 $F=9.8\text{ N}$ としてヌープ圧子により付与した。この押し込みによる表面き裂は、経過時間

とともに成長し、特に圧子を取り除いた直後の数分間はその成長が著しいので、大気中で 30 分間放置した後、水中での曲げ試験を行った。放置後の試験片表面のき裂長さ c は $90 \sim 100\text{ }\mu\text{m}$ であった。試験片表面に存在する微小欠陥からの破壊を防止するために、き裂を付与する部分にあらかじめ浅い U ノッチを加工し、またナイフエッジ (N) の接触部分は図のように補強して用いた。図に示すように、この押し込みき裂に水中で一定の曲げ応力 σ を負荷し、き裂の成長量の測定は CT 試験片の場合と同様な方法で行った。CT 試験片と押し込みき裂を含む曲げ試験片について、それぞれき裂を導入したままのき裂導入試験片とき裂付与後に 600°C で徐冷した徐冷試験片を用いて実験を行った。

3. 実験結果及び考察

図 3 は CT 試験片における時間 t に対するき裂長さ a の成長量を示したものであり、成長の初期から急速破壊に至るまで、ほぼ連続的に成長している。図 4 は CT 試験片の破面の一例で、矢印は初期き裂からの成長方向を示す。図の縞模様はアレストラインであり、これは除荷の繰り返しによって主応力の方向が変化することにより生じたもので、き裂の成長過程を示している。図のようにき裂は弧を描いて成長し、その成長量は板厚方向に対してほぼ一定である。

図 5 は、曲げ試験片における t に対する表面の押し込みき裂 c の成長量を示したものである。押し込みき裂導入試験片の $\sigma=22, 24\text{ MPa}$ では、初めき裂の成長が比較的大きく、その後き裂は徐々に成長して急速破壊に至っている。段階的なき裂の成長がみられ、停留も生じているものと思われるが、これは除荷中のき裂長さ測

Fig. 3. Subcritical crack growth versus time for CT specimens.

Fig. 4. Fracture surface indicating crack front during its growth by arrest lines for CT specimen.

定の際き裂先端の確認が容易でなく測定誤差によるものも含まれていると考えられる。一方、徐冷試験片ではき裂がしばらく停留した後に急速に成長して破壊している。図6は曲げによる押し込みき裂の破面の一例を示したもので、アレストラインからき裂は半楕円状に成長していることがわかる。深さ方向のき裂長さ l と表面のき裂長さの比 l/c は、本実験のき裂測定範囲内では、0.85 から 0.75 と深さ方向よりも表面方向に成長する傾向にある。

次に、き裂の成長速度 V と応力拡大係数 K_I との関係について述べる。CT 試験片では K_I を次式¹⁷⁾により算出した。

$$K_I = \frac{2P(2W+a)}{h(W-a)^{3/2}} \cdot F_1 \quad (1)$$

ここで、 a はき裂長さ、 P は荷重、 h は板厚、 F_1 は補正係数である。図7はCT試験片におけるき裂成長速度 da/dt と応力拡大係数 K_I の関係を両対数で示したものである。 da/dt - K_I 曲線は、いずれの場合も直線に近

$$\sigma = 22 \text{ MPa}$$

Fig. 6. Fracture surface indicating crack front during its growth by arrest lines for indentation crack.

似され、 $da/dt = AK_I^n$ で表したときの曲線の勾配 n は、 a 、 P に依存せず一定で、 $n=16$ となった。また、それぞれの曲線の位置は多少異なるが、ほぼ同一曲線上にあるといえる。き裂導入試験片と徐冷試験片の曲線を比較しても、その差は特に認められなかった。

図8は、曲げ試験片の表面における押し込みき裂の成長速度 dc/dt と応力拡大係数 K_I との関係を示したものである。半楕円状き裂の最深点における応力拡大係数 K_I ¹⁸⁾ は次式より求めた。

$$K_I = \frac{M\sigma\sqrt{\pi l}}{\Phi} \quad (2)$$

ここで、 l は深さ方向のき裂長さ、 σ は曲げ応力、 Φ は第2種完全楕円積分、 M は補正係数である。ここでは、 $l/c=0.8$ として K_I を算出した。押し込みき裂導入試験片では、曲げ応力 σ が 22, 24, 28 MPa、また 24 MPa については2本の試験片についての結果を示した。 $dc/dt=10^{-8}$ m/s 付近で、多少データのばらつきが認められるが、同一応力では dc/dt - K_I 曲線はほぼ一致し

Fig. 5. Subcritical crack growth versus time for indented specimens.

Fig. 7. Crack velocity da/dt -stress intensity factor K_I curves for CT specimens.

Fig. 8. Crack velocity dc/dt -stress intensity factor K_I curves for indented specimens.

ており、また σ によりその曲線の位置は異なる。いずれの曲線も CT 試験片と比較して顕著な傾向を示し、すなわち、 K_I の小さい領域で dc/dt が比較的大きく、更に K_I に対し dc/dt は減少傾向を示し、その後は増大して急速破壊に至っている。 dc/dt の増大領域における曲線の勾配はほぼ一定で $n=10$ であり、CT 試験片の $n=16$ よりかなり小さい。しかし、徐冷試験片では CT 試験片と同様な傾向を示し、また dc/dt - K_I 曲線の勾配は $n=16$ である。このように押し込みき裂導入試験片におけるき裂の成長特性が、徐冷試験片や CT 試験片の場合と異なるのは、主に残留応力の影響によるものと考えられる。次に、この残留応力を考慮して押し込みき裂導入試験片のき裂成長特性について検討する。

残留応力による応力拡大係数 K_{Ir} ¹⁹⁾ は次式で表される。

$$K_{Ir} = \frac{\chi_r F}{c^{3/2}} \quad (3)$$

ここで、 F は押し込み荷重、 χ_r は定数である。したがって残留応力の影響を考慮した有効応力拡大係数 K_{Ieff} は、表面の押し込みき裂長さ c を用いれば、(2)と(3)式から次のようになる。

$$K_{Ieff} = 1.12 M \sigma \sqrt{c} + \frac{\chi_r F}{c^{3/2}} \quad (4)$$

(4) 式の K_{Ieff} が最小値をもつことに着目すれば、 χ_r は次のように求められる。まず $dK_{Ieff}/dc=0$ から次の関係が得られる。

$$\chi_r = \frac{1.12 M \sigma c^2}{3 F} \quad (5)$$

Fig. 9. Crack velocity dc/dt -effective stress intensity factor K_{Ieff} curves for the same indentation cracks as in Fig. 8.

ここで、サブクリティカルなき裂成長が K_{Ieff} に支配されるものとするれば、 K_{Ieff} の最小値はき裂成長速度の最小値と対応するものと考えられる。したがって、図8の $dc/dt-K_I$ 曲線において、それぞれの σ に対する dc/dt の最小値は減少ならびに増大曲線の交点で生じ、その K_I に相当する c から (5) 式により χ_r を求めると約 0.018 となる。

図9は、図8と同じ押し込みき裂導入試験片について、 $\chi_r=0.018$ を用いて (4) 式の K_{Ieff} を算出し、 dc/dt との関係を示したものである。 σ により $dc/dt-K_{Ieff}$ 曲線の位置は異なるが、 dc/dt の増大領域においてはほぼ同じ曲線上にあり、その勾配は $n=16$ である。CT 試験片のき裂成長特性と比較すると、押し込みき裂導入試験片の $dc/dt-K_{Ieff}$ 曲線の位置及び勾配は、CT 試験片のものとほぼ一致する。なお、押し込みき裂では、CT 試験片の場合のように V の大きい領域のデータが得られていない。これは、応力 σ が大きく初期の押し込みき裂から急速破壊に至るまでのき裂成長量が小さいために、本実験のき裂測定の間隔ではその領域の V が求められないことによるものである。

4. 結 言

本研究では、ソーダ石灰ガラスを用いて、ヌープ押し込み誘起微小き裂が水中下で曲げをうけるときのサブクリティカルなき裂成長特性を求め、CT 試験片の比較的長いき裂によるものと比較検討した。押し込みき裂導入試験片では、CT 試験片の場合より低い K_I 領域でき裂の成長が生じ、またき裂の成長速度は初め K_I に対して減少し、その後増大して急速破壊に至っている。増大領域における $dc/dt-K_I$ 曲線の勾配は $n=10$ で、CT 試験片の $n=16$ に比べて小さい。しかし、押し込みき裂の徐冷試験片ではほぼ CT 試験片と同じき裂成長特性を

示す。このように押し込みき裂導入試験片におけるき裂の成長特性が CT 試験片のものと異なるのは残留応力の影響によるものであるとして、それを考慮した有効応力拡大係数 K_{Ieff} を用いて dc/dt との関係を整理することにより、その説明を試みた。

文 献

- 1) S.M. Wiederhorn, *J. Am. Ceram. Soc.*, **50**, 407-14 (1967).
- 2) A.G. Evans and S.M. Wiederhorn, *Int. J. Fract.*, **10**, 379-92 (1974).
- 3) 西田俊彦, 吹巻昌宏, 西川友三, 窯協, **92**, 140-45 (1984).
- 4) B.R. Lawn and M.V. Swain, *J. Mater. Sci.*, **10**, 113-22 (1975).
- 5) B.R. Lawn and E.R. Fuller, *J. Mater. Sci.*, **10**, 2016-24 (1975).
- 6) M.G. Mendiratta and J.J. Petrovic, *J. Mater. Sci.*, **11**, 973-76 (1976).
- 7) A.G. Evans and E.A. Charles, *J. Am. Ceram. Soc.*, **59**, 371-72 (1976).
- 8) D.H. Roach and A.R. Cooper, *J. Am. Ceram. Soc.*, **68**, 632-36 (1985).
- 9) P.K. Gupta and N.J. Jubb, *J. Am. Ceram. Soc.*, **64**, C112-14 (1981).
- 10) D.B. Marshall and B.R. Lawn, *J. Am. Ceram. Soc.*, **63**, 532-36 (1980).
- 11) R.F. Cook, B.R. Lawn and C.J. Fairbanks, *J. Am. Ceram. Soc.*, **68**, 616-23 (1985).
- 12) 木村雄二, 矢ヶ崎隆義, 国尾 武, 材料, **32**-354, 315-21 (1983).
- 13) M. Yoda, *Engng. Fracture Mech.*, **28**, 77-84 (1987).
- 14) M. Yoda and Y. Yoshikawa, *J. Am. Ceram. Soc.*, **70**, C301-02 (1987).
- 15) M. Yoda, *Engng. Fracture Mech.*, **29**, 189-96 (1988).
- 16) M. Yoda, *Trans. ASME, J. Engng. Mater. & Technol.*, **110**, 219-23 (1988).
- 17) H. Tada, P. Paris and G. Irwin, "The Stress Analysis of Cracks Handbook", Del Research Corporation (1973) p. 2.19.
- 18) R.C. Shah and A.S. Kobayashi, *ASTM STP* **513**, 3-21 (1972).
- 19) B.R. Lawn, A.G. Evans and B. Marshall, *J. Am. Ceram. Soc.*, **63**, 574-81 (1980).