Si-Ti-C-O系セラミックス繊維強化アルミニウム複合材の 混合モード荷重下における破壊靱性と疲労き裂進展特性*

幡 中 憲 治^{*1}, 上 村 泰 正^{*2}, 梅 田 敏 英^{*3}

Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth in Si-Ti-C-O Ceramics- Fiber-Reinforced Aluminum Composite under Mixed-Mode Loading

Kenji HATANAKA, Yasumasa KAMIMURA and Toshihide UMEDA

Fracture toughness for crack along a long fiber and the fatigue crack growth rate in the same direction were experimentally examined in Si-Ti-C-O fiber-reinforced aluminum composite under mixed-mode loading of modes I and II. The fracture curve under mixed-mode loading was expressed by the equation $(K_I/12.0)^2 + (K_{II}/15.5)^2 = 1$, where modes I and II fracture toughnesses are 12.0 and 15.5 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. In this case the fracture toughness of the composite material is not described by any fracture criteria proposed for common homogeneous materials. It, however, is best interpreted by the strain energy release rate criterion among these criteria. The scanning electron microscope observations showed that the crack extended through the aluminum matrix along the fiber-arranged direction under any mixed-mode loading conditions. Such a fracture mode might induce a characteristic fracture which is not dominated well by the common criteria. A fatigue crack under mixed-mode loading also extends through the aluminum matrix, leaving a striation, and its growth rate is governed well by the effective equivalent stress intensity factor range evaluated on the basis of the concept of strain energy release rate.

Key Words: Stress Intensity Factor, Fracture Toughness, Fatigue Crack Growth, Crack Closure, Strain Energy Release Rate, Mixed-Mode Loading

1. 緒 言

航空・宇宙分野においては、スペースプレーン、SST(超音速輸送機)、HST(極超音速輸送機)等に関する近未来の実現を目指した先端的な計画が進められている。これらの機体構造用材料の一つとして、高比強度、高剛性、および優れた高温特性を有するセラミックス繊維強化金属が有望視されている。しかし、現在のところこの材料のほとんどは一方向のみの強化材であるため、極めて顕著な力学的異方性を有する⁽¹⁾⁽²⁾。したがって、セラミックス繊維強化金属の実用化は、その異方性に十分配慮して進められるべきである。

ところで、セラミックス繊維強化金属の破壊は、主として強化繊維に沿って生じる^{(3)~(6)}。それゆえ、セラミックス繊維強化金属に生じたき裂は、荷重方向と強化繊維の方向に依存してモードI、モードII、モードIIIおよびそれらが混合したモードの荷重を受けることが知られている。しかし、このような異方性や荷重形

態に着目してセラミックス繊維強化金属の破壊を論じた研究は極めて少ない。したがって、セラミックス繊維強化金属の破壊形態を明らかにし、荷重方向と繊維方向との関連のもとにこの材料の基本的破壊特性を把握することは実用上極めて重要である。

そこで、本研究では、Richardが考案した混合モード負荷用ジグ⁽⁷⁾を用いて、Si-Ti-C-O系繊維強化アルミニウム複合材についてモードIとモードIIの混合した荷重条件下の破壊靱性試験と疲労き裂進展試験を実施した。そしてこの材料の混合モード下の基本的破壊特性を調べるとともに、繊維に沿うき裂の進展抵抗に及ぼす混合モード負荷の影響に関する基礎的知見を得た。

2. 供試材料および試験方法

本研究に供した材料は、スクイズキャスト法により作製されたSi-Ti-C-O系繊維強化アルミニウム複合材である。その強化繊維であるSi-Ti-C-O系繊維とマトリックスである純アルミニウムの静的機械的性質を表1に示した。なお、強化材は直径8~12 μm の長繊維であり供試材の繊維体積率は約50%である。

強化繊維の配列方向と静的機械的性質の関係を調べるために、繊維が試験片の軸方向に対して平行および

* 原稿受付 平成5年12月2日。

^{*1} 正員、山口大学工学部 (〒755 宇部市常盤台 2557)。

^{*2} 准員、東洋鋼鈑(株)下松工場 (〒744 下松市東豊井 1302-1)。

^{*3} 学生員、山口大学大学院。

垂直に配置された図1に示す平滑試験片を用いて引張試験を実施した。なお、今後、繊維の配列方向が試験片軸と平行なものをL材、垂直なものをT材と呼ぶことにする。

図2に、混合モード破壊靱性試験と混合モード疲労き裂進展試験に用いた小形引張せん断試験片(以下CTS試験片と呼ぶ)の形状および寸法を示す。強化繊維の配列方向は、切欠溝に平行である。この試験片を図3に示した混合モード負荷用ジグ⁽⁷⁾に取付けた。試験片はこのジグを介して図4に示したように試験機に装着される。

混合モード破壊靱性試験は、ASTM E 399 規格⁽⁸⁾に準じて、Richardの提唱した方法⁽⁷⁾により実施した。すなわち、まず、疲労予き裂を導入したCTS試験片

表1 F.R.M.構成材の静的機械的性質

Material	Tensile strength σ_b , MPa	Young's modulus E, GPa	Poisson's ratio ν	Density ρ , $\times 10^3 \text{ kg/m}^3$
Pure Al	67	71	0.34	2.7
Si-Ti-C-O Fiber	2500	170	0.16	2.3

図1 平滑試験片の形状および寸法

図2 CTS試験片の形状および寸法

を一对の三日月形ジグ(図3)に取付け、これを試験機に装着する。このとき、ジグの円周上に設けられた試験機への取付用の穴の位置を、図4に示したように、1-1'から7-7'まで変更することにより取付角度 α を0°から90°まで15°きざみで七段階に変化させることができる。これにより、モードI($\alpha=0^\circ$)～モードII($\alpha=90^\circ$)まで15°きざみで七段階の混合モード荷重を実現できる。破壊靱性試験中のき裂の開口変位は、Richardの提唱した方法に従い、図5(a)に示したように、試験片の基準線と β の角度をなす線上の2点、AおよびB($\overline{AB}=10 \text{ mm}$)間の変位を測定することにより検出した。このとき β の値を同図5(b)⁽⁷⁾に示すように試験片取付角度 α に応じて変化させた。なお、図2に

図3 混合モード負荷用ジグの形状および寸法⁽⁷⁾ 図4 試験片の混合モード負荷用ジグへの取付状態および試験機への装着方法⁽⁷⁾

(a) き裂開口変位の測定位置 (A-B)

No.	α	β
1-1'	0°	0°
2-2'	15°	3°
3-3'	30°	6.5°
4-4'	45°	11°
5-5'	60°	19°
6-6'	75°	38°
7-7'	90°	90°

(b) α と β の関係図5 き裂開口変位の測定方法⁽⁷⁾

示した CTS 試験片における繊維の配列方向はすべてスリットに平行である。

混合モード疲労き裂進展試験は、ASTM E 647 規格⁽⁹⁾に基づき、試験片取付角度 α を $0^\circ, 30^\circ, 45^\circ$ および 60° と変化させ、試験片に応力比 $R=0.1$ のもとで、繰返し速度 20 Hz の三角形応力波を付与することにより実施した。疲労過程における混合モード下のき裂開閉口挙動の測定は、背面ひずみ除荷弾性コンプライアンス法⁽¹⁰⁾ によった。また、疲労過程で、適宜き裂先端近傍からレプリカを採取し、これを光学顕微鏡で観察することによりき裂長さを測定した。疲労き裂進展速度は、き裂長さ-繰返し数曲線よりセカント法を用いて求めた。

引張試験、混合モード破壊靱性試験および混合モード疲労き裂進展試験に用いた試験片の表面およびこれらの試験により破断した試験片の破面を光学顕微鏡および走査形電子顕微鏡により観察することにより、Si-Ti-C-O 系繊維強化アルミニウム複合材の混合モード荷重下における破壊機構を検討した。

3. 解析方法

ASTM E 399 規格⁽⁸⁾に基づき、混合モード破壊靱性試験中に得られた荷重 (P)-き裂開口変位 (δ) 関係から、次式を用いて、混合モード破壊靱性値のモード I およびモード II 成分、 K_{Ic} および K_{IIc} を算出した。

$$K_{Ic} = \frac{P_Q}{wt} \sqrt{\pi a} \frac{\cos \alpha}{1 - \frac{a}{w}} \times \sqrt{\frac{0.26 + 2.65 \frac{a}{w-a}}{1 + 0.55 \frac{a}{w-a} - 0.08 \left(\frac{a}{w-a} \right)^2}} \dots\dots (1)$$

表 2 Si-Ti-C-O 系繊維強化アルミニウム複合材の L 材および T 材の静的機械的性質

Fiber direction	Specimen NO.	Tensile strength σ_b , MPa	Young's modulus E, GPa	Elongation δ , %
Longitudinal	L-1	689	108	0.77
	L-2	745	111	0.84
	L-3	711	111	0.84
	L-4	804	111	0.91
	L-5	837	116	0.92
	Average	757	111	0.86
Transverse	T-1	192	112	—
	T-2	217	111	0.35
	T-3	204	111	0.54
	T-4	187	117	0.52
	T-5	221	113	0.49
	Average	204	113	0.48

$$K_{IIc} = \frac{P_Q}{wt} \sqrt{\pi a} \frac{\sin \alpha}{1 - \frac{a}{w}} \times \sqrt{\frac{-0.23 + 1.40 \frac{a}{w-a}}{1 - 0.67 \frac{a}{w-a} + 2.08 \left(\frac{a}{w-a} \right)^2}} \dots\dots (2)$$

ただし、 P_Q : 5% オフセット荷重、 t : 試験片厚さ、 a : き裂長さ、 w : 試験片幅、および α : 試験片取付角度である。

なお、式(1)および式(2)は金属などの均質材料に対する K_{Ic} および K_{IIc} の計算式である。いささか厳密性に欠けるが、本研究においてはこれらの式をそのまま異方性を有する本供試材料の破壊靱性値の算出に適用した。混合モード疲労き裂進展速度の解析に際しては、式(1)および(2)中、 P_Q の代わりに荷重範囲 ΔP を導入することによりモード I およびモード II の応力拡大係数範囲 ΔK_I および ΔK_{II} を算出した。また、疲労過程の荷重 P と試験片背面部のひずみ ε_B との関係測定することにより、モード I のき裂開口レベルを決定し、モード I の有効応力拡大係数範囲 ΔK_{Ieff} を次式により求めた。

$$\Delta K_{Ieff} = K_{Imax} - K_{Iop} \dots\dots\dots (3)$$

ただし、 K_{Imax} および K_{Iop} はそれぞれ最大荷重およびき裂開口荷重に対する応力拡大係数である。なお、モード II 負荷のき裂面変位は、純粋なすべりのみに起因するので、モード II 負荷のもとでの疲労き裂進展過程においては、モード I 負荷のもとで生じるき裂開閉口に相当する現象はないものとみなした。

4. 試験結果および考察

4.1 引張試験 引張試験により得られた Si-Ti-C-O 系繊維強化アルミニウム複合材の L 材および T 材の静的機械的性質を表 2 に示した。これによると、L 材および T 材の引張強さはそれぞれ 757 MPa および 204 MPa である。また、ヤング率は L 材において 111 GPa、T 材において 113 GPa であり両者はほぼ一致している。引張荷重下の T 材は変形初期過程においては L 材と同様な直線的な応力-ひずみ応答を呈する。このことは引張荷重によるアルミニウム層の変形は巨視的な応力-ひずみ線図上にはほとんど現れないことを示している。これは、Si-Ti-C-O 系繊維間に存在するアルミニウム層の厚さが $1 \sim 10 \mu\text{m}$ と極めて薄いためと考えられる。表 2 において T 材のヤング率が L 材のそれとほぼ等しく、また、T 材の伸びが L 材のそれより小さいのは、このような極めて薄いアルミニウム層の特性に起因するものと思われる。

引張試験により破断したL材およびT材の破面の走査形電子顕微鏡写真をそれぞれ図6(a)および(b)に示す。図6(a)では破断した繊維とそれを取り囲むアルミニウムが確認される。一方、図6(b)においては一部繊維が破断した痕跡と、繊維と繊維の間に介在するアルミニウムが延性的に破断したことを示すディンプル模様が認められる。これより静的引張負荷に対しては繊維とアルミニウムの界面は十分な強度を有することがわかる。

4・2 混合モード破壊靱性試験 混合モード破壊靱性試験により得られたSi-Ti-C-O系繊維強化アルミニウム複合材の破壊曲線を K_I - K_{II} 関係として表現した結果を図7に示した。これによると、本供試材料の破壊曲線は

$$(K_I/12.0)^2 + (K_{II}/15.5)^2 = 1 \quad \cdots \cdots (4)$$

なるだ円で表されることがわかる。また、混合モード破壊靱性試験により破断したCTS試験片の破壊形態に関するマクロ写真を図8に示した。この図より明らかなように、巨視的には破壊はいずれの試験片取付角度 α に対してもほぼ繊維に沿って生じている。なお、部分的にはき裂が繊維を切断して進展した痕跡が確認された。ところで、図7においてモードII負荷のもとでの破壊靱性値 K_{IIC} に関する二つの試験結果は $K_{IIC} = 18.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ および $12.9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ と大きくばら

っている。破面の巨視的観察結果によると、 $K_{IIC} = 18.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ を示した試験片ではほぼ全面にわたり繊維に沿う平坦な破面が形成されているのに対して、 $K_{IIC} = 12.9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ を得た試験片では破面上約半分の面積にわたって繊維が切断されることにより形成された斜めに傾いた面が認められた。先述したように混合モード荷重下でのき裂はほぼ繊維に沿って進展するが、モードIIのもとではき裂の成長経路はこのような不安定であった。上述した K_{IIC} の値の大きいばらつきはこのような破壊形態の差に起因するものと考えられる。なお、本研究では、Si-Ti-C-O系繊維強化アルミニウム複合材のモードIIのもとでの破壊靱性値は両者の平均をとって $K_{IIC} = 15.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ とした。一方、本供試材料のモードIのもとでの破壊靱性値は $K_{IC} = 12.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ であった。この値は前報⁽¹²⁾で著者らが得た値とほぼ一致している。

図7 Si-Ti-C-O系繊維強化アルミニウム複合材の K_I - K_{II} 関係

(a) L材

(b) T材

図6 引張試験より得られた破面のSEM写真

図8 混合モード破壊靱性試験後のCTS試験片の破面マクロ写真

Si-Ti-C-O系繊維は常温ではほとんど塑性変形しない。また、Si-Ti-C-O系繊維間に存在するアルミニウム層の厚さは1~10 μm程度である。このため、本供試材料内に導入されたき裂の先端では塑性域が拡がることできない。これが、本供試材料はマトリックスにアルミニウムを使用しているにもかかわらず上述のような低い破壊靱性値を示す理由と考えられる。

図9に、 $K_{II}/K_{IC}-K_I/K_{IC}$ 関係を示した。この図によると本供試材料の破壊曲線は次式で与えられる。

$$(K_I/K_{IC})^2 + (K_{II}/K_{IC})^2 = 1 \quad \dots\dots\dots (5)$$

ところで、これまでに混合モード下における均質材の破壊クライテリアが種々提唱されてきた。同図にはこれらのうち、エネルギー解放率⁽¹³⁾、ひずみエネルギー密度⁽¹⁴⁾、最大応力⁽¹⁵⁾および主ひずみ⁽¹⁶⁾に基づく破壊クライテリアより算出された破壊曲線をも合わせて示してある。なお、ひずみエネルギー密度および主ひずみに基づくクライテリアを用いて破壊曲線を算出する際に必要なポアソン比 ν としては、複合則より算出した $\nu=0.25$ を使用した。このとき使用したSi-Ti-C-O系繊維およびアルミニウムのポアソン比は $\nu=0.16$ および0.34であり、繊維体積率 $V_f=0.5$ である。図9によるとSi-Ti-C-O系繊維強化アルミニウム複合材の破壊はいずれのクライテリアによる予測曲線にも従わず、この材料の破壊曲線は上述したクライテリアによる破壊曲線の外側に位置する。

ところで、これらのクライテリアは、いずれも混合モード荷重下のき裂は最終的にモードIの破壊形態を取るようにわん曲しつつ進展することを基本概念としている。金属材料などの均質材料における混合モード下のき裂進展はこのような破壊形態に従うことが実験

的に明らかにされている⁽⁷⁾。一方、先述したように本供試材料の混合モード下のき裂はほぼ繊維に沿って成長し、その進展方向は成長過程にほとんど変化しない(図8)。図9において、Si-Ti-C-O系繊維強化アルミニウム複合材の破壊がいずれのクライテリアにも従わないのはこのようなき裂進展形態の相違に起因するものと考えられる。破壊曲線における予測値と実験値の差は、モードIが支配的な混合モード荷重下においては比較的小さいがモードII成分が増すにつれて次第に拡大する傾向にあることもこのことを支持しているように思われる。なお、本供試材料の破壊曲線は、上述したクライテリアのうちひずみエネルギー密度およびひずみエネルギー解放率に基づくクライテリアより算出された破壊曲線に比較的近い。

図10には、Si-Ti-C-O系繊維強化アルミニウム複合材の $K_{II}/K_{IIC}-K_I/K_{IC}$ 関係を示した。同図には、比較のためアルミニウム合金(2017および7075-T6)の $K_{II}/K_{IIC}-K_I/K_{IC}$ 関係をも示した。 $K_{II}/K_{IIC}-K_I/K_{IC}$ 関係に対しては、経験的に次式が成り立つことが知られている⁽¹⁷⁾。

$$(K_I/K_{IC})^u + (K_{II}/K_{IIC})^v = 1 \quad \dots\dots\dots (6)$$

本供試材料に関する試験結果は $u=v=2$ であることを示している。一方、アルミニウム合金に対する式(6)中の指数は、図10中一点鎖線で示されているように2017および7075-T6ともに $u=1, v=2$ ⁽¹⁷⁾である。

ところで、図10よりSi-Ti-C-O系繊維強化アルミニウム複合材の破壊曲線はアルミニウム合金のそれよりも高破壊靱性比側に位置していることがわかる。その理由については図9に関して述べたこととほぼ同様

図9 Si-Ti-C-O系繊維強化アルミニウム複合材の $K_I/K_{IC}-K_{II}/K_{IC}$ 関係

図10 Si-Ti-C-O系繊維強化アルミニウム複合材の $K_I/K_{IC}-K_{II}/K_{IIC}$ 関係

のことが成立するものと考えられる。すなわち、アルミニウム合金における混合モード荷重下のき裂は、その伝ば過程次第にその向きを変え、モード I 形で進展するようになる。しかし、本供試材料においては、マトリックスであるアルミニウム中に、マトリックスの約 40 倍の引張強度を有する Si-Ti-C-O 系繊維が一方方向に配置されているので、混合モード荷重下のき裂は繊維を横切ることができない。そのために、き裂は方向を変えることができず、伝ば抵抗の大きい予き裂面に沿う方向に成長することになる。

混合モード破壊靱性試験により破断した試験片の破面を走査形電子顕微鏡を用いて観察した結果を図 11 に示した。破壊はほとんどマトリックスであるアルミ

ニウムの部分で生じており、モード I 負荷のもとでは等軸ディンプルが、また、 $\alpha \geq 45^\circ$ の混合モードおよびモード II 負荷のもとでは、明確な伸長形ディンプルが確認される。ディンプルの大きさおよび伸長の方向は同一負荷条件下においても一定ではなく、これらは材料中の繊維間距離により異なると考えられる。また、すべての試験条件下において局所的に繊維が破断した部分が認められた。これは、強化繊維とマトリックスの静的機械的性質の違いによる応力集中や、繊維の配列方向に対して斜めに進展しようとした混合モード荷重下のき裂により、繊維が欠陥などの弱い部分を起点として局所的に破断した結果と考えられる。なお、破面上で繊維がはく離した痕跡はほとんど認められず、

(a) $\alpha = 0^\circ$ (b) $\alpha = 45^\circ$ (c) $\alpha = 90^\circ$

図 11 混合モード破壊靱性試験により破断した試験片の破面の SEM 写真

図 12 Si-Ti-C-O 系繊維強化アルミニウム複合材の da/dN - ΔK_I 関係

図 13 Si-Ti-C-O 系繊維強化アルミニウム複合材の da/dN - ΔK_{II} 関係

この材料の界面は十分な強度を有していると考えられる。

4・3 混合モード疲労き裂進展試験 図12に混合モード疲労き裂進展試験により得られたき裂進展速度 da/dN とモード I 応力拡大係数範囲 ΔK_I の関係を示した。 $da/dN-\Delta K_I$ 関係は、 $\alpha=0^\circ, 30^\circ, 45^\circ$ および 60° の各試験条件下において、ほぼ

$$da/dN = C \cdot (\Delta K)^m \quad \dots\dots\dots (7)$$

で示され、1本の直線で近似できることがわかる。ところで、同一 ΔK_I に対するき裂進展速度は試験片取付角度 α が大きくなるにつれて速くなる傾向にある。このことは、混合モード荷重下における疲労き裂進展速度は、モード II 荷重成分により加速されることを示し

図 14 Si-Ti-C-O 系繊維強化アルミニウム複合材の $da/dN-\Delta K_{Ieff}$ 関係

図 15 Si-Ti-C-O 系繊維強化アルミニウム複合材の $da/dN-(\Delta K_I^2 + \Delta K_{II}^2)^{1/2}$ 関係

ている。そこで、図 13 に $da/dN-\Delta K_{II}$ 関係を示した。これによると、 $da/dN-\Delta K_{II}$ 関係も $da/dN-\Delta K_I$ 関係と同様に、両対数グラフ上で直線近似できることがわかる。また、 $da/dN-\Delta K_{II}$ 関係には $da/dN-\Delta K_I$ 関係におけるより極めて明確な α 依存性が現れることも明らかである。このことは、混合モード荷重下における疲労き裂進展は主としてモード I 荷重成分により支配されていることを示している。なお、 $\log da/dN-\log \Delta K_{II}$ 関係の傾きは $\log da/dN-\log \Delta K_I$ 関係のその 2~3 倍である。

図 14 にモード I 有効応力拡大係数幅 ΔK_{Ieff} で da/dN を整理した結果を示す。 $da/dN-\Delta K_{Ieff}$ 関係におけるバンドの幅は、 $da/dN-\Delta K_I$ 関係におけるそれに比べて高応力拡大係数幅域では減少する傾向にあるが、低応力拡大係数幅域では拡大している。これは、混合モード荷重下においてモード II 荷重成分によるすべり変位が破面同志の接触を促進し、その結果、特に低応力拡大係数幅域においてき裂開口変位が変動したことによると考えられる。

ところで、混合モード荷重下でのエネルギー解放率 G_{eq} は次式で示される⁽⁷⁾。

$$G_{eq} = G_I + G_{II} \quad \dots\dots\dots (8)$$

ここで G_I, G_{II} はそれぞれモード I およびモード II 荷重下におけるエネルギー解放率である。応力拡大係数の概念が適用できる小規模降伏条件下においては、 K_{eq} を混合モード荷重下の等価応力拡大係数とすると、 $G_{eq} = K_{eq}^2/E$, $G_I = K_I^2/E$, および $G_{II} = K_{II}^2/E$ が成立するので、

$$K_{eq} = (K_I^2 + K_{II}^2)^{1/2} \quad \dots\dots\dots (9)$$

と変形できる。

図 16 Si-Ti-C-O 系繊維強化アルミニウム複合材の $da/dN-(\Delta K_{Ieff}^2 + \Delta K_{II}^2)^{1/2}$ 関係

そこで、混合モード荷重下の疲労き裂進展速度を $\Delta K_{eq} = (\Delta K_I^2 + \Delta K_{II}^2)^{1/2}$ に対してプロットした結果を図 15 に示した。これによると、 $da/dN - \Delta K_{eq}$ 関係の α 依存性は $da/dN - \Delta K_I$ および $da/dN - \Delta K_{Ieff}$ 関係のそれより小さい。しかし、高応力拡大係数幅領域では、 $\alpha = 0^\circ$ のもとでの $da/dN - \Delta K_{eq}$ 関係はこれ以外の α のもとでのそれに比べて明らかに低き裂進展速度側にはずれている。そこで、式(9)において K_I の代わりにモード I 有効応力拡大係数幅 ΔK_{Ieff} を導入することにより得られる $\Delta K_{eq}^{eff} = (\Delta K_{Ieff}^2 + \Delta K_{II}^2)^{1/2}$ に対して疲労き裂進展速度をプロットした結果を図 16 に示した。この図より $da/dN - (\Delta K_{Ieff}^2 + \Delta K_{II}^2)^{1/2}$ 関係においては α 依存性が消失し、両者の関係は両対数グラフ上で 1 本の直線で表現されることがわかる。このように、 $\alpha \leq 60^\circ$ の混合モード荷重下で得られた疲労き裂進展速度は混合モード下のエネルギー解放率より導かれる等価有効応力拡大係数幅により良好に整理できる。なお、Si-Ti-C-O 系セラミックス繊維のモード I 荷重下の疲労き裂進展がエネルギー解放率により良好に整理できることは前報⁽¹²⁾で示した。

ところで、式(9)はモード I およびモード II 荷重下ではそれぞれ $K_{eq} = K_I$ および $K_{eq} = K_{II}$ となることを意味する。一方、図 12 および図 13 によると、 $da/dN -$

ΔK_I 関係と $da/dN - \Delta K_{II}$ 関係とは顕著に異なる。このことより、式(9)に基づいて導出される等価有効応力拡大係数幅は、 $60^\circ < \alpha < 90^\circ$ の取付角度のうち、特に α が 90° に近い試験条件下の疲労き裂進展速度に対しては有効でないことが予想される。この点については、純粋なモード II およびそれに近い混合モード荷重下の疲労き裂進展試験の実施方法の検討をも含めて将来詳細に検討されるべきであろう。

$\alpha = 0^\circ$ のモード I 荷重下の疲労き裂進展試験および $\alpha = 45^\circ$ の混合モード荷重下の疲労き裂進展試験により破断した試験片の破面を走査形電子顕微鏡を用いて観察した。その結果の一例をそれぞれ図 17(a) および (b) に示す。いずれの試験片取付角度 α においても、安定き裂成長領域では両図に認められるようなストライエーションが観察された。その形態はほとんどモード II 荷重成分の影響を受けず、いずれの α のもとでも類似していた。なお、急速破断領域では、混合モード破壊靱性試験の場合と同様のディンプル模様が確認された。

5. 結 言

一方向長繊維強化複合材の基礎的強度特性を明らかにするために、繊維配列方向のき裂に対する混合モード破壊靱性試験および混合モード疲労き裂進展試験を実施し、その混合モード荷重下の強度特性に若干の検討を加えた。得られた主な結果は次のように要約される。

(1) 混合モード荷重下の破壊靱性試験結果によると、破壊はモード I とモード II の荷重比によらず繊維に沿って生じる。その結果、巨視的には予き裂面に沿う平坦な破面が形成される。

(2) この材料の破壊曲線は、 $(K_I/12.0)^2 + (K_{II}/15.5)^2 = 1$ なる楕円で示される。ただし、 $K_{IC} = 12.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ および $K_{IIc} = 15.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ である。また本供試材料の破壊はこれまでに提唱されているいずれのクライテリアにも従わないが、これらのうちではひずみエネルギー解放率基準のクライテリオンにより最も良く表現される。

(3) 本供試材料の破壊曲線は均質材であるアルミニウム合金のそれらより外側(高破壊靱性比側)に位置する。これは、均質材の混合モード荷重下のき裂成長過程で生じるき裂成長方向の変化が繊維により制限され、この材料が(1)に示した破壊形態を取ることに起因すると考えられる。

(4) 混合モード荷重下の疲労き裂進展速度 da/dN と ΔK_I および ΔK_{II} の間には両対数グラフ上で

(a) $\alpha = 0^\circ$

(b) $\alpha = 45^\circ$

図 17 混合モード疲労き裂進展試験により破断した試験片の破面の SEM 写真

ほぼ直線関係が成立し、いずれの関係においても顕著な試験片取付角度 α の依存性が認められた。また、エネルギー解放率の概念に基づき導かれる等価有効応力拡大係数幅 $(\Delta K_{\text{Ieff}}^2 + \Delta K_{\text{II}}^2)^{1/2}$ に対して、 da/dN を整理した結果、 $da/dN - (\Delta K_{\text{Ieff}}^2 + \Delta K_{\text{II}}^2)^{1/2}$ 関係は α にほとんど依存しない 1 本の直線で示されることがわかった。

供試材料は、宇部興産(株)無機材料研究所より提供された。記して謝意を表する。

文 献

- (1) 山村, 化学と教育, **36**-6 (1988), 46.
- (2) Yamamura, T., Isikawa, T., Shibuya, M. and Okamura, K., *J. Mater. Sci.*, **23** (1988), 2589.
- (3) Nardone, V. C., *Met. Trans.*, A, **23** (1992), 563.
- (4) Ishii, H., Tohgo, K. and Araki, H., *Eng. Fract. Mech.*, **40**-4 (1991), 821.
- (5) Mall, S. and Mol, J. H., *Eng. Fract. Mech.*, **38**-1 (1991), 55.
- (6) 平野・滝沢, 機論, **55**-511, A (1989), 373.
- (7) Richard, H. A., *VDI-Forschungsheft*, **631** (1985), 1.
- (8) *ASTM Standards*, **E399**-80 (1980).
- (9) *ASTM Standards*, **E647**-78 (1978).
- (10) 菊川・城野・田中・高谷, 材料, **25** (1976), 899.
- (11) 平野・玉井・野中, 機論, **54**-501, A (1988), 910.
- (12) 幡中・折田・上村・山村, 機論, **58**-546, A (1992), 333.
- (13) Nuismer, R. J., *Int. J. Fract.*, **11**-2 (1975), 245.
- (14) Sih, G. C., *Int. J. Fract.*, **10**-3 (1974), 305.
- (15) Erdogan, F. and Sih, G. C., *Trans. ASME, J. Basic Eng.*, **85** (1963), 519.
- (16) Fisher, K. F. and GÖ Idner, H., *Int. J. Fract.*, **17** (1981), R 3.
- (17) Richard, H. A., *Role of Fracture Mechanics in Modern Technology*, (1987), 577.