ポリカーボネイト板の疲労き裂伝ぱに現われる 破壊モードの遷移に関する研究*

鈴木 恵** 山下 俊朗*** 西村 喜一***

A Study on the Transition of Fracture Mode during Fatigue Crack Propagation in Polycarbonate Plate

by

Megumu SUZUKI, Toshiro YAMASHITA and Yoshikazu NISHIMURA
(Department of Mechanical Engineering, Kyoto Institute of Technology, Kyoto)

The transition from flat to shear mode fracture occurs during the crack propagation in polymeric materials under repeated tensile loading. The present study has been made under the condition fulfilling Irwin's criterion for fracture mode transition, to clarify how the transition behavior of an edge-slotted polycarbonate plate is affected by temperature, strain rate and stress amplitude. It has been found that the ratio of the size of plastic zone at the transition point to the plate thickness increases with increasing the temperature or the ratio of stress amplitude to yield stress, but decreases with increasing the strain rate. This size ratio is roughly equal to one half at the static fracture under a given strain rate, but it is less than one half at the fatigue fracture. However, its value calculated with consideration for the local yield stress at the tip of fatigue crack approaches to one half and becomes in good agreement with the ratio of the measured plastic zone size to the plate thickness.

(Received Aug. 29, 1973)

1 緒 言

Irwin¹⁾は金属板の静的荷重状態において、塑性域の大きさが板厚に比べて小さいとき、き裂は荷重方向に垂直な面に沿って進展し、塑性域の大きさが板厚に比べて大きいとき、き裂は荷重方向に約45°傾いた面に沿って進展するという破壊モードの遷移をき裂先端の塑性域の大きさに説明した。その際、前者を垂直破壊、後者をせん断破壊と呼び、そのような破壊モードの遷移は平面ひずみから平面応力への応力状態の変化によるものと考えた。また、繰返し荷重状態においても同様な観察が数多くなされ、Weibull²⁾、Liu³⁾、Hertzberg⁴⁾とParis⁵⁾は疲労における垂直破壊からせん断破壊への破壊モードの遷移がIrwinの条件に従い、き裂先端の塑性域の大きさが試験片の板厚の1/2に等しくなったときに起きることを報告した。しかし、Broek⁶⁾とSchijve⁷⁾は平均応力を変えた疲労試験において、破壊モードの遷移は塑性域の大きさより一定

き裂伝ぱ速度で起きることを示した。また、Hertzberg⁸⁾とvon Euw⁹⁾はElber¹⁰⁾の概念を使用して一定な有効応力拡大係数範囲で遷移が起きることを報告している。

最近、高分子材料の疲労破壊においても金属材料と同様な遷移挙動が観察され、ポリカーボネイト板の疲労試験において鈴木ら⁷⁾、横堀⁸⁾はそれぞれ破壊モードの遷移挙動を報告している。前報でポリカーボネイト板の破壊モードの遷移挙動への板厚による影響を調べたとき、遷移点でのき裂先端の塑性域の大きさと板厚との比は一定になったので、本報では一定板厚のポリカーボネイト板を使用して温度、繰返し速度(ひずみ速度)、応力振幅を変えることにより、き裂長さや繰返し数、き裂伝ぱ速度と応力拡大係数範囲の関係曲線における不連続点と破面における垂直破壊からせん断破壊への遷移点を顕微鏡で調べ、これらの条件が変わっても、Irwinの条件に従うかどうか検討する。

2 試料および実験方法

実験試料は板厚3mmのポリカーボネイト板(帝人ペンライト)である。疲労実験は最小応力ゼロの片振り引張疲労で2種類の試験片を使用した。Fig. 1(a)は

* 原稿受理 昭和48年8月29日

** 正会員 京都工芸繊維大学 京都市左京区松ヶ崎御所海道町

*** 京都工芸繊維大学大学院 京都市左京区松ヶ崎御所海道町

Fig. 1. Dimension of test specimens.

島津 1 ton 引張圧縮疲労試験機、島津 サーボパルサに使用した試験片、(b)は島津オートグラフ IS10T に使用したものである。1 ton 引張圧縮疲労試験機には恒温槽をつけて30℃～110℃の温度範囲で試験が行なえるようになっている。ここに、繰返し速度は1800 cycles/min で、全応力振幅は0.17～0.78 kg/mm² (以後全応力振幅を応力振幅と呼ぶ。荷重が小さいので軟鋼試験片にひずみゲージをはり、繰返し荷重を与えてひずみから応力を検定した)、またサーボパルサでは繰返し速度 60～660 cycles/min で応力振幅は1.84～2.43 kg/mm²、オートグラフでは繰返し速度 0.25～40 cycles/min、応力振幅は2.6～3.5 kg/mm² で、温湿度条件は20±2℃、65±5%RH である。

き裂長さは適当な繰返し数ごとに試験機をとめ、試験片を取りはずして読取り顕微鏡または万能投影機で測定した。また、破面の観察には走査形電子顕微鏡と光学顕微鏡を使用した。室温での疲労による試験片表面の温度上昇を接触式温度計にて切欠き先端で測定したところ、1 ton 引張圧縮疲労試験では2～3℃、オートグラフではほとんど変わらなかった。

3 結果と考察

3・1 疲労き裂伝ば曲線

Fig. 2はオートグラフによる高応力振幅、低繰返し速度のときのき裂伝ば曲線である。いずれのき裂伝ば曲線においても遷移が観察され、この遷移点はFig. 3に示す破面上の三角洲状の領域の先端と一致した。同様に、1 ton 引張圧縮疲労試験機による低応力振幅、

Fig. 2. Crack propagation curve by Autograph. Arrow marks show the transition point from flat to shear mode.

A notch, B flat portion showing that the crack propagates perpendicular to the stress axis (square fracture), C. shear lip showing that the crack propagates slant to the stress axis, D. shear fracture, T P. transition point from flat to shear mode.

An arrow mark shows the direction of crack propagation.

Fig. 3. Schematic representation of fatigue fracture surface.

Fig. 4. Crack growth rate curve by Autograph.

高繰返し速度においても遷移が観察された。

Fig. 4はオートグラフによる疲労き裂伝ば速度曲線である。一般に、疲労き裂伝ば速度 dl/dN と応力拡大係数範囲 ΔK との間には

$$\frac{dl}{dN} = C(\Delta K)^m$$

なる関係がある⁹⁾。ここに、 l は疲労き裂長さ、 N は繰返し数、 C 、 m は材料常数であり、多くの実験結果によると m は0.5～8.0と広い値をとることが報告されているが、オートグラフ、1 ton 引張圧縮疲労試験機による場合の m は4.5と4.0となり、Paris らの4乗則に近いことがわかった。この式によると、き裂伝ば速度と応力拡大係数範囲の関係は対数表示で一つの直線になるが、実際にはS字形あるいは三つまたは四つの直線で示されることも指摘されており、垂直破壊からせん断破壊への遷移も一つの直線で表わせられない原因になるといわれている。^{10) 11) 12)}

3・2 破壊モードの遷移挙動の温度依存性

Fig. 2に示したき裂伝ば曲線上の遷移点は、疲労破

(a) Room temperature, stress amplitude 0.44 kg/mm², repeated speed 1800 cycles/min, magnification ×140.
 (b) Higher temperature (110°C), stress amplitude 0.33 kg/mm², repeated speed 1800 cycles/min, magnification ×100.
 (c) Room temperature, stress amplitude 2.7 kg/mm², repeated speed 10 cycles/min, magnification ×100.

Fig. 5. Fractographs of transition zone.

An arrow mark shows the direction of crack propagation and the direction of applied stress is perpendicular to this paper.

面における切欠き長さ l^* と垂直破壊状態の平坦な部分の長さの和(以下 l^* とする)と完全に一致するから、

(1) 遷移が起きるのは、垂直破壊からせん断破壊状態に変化するときである。

(2) 遷移が起きるかどうかは、き裂先端の塑性域のパラメータ r_y と試験片の板厚 t との比 r_y/t で決定される。ここに、塑性域のパラメータ r_y は塑性域の大きさ R の $1/2$ で、 σ_{ys} , K^* を引張降伏応力、遷移点での応力拡大係数とすると、 $r_y = 1/2 \cdot (K^*/\sigma_{ys})^2$ で示される、という条件のもとで、以下疲労における破壊モードの遷移に関する考察を進めよう。

いま、この材料の遷移点付近を顕微鏡で観察した結果はFig. 5で示すように、微視的には明らかに温度、繰返し速度、応力振幅の影響を受けている。また、一般に高分子材料の降伏応力は温度の上昇、ひずみ速度の低下により減少する。したがって、この材料の降伏応力の温度依存性をFig. 6に示す。ここに、降伏応力は各温度において試験片にひずみゲージをはってひずみ速度を求め、Bauwens-Crowet¹³⁾らの実験から推測した値(●印)とElinck¹⁴⁾のき裂先端のarrest lineから求める方法による値(○印)を使用した。この方法はFig. 5に示すように1 ton 引張圧縮疲労試験機で室温の場合には、三角州状の領域の先端までarrest lineは認められなかったので使用できなかったが、高

Fig. 6. Temperature dependency on yield stress.

温では明りょうな arrest line が認められたので温度上昇の場合前述の結果と比較するため使用した。しかし、オートグラフの場合には arrest line 間隔は小さく観測しにくかったのでこの方法は使用しなかった。

ガラス転移点(150°C)以下の試験温度 30, 60, 70, 90, 110°Cのもとでの遷移点での応力拡大係数と温度の関係をFig. 7に示す。ここで、遷移点での応力拡大係数 K^* は $K^* = \sigma \sqrt{l^*} f(l^*/W)$ の関係がある。 $f(l^*/W)$ は試料の板幅 W に対するき裂長さ l^* の影響を補正するための関数であり、本実験においては、試験片のピンホールにボルトを入れて、繰返し荷重を与えているので、Brown らの式¹⁵⁾

Fig. 7. Temperature dependency on stress intensity factor at transition point.

$$f\left(\frac{l^*}{W}\right) = \frac{1}{1.77} \left\{ 1.99 - 0.41 \left(\frac{l^*}{W} \right) + 18.70 \left(\frac{l^*}{W} \right)^2 - 38.48 \left(\frac{l^*}{W} \right)^3 + 53.85 \left(\frac{l^*}{W} \right)^4 \right\}$$

を使用した。

このときのき裂先端の塑性域のパラメータ r_y と板厚 t との比 r_y/t はFig. 8に示すように、降伏応力にBauwens-Crowet らの実験からの推定値を使用する場合(●印)には、ばらつきがあるので明りょうでないが、き裂先端のarrest lineからの降伏応力を使用する場合(○印)には、 r_y/t をやや増加させる傾向を示すが、各温度での r_y/t はいずれも0.25(理想的な弾

Fig. 8. Temperature dependency on ratio of plastic zone parameter at transition point to plate thickness.

塑性材料の遷移点での塑性域のパラメータと板厚との比)よりはるかに小さい。

3・3 破壊モードの遷移挙動のひずみ速度または繰返し速度依存性

一般に、金属材料の疲労試験では繰返し速度を示すことが多いが、高分子材料の力学的性質はひずみ速度の影響を受けるから、高分子材料の疲労における破壊モードの遷移挙動は繰返し速度依存性よりひずみ速度依存性から検討する。

1 ton 引張圧縮疲労試験機、サーボパルスでは、繰返し速度を一定にしても応力振幅によりひずみ速度が変化するので、ひずみゲージをはりひずみ速度を求めた。また、オートグラフでは、ひずみ速度は一定であるが、応力振幅により繰返し速度が変化するので繰返し速度を測った。この関係を利用して求めたひずみ速度と降伏応力との関係はFig. 9に示すようにひずみ速度の増加につれて降伏応力の増加がうかがわれた。図中の×印はそのひずみ速度での応力-ひずみ曲線から求めた値、●印は Bauwens-Crowet らの実験からの推

Fig. 9. Relation between yield stress and strain rate.

Fig. 10. Relation between stress intensity factor at transition point and strain rate.

定値である。つぎに、遷移点での応力拡大係数とひずみ速度との関係は Fig. 10 に示すように、ひずみ速度を増加すると応力拡大係数はやや低下する傾向がある。ここで、オートグラフ、サーボパルスによる試験の場合の応力拡大係数は、Brown らの式でも差支えないが、板幅に比べ遷移点までのき裂長さが比較的小さいので、Koiter の補正式 $K^* = 1.12\sigma\sqrt{l^*}$ を使用した。また、図中の△印は静的な引張試験で現われた遷移点に基づき計算した応力拡大係数である。Fig. 9, 10 をもとに遷移点でのき裂先端の塑性域のパラメータと板厚との比 r_p/t とひずみ速度の関係を求めると Fig. 11 のようになる。この図からわかるように、 r_p/t はひずみ速度の上昇により減少する傾向がある。この関係は Fig. 12 に示すようにひずみ速度でなく繰返し速度で示しても同じ傾向を示す。ここに、疲労のときの r_p/t の値はいずれも 0.25 より小さいが、静的な引張破壊のときの r_p/t の値は 0.25 に近い。しかし、静的な引張破壊の場合でも、どんなひずみ速度においても遷移点が現われるのでなく、オートグラフの最大ひずみ速度 (330%/min) でのみ明らかに観察され、以下の速度では観察されなかった。

Fig. 11. Relation between ratio of plastic zone parameter at transition point to plate thickness and strain rate.

Fig. 12. Relation between ratio of plastic zone parameter at transition point to plate thickness and repeated speed.

3・4 破壊モードの遷移挙動の応力振幅依存性

き裂先端の塑性域の大きさは、横堀らによると作用応力とともに大きくなるといわれている。そこで、室温 (20~30℃) の三つの試験機による遷移点に関する応力拡大係数の値をもう一度まとめてみる。この場合、

前述のように遷移挙動はひずみ速度と応力振幅依存性を同時に示すが、降伏応力との比をパラメータにとり、遷移点でのき裂先端の塑性域のパラメータと板厚の比 r_p/t と応力振幅と降伏応力の比 σ/σ_{ys} との関係を示すと Fig. 13 のようになる。ここに、●印は、Bauwens-Crowet らの実験から推定した降伏応力か応力-ひずみ曲線からの降伏応力を使用したもの、○印は、Elinck らによる破面の arrest line からの降伏応力を使用して計算したものである。△印は静的な引張破壊で現われた遷移点に基づき計算した値で r_p/t は 0.24 となり、実験の傾向を示す線上で σ/σ_{ys} を 1 とおくとこの値に近い。したがって、静的な引張りにおいては遷移点でのき裂先端の塑性域の大きさと板厚との比 R/t は 1/2 に近づく。疲労の場合には 1/2 より小さい。すなわち、この材料の破壊モードの遷移挙動は、静的な引張破壊の場合のみき裂先端の塑性域の大きさと板厚との比が 1/2 で起きるが、疲労の場合には 1/2 以下で起きることがわかった。このように、高分子材料の破壊モードの遷移挙動は粘弾性的性質が現われ金属材料と異なる。

Fig. 13. Relation between ratio of plastic zone parameter at transition point to plate thickness and ratio of stress amplitude to yield stress.

3・5 遷移挙動から求められる疲労き裂先端の局所降伏応力の粘弾性的考察

き裂先端の塑性域の大きさの測定は大変むずかしいといわれているが、金属と異なりこの材料の場合には透明でせん断降伏帯を示すすべり線が直接観察されるので、顕微鏡での観察を試みた。一般に、すべり線は垂直破壊状態とせん断破壊状態とは異なるので、両者間の遷移では何らかの変化があるものと考え、オートグラフで試験した疲労破面上の遷移点が現われる条件を確かめて再実験し、き裂が遷移点まで進んだと考えられる繰返し数で試験機をとめき裂先端のすべり線を顕微鏡で観察した一例を Fig. 14 に示す。この場合、塑性域の大きさをどこまでにするかということで異なるが、Hahn らの平面応力状態の場合の測定方法を採

Fig. 14. Photograph of plastic zone at transition point. Stress amplitude 3.2 kg/mm², repeated speed 10 cycles/min, magnification $\times 10$. An arrow mark shows the direction of crack propagation.

用すると、 $R/t=0.47$ となり、一般にいわれている値 0.5 に近い。しかし、この材料の疲労の場合に遷移点での R/t の計算が 0.5 にならない理由を使用材料が高分子材料であるから粘弾性的に考察してみる。

金属材料の疲労は材料中の弱い結晶の局所的な降伏で始まるが、熱可塑性高分子材料の場合には、長鎖状分子が互いにすべるときに降伏する。力をうけると弱い 2 次結合が離れ別の位置で再結合するが強化は起きない。その結果、応力が繰り返されると分子がすべり続ける。しかし、普通の短時間の荷重のもとでは、多くの熱可塑性高分子材料は金属材料の挙動と非常によく似ている。このことからこの材料の静的な引張破壊において遷移点での R/t が 1/2 に近づいたことが理解される。しかしながら、 R/t が 1/2 以下になった疲労の場合には、この材料が Von Mises や Tresca の降伏条件に従うのではなく、Fig. 14 のすべり線と応力軸のなす角が 45° でないことから Mohr-Coulomb の条件に従うので、き裂先端の塑性域の大きさの計算には材料全体の降伏応力でなく、金属材料の場合とは異なる局所降伏応力を考える必要がある。ここに、無定形高分子材料の降伏は伸張による自由体積分率の増加と無応力状態での自由体積分率の和が限界自由体積分率になるとき起こり、さらに自由体積分率の増加は粘性係数の低下をまねくから、降伏に粘性流動が影響することがわかる。したがって、降伏応力は粘性流動の影響をうけるから、疲労試験において粘性流動の影響を加味した局所降伏応力 σ_{ys}' を考えると、これは全面降伏応力 σ_{ys} と粘性流動により低下すると考えられる降伏応力 σ_{yf} の差で示される。この σ_{yf} は金属材料の局所降伏応力としてひずみ硬化による降伏応力 σ_{yH} を考えたのと同じ意味をもつ。いま、静的な引張破壊のときの遷移点での $R/t=1/2$ がこの材料の理想的な弾塑性を示すものとする、

$$\frac{R}{t} = \frac{1}{t} \left(\frac{K^*}{\sigma_{ys}} \right)^2 = \frac{1}{2}$$

において、板厚 t 、疲労試験における遷移点での応力拡大係数 K^* は既知であるから降伏応力 σ_{ys} が決定できる。このときの降伏応力が局部降伏応力 σ_{ys}' である。疲労試験に使用した全面降伏応力と求めた局部降伏応力の一例を Table I に示す。すなわち、疲労破壊モードの遷移の起きるときのき裂先端の局部降伏応力は静的な応力-ひずみ曲線の弾性限度内にあり、1 ton 引張圧縮疲労試験の場合の値はオートグラフの場合の値より小さい。

Table I. Comparison between local yield stress and general yield stress

Tester Yield stress	1 ton type fatigue test	Servopulser	Autograph fatigue	Autograph static
σ_{ys} (kg/mm ²)	7.26	7.02	6.84	6.84
σ_{ys}' (kg/mm ²)	3.0	4.4	5.3	6.84

このように、この材料の疲労破壊に現われる破壊モードの遷移挙動は局部降伏応力を考慮すれば、Irwin の条件に従うことがわかった。しかしながら、き裂先端の局部降伏応力は疲労試験の際の試料の温度上昇が関係すると思われたが、試験片内部の温度が測定できなかったため、この温度上昇による局部降伏応力への寄与はわからなかった。

4 結 言

熱可塑性高分子材料の一つであるポリカーボネイト板の片振り引張疲労試験により、き裂伝ば過程の垂直破壊からせん断破壊への破壊モードの遷移挙動について、温度、ひずみ速度または繰返し速度、応力振幅を変えて検討した。その結果次の結論を得た。

(1) 遷移点でのき裂先端の塑性域の大きさと板厚との比は、温度上昇、応力振幅と降伏応力との比の増加により大きくなるが、ひずみ速度または繰返し速度の上昇により減少し、遷移挙動は温度、ひずみ速度または繰返し速度、応力振幅依存性を示した。

(2) あるひずみ速度での静的な引張破壊においてのみ、遷移点でのき裂先端の塑性域の大きさと板厚との比の値は $1/2$ となった。しかし、片振り引張疲労においてはこの値は $1/2$ 以下になり、き裂先端の局部降伏応力を使用すればこの値は $1/2$ に近づき実験値と一致した。

したがって、この材料の疲労破壊に現われる破壊モードの遷移挙動はき裂先端の局部降伏応力を考慮すれば、Irwin の条件に従うことがわかった。

終わりに、実験に協力して下さった帝人化成、青木 茂部長、池田謙自主任、島津製作所紫野工場の方々、多くの学生に感謝します。

(昭和48年8月22日 第1回材料の力学的挙動に関するシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) Irwin, G. R., Trans. ASME Ser. D., **82**, 417 (1960).
- 2) Weibull, W., Acta Metallurgica, **11**, 745 (1963).
- 3) Liu, H. W., Appl. Materials Research, 229 (1964).
- 4) Hertzberg, R. W., and P. C. Paris, Proceedings 1st Intn. Conf. on Fracture, **1**, 459 (1966).
- 5) Broek, D., and J. Schijve, Aircraft Eng., **32**, 3, 10 (1967).
- 6) Hertzberg, R. W., and E. F. J. von Euw, Intn. J. Fracture Mechanics, **7**, 349 (1971).
- 7) 鈴木 恵, 清水真佐男, 片桐寛機, 村谷二郎, 日本機械学会関西支部第46回定時総会講演論文集, No. 714-2, 74 (1971).
- 8) 横堀武夫, 材料, **20**, 211 (1971).
- 9) Paris, P. C., and F. Erdogan, Trans. ASME. Ser. D, **85**-4, 528 (1963).
- 10) 北川英夫, 日本機械学会誌, **75**, 1068 (1972).
- 11) Gallagher, J. P., and R. P. Wei, Proceedings Intn. Conf. on Corrosion Fatigue, Connecticut, 1971 (1972).
- 12) 横堀武夫, 日本機械学会誌, **74**, 624, 4 (1971); 長谷川光彦, 川田雄一, 材料, **21**, 746 (1972).
- 13) Bauwens-Crowet, C., J. C. Bauwens, and G. Homès, J. Poly. Sci., A-2, **7**, 735 (1969).
- 14) Elinck, J. P., J. C. Bauwens, and G. Homès, Intn. J. Fracture Mechanics, **7**, 277 (1971).
- 15) Brown, W. F. Jr., and J. E. Srawley, ASTM, STP 410, 12 (1966).
- 16) Koiter, W. T., Trans. ASME, Ser. E, **32**-1, 237 (1965).
- 17) Yokobori, T., K. Tachikawa, and A. Kamei, Rep. Res. Inst. Strength and Fracture of Materials, Tohoku Univ., **6**, 1 (1970).
- 18) たとえば, 永田雅一, 鈴木 恵, 材料, **19**, 455 (1970).
- 19) Hahn, G. T., and A. R. Rosenfield, Acta Metallurgica, **13**, 293 (1965).
- 20) Richards, C. W., Engineering Materials Science, p. 81, 330 (1961) Prentice-Hall-Asian Edition
- 21) Whitney, W., and R. D. Andrews, J. Poly. Sci., Part C., No. 16, 2981 (1967); S. S. Sterstein, L. Ongchin, and A. Silverman, Appl. Poly. Symposia, No. 7, 175 (1968).
- 22) 高柳素夫, 高圧下における高分子材料シンポジウム前刷, p. 33 (1973-2) 日本材料学会, 高分子学会
- 23) 三宅 彰, 高分子の物理 (日本物理学会編) p. 145 (1963) 朝倉書店