Al/接着剤モールド界面の疲労によるはく離進展挙動[†]

山崎 利春* 千葉 和夫** 市川 以知郎***

Debond Growth Behavior of Al/Epoxide Moulded Interface by Fatigue

by

Toshiharu YAMAZAKI*, Kazuo CHIBA** and Ichiro ICHIKAWA***

Fatigue tests were conducted on the moulded joints of aluminum and an epoxide adhesive material, and the debond growth behavior at its moulded interface pretreated in two different ways was observed. As the basic data, the fatigue crack propagation characteristics of the adhesive itself were experimentally obtained. The debond growth behavior at the interface by fatigue was predicted under the following conditions;

(1) The stress intensity factor of an interface crack is approximately equal to that of a crack in homogenous material as derived from the no-slip model proposed by Mak *et al.*¹⁾.

(2) The debond growth rate per cycle is equal to the crack propagation rate of the adhesive material.

(3) The residual stress on the moulded interface estimated by a photoelastic experiment and FEM analysis is taken into account as an influential factor for the stress ratio of fatigue load.

Fairly good agreement between the experimental and analytical results was found for the interface pretreated with sand-blast and chromic-acid. However the debond growth rate for the interface with no chromic-acid pretreatment was faster nearly by a factor of one order of magnitude than the prediction. Microscopic analyses of the debonded interfaces were conducted with SEM and X-ray microanalyzer and the debond growth mechanism was discussed.

キー・ワード：界面はく離，疲労，破壊力学

1 緒 言

近年異種材料同士を接着して構造物を形成する技術が広く普及し、接着界面のはく離が繰返し荷重の下で進展する現象の解明が必要になってきている。

著者らは先に Al とエポキシ樹脂とをモールドにより接合した継手の疲労試験を行い、その形状効果などを明らかにしたが、同時に界面のはく離は微視的には Al/接着層/エポキシ樹脂の三層構造の Al/接着層の界面に沿ったものであることを確認した²⁾。本研究はこのはく離進展挙動を破壊力学的観点より明らかにすることを目的としており、現象を単純化するため本報では Al と接着剤のみのモールド継手を用いた実験と解析の結果について述べる。

界面き裂にはいわゆる振動特異性の問題が未解決であったため、これまで異種材料の界面に沿うはく離進展を破壊力学的に検討した例はきわめて少ない。しかし Mak らが提案したノースリップモデルによれば振動特異性は消滅し、き裂先端の応力拡大係数としては K_{II} はゼロとなるが、 K_I は均質体中のき裂のものに

近似的に等しくなる。このことは著者も FEM 解析にノースリップ域を含めたモデルで確認している。これまで行われた接着継手の混合モード下の破壊実験では、 K 値よりもエネルギー解放率 G で検討されることが多かったが、一般的傾向としては $G_I + G_{II}$ は一定値にならないことが知られている^{3,4)}。また Ripling らのモード I と III の実験ではむしろ G_I が一定値で破壊する傾向が見られる^{5,6)}。このように過去の接着継手の破壊実験結果は、界面き裂の進展はき裂上下面の相対すべりではなく、き裂面の開口によりもたらされるとする Mak らのモデルを支持する傾向にある。このような状況から以下では K_I に基づいた解析を行い、はく離進展機構につき検討する。

2 実 験

2・1 試験片形状と試験片の製作

Fig. 1 (a)(b)に実験に用いた試験片の形状を示す。(a)は接着剤の疲労き裂伝ば特性を求めるための片側切欠き試験片である。ここで接着剤とは脂環式エポキシ樹脂を二塩基酸を硬化剤として硬化させたもので、以下

† 原稿受理 昭和62年1月5日 Received Jan. 5, 1987

* 正 会 員 (株)東芝重電技術研究所 川崎市川崎区浮島町, Heavy Apparatus Engineering Laboratory, Toshiba Corp., Ukishima-cho, Kawasaki-ku, Kawasaki

** (株)東芝重電技術研究所 川崎市川崎区浮島町, Heavy Apparatus Engineering Laboratory, Toshiba Corp., Ukishima-cho, Kawasaki-ku, Kawasaki

*** (株)東芝ケミカル入舟事業所 横浜市鶴見区, Irihune Works, Toshiba Chemical Co. Ltd., Tsurumi-ku, Yokohama

Fig. 1. Specimen geometry (dimensions in mm).

プライマーと呼称する。プライマーを厚さ5mmの板状に注形し、これより図に示す形状に機械加工した。(b)はAl/プライマーモールド試験片で、厚さ5mmのAl板(A5083)を同じ厚さのプライマー中にモールドしてこれから機械加工を行った。またAlとプライマーの界面処理としては、Al面をサンドブラストにより粗化してからさらにクロム酸処理を行ったものと行わないものとの2種類につき実験した。サンドブラストにより形成されたAl表面の凹凸は、深さが20~40 μ mであった。上記2種類の界面処理を、以下単に、酸処理有り、無しと略称する。また前報にて述べたようにAl/エポキシモールド継手の作製には、(1)Al面に塗布したプライマーの硬化(2)エポキシ樹脂の注形と加熱硬化および(3)アフターキュアの手順を経たが、Fig. 1の試験片は(a)(b)ともこれと全く同じ熱履歴で作製した。最後に機械加工などのひずみを除去するため、100 $^{\circ}$ C $\times$ 6hrの焼なましを行った。

2.2 疲労試験方法

Fig. 1 (a)の試験片を用いた疲労き裂伝ば実験は、電気油圧式疲労試験機により応力比 $R=0, 0.5$ および 0.7 について繰返し速度 $0.01\sim 0.5$ Hz で室温で行った。き裂長さはプライマーが透明であるので、背面照明の下でき裂の斜め上方から接写写真撮影を行い 0.1 mm の精度で読みとった。Fig. 1 (b)のAl/プライマーモールド板のはく離進展実験は、上と同じ治具、同じ試験機にて $R=0$ (片振り) で $0.05\sim 0.5$ Hz で行った。また界面の端部にかみそりの刃を押付けることにより、 $0.2\sim 0.1$ mm の初期はく離を作った。はく離長さの測定は上と同様にプライマーを透過しての接写写真撮影によった。

2.3 Al/プライマーモールド板の残留応力

Alとエポキシ樹脂のモールドによる注形残留応力の解析方法については既に円板モデルの実験などによりほぼ確立している⁹⁾。しかしAlとプライマーだけのモールド板の注形残留応力については、これを解析のみで予測する十分なデータを持っていないので、光弾

性実験とFEM解析とを併用して残留応力を推定した。

3 実験結果および考察

3.1 プライマー板の疲労き裂伝ば特性

Fig. 2にプライマー板の疲労き裂伝ば特性の実験結果を示す。ここで伝ば速度 da/dN は、き裂長さ a と繰返し数 N との曲線を図式的に微分して求めたもので

Fig. 2. Fatigue crack propagation rate vs. ΔK for primer plate.

ある。また図の横軸は応力拡大係数範囲 ΔK で、次式により計算した。

$$\left. \begin{aligned} \Delta K &= K_{\max} - K_{\min} \\ K_{\max} &= \sigma_{\max} \sqrt{\pi a F_i(a/b)} \\ K_{\min} &= \sigma_{\min} \sqrt{\pi a F_i(a/b)} \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

ここに $\sigma_{\max}, \sigma_{\min}$ は公称疲労負荷応力の最大値、最小値で、それぞれ引張荷重を試験片断面積で除したものである。 b は試験片の幅、 F_i は引張負荷に対する幾何学的補正係数で、次式を用いた。

$$F_i(X) = 1.12 - 0.231X + 10.55X^2 - 21.72X^3 + 30.39X^4 \quad (2)$$

Fig. 2には応力範囲 $\Delta\sigma (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})$ と繰返し速度とを示してある。 $R=0, 0.5$ および 0.7 についての実験結果は、各 R ごとに、

$$\frac{da}{dN} = A \cdot \Delta K^m \quad (3)$$

となり、いわゆるパリス則により良く表される。ここに A, m は Table I に示す定数である。図より、プライマーのき裂進展速度は、応力比 R に対する明確な依存性を示しており、また繰返し速度依存性はあまり見られず、き裂進展が時間依存ではなく、繰返し依存であることが理解される。図の結果を ΔK でなく、

Table I. Fatigue crack propagation constants of primer. (dK in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, da/dN in mm/cycle)

R	0	0.5	0.7
A	1.038×10^{-2}	3.88×10^{-1}	3.15×10^1
m	5.4	6.9	8.6

$K_{\max}$ で整理し直してみたところ, 各 R による伝ば速度データ間の差異は多少縮まる傾向があったが, da/dN 対 $K_{\max}$ には依然として明確な R 依存性が見られた。

ここで次のパラメータ λ を導入する。

$$\lambda = K_{\max}^2 - K_{\min}^2 \quad (4)$$

Fig. 3 は疲労き裂伝ば速度をパラメータ λ で整理したもので, $R=0 \sim 0.7$ のすべてのデータが比較的

Fig. 3. Fatigue crack propagation rate vs. $K_{\max}^2 - K_{\min}^2$ for primer plate.

(a) Photoelastic experiment

(b) FEM

Fig. 4. Isochromatic fringe patterns for primer part of Al/primer moulded plate.

狭い幅の斜線領域内にある。すなわち, 伝ば速度は R を陽に含まない形で, 次のように書ける。

$$\frac{da}{dN} = B \cdot \lambda^n \quad (5)$$

ここに $B=0.6 \sim 1.2 \times 10^{-2}$, $n \approx 3$ である。このような伝ば速度の R 依存性は金属材料においても一般的に見られ, そのメカニズムとしては金属材料の場合はき裂閉口現象が考えられている。しかしプラスチック材料の場合は式(4)の λ による整理が一般的で, エポキシ, PMMA, ポリカーボネートおよびナイロン 66 などについて式(5)でまとめられることが確認されている。¹¹⁾¹²⁾

3・2 Al/プライマーモールド界面近傍の残留応力

Fig. 1 (b) の Al/プライマーモールド板は機械加工後ひずみとり焼なましを行った。しかしプライマーが硬化してから室温までの冷却による収縮が Al により阻止されるため, 界面近傍には熱応力が残留している。

Al/プライマー界面に平行に x 軸, 引張軸方向に y 軸をとる。モールド板は十分薄いので平面応力状態にあると考えてよく, 残留応力は σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{xy} の三成分ある。この内, 界面に沿うはく離進展挙動に最も強く影響すると思われるのは σ_{yy} である。

Fig. 4 (a) は, 試験片のプライマー部分の光弾性実験による等色線の写真の左半分で, 写真のしま模様は主せん断応力,

$$\tau_{\max} = \sqrt{\frac{1}{4}(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + \sigma_{xy}^2} \quad (6)$$

の等高線に対応したものである。¹³⁾ プライマーの光弾性応力感度 (しま次数/(2×主せん断応力×板厚)) は, 引張試験より $0.037(\text{MPa} \cdot \text{mm})^{-1}$ であった。したがって, Fig. 4 (a) のしまの間隔は 2.7 MPa の主せん断応力差に対応する。

Fig. 4 (b) は FEM により熱残留応力を解析し, その結果から式(6)の主せん断応力の等高線を描いたもの

である。これは次のようにして計算した。Al/プライマーモールド板の場合、残留応力は硬化後の冷却熱応力として発生すると考えられるが、物性値の温度依存性など未知量が多い。そこでまず、任意の冷却熱収縮ひずみとして、 -1×10^{-3} (プライマーとAlの線膨張係数の差 $=1 \times 10^{-5}/^{\circ}\text{C}$ 、温度降下 $=-100^{\circ}\text{C}$)を与え、平面応力解析を行った。図は省略するが、Al/プライマー界面近傍のメッシュサイズは1 mmで、試験片外周はすべて自由境界とした。構成材料のヤング率とポアソン比は、Alでは70 GPa, 0.3, プライマーでは室温での実測値, 2.5 GPa, 0.4を用いた。

つぎに、界面から離れた部位での主せん断応力がFEM解と光弾性実験結果とで一致するよう比例計算を行ったところ、上の任意値の4倍がほぼ相当との結果を得た。Fig. 4 (b)は試験片の右半分の主せん断応力の等高線で、(a)(b)でパターンが非常に良く一致している。界面上の残留応力成分 σ_{yy} は上で計算した任意値の4倍の結果からAl側の要素の図心での値とプライマー側の要素の図心での値の平均値として求めた。 σ_{yy} を端部からの距離 x に対してプロットしたものをFig. 5に示す。さらにこれを次の形の曲線で近似し最小2乗法で係数を決定した。

$$\sigma_{yy} = p + \frac{q}{x^s} \quad (7)$$

その結果、 $p = -1.70 \text{ MPa}$, $q = 9.44 \text{ MPa} \cdot \text{mm}$, $s = 1$ で最もよく近似できた。 $s = 0.5$ や2は全領域での良い近似とはならなかった。一般に異種材料の接合端部では弾性応力は、き裂先端のものより複雑な特異性をもつことが知られている。上式にはFEM解析結果を一本の曲線で近似した便宜的なものである。また $x = 0$ で σ_{yy} は上式では発散するが、実際にはプライマーの塑性変形などのため有限値にとどまると考えられる。

Fig. 5. Debonding stress distribution along the moulded interface.

3・3 Al/プライマー界面のはく離進展挙動

Fig. 6 (a)に示すように幅 b の試験片に長さ a のはく離がある場合を考える。界面上の応力は、負荷応力に式(6)の残留応力が重畳されたものになる。まず界面き裂の K 値が均質体中のき裂の K 値に等しいとして議論をすすめる。一様負荷応力 $\Delta\sigma$ による K 値は、

$$K_I = \Delta\sigma \sqrt{\pi a} \cdot F_I(a/b) \quad (8)$$

となる。ここに F_I は式(2)の一樣引張りに対する幾何学的補正係数である。つぎに残留応力分布に対しては、図示したようにき裂先端を基準として直線近似し、引張成分 σ_t と曲げ成分 σ_b とに分けて K 値を評価する。式(7)の場合は、 σ_t は $(p+q/a)$ となる。 σ_b は式(7)の双曲線の接線をとると q/a となる。しかし、双曲線状応力分布では応力こう配が非常に大きいため、き裂先端相当位置の接線で直線近似して K 値を評価することによる誤差が特に a が大きくなるにつれて増加すると考えられる。そこでこれをさけるためFig. 6 (b)に示すように接線ではなく、便宜的に $x=a$ 上の点と

Fig. 6. Bimaterial plate with interface crack and stress state on the interface.

$x=a/2$ 上の点を結ぶ直線で近似する. このとき $\sigma_b = 2q/a$ となり, 結局残留応力による K 値は次式となる.

$$K_2 = \left\{ \left(p + \frac{q}{a} \right) F_t + 2 \frac{q}{a} F_b \right\} \sqrt{\pi a} \quad (9)$$

ここに $F_b(X)$ はき裂先端相当位置で応力が 0 となる非対称曲げに対する補正係数で, 式(2)の $F_t(X)$ と, 対称曲げの補正係数 $F_0(X)$ とから, 次式により合成できる.

$$F_b = F_t + \frac{(F_0 - F_t)}{2X} \quad (10)$$

F_0 としては, 例えば次式が知られている.¹⁰⁾

$$F_0(X) = 1.12 - 1.40X + 7.33X^2 - 13.08X^3 + 14.0X^4 \quad (11)$$

式(2), (11)を式(10)に代入したものは, 式(10)右辺第 2 項の引算と X による除算のため $X < 0.1$ での精度がやや劣る. そこで F_b としては, $X < 0.1$ での精度をこれよりも改善した次式を用いた.

$$F_b(X) = 0.441 - 0.609X + 8.10X^2 - 14.57X^3 + 18.27X^4 \quad (12)$$

式(9)の導出に関しては, 残留応力のはく離進展に伴う再配分は考慮していない. 前節で検討したように, Al/プライマー界面に存在する残留応力は, 基本的には弾性熱応力であり, はく離の進展に伴いその分布形は変化すると考えられる. しかし, 一般に, K 値はき裂を導入する以前の応力分布が基になって決定されるので, 弾性熱応力に関する限り, 式(9)にて係数 p , q をき裂長さによらず, 一定値としてよい.

したがって式(4)のパラメータ λ は次式となる.

$$\lambda = (K_1 + K_2)^2 - K_2^2 \quad (13)$$

ここで界面のはく離進展速度がプライマー中の疲労き裂伝ば速度の式(5)に従うものとする. そうすると初期はく離長さ a_0 から a まで, はく離を進展させるに要する繰返し数 N は次式で与えられる.

$$N = \int_{a_0}^a (B \cdot \lambda(a)^n)^{-1} da \quad (14)$$

さて前述したように, Mak のモデルによれば, はく離の全域がノースリップ域である場合は, 界面き裂の K 値は均質体中のき裂の K 値に一致する.¹⁾ しかしそうでない場合は, 近似的に等しくなるがその近似度はノースリップ域の割合と被接着材同士のヤング率の比率 (E_1/E_2) に依存することになる. ここに E_1 , E_2 は Al とプライマーのヤング率で $E_1/E_2 = 28$ である. Mak の計算では 1% 以下のノースリップ域で $E_1/E_2 \sim 15$ の場合約 9% 低めになり, また修正き裂閉口積分法による検討では FEM モデルにノースリップ域⁴⁾を含め⁴⁵⁾ないで $E_1/E_2 = 7$ の場合約 5% 低めとなった. 界面き裂の K 値の計算に均質体中のき裂についての変位法をそのまま適用した解析もあり, それによると $E_1/E_2 = 10$ にて約 8% 低めになっている. 今の場合 E_1/E_2 は

かなり大きく, またはく離の全域がノースリップ域であるとは考えにくいので, やはりヤング率比の大きさを考慮して式(9)の K_1 , K_2 を 10% 低めにして計算した.

Fig. 7 に疲労によるはく離進展状況の写真を示す. Fig. 8 に実験結果と式(14)による計算結果とを比較した. 図中の斜線は式(5)の B の幅に対応したものであるが, 計算値同士の重なり合いをさけるため B の中心値 $\pm 25\%$ の範囲のみ図示した. 界面処理がサンドブラストのみのものでは実験結果は理論よりも一けたほど速い. しかし酸処理を行ったものでは実験結果と理論の一致はよく, 応力範囲と破壊までの繰返し数のおおよそが予測されている.

Fig. 7. A series of photographs showing the growth of debond of Al/primer moulded interface. ($\Delta\sigma = 3$ MPa)

3・4 はく離面の SEM 観察とはく離進展機構の検討

Fig. 9 と Fig. 10 に酸処理無し, 有りのはく離面の SEM 写真を示す. 各図とも (a) は Al 側, (b) はプライマー側のはく離面である. 通常プラスチック材料の破面の SEM 観察では金を破面上に蒸着して行いが, Fig. 9 (a) だけは無蒸着のまま観察した. これは Al 面に付着しているプライマーを識別しやすくするために, 電子線の照射によりプライマーには電荷がチャージされ金属部よりも多くの 2 次電子を発生するためプライマー部が明るく観察される.

Fig. 8. Comparison of debond growth behavior between experiment and theory.

Fig. 9. SEM photographs of debonded interface pretreated with sandblast.

Al 側のはく離面上には酸処理の有無に拘らず、Al 面の凹部に取込まれたプライマー（これをアンカー部と呼ぶ）の切断跡が残っている。従来から接着部のは

Fig. 10. SEM photographs of debonded interface pretreated with sandblast and chromic-acid.

く離抵抗の機構として投錨によるメカニカルインターロックが考えられている。しかしアンカー部の全面積に占める比率は10%以下であり、また酸処理の有無による有意差もあまり認められない。つまり面積比率から判断すると酸処理の有無によるはく離進展速度の差や、酸処理品についての理論との一致などについてはアンカー部よりもむしろアンカー部以外の部分のはく離進展抵抗の方がより重要な意味をもつと考えられる。

Al 側のはく離面上のプライマー未付着領域では、Fig. 9 (a)ではサンドブラストによる粗い凹凸が見られ、Fig. 10 (a)ではサンドブラストによる凹凸が滑らかになっているのが見えるが、これは酸処理によるものである。はく離面の Al 側とプライマー側とは基本的には面の凹凸を反転させた特徴が見られると考えられる。したがってプライマー未付着領域で両者を対比することにより初期欠陥の有無などを知ることができる可能性がある。Fig. 10 では酸処理により滑らかになった Al 面の凹部がプライマー側に凸部となって転写されており、一部に直径数 μm 程度の小ポイドがプライマー側に見られるが初期欠陥はかなり少ないと推定される。これに対して Fig. 9 では(a)(b)の対応は明らかではない。サンドブラストによる Al 面の鋭い凹凸はそのままプライマー側に転写されておらず、初期から界面上に多数の欠陥が存在した可能性が高い。つまり酸処理の有無によるはく離進展速度の差は、界面処理方法の違いによる界面上の初期欠陥密度の差によりもたらされている可能性が高いと考えられる。

つぎにはく離面のアンカー部以外の部位にて約 $10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$ のスポットの X線マイクロアナライザ (XMA) による分析を行ったところ、随所で毎秒10～

30カウントの炭素が検出された。アンカー部のプライマーの切断跡では数キロカウント/秒であり、はく離面以外の Al 面 (試験片側面など) ではほぼ 0 カウントであることを確認した。また酸処理の有無で炭素検出カウント数に大差はなかった。ここで検出した炭素は Al 面に付着しているプライマーからのものと考えられ、アンカー部以外の部位においても SEM では観察できないような極薄いプライマーの層を残してはく離が進展していることを示唆している。同様な結果は Bascom¹⁶⁾ にも Al/エポキシのはく離面について得ている。彼らは Al のはく離面のオージェ分析を行い、数 10nm 程度のエポキシ樹脂がはく離面上に残留していると結論付けている。一般に巨視的には界面破壊でも微視レベルでは完全な界面の分離ではない場合が多く、特に Al に酸化皮膜が形成されているとエポキシとの界面結合力が高くなり、微視レベルでは必ず接着剤が破壊するという報告がある¹⁷⁾。

前節では界面のはく離進展速度がプライマーの疲労き裂伝ば速度式(4)に従うと仮定しその予測を行った。このような状況は、例えば巨視的なレベルでの界面破壊が微視的には界面から少しプライマー側に入った部分を進展するいわゆる接着破壊である場合に相当するが、上の XMA による分析結果はこの考えを裏付けるものである。また界面強度が接着剤の強度よりも高い場合はこのような状況は実現しうると考えられるので、その意味からは式(4)ははく離進展速度の下限値を予測するものとして合理的である。

ただし界面近傍の欠陥密度が高くなるとはく離進展速度は式(4)よりも加速されることが考えられる。界面上の欠陥は正味応力を高め、はく離先端の K 値を局所的に高める効果をもつと考えられるから、はく離進展挙動は界面上の欠陥密度に大きく左右されるであろう。式(4)(5)から、

$$\frac{da}{dN} \propto \Delta\sigma^{2n} \left(1 + 2 \frac{\sigma_{\text{res}}}{\Delta\sigma} \right)^n \quad (15)$$

であった。ここに σ_{res} は式(7)の残留応力であり、正味断面積に対する負荷応力 $\Delta\sigma$ とともに欠陥の存在により影響をうける。この程度は σ_{res} と $\Delta\sigma$ の両方に対してほぼ同程度と考えられるので上式右辺第 2 項への寄与は小さい。つまり第 1 項が支配的で $n=3 \sim 4$ であるから上式よりはく離進展速度は $\Delta\sigma$ の 6 ~ 8 乗に比例することになる。例えば酸処理無し品の場合、正味断面積が 25% 減少するとはく離進展速度は 3.8 ~ 6.0 倍となり、ほぼ一けた速くなることが理解される。これに対して酸処理品では前述したように界面上の欠陥密度は低く、式(4)による理論に近いはく離進展挙動をしたものと考えられる。

4 結 言

Al とプライマーのモールド継手界面の疲労によるはく離進展実験を行い、プライマー単独での疲労き裂伝ば特性に基づくはく離進展速度の解析結果と比較検討した。ただしここでは界面き裂の K 値として、ヤング率比の大きいことを考慮して均質体中のき裂の K 値の 10% 低めの値を用いた。またはく離面の SEM 観察や XMA による炭素分析を行いはく離進展機構について検討した。それらの結果を総合すると、

(1) はく離進展は接着破壊であって、それゆえはく離進展特性は接着剤の疲労き裂伝ば特性を基にしたものである。

(2) しかし、界面上の欠陥密度が高くなる界面処理方法の場合は、正味断面積の増加などによりはく離進展速度が加速される。

などが結論として導かれそうである。しかし本研究での理論と実験の比較は $a-N$ 関係の概略に関するものであり、また実験データの中には一部理論よりも減速側になるものも見られた。したがって加速要因のみでなく、減速要因についての検討も今後必要となろう。

(昭和61年11月13日 第18回疲労シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) A. F. Mak, L. M. Keer, S. H. Chen and J. L. Lewis, J. Appl. Mech., **102**, 347 (1980).
- 2) 山崎利春, 千葉和夫, 市川以知郎, 材料, **35**, 158 (1986).
- 3) 田中道七, 堀美知郎, 日本機械学会論文集, A-47, 131 (1981).
- 4) 山崎利春, 材料, **34**, 1261 (1985).
- 5) A. J. Kinloch, J. Mat. Sci., **17**, 617 (1982).
- 6) F. Flasher, S. Kenig, I. G. Zewi and H. Dodiuk, Eng. Frac. Mech., **21**, 997 (1985).
- 7) G. G. Trantina, J. Com. Mat., **6**, 371 (1972).
- 8) E. J. Ripling, J. S. Santner and P. B. Crosley, J. Mat. Sci., **18**, 2274 (1983).
- 9) 山崎利春, 大沼秀夫, 材料, **33**, 980 (1984).
- 10) H. Tada, P. C. Paris and G. R. Irwin, "The Stress Analysis of Cracks Handbook" (1973) Del Research Corp.
- 11) S. A. Sutton, Eng. Frac. Mech., **6**, 587 (1974).
- 12) S. Arad, J. C. Radon and L. E. Culver, Eng. Frac. Mech., **4**, 511 (1972).
- 13) 平 修二監修, "現代材料力学", 第12章 (1970) オーム社.
- 14) 畑 敏雄, 日本機械学会誌, **87**, 233 (1984).
- 15) A. J. Kinloch, J. Mat. Sci., **15**, 2141 (1980).
- 16) W. D. Bascom, C. O. Timmons and R. L. Jones, J. Mat. Sci., **10**, 1037 (1975).
- 17) J. D. Venables, J. Mat. Sci., **19**, 2431 (1984).
- 18) 山崎淳一, 結城良治, 北川英夫, 日本機械学会論文集, A-52, 963 (1986).