一方向強化 CFRP 積層板の繰返し荷重下における 層間はく離進展に及ぼす試験温度および 荷重繰返し周波数の影響†

中 井 善 一* 山 守 博 文**
中 村 政 晴*** 大 路 清 嗣****

Effects of Frequency and Temperature on Delamination Crack Growth of Unidirectional CFRP under Cyclic Loading

by

Yoshikazu NAKAI*, Hirofumi YAMAMORI**, Masaharu NAKAMURA***
and Kiyotsugu OHJI****

The effects of frequency and temperature on the delamination crack growth under cyclic loading were investigated with unidirectional CF/epoxy laminates. Tests were conducted at room temperature, 50°C, and 80°C in air with double cantilever beam (DCB) specimens.

At room temperature, the growth rate in terms of number of cycles, da/dN , was given by a power function of the stress intensity range, ΔK , when da/dN was larger than 5×10^{-9} (m/cycle). The relation was almost independent of the loading frequency.

At 50°C and 80°C, the growth rate in terms of number of cycles, da/dN , was given by a power function of the stress intensity range, ΔK , when da/dN was larger than 5×10^{-11} (m/cycle). When compared at the same value of ΔK , the growth rate, da/dN , was higher for higher temperature and for lower frequency. However, the growth rate expressed in terms of time, da/dt , was found to be controlled by the maximum stress intensity factor, K_{max} , independent of the loading frequency at the same temperature, i. e., the delamination crack was considered to have grown by time dependent mechanisms under cyclic loading.

The da/dt - K_{max} relation also depended on temperature. For higher temperature, the growth rate, da/dt , was higher at the same value of K_{max} .

Key words: Delamination, Fatigue crack growth, CFRP, High temperature, Frequency effect, Fracture mechanics

1 緒 言

炭素繊維強化プラスチック(CFRP)積層板は、引張り強度と密度の比が金属材料に比べて大きいため、航空宇宙分野での利用が増大してきている。特に近年は、二次構造材料にとどまらず、一次構造材料として利用されるまでになっている。そのため、CFRP 積層板を用いた構造物の健全性を確保するためには、CFRP 積層板の強度評価法を確立することが必要不可欠である。

さて、CFRP 積層板の破壊モードとして最も重要なものが層間はく離強度であることは、現在広く認識されており、層間はく離き裂の破壊じん性試験を中心

に研究が進められている^{2),3)}。ところが、実用機器は通常繰返し使用されるものであり、破壊じん性値よりも繰返し荷重下における強度、すなわち、疲労強度の評価がより重要な問題であると考えられる。

CFRP 積層板の繰返し荷重下における層間はく離き裂伝ばに関しても、これまでに研究が行われているが、大気中における層間はく離の伝ばが繰返し数依存^{4),5),6)}であるのか、あるいは時間依存であるのか、そして、それを規定する破壊力学パラメータが応力拡大係数範囲 ΔK であるのか、1 サイクル中の最大荷重に対応する応力拡大係数 K_{max} 、あるいは金属材料の動クリープ⁷⁾で用いられた等価応力のような、1 サイクル中の

† 原稿受理 平成 4 年 7 月 6 日 Received July 6, 1992

* 正 会 員 神戸大学工学部機械工学科 〒657 神戸市灘区六甲台町, Dept. of Mech. Eng., Kobe Univ., Nada-ku, Kobe, 657

** 川崎重工業(株)車両事業本部 〒652 神戸市兵庫区和田山通, Kawasaki Heavy Indust. Ltd., Hyogo-ku, Kobe, 652

*** ヤマハ発動機(株)技術本部 〒438 静岡県磐田市新貝, Yamaha Motor Co. Ltd., Shingai, Iwata, 438

**** 正 会 員 大阪大学工学部産業機械工学科 〒565 大阪府吹田市山田丘, Dept. of Mech. Eng., Osaka Univ. Yamadaoka, Suita, 565

応力拡大係数の重みつき平均である等価応力拡大係数 K_{eq} であるのか、また、もっと他の破壊力学パラメータのほうがよいのかに関しては十分には明らかになっていないものと考えられる。また、CFRP 積層板を航空機の翼に用いた場合、大気との摩擦によって高温になると考えられるが、大気中の繰返し荷重下における層間はく離強度に及ぼす試験温度の影響に関しても、不明な点が多い。

そこで、本研究ではエポキシ樹脂を母材とする CFRP 積層板の双片持り (DCB) 試験片を用いて、繰返し荷重下における層間はく離き裂伝は挙動に及ぼす荷重繰返し速度の影響を調べることによって、層間はく離き裂伝はを規定する破壊力学パラメータについて検討するとともに、試験温度の影響についても調べた。

2 実験方法

試験材料は、CFRP プリプレグ P3060-15 (東レ) を 59 枚一方向に積層して板厚 8 mm とした積層板である。このプリプレグの繊維は、トレカ T300B (東レ) で、樹脂は 180°C 硬化型エポキシ樹脂 #3601 (東レ) である。

試験片は、Fig. 1 に示すような形状の DCB 型試験片であり、成形板 (300×300 mm) から機械加工に

Fig. 1. Test specimen (Dimensions in mm).

Fig. 2. Experimental apparatus.

によって切出した。また、層間にはく離き裂の導入を容易にするために、試験片にマイクロカッターで、幅 0.5 mm、深さ 15 mm の切欠きを初期欠陥として導入した。さらに、ピン穴付きのアルミブロックをエポキシ系接着剤により試験片に接着することによって荷重を負荷した。

負荷および変位計測装置の概観を Fig. 2 に示した。アルミブロック、ピン、およびグリップの変形は微小であると考え、差動トランスによって計測した上下グリップ間の変位をき裂開口変位とした。また、荷重負荷には、電気油圧サーボ式疲労試験機を用い、荷重制御あるいは変位制御下で試験を行った。

本研究では、き裂長さをコンプライアンス法によって計測した。き裂長さとコンプライアンス C の関係は、材料を直交異方性材料として有限要素法によって解析したが、その詳細については付録で述べる。

き裂長さとコンプライアンスの関係を Fig. 3 に示した。 C は荷重点変位と荷重関係の勾配、 a はき裂長さである。中実印 ◆ は、付録で述べた有限要素解析結果、中空印 ○ は、実測したき裂長さとコンプライアンスの関係であり、○ 印は、試験片表面におけるき裂長さとコンプライアンスの関係、□ 印は、破面より実測した板幅方向の平均き裂長さとコンプライアンスの関係である。Fig. 4 に示したように、き裂先端は大きく湾曲しており、試験片内部では試験片側面よりもき

Fig. 3. Relation between compliance and crack length.

Crack growth direction

Fig. 4. Shape of crack front.

裂が進展しているが、有限要素法による解析結果は、平均的なき裂長さにはほぼ対応している。そのため、実際のき裂長さの算定にあたっては、有限要素解析結果を近似した次式を用いた。

$$\begin{aligned} BE_1 C &= \beta(a/H)^\alpha \\ \alpha &= 2.68 \\ \beta &= 27.9 \end{aligned} \quad (1)$$

ここで、 B は板幅、 $2H$ は板厚である。また、次式によってエネルギー解放率 g を求めた。

$$\begin{aligned} g &= \frac{P^2}{2B} \cdot \frac{dC}{da} \\ &= \frac{P^2}{2B} \cdot \frac{\alpha\beta}{BE_1 H} \left(\frac{a}{H}\right)^{\alpha-1} \end{aligned} \quad (2)$$

また、これより次式のようにして応力拡大係数を計算した。

$$K = \sqrt{g/\eta} \quad (3)$$

平面ひずみ状態では、 η は次式となる。

$$\begin{aligned} \eta &= \left\{ \frac{(1-\nu_{13}\nu_{31})(1-\nu_{23}\nu_{32})}{2E_1E_2} \right\} \left\{ \frac{E_1(1-\nu_{23}\nu_{32})}{E_2(1-\nu_{13}\nu_{31})} \right\}^{1/4} \\ &\times \left\{ \frac{-2(\nu_{21}+\nu_{31}\nu_{23}/E_2+1/G_{12})}{2(1-\nu_{13}\nu_{31})/E_1} \right\}^{1/2} \end{aligned} \quad (4)$$

有限要素解析と同様、一方向材の場合、板厚方向と板幅方向の特性は等しいと考え、 $E_2=E_3$ 、 $G_{12}=G_{13}$ 、 $\nu_{12}=\nu_{13}$ 、 $\nu_{23}=\nu_{32}$ とした。

疲労試験は、応力比を一定 ($=0.5$) に保ち、荷重振幅一定、 ΔK 一定、または ΔK 漸減条件で行った。 ΔK 制御試験においては、き裂が 0.05 mm 伸びるごとに、設定荷重を調整した。また、 ΔK 漸減試験においては、次式を満足するように、荷重を減少させた。

$$\Delta K = \Delta K_0 \cdot \exp[-0.08(a-a_0)] \quad (5)$$

ここで、 ΔK_0 および a_0 は、それぞれ実験開始時ににおける応力拡大係数範囲およびき裂長さである。なお、荷重繰返し周波数 f は 2 Hz または 20 Hz とした。

室温で実験を行った場合、試験温度を制御しなかったが、50°C および 80°C の場合には、バンドヒータおよびマイクロ・プロセッサ内蔵の温度調節器を用いて、50°C $\pm$ 0.2°C あるいは 80°C $\pm$ 0.5°C に試験温度を制御した。

3 実験結果

室温における、1 サイクル当りのき裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数幅 ΔK の関係を Fig. 5 に示した。き裂伝ば速度 $da/dN > 5 \times 10^{-9}$ m/cycle の領域では da/dN と応力拡大係数幅 ΔK の間にべき乗則が成立している。そのべき指数 m は約 25 であり、金属材料と比べてきわめて大きい値になっている。 $da/dN < 5 \times 10^{-9}$ m/cycle の領域においては、 da/dN はべき乗則で与えられる値より小さくなっており、 $\Delta K = 0.45 \text{ MPam}^{1/2}$ 付近においてき裂伝ばの下限界が存

Fig. 5. Crack growth rate as a function of stress intensity range at room temperature.

Fig. 6. Crack growth rate as a function of maximum stress intensity factor at room temperature.

在する。なお荷重繰返し周波数の影響に関しては、実験結果のバラツキが大きく、明確な結論は導けない。ただし、Fig. 6 に示した単位時間当りのき裂伝ば速度 da/dt と 1 サイクル中の最大応力拡大係数 $K_{\max}$ の関係よりも Fig. 5 の da/dN - ΔK 関係のバラツキのほうが小さく、き裂伝ばは、時間依存型よりも繰返し数

Fig. 7. Crack growth rate as a function of stress intensity range at high temperatures.

Fig. 8. Crack growth rate as a function of maximum stress intensity factor at high temperatures.

依存型に近いようである。^{*1}

50°Cおよび80°Cにおける da/dN と ΔK の関係をFig. 7に示した。なお、図中にハッチングした領域は、室温における実験データの範囲である。50°Cおよび80°Cにおけるき裂伝ば速度は、室温における上限値

よりもさらに大きくなっており、試験温度が高いほど、き裂伝ば速度が大きい。また、同一温度に対しては、荷重繰返し周波数が小さいほどき裂伝ば速度が大きくなっている。50°Cおよび80°Cの場合も、 $da/dN > 5 \times 10^{-11}$ m/cycleの領域で da/dN と ΔK の間にべき乗則が成立している。そのべき数 m は約35で、室温の結果よりさらに大きい値になっている。また、 $da/dN < 5 \times 10^{-11}$ m/cycleの領域において、 da/dN はべき乗則で与えられる値よりも低くなっている。

50°Cおよび80°Cにおける、単位時間当りのき裂伝ば速度 da/dt と1サイクル中の最大応力拡大係数 K_{max} の関係をFig. 8に示した。室温における実験データの範囲を図中にハッチング領域で示した。50°Cおよび80°Cでは、 da/dt - K_{max} 関係に荷重繰返し周波数依存性はほとんどなく、時間依存型のき裂伝ば挙動を示している。また、Fig. 8ではわかりにくい、Fig. 7を考慮すると、試験温度が高いほうがき裂伝ば速度がわずかに大きいようである。なお、 da/dt - K_{max} 関係にも下限界が存在し、約0.8 MPam^{1/2}である。

4 考 察

室温および50°Cにおける破面の走査型電子顕微鏡写真をFig. 9(a)および(b)に示した。室温における破面では繊維が露出し、繊維と樹脂の界面での破壊が顕著である。また、炭素繊維が所々破断し浮き上がっているが、これは繊維によるき裂上下面の架橋があったことを示唆している。一方、50°Cにおける破面は、樹脂中での破壊が主であることを示しており、繊維の引抜けは観察されない。80°Cにおいても同様であった。これは、温度が高くなると樹脂の強度が低下するためであると考えられる。このような破壊機構の相違が、前述のように、層間はく離き裂伝ばを支配する破壊力学パラメータの相違の原因であると考えられる。

一般に、FRPでは、繰返し荷重が作用すると試験片温度が上昇することが指摘されている。⁹⁾ 本材料の層間はく離の場合も、き裂先端での発熱を考慮すれば、樹脂のガラス転移温度（本材料の場合約240°C）よりはるかに低い温度でこのような破壊機構の遷移が起ることを説明できる可能性があるが、詳細は不明である。

50°Cおよび80°Cにおける層間はく離き裂伝ばは、時間依存であったが、それが金属材料のクリープのように、変形が時間に依存するために生じるのか、あるいは環境助長割れ（応力腐食割れ）のように、き裂先

*1 変動荷重下における時間依存型の層間はく離き裂伝ばを支配するパラメータとしては、最大応力拡大係数 K_{max} よりも等価応力拡大係数 K_{eq} のほうが適当であると考えられるが、本材料のように da/dt - K_{max} 関係の勾配がきわめて大きい材料では、 K_{eq} と K_{max} の相違は小さいものと考えられる。したがって、本研究では、より簡便に評価できる K_{max} を用いて層間はく離き裂伝ば速度を整理した。

Fig. 9. Scanning electron micrographs of fracture surfaces.

端における化学反応または化学反応を生じる原因となる環境中の物質のき裂内での輸送過程が時間に依存するために生じるのか¹¹⁾に関しても明らかではない。80°C, 2Hzの場合でも、荷重-荷重点変位曲線からは、クリープ変位を検出できなかったが、これは大谷らの指摘するように小規模クリープの可能性があり、クリープによる層間はく離の成長を否定するものではないと考えられる。今後、種々の環境下で実験を行うことによってその原因を明らかにしていきたい。

室温で層間はく離き裂伝ば試験を行った試験片の横断面を、Fig. 10 (a) および (b) に示した。図中 ▶ 印はプリプレグ界面と考えられる位置である。両図は、同一試験片の同一断面における走査型電子顕微鏡写真であるが、(a) のようにき裂がプリプレグ界面に沿って進展している場所もある、(b) のようにプリプレグ

内を進展している場所もある。後者の場合、繊維によるき裂上下面の架橋が生じやすいものと考えられる。繊維がき裂上下面を架橋した場合、それが荷重を分担することによってき裂先端における応力拡大係数範囲 ΔK が低下するものと考えられるが、その低下の割合は架橋の程度によって異なるはずである。 ΔK の評価にその影響を評価していないことが室温における da/dN - ΔK 関係にバラツキが大きかった原因であろう。

このことを確認するため、荷重繰返し速度 2 Hz で、応力拡大係数範囲 ΔK および応力比を一定にして層間はく離き裂伝ば試験を行った。その結果が Fig. 11 である。 $\Delta K = 0.47 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}^{1/2}$ で実験を開始したが、き裂の成長とともに伝ば速度が低下し続けた。き裂が約 2 mm 進展した後、 ΔK を $0.50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}^{1/2}$ に変更した。この場合も、伝ば速度は、き裂の成長とともに低

Fig. 10. Cross section of tested specimen.

Fig. 11. Crack growth rate under constant ΔK conditions.

下しているが、その程度は $\Delta K = 0.47 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ のときよりもはるかに小さい。このような、き裂の成長にともなう伝ば速度の低下は、繊維によるき裂下面の架橋の影響が、き裂の成長とともに顕著になることによるものと考えられるが、その効果は、 ΔK が小さいほど大きい。

5 結 言

一方向強化 CFRP 積層板を用いて、層間はく離き裂伝ばに及ぼす試験温度および荷重繰返し速度の影響を調べた結果、以下の結論が得られた。

(1) 室温においては、 da/dt - $K_{\max}$ 関係よりも、 da/dN - ΔK 関係のほうが荷重周波数の影響が小さく、繰返し荷重下における層間はく離の進展は繰返し数依存性に近かった。

(2) 50°C および 80°C においては、 da/dN - ΔK の関係よりも、 da/dt - $K_{\max}$ 関係のほうが荷重周波数の影響が小さく、繰返し荷重下における層間はく離の進展は時間依存性に近かった。

(3) 室温における破面では、炭素繊維の破断が見られたが、50°C および 80°C においては見られなかった。また、室温におけるはく離面は炭素繊維と樹脂の界面が主であったのに対し、50°C および 80°C におけるはく離面は、樹脂中が主であった。

本研究に対して、平成 2 年度および平成 3 年度文部省科学研究費補助金・奨励研究(A)の援助を得た。また、供試材は東レ(株) ACM 技術部・野村 晋氏より提供いただいた。さらに、長岡技術科学大学・武藤睦治教授および京都大学工学部・北條正樹助教授には、有意義なご助言をいただいた。記して謝意を表する。

付 録

CFRP 積層板の弾性定数

本研究では、CFRP 積層板を直交異方性弾性体として有限要素解析を行ったが、その際に使用した材料定数は以下のようにして決定した。

使用した CFRP の炭素繊維および母材の弾性定数

および体積含有率を Table I に示した。ここで、添え字の f は繊維、 m は母材における値を示している。また、 L は繊維の軸方向、 T は繊維軸に直角方向の値を示している。これらの値より、線形複合則を用いて計算される積層板の弾性定数は、Table II のようになる。ここで、添え字の 1 は繊維方向、2 は板厚方向、3 は板幅方向を表している。なお、母材のポアソン比 ν_m が与えられていないので、 ν_{12} は計算できなかった。

Table I. Elastic moduli and volume fraction of fiber and matrix.

	Fiber	Matrix
Young's modulus (MPa)	$E_{fL}=230$ $E_{fT}=16.1$	$E_m=3.8$
Shear modulus (MPa)	$G_{fL}=20.0$	
Poisson's ratio	$\nu_{fL}=0.30$ $\nu_{fT}=0.021$	
Volume fraction (%)	$V_f=0.615$	$V_m=0.385$

Table II. Elastic moduli calculated by the law of mixture.

Young's modulus (MPa)	$E_1=143$	$E_2=8.43$
Shear modulus (MPa)	$G_{12}=4.77$	$G_{23}=3.35$
Poisson's ratio	$\nu_{12}=0.3$	$\nu_{23}=0.256$

E_1 および ν_{13} の実測値は Table III のようであった。 E_1 に関する実測値は、線形複合則による計算値とはほぼ等しかった。入手した試験片形状の制約より、他の弾性定数については実測できなかったが、本研究で採用した負荷状態に対しては、解析結果に与える影響は大きくないと考え、有限要素解析では、線形複合則による計算値を用いた。また、一方向材の場合、板厚方向と板幅方向の特性は等しいと考え、 $E_2=E_3$ 、 $G_{12}=G_{13}$ 、 $\nu_{12}=\nu_{13}$ と仮定した。(付 1)

Table III. Measured elastic moduli.

Young's modulus (MPa)	$E_1=143$
Poisson's ratio	$\nu_{12}=0.300$

異方性の影響

大阪大学大型計算機センターにインストールされている汎用非線形構造解析システム FINAS (動力炉・核燃料開発事業団作成) を用いて、有限要素解析を行った。用いた要素は 8 節点四辺形平面応力要素である。DCB 試験片の解析に先立ち、板厚と長さの比が 0.032 の片持ちはり (等方性材料) の解析を行い、精度を検討した。長手方向 32、板厚方向 2 の要素分割でも、はり理論による解析値との相違は 0.017% であり、十分な精度があった。

Fig. 12 に、DCB 試験片の要素分割を示した。総節点数 1432、総要素数 408 とし、き裂先端には特異要素を配した。解析結果を Fig. 13 に示す。図中 ■ 印が

Fig. 12. Finite element mesh.

Fig. 13. Effect of anisotropy on the relation between compliance and crack length.

前節で述べた弾性定数を用いて解析した結果である。また、等方性 ($E=E_1$, $\nu=0.3$) と仮定して解析した結果が○印であるが、両者の結果は大きく異なっている。DCB 試験片の変形は、試験片をき裂先端の位置で固定された片持りと等価であると考え、近似的に計算されることがある。しかしながら、初等はり理論では、せん断応力による変形は曲げ応力による変形に比べてはるかに小さく、変形は E_1 のみによってほぼ規定されるはずであり、この相違の原因を説明できない。そこで、使用した CFRP 積層板の弾性定数を用いて、Fig. 14 に示したようにき裂先端位置の回転を拘束した場合について解析した。その結果を図中に◇印で示した。この結果は、等方性と仮定した DCB 試験片の解析結果とほぼ一致している。したがって、等方性材料の DCB 試験片では、き裂先端位置においてき裂面に垂直な面の回転がほぼ拘束されており、そこでの傾き角が 0 と見なしてよいが、異方性材料の場合、その仮定は必ずしも妥当ではないことが前述の相違の原因と考えられる。ちなみに E_2 のみ、または G_{12} のみを使用した CFRP 積層板にほぼ等しい値 (実際には等方性材料の 1/20) とし、他の材料定数を等方性材料と同じにした場合の解析結果を図中に△および▽印で示した。 G_{12} のみを使用した CFRP 積層板に等しくすると CFRP 積層板に対する結果 (■印) とはほぼ等しい値が得られている。また、

Fig. 14. Boundary conditions for cantilever beam model.

E_2 のみを使用した CFRP 積層板にほぼ等しいとした結果は、等方性材料と CFRP 積層板の結果の中間値になっており、両者の結果の相違を、 E_2 の相違からは説明できない。

以上より、 G_{12}/E_1 が小さくなるとき裂先端位置における回転拘束の条件が満足されず、片持りとしての近似が妥当ではなくなるものと考えられる。(付 2)

(平成 4 年 5 月 23 日 日本材料学会第 41 期学術講演会にて講演)

参考文献

- 1) 小林 昭, 機械の研究, **44**, 227 (1992).
- 2) 影山和郎, 小林孝行, 野中勝信, 日本機械学会論文集, A-53, 494 (1987).
- 3) 轟 章, 小林英男, 足立邦夫, 日本機械学会講演論文集, No. 910-71, 69 (1991).
- 4) 北條正樹, 田中啓介, C. G. Gustafson, P. A. Gradin, 剣持 潔, 日本機械学会論文集, A-56, 1327 (1990).
- 5) H. Sembokuya, M. Hojo, T. Aoki, K. Kemmochi and H. Maki, "Mechanical Behavior of Materials-VI", p. 55 (1991) Pergamon Press
- 6) 田中啓介, 田中 拓, 山岸謙二郎, 森本 健, 日本材料学会第 41 期学術講演会前刷, p. 273 (1992).
- 7) 小寺沢良一, 材料試験, **8**, 35 (1957).
- 8) G. C. Sih, P. C. Paris and G. R. Irwin, Int. J. Fract. Mech., **1**, 189 (1965).
- 9) 日本材料学会編, "材料強度学", p. 138 (1990).
- 10) 大谷隆一, 北村隆行, 森田 宏, 山田雅也, 北條正樹, 日本機械学会論文集, A-57, 556 (1991).
- 11) R. P. Wei and G. W. Simmons, Int. J. Fract., **17**, 235 (1981).
- 12) Torayca 商品資料, PD-PP1 (1987).
- 13) S. W. Tsai, H. T. Hahn, "複合材料の強度解析と設計入門", 藤井太一監訳, p. 309 (1986) 日刊工業新聞社
- 14) J. D. Wilkins, J. R. Eisenmann, R. A. Camin, W. S. Margolis and R. A. Benson, ASTM STP 775, 168 (1980).