高分子材の疲労き裂成長に及ぼす応力比の影響*

北 川 正 義**

The Effect of Stress Ratio on the Fatigue Crack Growth in High Polymers

by

Masayoshi KITAGAWA

(Faculty of Precision Engineering, Ibaraki University, Hitachi)

The fatigue crack growth rate dc/dN can be represented in the power law of the stress intensity range ΔK as follows:

$$dc/dN = a_1(\Delta K)^m$$

where m is the material constant and a_1 is considered as a function of ΔK according to Forman *et al.*'s law. It has been pointed out that a_1 and m , which have important physical meanings, are functions of several factors, stress ratio R , frequency, temperature, environment and so on.

In investigating the mechanism of fatigue crack growth, it is necessary that the effect of those factors will be systematically studied. Not so many studies have hitherto been made on the fatigue crack growth in high polymers as have been made on those in metals. The mechanism of their fatigue crack growth has been left in the dark in this way.

In the present paper, therefore, it is pointed out that the effect of stress ratio on the fatigue crack growth rate will act as a link in the chain of the study on the fatigue of high polymers.

The results obtained are summarized as follows:

- (1) The fatigue crack growth period is strongly influenced by stress ratio.
- (2) The fatigue crack growth rate follows the relation as follows:

$$dc/dN = a_5 e^{\alpha R} (\Delta K)^m / (1-R) K_{Ic} - \Delta K$$

where K_{Ic} is the fracture toughness, and a_5 , α and m are material constants.

(3) From the microscopic observation, the fatigue crack tip deformation process at loading is found to be different from that at unloading. This difference will lead to the formation of striation.

(4) From the measurement that was made on the surface roughness meter, the striation height is found to be proportional to the striation spacing.

(Received Jan. 22, 1972)

1 緒 言

高分子材料のような、時間の影響を強くうける粘弾性材料の疲労き裂成長の研究は、金属材料の研究に比べて少なく不明の点が多い。疲労破壊過程のうち、き裂の成長期はFig. 1に示すように、応力拡大係数の範囲 ΔK 、最小荷重と最大荷重の比（以下応力比） R 、繰返し速度、温度およびふん囲気等の影響を強くうけることが知られている¹⁾。したがって、これら個々の因子の影響を系統的に研究していくことはき裂成長機構を解明するうえで重要である。き裂成長速度 dc/dN は応力拡大係数の範囲²⁾の函数として(1)式のように書き表わすことができる。

$$dc/dN = a_1(\Delta K)^m \quad (1)$$

* 本報を「高分子材の疲労き裂成長について(第1報)」(On Fatigue Crack Growth of High Polymers, I)とする。

原稿受理 昭和47年1月22日

** 正 会 員 茨城大学工学部 日立市中成沢町

ここで、 m は材料定数であり、 a_1 も材料定数とされてきたが、Forman 他によれば ΔK の1次の分数式である。これら材料定数 m および関数 $a_1 = a_1(\Delta K)$ は物理的に重要な意味を持っていることが指摘され理論的な検討が次第に行なわれてきている。一方、材料定数と³⁾前述の諸因子との関係に関する実験研究は、Wei 他^{4,5)}のアルミ合金材についての一連の研究があるが、比較

Fig. 1. Schematic illustration of important factors which influence fatigue crack growth.

的少ない。そこで本研究では、高分子材料の疲労き裂成長機構に及ぼす諸因子の影響に関する研究の一環として、材料定数と応力比の関係およびき裂端形状の変形過程を実験にて検討した。

2 疲労き裂成長法則

き裂成長速度と応力比の関係についての研究は、金属材料に関するものが多い。それらによれば、応力比の影響は、(1)式にて材料関数 a_1 項に含まれる。

Broek と Schijve はアルミ合金材の研究より、(2)式を与えた。

$$dc/dN = a_2 \epsilon^{\alpha_2 R} (\Delta K)^m \quad (2)$$

また、Mukherjee と Burns は高分子材の研究より、平均応力拡大係数を用いて応力化の影響を示した。これらの式を書きかえると(3)式で表わされる。

$$\frac{dc}{dN} = a_3 \left(\frac{1+R}{1-R} \right)^{\alpha_3} (\Delta K)^m \quad (3)$$

一方、Forman 他は応力拡大係数が破壊じん性 (Fracture toughness) 値 K_{IC} に達すると、き裂の成長は無限に速くなることを考慮して、(4)式を与えた。

$$\frac{dc}{dN} = a_4 \frac{(\Delta K)^m}{(1-R)K_{IC} - \Delta K} \quad (4)$$

ここで、 a_2 , a_3 , a_4 , α_2 および α_3 は材料定数である。 $R \ll 1$ の場合、(3)式は $\alpha_2 = 2\alpha_3$ と置くことによって、(2)式と一致する。また(3)式は、引張圧縮の両振り荷重 $R = -1$ の場合には、き裂成長速度は零となり実験事実と一致しない。そこで本報では、(3)式は(2)式の特別な場合と考え、(2)および(4)式を中心に検討する。

dc/dN と ΔK の関係を両対数グラフ上にプロットすれば、(2)式は応力比によらず傾きが一定の直線関係を示すが、(4)式は曲線となり、応力比の増加とともに、(1)式の指数 m が見かけ上大きくなっていくような傾向を示す。(2)および(4)式は、個々の実験結果をよく説明するが、不明確な材料定数の少ない点からみて、(4)式の方が工学的に有役であろう。

3 材料および試験方法

供試材は厚さ 1 mm の市販ポリカーボネイト (タクロン; 以下 PC) および 2 種のポリメチルメタクリレート (アクリライト; 以下 PMMA-1, クラレックス; PMMA-2) である。これらを Fig. 2 に示すような片側切欠きを持つ試験片に加工した。切欠きは、フィレットソウおよびレザーブレードによって、板の圧延方向と直角につけた。加工の際に生ずる残留ひずみを持つ領域は、偏光顕微鏡による観察の結果、切欠き端のごく近傍にかざられていることがわかった。

実験は、まず静的引張試験にて、塑性域長ささと負荷応力の関係および破壊じん性値 K_{IC} のき裂長さおよび引張速度依存性を調べた。疲労き裂成長の実験は Fig. 3 に示すような鋸歯状繰返し荷重のもとで行なっ

Fig. 2 Test piece.

Fig. 3 Schematic illustration of load cycle.

た。き裂成長速度の測定は、ダイヤルゲージを取り付けた読み取り顕微鏡を用いて、き裂先端が一定距離伝ばするに必要な繰返し数を測定することにより求めた。使用した試験機は、容量 100 kg のインストロン型引張試験機である。クロスヘッドの速度は 20~50 mm/min で、繰返し速度はほぼ 30 cycle/min である。試験温度は室温 (PC および PMMA-1 材では $29 \pm 1^\circ\text{C}$, PMMA-2 材では $20 \pm 1^\circ\text{C}$) である。

4 結果および考察

4.1 破壊じん性

PC 材の塑性域長ささと負荷応力の関係を Fig. 4 に示す。図中の曲線は D. B. C. S. モデルより得られる理論曲線である。Brinson の PC 材の結果と同様に、理論とよく一致している。これより、本実験では曲げの影響は少ないと考えてよいであろう。Fig. 5 には破壊じん性値に及ぼす引張速度およびき裂長さの影響を示す。

Fig. 4 Comparison of plastic zone size for PC to D. B. C. S. theory.

Fig. 5. Effect of strain rate and crack length on fracture toughness.

破壊じん性値 K_{IC} は一般に $K_{IC} = Y(\sigma_{nf}\sqrt{c})$ で与えられる¹¹⁾。ここで Y はき裂長さ c と板幅の比に依存する係数、 σ_{nf} は公称破壊応力である。Fig. 5 は修正係数 Y を考慮せずに整理した。 Y を考慮した場合、データ点はき裂長さに依存した別個の直線となる。したがって、本報では応力拡大係数および応力拡大係数の範囲として、修正係数 ($\sqrt{\pi}$ も含めて) を考慮せず $K_{IC} = \sigma_{nf}\sqrt{c}$ および $\Delta K = \Delta\sigma_n\sqrt{c}$ を採用した。ここで $\Delta\sigma_n$ は公称応力の変動範囲である。その場合 K_{IC} は、き裂長さおよび引張速度に無関係にほぼ一定値をとる。PC 材では $K_{IC} = 10.5 \text{ kg-mm}^{-3/2}$ 、PMMA-1 材では $K_{IC} = 2.5 \text{ kg-mm}^{-3/2}$ および PMMA-2 材では $K_{IC} = 2.7 \text{ kg-mm}^{-3/2}$ である。

4・2 疲労き裂成長速度と応力比の関係

疲労き裂成長速度と応力拡大係数の範囲との関係を応力比 R をパラメータとして Fig. 6 に示す。成長速度は応力比に依存して別個の曲線をつくる。この傾向は3種の材料に共通している。最高応力に対応する応力拡大係数に対してプロットした場合でも、応力比によってデータ点は別個の曲線となる。したがって、高分子材料は鉄鋼材とはちがって応力比の影響を強くうけることがわかる。2種の PMMA 材では、PC 材に比べてデータ点はかなりばらついている。これは、材料内部の異質性が原因であろう。図中の曲線は Forman 他の実験式(4)である。使用した材料定数を次に示す。ただし K_{IC} は 4・1 で求めた値を用いた。

- (1) PC $K_{IC} = 10.5 \text{ kg-mm}^{-3/2}$
 $c_4 = 9.71 \times 10^{-3}$
 $m = 5$
- (2) PMMA-1 $K_{IC} = 2.5 \text{ kg-mm}^{-3/2}$
 $c_4 = 2.66 \times 10^{-1}$
 $m = 7$
- (3) PMMA-2 $K_{IC} = 2.7 \text{ kg-mm}^{-3/2}$
 $c_4 = 1.32 \times 10^{-3}$
 $m = 17$

指数 m の比較的小さい PC および PMMA-1 材では、(4)式は実験値とよく合うが、指数 m の大きい PMMA-2 材では、(4)式は実験値と極度に相違する。しかしな

(a) PC and PMMA-1

(b) PMMA-2

Fig. 6. Comparison of fatigue crack growth data with Forman's relation. Solid curves show Forman's relation.

Fig. 7. Comparison between eq. (2) and eq. (4).

がら、応力比の増加とともに傾きが変わっていく傾向は一致している。比較のため(2)および(4)式の定数項を PC および PMMA-2 材の実験点に合うように選んで描いた両式の曲線を Fig. 7 に示す。両式は PC および PMMA-2 材の結果を同時に満たしてはいない。(2)式は PC 材の結果と傾きが相違し、(4)式は PMMA-2 材の結果と合っていない。そこで(4)式の傾向が実験値と合うことに着目して(5)式のような修正式を考える。

$$\frac{dc}{dN} = a_5 e^{\alpha R} \frac{(\Delta K)^m}{(1-R)K_{IC} - \Delta K} \quad (5)$$

ここで α は材料定数である。 $R=0$ の場合には、(5)式は(4)式と一致する。鉄鋼材などの平均応力の影響をほとんど受けない材料に対しては、 $R \ll 1$ の場合 $\alpha = -1$ と選べば、(5)式は応力比の影響をほぼ受けないことになり、鉄鋼材などにも適用可能であろう。材料定数 α

Fig. 8. Comparison of fatigue crack growth data with corrected formula eq. (5).

Fig. 9. Microscopic observation of fatigue crack tip ($\times 500 \times \frac{16}{25}$)
a, b, c, e, f correspond to those of Fig. 10.

を実験値に合うように選び、(5)と実験値を比較したものをFig. 8に示す。材料定数 a_0 , m および K_{IC} は前述の値を用いた。 α の値は、PC材では1.26, PMMA-1材では2.09およびPMMA-2材では18である。補正項の物理的意味は明確ではないが、(5)式は、(2)および(4)式よりも実験値とよく合っており、より広範囲の実験結果を説明することができる。

4・3 微視的観察

1サイクル中でのき裂端の変形過程を調べるため、特別な装置をつくり、光学顕微鏡下で観察した。負荷は手動によってかけた。き裂端近傍の微視的観察は、鉄鋼材でなされているが、鉄鋼材ではき裂端の開き量が小さいので、1サイクル中のき裂端の変形過程を調べるのは困難である。高分子材では、き裂端の開き量が比較的大きいので、低倍率($\times 400$)にて容易に観察可能である。PC材の観察例をFig. 9に示す。荷重の増加とともにき裂端は鈍化し、き裂は成長していく。しかしながら、最大荷重を越えて除荷がはじまると、き裂端は閉じはじめ、いわゆる cusp 形状となる。除荷が進むにつれて、この閉じた部分は広がってゆく。また、除荷の期間ではき裂の成長はほとんど起こらない。このように、荷重期と除荷期では、き裂端は全く異なった挙動をする。この様相を模式的に Fig. 10に示す。このようなき裂端の挙動の相違がストリーション形成に大きな役割りをはたすであろう。この意味において、Laird および Smith¹²⁾のストリーション形成機構モデルは妥当であろう。

次にストリーションの形状を表面粗さ計にて調べた。その例を Fig. 11に示す。粗さ計の触針は、試験片破面にある程度くいこむ。山部および谷部に同程度のくいこみがあると考えられるので、形状観察にはあまり影響しないであろう。Fig. 11より、ストリーション形状は対称ではなく、き裂成長方向では、立ちあがり急になっていることがわかる。さらにストリーションの間隔が大きくなるにつれて、高さも高くなっているようである。この関係を調べるため、Fig. 11などの測定例から、ストリーションの高さと間隔の関係を調べた。これをFig. 12に示す。この関係は、ストリーションが約5～10本わたった平均から求めた。本実験では、ストリーションの間隔と高さはほぼ比例関係を示しており、高さは間隔の約1/100となっている。間隔は、本実験の応力範囲ではき裂成長速度と対応している

Fig. 10. Schematic illustration of crack tip deformation in one cycle.

Fig. 11. Striation geometry measured with surface roughness meter ($\times 1.5 \times \%$). Fatigue crack propagated from left to right.

Fig. 12. Relation between striation height and striation spacing.

ので、高さは間隔と同様に $(\Delta K)^m$ と比例することになる。ストリーション形成機構を解明するうに、この関係をき裂端開口変位またはき裂端のひずみ分布等と結びつけて考えることが必要であろう。

5 結 論

高分子材料の疲労き裂成長期は、応力比、繰返し速

度、温度などの影響を強くうける。これの諸因子の影響を系統的に研究していくことが必要であるが、本報では応力比をとりあげて実験にて研究し、以下の結論を得た。

(1) 疲労き裂成長期は、応力比（または平均応力）の影響を強くうける。

(2) 従来提案されているき裂成長速度法則は、高分子材に必ずしも適用できないことを示し、Forman 他によって提案された実験式を修正した式

$$\frac{dc}{dN} = a_0 e^{\alpha R} \frac{(\Delta K)^m}{(1-R)K_{IC} - \Delta K}$$

が実験とよく合うことを示した。

(3) 微視的観察より、き裂端の形状が負荷期と除荷期では全く異なった挙動をすることを示し、これがストリーション形成に重要な役割をはたすであろうことを示した。

(4) 表面粗さ計を用いた測定により、ストリーションの高さと間隔はほぼ比例することを示した。

終わりに、本研究を行なうにあたり有益なご助言をたまわった東北大学工学部教授横堀武夫先生、また実験にご協力いただいた本学学生戸沢 進君および元村桂君に感謝します。

(昭和46年11月5日 日本機械学会日立地区講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 横堀武夫, 第14回材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集, 89 (1969).
- 2) Paris, P. C., and F. Erdogan, Trans. ASME Series D, **85**, 528 (1963).
- 3) Yokobori, T., The Orowan Anniversary Volume, "Physics of Strength and Plasticity" A. S. Argon Ed. MIT press, 327 (1969).
- 4) Wei, R. P., and J. D. Landes, Intern. J. Fract. Mech., **5**, 69 (1969).
- 5) Wei, R. P., Intern. J. Fract. Mech., **4**, 156 (1968).
- 6) Broek, D., and J. Schijve, 文献 8) より引用.
- 7) Mukherjee, B., and D. J. Burns, Experimental Mech., October, 433 (1971).
- 8) Forman, R. G., et al., Trans. ASME Series D, **89**, 459 (1967).
- 9) Bilby, B. A., et al., Proc. Roy. Soc., **A 272**, 304 (1963).
- 10) Brinson, H. F., Experimental Mech., Feb., 72 (1970).
- 11) Srawley, J. E., and W. F. Brown, Fracture Toughness Testing, ASTM Spec. Tech. Publ., No. 381, 84 (1965).
- 12) Laird, C., and G. C. Smith, Phil. Mag., **7**, 847 (1962).