

一方向強化 AS4/PEEK 積層板の高温下における 混合モードクリープ層間はく離き裂進展†

植松美彦* 菅田 淳*
江川浩司** 城野政弘*

Mixed Mode Delamination Creep Crack Growth of Unidirectionally Reinforced AS4/PEEK Laminate at Elevated Temperature

by

Yoshihiko UEMATSU*, Atsushi SUGETA*, Kohji EGAWA** and Masahiro JONO**

Mixed mode I + II delamination crack growth tests at elevated temperature (473K) were carried out on unidirectionally carbon fiber reinforced thermoplastics (CFRTP) under static creep condition. Asymmetric end loaded split (AELS) specimens were used in order to investigate the effect of mixed mode ratio, G_I/G_{II} , on crack growth. The creep crack growth rate, da/dt , became higher in terms of mode I component of total energy release rate, G_I , as G_I/G_{II} decreased. This implies that the crack propagation rate was accelerated by mode II component, G_{II} . The measurement of the load point displacement rates due to mode I or mode II component of total load revealed that the creep deformation at the crack tip by mode II component was larger than that by mode I component and the size of creep deformation area depended on G_I/G_{II} . It is considered that the creep deformation by mode I component, which was perpendicular to carbon fibers, was constrained strongly by fibers, while the creep deformation by mode II expanded along carbon fibers. The crack growth rate under mixed mode loading was governed by the creep J integral, \dot{J} , regardless of the mixed mode ratio. Fractographic observation showed that matrices were elongated along carbon fibers and fracture occurred at the interface between fibers and matrix.

Key words: CFRP, Mixed mode, Delamination, Crack growth, Creep, Creep J integral, Elevated temperature

1 緒 言

構造材として用いられる炭素繊維強化プラスチック (CFRP) は、積層構造を有するために強化繊維方向に比べて層間の強度が著しく劣り、その信頼性を確保するには層間はく離き裂進展に対する CFRP の強度特性を定量的に評価することが重要である。従来の層間はく離き裂に関する研究では、開口型のモード I^{1)~4)} やせん断型のモード II^{5)~8)} といった純粋モード下でのき裂進展を対象としたものがほとんどであったが、強い異方性を持つ CFRP を用いた実際の構造部材では、混合モード下におけるき裂進展が生じるため、近年では混合モード下でのき裂進展特性評価が必要とされている。そこで、切欠きラップシヤ (CLS) 試験片や混合モード曲げ (MMB) 試験片等を用いて、室温環境下における層間はく離破壊じん性や疲労き裂進展特性についての検討が行われている。^{9)~15)}

また、CFRP は主に軽量化が重要な航空宇宙用構造物として用いられる例が多いが、次世代の先進航空宇宙機器では空力加熱などにより、内部構造材としての CFRP が高温にさらされることが考えられる。したがって、高温環境下での層間はく離き裂進展特性評価が必要となるため、著者等はモード I およびモード II 下での高温クリ

ープあるいは疲労層間はく離き裂進展について検討している。^{16)~20)} その結果、マトリックスのクリープ変形のために、室温環境下における検討のみでは、CFRP の高温層間はく離き裂進展特性を評価できないことを示した。さらに、マトリックスである樹脂材料は室温に近い環境でもクリープ変形を生じることから、高温環境下における CFRP の特性評価が、その室温近傍における長期的信頼性評価に対しても重要な知見を与えられ^{21), 22)} しかしながら、高温下での混合モード層間はく離き裂進展挙動について検討した例はない。

そこで本研究では、高温下でも優れた特性を持つ一方向強化 AS4/PEEK 積層板を用いて、AELS (Asymmetric End Loaded Split) 試験片^{23), 24)} により 473K の温度条件下でモード I とモード II の混合モードクリープ層間はく離き裂進展試験を行い、混合モード比がき裂進展に及ぼす影響について検討した。

2 供試材料および試験方法

供試材料は、熱可塑性樹脂ポリエーテルエーテルケトン (PEEK) を炭素繊維 AS4 で一方向に強化した積層板 (APC-2, ICI 社製) を用いた。繊維含有率は 62%、マトリックスは結晶化率が 34%、ガラス転移温度 416K、融点

† 原稿受理 平成 12 年 9 月 19 日 Received Sep. 19, 2000

* 正 会 員 大阪大学大学院工学研究科機械システム工学専攻 〒565-0871 吹田市山田丘, Dept. of Mech. Eng. and Sys., Osaka Univ., Yamadaoka, Suita, 565-0871

** 本 田 技 研 工 業 (株) 〒107-8556 東京都港区南青山, Honda Motor Co. Ltd., Minato-ku, Tokyo, 107-8556

603Kとなっている。積層板より繊維強化方向とき裂進展方向が一致するように長さ 150mm, 幅 20mm, 厚さ 6.8mm の試験片を採取した。試験片には積層段階において、厚さ 13 μ m のポリイミドフィルムを層間に挿入することにより初期き裂を導入している。

混合モードクリープ層間はく離き裂進展試験には、双片持ちはりに非対称な負荷をかけることにより、モード I とモード II の混合モードを実現する AELS 試験片を用いた。これは Fig. 1 に示すように、DCB (Double Cantilever Beam) 試験片 (モード I) と ELS (End Loaded Sprit) 試験片 (モード II) の重ね合わせとして考えることができる。Fig. 1(a) では上下はりの開口量がモード I 荷重による開口変位 δ_I , 無荷状態でのはり中心線から開口部の中点までの距離がモード II 荷重による曲げ変位 δ_{II} となっている。この場合モード I, II 成分の作用荷重 P_I , P_{II} は、それぞれ次のようになる。

$$P_I = \frac{P_L - P_U}{2}, P_{II} = P_L + P_U \quad (1)$$

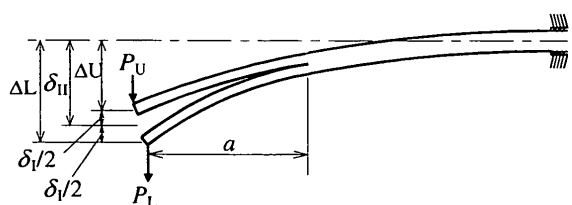
また初等はり理論によれば、エネルギー開放率のモード I, II 成分 G_I , G_{II} ならびに混合モード比 G_I/G_{II} は以下のようなになる

$$G_I = \frac{12P_I^2 a^2}{EB^2 h^3}, G_{II} = \frac{9P_{II}^2 a^2}{4EB^2 h^3} \quad (2)$$

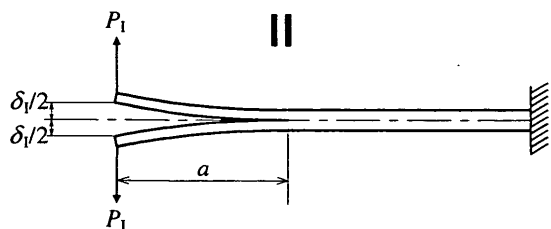
$$\frac{G_I}{G_{II}} = \frac{16}{3} \left(\frac{P_I}{P_{II}} \right)^2 \quad (3)$$

ここで、 a はき裂長さ、 B は板幅、 $2h$ は板厚、 E は長手方向縦弾性係数である。

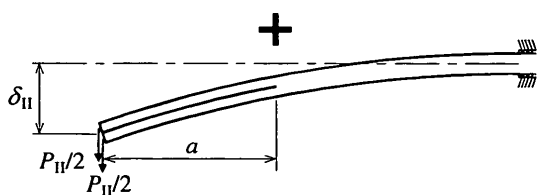
クリープき裂進展試験には、Fig. 2 に示す赤外線加熱



(a) Mixed load - mode I and mode II (AELS specimen).



(b) Pure mode I (DCB specimen).



(c) Pure mode II (ELS specimen).

Fig. 1. Superposition analysis of loading on AELS specimen.

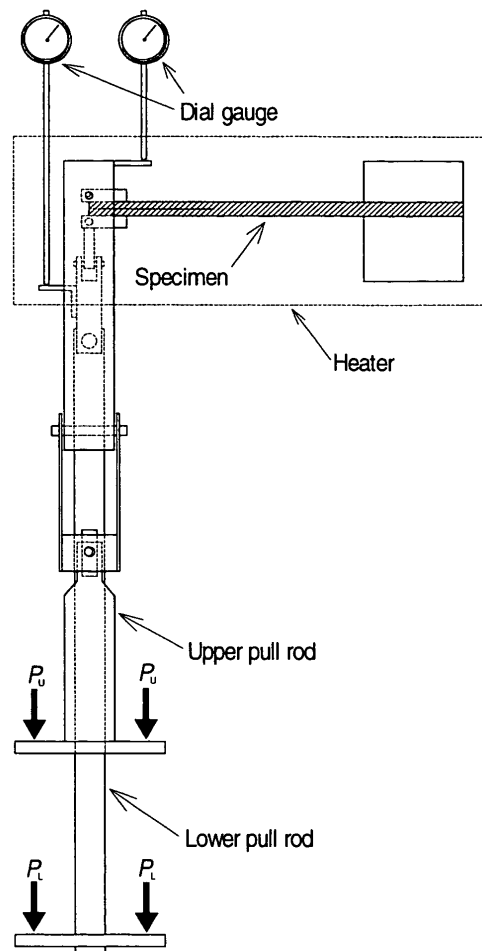


Fig. 2. Schematic diagram of creep testing apparatus.

炉を具備した直荷重型のクリープ試験機を製作して用いた。試験片にねじ止めしたヒンジに対してピンを介してプルロッドを固定し、プルロッド下部に重錘を乗せる直荷重型のクリープ試験機となっている。同試験機では上部プルロッドを中空とすることで、上下のプルロッドにそれぞれ異なる重錘を乗せることができ、重錘の組合せによって混合モード比を変えることができる。上下はりの変位 ΔU および ΔL は、各プルロッドの変位としてダイヤルゲージにより測定した。また、モード I とモード II 成分の荷重比、 P_I/P_{II} は、0.50, 0.37, 0.20 の 3 種類として試験を行った。き裂長さは加熱炉側面に設けた観察用窓から CCD カメラにより試験中随時測定した。測定を容易にするため、試験片側面にはあらかじめ白色の合成樹脂塗料を塗布している。試験温度は試験片上下 3 箇所貼付したアルメル・クロメル熱電対により測定し、目標温度 473K の ± 1 K 以内に収まるように制御した。試験条件の詳細を Table I に示す。

3 試験結果および考察

3・1 エネルギー開放率

AELS 試験片のエネルギー開放率 G は、前節で示した初等はり理論ではなく、Fig. 1 に示した各モードに対する荷重点変位コンプライアンス $\lambda_I (= \delta_I/P_I = (\Delta L - \Delta U)/P_I)$, $\lambda_{II} (= \delta_{II}/P_{II} = (\Delta L + \Delta U)/2P_{II})$ とき裂長さ a の関係を実際に測定し、次式より算出した。

Table I. Test conditions.

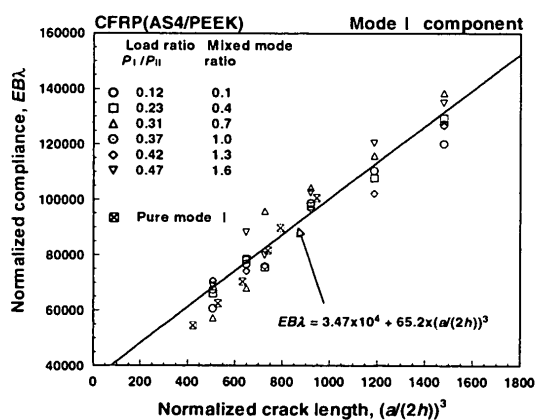
Temperature (K)	473		
P_I (N)	167	166	101
P_{II} (N)	333	448	499
Load ratio, P_I/P_{II}	0.50	0.37	0.20
Mixed mode ratio, G_I/G_{II} , based on beam theory	1.33	0.74	0.22
Mixed mode ratio, G_I/G_{II} , based on modified compliance method	1.83	1.00	0.30

$$G_i = \frac{P_i^2}{2B} \frac{d\lambda_i}{da} \quad (i = I, II) \quad (4)$$

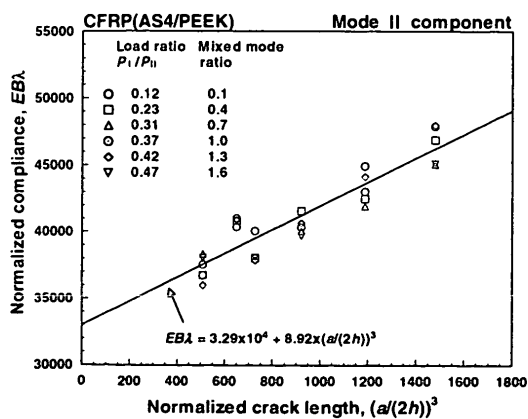
473Kで測定された無次元化したコンプライアンスとき裂長さの3乗の関係をモードI, II成分について, それぞれ Figs. 3(a), (b)に示す. ここでは P_I/P_{II} が 0.47, 0.42, 0.37, 0.31, 0.23, 0.12 の6種類の場合でコンプライアンス測定を行った. また, (a)にはDCB試験片で測定したモードIの結果も併示した. 図中直線で示すように, コンプライアンスとき裂長さの関係は, 次式で近似できる.²⁵⁾

$$EB\lambda_i = \alpha_i + \beta_i \left(\frac{a}{2h} \right)^3 \quad (i = I, II) \quad (5)$$

データにばらつきが見られるが, いずれの場合もコンプライアンスに荷重比依存性はなく, 式(5)中の定数はモ



(a) Mode I component.



(b) Mode II component.

Fig. 3. Relationship between normalized compliance and crack length.

ードIの場合, $\alpha_I = 3.47 \times 10^4$, $\beta_I = 65.2$, モードIIの場合, $\alpha_{II} = 3.29 \times 10^4$, $\beta_{II} = 8.92$ となった. クリープき裂進展試験を行った荷重比, $P_I/P_{II} = 0.50, 0.37, 0.20$ の場合, 初等はり理論によれば混合モード比 G_I/G_{II} は, それぞれ 1.33, 0.74, 0.22 となるが, 式(4), (5)から算出される実際の混合モード比は, それぞれ 1.83, 1.00, 0.30 となった. これはDCB試験片やENF試験片で報告されているように, セン断変形やき裂先端における回転の影響などにより, 実験結果が初等はり理論と一致しないと考えられる.^{2), 5)}

3.2 クリープき裂進展速度

Fig. 4にき裂進展曲線を示すが, クリープによって安定にき裂が進展していることが分かる. モードIのクリープき裂進展では, き裂進展開始直後にブリッジングの形成によってき裂進展速度が低下する¹⁶⁾が, 混合モード下では比較的モードI成分の大きい場合でもき裂進展速度の低下が認められず, ブリッジングの影響は小さいと考えられる. また, Figs. 5(a), (b)は荷重のモードI, II成分による荷重点変位 δ_I, δ_{II} と時間の関係である. 変位の値は異なるが, 各試験条件において(a), (b)の曲線形状は一致している. また, Fig. 4のき裂進展曲線形状ともほぼ一致する.

き裂進展曲線から求められる進展速度 da/dt とエネルギー解放率 G の関係を Fig. 6に示す. ここで, 黒印は da/dt を全エネルギー解放率 $G_{total} (= G_I + G_{II})$ で整理したものであり, 白印は G_{total} 中のモードI成分 G_I で整理したものである. 図中にはモードIでのクリープき裂進展試験の結果¹⁶⁾も示している. き裂進展速度を G_I で評価した場合, モードII成分が多いほどき裂進展速度は高速側になっている. このように, 混合モード下ではモードII成分によってき裂進展速度が加速されていることが分かる. 著者らは, 温度473K, $G_{II} \approx 3000\text{N/m}$ でENF試験片によるモードIIクリープき裂進展試験を行ったが, 同条件ではき裂が進展せず, さらに荷重レベルを増加させると層間はく離き裂進展を伴わずに, き裂面に垂直な板厚方向に損傷が生じることを明らかにしている.²⁰⁾ また, これはき裂面接触の影響であることを示した. したがって, 混合モード下ではモードI成分が存在することで

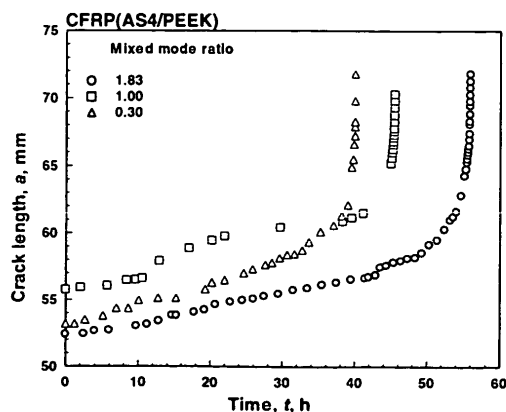
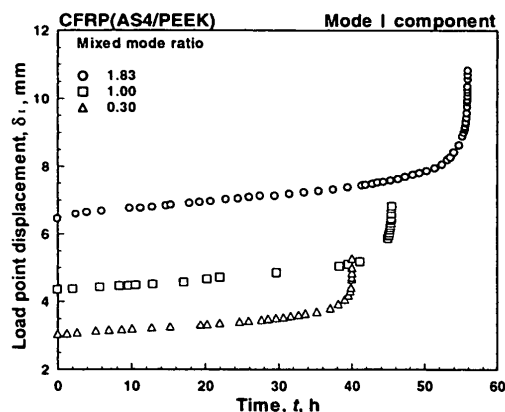
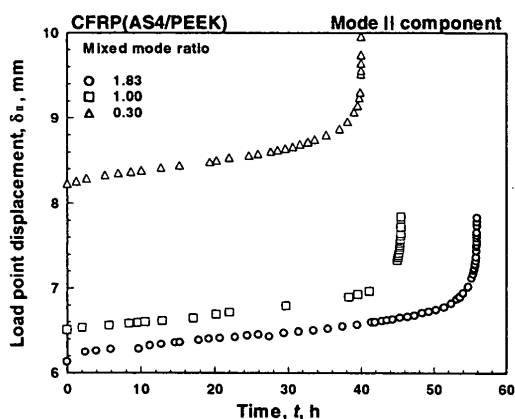


Fig. 4. Crack growth curves.



(a) Mode I component.



(b) Mode II component.

Fig. 5. Load point displacement curves.

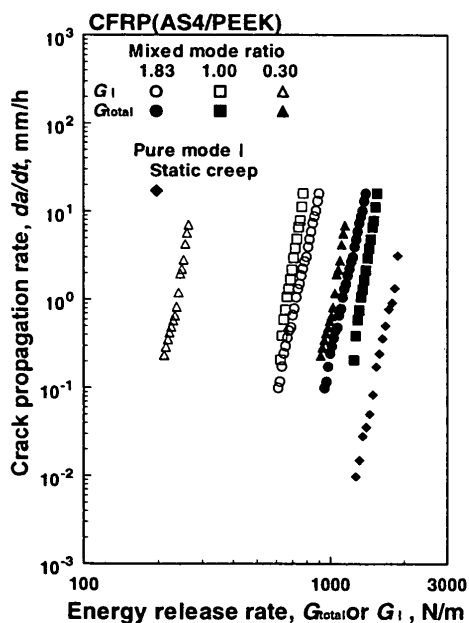


Fig. 6. Relationship between da/dt and G_{total} or G_I .

裂面が接触しなくなるにより、モードII成分によってもクリープき裂進展が生じると考えられる。一方、き裂進展速度を G_{total} で評価すると、 G_I で整理した場合に比べて各モード比のき裂進展速度は一致する傾向が見られる。しかし、完全には一致しておらず、混合モード下

のき裂進展速度はいずれもモードIよりも高速側となっており、危険側に推移している。また、き裂進展速度を G_{II} で評価したものを Fig. 7 に示すが、この場合もき裂進展速度はモードI成分の増加とともに加速している。

3・3 き裂開口変位速度

混合モード下におけるき裂進展速度の加速について検討するため、き裂先端近傍におけるクリープ変形領域について考察した。高温クリープき裂進展では、荷重点変位速度 $\dot{\delta}$ は弾性成分 $\dot{\delta}_e$ とクリープ成分 $\dot{\delta}_c$ (時間依存性非弾性成分) に分けることができ、以下のように表される。

$$\dot{\delta}_i = \dot{\delta}_{ie} + \dot{\delta}_{ic} \quad (i = I, II) \quad (6)$$

荷重 P 一定下では、 $\dot{\delta}_c$ はき裂進展に伴うコンプライアンス λ の変化に対応し、

$$\dot{\delta}_{ic} = P \frac{d\lambda_i}{dt} = P \frac{d\lambda_i}{da} \frac{da}{dt} \quad (i = I, II) \quad (7)$$

となる。すなわち、弾性成分 $\dot{\delta}_e$ はコンプライアンス較正式 (a - δ 関係) とき裂進展曲線 (a - t 関係) を用いて、式 (7) より求めることができる。また、式 (6) 左辺 $\dot{\delta}_i$ は実測した荷重点変位の時間変化を測定することにより求められる。Figs. 5(a), (b) よりそれぞれ $\dot{\delta}_I$, $\dot{\delta}_{II}$ を求め、弾性成分と比較したものを Figs. 8(a), (b) に示す。(a) のモードI成分では、実測値 $\dot{\delta}_I$ が弾性成分 $\dot{\delta}_{ie}$ とほぼ等しくなっており、式 (6) より $\dot{\delta}_{ic} \approx 0$ が成り立つ。これは、き裂先端近傍のクリープ変形領域がそれを取り囲む弾性領域と比較して小さく、弾性状態が支配的であることを意味している。DCB 試験片によるモードIクリープき裂進展試験では、クリープ変形領域が炭素繊維の拘束によりき裂先端近傍に限定される小規模クリープ状態でき裂が進展することを報告した。¹⁶⁾ 混合モード下においても、荷重のモードI成分によってはクリープ変形領域の拡大が生じていないことが分かる。これに対し、(b) のモードII成分では $\dot{\delta}_{II} > \dot{\delta}_{IIe}$ 、すなわち $\dot{\delta}_{IIc} > 0$ となってい

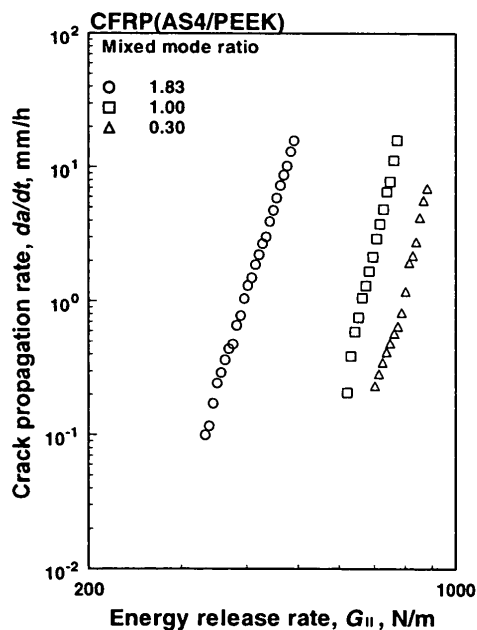
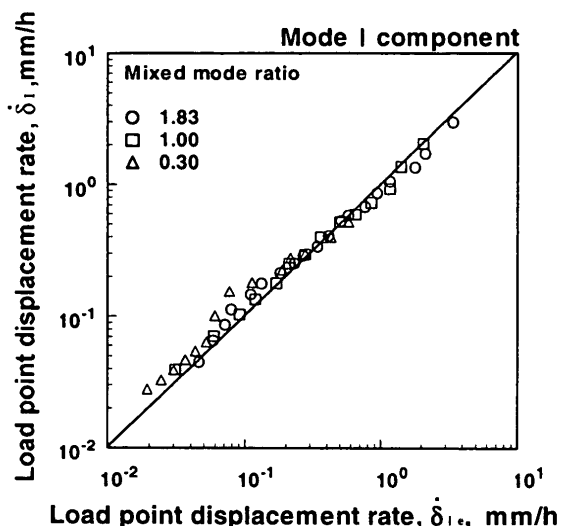
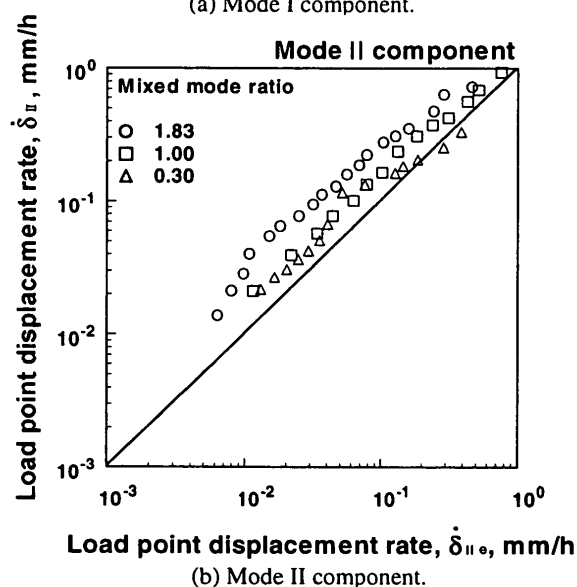


Fig. 7. Relationship between da/dt and G_{II} .



(a) Mode I component.



(b) Mode II component.

Fig. 8. Relationship between $\dot{\delta}$ and $\dot{\delta}_c$.

る。このように混合モード下では、き裂先端近傍のクリープ変形領域が荷重のモード II 成分によりき裂進展方向には拡大されていることを示している。これは Fig. 9 に模式的に示すように、荷重のモード I 成分についてはき裂先端のクリープ変形領域の拡大方向が強化繊維に対して垂直であり、剛性の高い炭素繊維にクリープ変形が拘束されるためと考えられる。この機構は DCB 試験片のモード I クリープき裂進展において小規模クリープ状態が現出する機構と同一である。これに対してモード II 成分では、せん断変形の方向が強化繊維と平行であるために拘束が生じず、クリープ変形領域が拡大したと考えられる。ただし実際の材料では模式図 Fig. 9 の用に強化繊維が同一面内に揃っていることはなく、面外方向への乱れが存在している。したがって炭素繊維に沿う方向のクリープ変形に対してもある程度の拘束が生じ、クリープ変形領域は周囲の弾性域に比較すれば小さいと考えられる。

Fig. 10 にモード II 成分による荷重点変位速度のクリープ成分 $\dot{\delta}_{IIc}$ ($= \dot{\delta}_{II} - \dot{\delta}_{IIc}$) を全エネルギー開放率中のモー

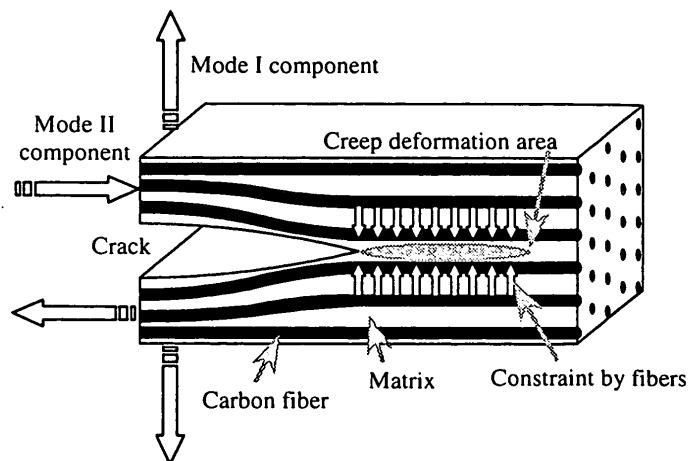


Fig. 9. Schematic illustration of creep deformation area.

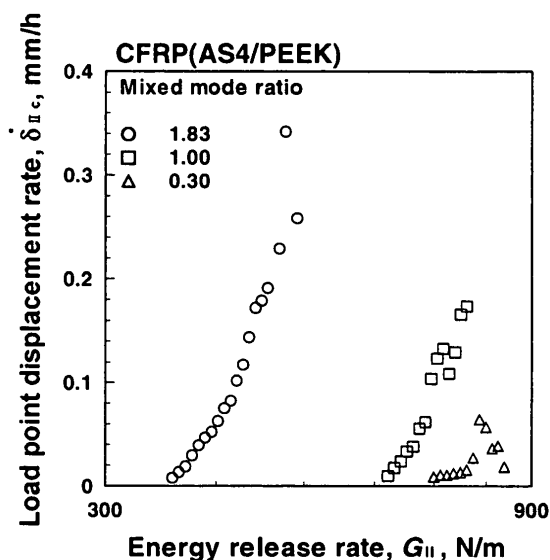


Fig. 10. Relationship between $\dot{\delta}_{IIc}$ and G_{II} .

ド II 成分 G_{II} で整理したものを示す。同一 G_{II} 値で比較することはできないが、混合モード比が大きいほど $\dot{\delta}_{IIc}$ の値は大きくなっており、モード I 成分が存在することにより、炭素繊維方向へのクリープ変形領域の拡大が促進されていることを示している。

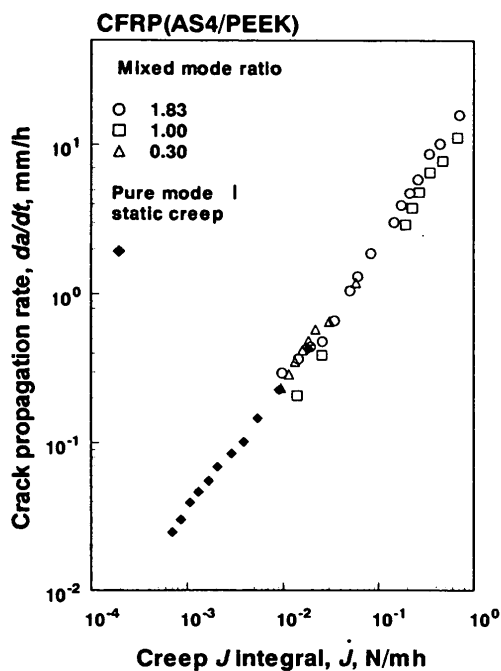
3.4 クリープき裂進展速度支配力学量

前項で述べたように、混合モード下のクリープき裂進展ではき裂先端におけるクリープ変形域が繊維方向に拡大するため、純粋モード I の場合と異なり小規模クリープ状態の逸脱が生じる。そこで、クリープき裂進展速度を評価するパラメータとしてクリープ J 積分 \dot{j} について検討した。モード I およびモード II のクリープ J 積分は、以下の簡便式を用いて算出している。

$$J_I \equiv 2\sigma_{net}\dot{\delta}_I \quad (8)$$

$$J_{II} \equiv 2\tau_{net}\dot{\delta}_{CSD} \quad (9)$$

ここで σ_{net} は正味断面応力、 τ_{net} は正味せん断応力である。また、 $\dot{\delta}_{CSD}$ は ELS 試験片端部でのき裂せん断変位 δ_{CSD} の時間変化である。ただし $\dot{\delta}_{CSD}$ の実測は行っていないため、 $\dot{\delta}_{IIc}$ とモード II のコンプライアンス較正式より簡易的に求めた。すなわち、 $\dot{\delta}_{CSD}$ は初等はり理論と式

Fig. 11. Relationship between da/dt and \dot{J} .

(5) から,

$$\lambda_{\text{CSD}} = \frac{3a^2}{EBh^2} = \frac{12}{EB} \left\{ \left(EB \frac{\delta_{\text{II}}}{P_{\text{II}}} - \alpha_{\text{II}} \right) / \beta_{\text{II}} \right\}^{2/3} \quad (10)$$

$$\dot{\delta}_{\text{CSD}} = \frac{d\delta_{\text{CSD}}}{dt} = \frac{8\dot{\delta}_{\text{II}}}{\beta_{\text{II}}} \left\{ \left(EB \frac{\delta_{\text{II}}}{P_{\text{II}}} - \alpha_{\text{II}} \right) / \beta_{\text{II}} \right\}^{-1/3} \quad (11)$$

となる。ここで λ_{CSD} はき裂せん断変位コンプライアンスである。また、混合モード下の \dot{J} はモード I と II の線形和 ($\dot{J} = \dot{J}_I + \dot{J}_{II}$) とした。き裂先端におけるクリープ変形領域が周囲の弾性域に比較して小さい場合には、式 (11) が有効であり、クリープ J 積分の線形和は近似的評価として妥当であると考えられる。き裂進展速度とクリープ J 積分の関係を Fig. 11 に示す。図中にはモード I クリープき裂進展試験の結果も併示している。 G_{total} ではき裂進展速度を評価できなかったのに対し、Fig. 11 では混合モード比によらず、き裂進展速度と \dot{J} の間に良い対応関係がある。このように高温下におけるモード I および混合モードクリープき裂進展速度は、き裂先端近傍における変位速度を考慮したクリープ J 積分による評価が可能である。

3・5 破面様相

Figs. 12(a)~(c)に、混合モード比が 1.83, 1.00, 0.30 の試験におけるき裂破面を SEM 観察した結果を示す。全ての破面に共通して、表面の露出した炭素繊維が大きく引き伸ばされたマトリックスが顕著に観察され、繊維-マトリックス界面で破壊が生じていると考えられる。これは、モード I クリープき裂進展試験の結果と一致している。また、混合モード比が小さいほどマトリックスは荷重のモード II 成分によって炭素繊維に沿う方向に引き伸ばされているのが観察され、マトリックス変形の炭素繊維方向に対する拘束は小さいと思われる。

(a) $G_I/G_{II}=1.83, a = 64.2\text{mm}$.(b) $G_I/G_{II}=1.00, a = 63.2\text{mm}$.(c) $G_I/G_{II}=0.30, a = 79.0\text{mm}$.

Fig. 12. Fracture surfaces observed by means of SEM.

4 結 言

高温環境下 (473K) において、一方向強化 AS4/PEEK 積層板の AELS 試験片を用いたモード I + II の混合モードクリープ層間はく離き裂進展試験を行い、き裂進展に及ぼす混合モード比の影響について検討した。以下に得られた結論を示す。

(1) 荷重のモード I および II 成分による荷重点変位コンプライアンスとき裂長さの 3 乗の関係には直線関係が成り立ち、荷重比依存性は認められない。

(2) 静荷重下でき裂は安定に進展する。き裂進展速度 da/dt を G_I で評価した場合、混合モード比 G_I/G_{II} が小さいほどき裂進展速度は高速となる。また、 da/dt を $G_{\text{total}} (= G_I + G_{II})$ で整理しても、混合モード下のき裂進展速度はモード I の場合よりも高速となり、モード比の依存性は消失しない。

(3) き裂先端近傍におけるクリープ変形は、荷重のモード I 成分では拡大しない。これは、拡大の方向が炭素繊維に対して直角であり、変形が剛性の高い繊維に拘束されるためである。一方、炭素繊維方向に対しては拘束

が生じないため、クリープ変形領域はモード II 成分によって炭素繊維方向に拡大する。

(4) 混合モード下のクリープき裂進展速度は、混合モード比によらずクリープ J 積分 \dot{J} により評価することができる。

(5) 破面観察から、混合モードクリープき裂は繊維マトリックス界面を進展することが分かった。また荷重のモード II 成分によりクリープ変形領域は拡大するが、モード I と同様のき裂進展機構となった。

参 考 文 献

- 1) P. E. Keary, L. B. Ilcewicz, C. Shaar and J. Trostle, *J. Composite Materials*, **19**, 154 (1985).
- 2) J. G. Williams, *J. of Strain Analysis*, **24**, 207 (1989).
- 3) 仙北谷英貴, 北條正樹, 長澤長八郎, 剣持 潔, 牧 廣, *材料*, **42**, 52 (1993).
- 4) J. Schon, T. Nyman, A. Blom and H. Ansell, *Comp. Sci. Tech*, **60**, 173 (2000).
- 5) L. A. Carlson, Jr., J. W. Gillespie and R. B. Pipes, *J. Composite Materials*, **20**, 594 (1986).
- 6) C. R. Corleto and W. L. Bradley, *ASTM STP 1012*, 201 (1989).
- 7) M. R. Wisnom, Mi. I. Jones and W. Cui, *ASTM STP 1230*, 486 (1995).
- 8) 松田 聡, 北條正樹, 落合庄治郎, 辻岡則夫, 中西洋一郎, 前川善一郎, *材料*, **48**, 438 (1999).
- 9) A. J. Russell and K. N. Street, *ASTM STP 876*, 349 (1985).
- 10) 北條正樹, C. G. Gustafson, 田中啓介, 林 龍一, *材料*, **36**, 222 (1987).
- 11) 菊池正紀, 黒田基文, *日本機械学会論文集*, **A-57**, 2378 (1991).
- 12) M. L. Benzeggagh and M. Kenane, *Comp. Sci. Tech*, **56**, 439 (1996).
- 13) M. Kenane and M. L. Benzeggagh, *Comp. Sci. Tech*, **57**, 597 (1997).
- 14) 田中 拓, 田中啓介, 辻 辰哉, 加藤秀崇, *日本機械学会論文集*, **A-65**, 1504 (1999).
- 15) 田中 拓, 田中啓介, 加藤秀崇, 辻 辰哉, *材料*, **48**, 1408 (1999).
- 16) 植松美彦, 大谷隆一, 北村隆行, 大塚裕之, *材料*, **42**, 59 (1993).
- 17) 植松美彦, 大谷隆一, 北村隆行, 辰巳太郎, *日本機械学会論文集*, **A-59**, 2286 (1993).
- 18) 植松美彦, 大谷隆一, 北村隆行, 岡謙一郎, *材料*, **44**, 762 (1995).
- 19) Y. Uematsu, R. Ohtani and T. Kitamura, *ASTM STP 1302*, 110 (1997).
- 20) 植松美彦, 菅田 淳, 江川浩司, 城野政弘, *日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集*, **A**, 377 (1998).
- 21) A. Pasricha, M. E. Tuttle and A. F. Emery, *Comp. Sci. Tech*, **56**, 55 (1996).
- 22) T. S. Gates, D. R. Veazie and L. C. Brinson, *J. Composite Materials*, **31**, 2478 (1997).
- 23) W. M. Jordan and W. L. Bradley, *ASTM STP 937*, 95 (1987).
- 24) M. F. Hibbs, M. K. Tse and W. L. Bradley, *ASTM STP 937*, 115 (1987).
- 25) 影山和郎, 小林孝行, 野中勝信, *日本機械学会論文集*, **A-53**, 1898 (1987).