繊維金属積層材の疲労き裂進展挙動に及ぼす 初期切欠き長さおよび予ひずみの影響[†]

宮 田 隆 司* 田 川 哲 哉*
高 橋 文 雄** 平 博 仁***

Fatigue Crack Propagation Behavior of Fiber Metal Laminate — Influences of Initial Notch Length and Pre-Stretching —

by

Takashi MIYATA*, Tetsuya TAGAWA*, Fumio TAKAHASHI**

and Hirohito HIRA***

Fatigue crack propagation was investigated in fiber metal laminates which have been developed as the aerospace materials. Two kinds of fiber metal laminates were prepared for the fatigue crack propagation test. One was the laminates in which an unidirectional aramid fiber/epoxy prepreg was sandwiched between aluminum alloy sheets, and another was the laminates of a glass fiber/epoxy prepreg and aluminum alloy sheets. The fatigue crack growth in aluminum alloy sheets is strongly influenced by the bridging behavior of unbroken fibers. The effects of difference in reinforcing fiber, initial notch length and pre-stretching were investigated. In comparison with conventional aluminum alloy sheet, the crack propagation rate was extremely small and the decrease in propagation rate was observed in spite of the K increasing test, depending on the initial notch length and the stress ratio. The glass fiber/aluminum alloy laminates showed the noticeable effect of pre-stretching on crack growth rate. The mechanism for the improvement in fatigue crack propagation was also investigated on the basis of the compliance variation with crack propagation and the stress distribution analysis of infrared spectra.

Key words: Composite, Fiber metal laminate, Fatigue crack propagation, Crack shielding

1 緒 言

航空機構造材料においては、従来の高力アルミニウム合金よりも比強度、比剛性の高い連続繊維強化複合材料の適用が検討されているが、種々問題が多く1次部材への適用はそれほど進んでいないのが現状である。その中で、従来材のアルミニウム合金と連続繊維強化複合材料両者の長所を生かした材料として、繊維金属積層材(Fiber Metal Laminate; 以降FMLと呼ぶ)が開発されている。この材料は一方繊維プリプレグとアルミニウム合金を積層したものであり、アルミニウム合金と連続繊維強化複合材料の中間材料といえる。この材料の開発における狙いは、繊維強化による高強度、高剛性化よりもむしろ、疲労特性の向上にあるとされている。この材料の疲労特性向上については、いくつか報告されているものの^{1),2)}、繊維層が疲労き裂進展特性に及ぼす影響を破壊力学的に検討した例は少ない³⁾。

本研究では種々のFMLに対して、疲労き裂進展試験を行い、繊維の種類や残留応力が進展速度に及ぼす影響を検討した。また、疲労き裂進展に伴う繊維プリプレグ

の挙動を検討し、疲労き裂進展特性の向上機構について検討した。

2 供試材・試験方法

供試材はいずれも繊維エポキシプリプレグとアルミニウム合金の積層材で、繊維プリプレグに一方アラムド繊維を用いたものはARALL(Alcoa社)、一方ガラス繊維を用いたものはGLARE(Akzo社)の商標で呼ばれている。両材料とも積層数や繊維プリプレグの積層方向により数種類開発されているが、本研究ではFig. 1(a)に示すような3層材を用いた。Fig. 1(b)はARALL1の断面の電子顕微鏡観察写真である。繊維強化方向に対して垂直な断面を観察しているため、繊維プリプレグ層にはアラムド繊維断面が観察できるが、アラムド繊維はプリプレグ層中に均一には分散しておらず、プリプレグ層/アルミニウム合金層界面にはエポキシリッチな部分が存在していることがわかる。これらFMLは製造時に接着硬化のため120°Cまでの加熱が施されている。各層には熱膨張係数の差異によりアルミニウム合金層で引張の、プリプレグ層で圧縮の熱応力が生じているものと

† 本報を「繊維金属積層材の疲労き裂進展挙動(第1報)」(Fatigue Crack Propagation Behavior of Fiber Metal Laminate)とする。

原稿受理 平成7年7月19日 Received July 19, 1995

* 正 会 員 名古屋大学工学部材料機能工学科 〒464-01 名古屋市中種区不老町, Dept. of Mater. Sci. and Eng., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-01

** 名古屋大学大学院(現在日本発條株) 〒464-01 名古屋市中種区不老町, Graduate student, Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-01

*** 川崎重工業株 〒504 各務原市川崎町, Kawasaki Heavy Indus. Ltd., Kawasaki-cho, Kagamihara, 504

Table I. Material compositions of fiber metal laminates tested.

Material code	Thickness t (mm)	Aluminum skin	Fiber/epoxy prepreg				Ref.
			Fiber*	Modulus (GPa)	Thickness (mm)	V_f	
ARALL1	1.34	7075-T6	AF	125	0.44	0.5	0.4%stretch
ARALL2	1.34	2024-T3	AF	125	0.44	0.5	—
GLARE1	1.40	7075-T6	GF	86	0.50	0.6	0.5%stretch
GLARE2	1.40	2024-T3	GF	86	0.50	0.6	—

*; AF : aramid fiber (Twaron), GF : glass fiber (R-glass)

Table II. Mechanical properties of materials tested.

Material code	Young's modulus (GPa)*	Yield strength (MPa)*	Tensile strength (MPa)*
ARALL1	68/48	641/331	800/386
ARALL2	64/49	359/228	717/317
GLARE1	65/49	550/340	1300/360
GLARE2	66/50	400/230	1230/320
2024-T3	72	320	440
7075-T6	71	480	540

*; left : L-direction, right : T-direction

(a) Schematic of fiber metal laminate.

(b) SEM micrograph of cross section.

Fig. 1. Fiber metal laminate.

推定される。これら FML の目的は疲労強度の向上にあり、またアラミドやガラスといった繊維の圧縮強度が低いことを考え併せると、このような熱残留応力は好ましい方向ではない。この点に対して、ARALL, GLARE とともに各層の残留応力の正負逆転を意図し、エポキシ硬化後に 0.4% から 0.5% 程度の引張予ひずみの付与が試みられている。本研究の供試材としては、ARALL, GLARE とともにアルミニウム合金の種類と引張予ひずみの有無の組合わせの異なる各々 2 種類を用いた。Table I, II に各供試材の材料構成と機械的性質を示す。以下各材料の名称は Table I に従う。き裂進展試験には Fig. 2 に示す片側切欠き付小型試験片、中央円孔付大型試験片の 2 種類を用いた。Fig. 2(a) の小型試験片については切欠き半径約 0.2mm の切欠きを導入したが、疲労き裂進展に及ぼす初期切欠き長さの影響を検討するため

Fig. 2. Specimens, dimensions are in mm (thickness : as recieved).

に、片側切欠きの長さは、0.7mm, 1.2mm, 1.7mm の 3 種類とした。試験では大気中において荷重制御で 10Hz の sin 波を負荷し、7 点法によりき裂進展速度を算定した。さらに、き裂進展に伴う繊維破断の有無を測定するために、疲労き裂導入後、き裂上に機械切欠きを入れ、破面間に架橋（ブリッジング）している繊維層を強制的に切断し、コンプライアンス（き裂開口変位／荷重）の変化を測定した。小型試験片では主に応力比や初期切欠き長さの影響を検討し、大型試験片ではコンプライアンス変化を検討した。一部の大型試験片については疲労き裂導入後のき裂先端の応力分布を測定するために赤外線応力測定を行った。測定には日本電子(株)製赤外線応力画像システム JTG-8000 を用い、ある応力レベルの sin 波を負荷し、応力レベルによる円孔を含むき裂周辺の応力分布変化について検討した。また、一部の試験片は 3N の NaOH 溶液によりアルミニウム合金層を溶解し、き裂進展に伴うアルミニウム合金／エポキシ接着層の変化を観察するとともに、層間く離の有無を超音波顕微鏡により観察した。超音波顕微鏡観察では日立建機(株)製超音波顕微鏡 HSAM210 を用いた。各試験片の応力拡大係数は、小型試験片では片側き裂、大型試験片では中央き裂試験片に関する算定式⁵⁾を用い、負荷応力に対して均質材として算定した。き裂長さに関しては表面のアルミニウム合金層に生じたき裂長さを測定し、機械切欠き長さもしくは円孔直径を含んだ値で応力拡大係数の算定に用いた。

3 試験結果および考察

3・1 各供試材の疲労き裂進展特性

Fig. 3 に大型試験片で得られた各供試材のき裂進展速度を ΔK に対して示す。比較のため各供試材のスキン層に用いているアルミニウム合金のデータも示している。

Fig. 3. Crack growth rate of fiber metal laminates comparing with aluminum alloy (Large specimen ; φ4 center hole).

Fig. 4. Influence of R -ratio on crack growth rate (Small specimen ; single edge notch, $a_0 = 1.2$ mm).

いずれの FML もアルミニウム合金に比較して極めて良好なき裂進展特性を示していることがわかる。また、引張予ひずみが付与してある ARALL1, GLARE1 ではともに K 漸増試験であるにもかかわらず、き裂進展速度は低下し、特に GLARE1 ではき裂はある程度の進展の後、ほぼ停止する傾向が見られた。ARALL と GLARE の材料間のき裂進展速度の大小関係は、引張予ひずみの有無により異なっており、引張予ひずみのない場合には ARALL の方が、引張予ひずみのある場合には GLARE の方が優れた疲労き裂進展特性を示している。詳細は次節で述べるが、き裂先端後方のプリプレグのほとんどは破断しておらず、これら FML の優れたき裂進展特性は基本的には破断面にブリッジングしている繊維層の繊維架橋力によるものと考えられる。GLARE に比較して ARALL の方がプリプレグ剛性が高く、そのためき裂開口に伴う繊維架橋力が大きかったものと考えられる。しかし、引張予ひずみのある場合には上述の機構に加え、アルミニウム合金層に生じている圧縮残留応力が影響を及ぼしていると考えられ、引張予

Fig. 5. Stress distribution of cracked specimen evaluated by infrared stress analyzer (ARALL1, $2a = 20$ mm).

ひずみ量の大きい GLARE の方でき裂遅延が顕著となったものと考えられる。引張予ひずみの効果は基本的にアルミニウム合金層に生じている圧縮残留応力の影響であるとする、その効果は応力比に依存することが予想される。Fig. 4 は応力比が比較的高い場合 ($R=0.5$) と低い ($R=0.1$) 場合のき裂進展速度を比較したものである。Fig. 4 (a), (b) はそれぞれ ARALL, GLARE の小型試験片の結果である。応力比が 0.1 の場合は、ARALL, GLARE ともに引張予ひずみを施している材料の方が施していない材料に比較して進展速度は小さいが、応力比が 0.5 の場合はその関係は逆転しており、引張予ひずみを施している材料の方がむしろ進展速度となっている。これは応力比の増加に伴い、圧縮残留応力の影響がなくなり、アルミニウム合金層本来の疲労き裂進展速度の大

Fig. 6. Influence of initial notch length on crack growth rate (Small specimen; single edge notch).

Fig. 7. Influence of specimen shape on crack growth rate ($\sigma_{\max}=140\text{ MPa}$, $R=0.1$).

小が反映されたものと考えられる。圧縮残留応力によるき裂閉口は赤外線応力測定の結果でも明瞭に観察される。Fig. 5 は疲労き裂を導入した後の赤外線応力測定の結果である。応力測定に用いた試験片は ARALL1 の大型試験片で、応力測定前に最大応力 110MPa、 R 比 0.1 の応力条件でき裂半長約 10mm (円孔含む) の疲労き裂を導入したものである。Fig. 5 (a), (b) はそれぞれ試験片に 20MPa および 55MPa の応力を付与した場合の円孔周辺の応力分布の着色マップを示したものである。Fig. 5 (c) は Fig. 5 (b) の円孔右側の疲労き裂先端を含む領域の応力分布を示したものである。着色マップでは図中の右端に示すように、緑色から黄色、赤色になるに従い、より高い引張応力が生じていることを示している。付与した応力の低い Fig. 5 (a) の結果は、疲労き裂が存在しているにもかかわらず、通常の円孔による応力集中に類似した応力分布を示している。赤外線応力測定では、与えた最大応力までの応力変化に伴う試料表面の温度変化より応力を測定しているため、この結果は引張予ひずみによるアルミニウム合金層の残留圧縮応力により、き裂開口に至っていないことを示している。ARALL1 のアルミニウム合金層に生じている圧縮残留応力は、製造時の加熱温度 (120°C)、アルミニウム合金層およびプリプレグ層の熱膨張係数、弾性率から算定すると約 50MPa 程度である。それよりやや高い 55MPa の応力を付与した Fig. 5 (b), (c) の結果では、応力の低い領域として円孔左右に伸びたき裂の存在が確認されるとともに、き裂先端近傍で最も高応力となっており、この応力レベルでき裂先端は開口していることがわかる。従って、本供試材のき裂の閉口は引張予ひずみにより生じた残留応力が主因であるといえる。

このように引張予ひずみを施している材料の場合には残留応力の影響も重畳されるが、基本的には FML の疲労き裂進展挙動には破面間にブリッジングしている繊維の架橋力が大きく影響を及ぼしているものと考えられる。従って、FML の疲労き裂進展特性は初期切欠き長さや引張応力場、曲げ応力場など応力負荷形式に起因したき

裂の開口形態の相異にも依存することが予想される。Fig. 6 は初期切欠き長さを 3 種類に変動させた場合のき裂進展特性を示したものである。Fig. 6 (a), (b) はそれぞれ ARALL1, GLARE1 の小型試験片の結果である。本試験は荷重一定試験であるため、応力拡大係数範囲 ΔK の変化はき裂長さ (切欠きを含む) の変化に対応している。初期切欠き部分の繊維層は切断されているため、等しい ΔK で比較した場合、初期切欠き長さが短いほど破面間にブリッジングし得る領域は大きいことになる。Fig. 6 の結果では両材料とも初期切欠き長さが短いほど進展速度は小さくなっており、破面間にブリッジングしている繊維層の領域長さが疲労き裂進展速度に大きな影響を与えていることがわかる。Fig. 7 は片側切欠き小型試験片と中央円孔大型試験片の両者で得られた疲労き裂進展速度を比較したものである。Fig. 7 (a), (b) はそれぞれ ARALL, GLARE の結果である。すべての供試材において、片側切欠き小型試験片の方が大きなき裂進展速度となっており、繊維架橋力が試験片寸法や負荷形式に大きく依存することを示している。

3・2 疲労き裂進展に伴う繊維破断と層間変化

FML のき裂進展特性の向上要因となっていると考えられる繊維架橋力は、破面間にブリッジングしている繊維層 (境界のエポキシリッチ層を含む) のアルミニウム合金層き裂開口変位にみあうひずみに対応したものと考えられる。き裂先端後方の繊維層のひずみ分布を考える上で、繊維破断の有無やアルミニウム合金層/プリプレグ層界面の状況の把握は重要となってくる。破断繊維の有無に関しては、直接観察が最も有効と考えられ、疲労き裂導入後にアルミニウム合金層を溶解除去したプリプレグの顕微鏡観察を行った。しかし、プリプレグ表面はエポキシリッチ層が存在しており、繊維自体の観察は困難であった。従って、ここではき裂上に機械切欠きを導入し、破面間にブリッジングしている繊維層を強制的に切断した後、コンプライアンス (き裂開口変位/荷重) の変化を測定し、繊維破断の有無を推定した。Fig. 8 は疲労き裂上に導入した機械切欠き長さとともに伴うコン

Fig. 8. Variation of compliance with mechanical slot length after fatigue crack propagation.

Fig. 10. Variation of colored region width with backward distance from crack tip.

プライアンス（き裂開口変位／荷重）変化を示したものである。測定は大型試験片に対して行ない、疲労き裂長さ（円孔含む）が両側でできるだけ一定（片側約16mm）となるものを選んだ、図中に斜線で示した領域は、機械切欠きの導入に対してコンプライアンスが変化しなかった領域である。この部分はき裂開口に対してなら影響を及ぼさない領域であり、この領域でのみ繊維が破断しているものと考えられる。この挙動は引張予ひずみのない ARALL2 についてのみ見られ、その領域は低応力で疲労負荷を行った場合の方がむしろ大きい。繊維層には、引張予ひずみのある ARALL1 では引張りの残留応力が、引張予ひずみのない ARALL2 では積層時の熱応力による圧縮の残留応力が生じていることが予想される。また、アラミド繊維やガラス繊維の圧縮強度は、引張強度に比較して著しく低いことが報告されていることを考え併せると、疲労き裂進展に伴う繊維破断は少なくともき裂開口に伴う引張破断によるものではないことが推察できる。疲労き裂導入後、試験片表面のアルミニウム合金層を溶解し観察した繊維層の状況の一例を Fig. 9 に示す。Fig. 9 (a) は ARALL1 の、Fig. 9 (b) は GLARE1 の大型試験片での観察例である。き裂面近傍

Fig. 9. View of fiber/epoxy prepreg after fatigue crack propagation.

Fig. 11. Interface between aluminum skin sheet and epoxy prepreg observed by scanning acoustic microscope.

の繊維層表面にはエポキシ樹脂が変色した領域が見られることがわかる。この変色部ははく離あるいは層間せん断力によりエポキシ樹脂に生じたクレイズによるものと考えられる。詳細は後述するが、この変色領域ははく離もしくは層間せん断力による強変形域であると考えられ、その形状や大きさは繊維架橋力に影響を及ぼしていると考えられるため、複数本の試験片に対してき裂先端からの変色領域上下幅の分布を測定した。その結果を Fig. 10 に示す。Fig. 10 (a), (b) はき裂先端からの後方距離に対して変色領域半幅を示したもので、それぞれ ARALL および GLARE の結果を示している。変色領域の形状や大きさは全般的に GLARE の方が ARALL に比較して大きいものの、負荷条件や引張予ひずみの有無によって顕著な差異は見られないようである。この変色領域について超音波顕微鏡により検討した結果を Fig. 11 に示す。Fig. 11 は Fig. 5 で赤外線応力測定を行った試験片と同一の試験片 (ARALL1) に対して、アルミニウム合金層／繊維層界面に焦点を合わせた観察結果である。円孔から伸びたき裂面からのエコーによる疲労き裂の他、き裂面上下に層間はく離によると思われるかなり強いエコーが確認できる。また、その形状は Fig. 9 に示した繊維層表面の変色領域と類似していることがわかる。このことから Fig. 9, Fig. 10 に示した変色領域は界面はく離に対応したものと推定できる。繊維層が完全にブリッジしている状況でき裂が開くためには繊維層に変位が必要となる。上述の検討結果より考えられる変位発生機構を Fig. 12 に示す。Fig. 12 はき裂後方のある位置でのき裂方向に垂直な断面を考えたものである。

Fig. 12. Interlamina model on the perpendicular to the crack plane backward from crack tip.

繊維層の弾性的な性質を考えると、変位はき裂面をはさむ両側に発生した層間はく離領域における繊維層の弾性変形であると考えられる。この場合、繊維架橋力は層間はく離長さに対するき裂開口変位に対応した繊維層の弾性変形により生じていると考えることができる。このように考えると、FMLの疲労き裂進展特性を決めている架橋力は層間はく離により決まることになる。層間はく離は剛性の異なる繊維層とアルミニウム合金層の間に生じる層間せん断力により生じるものと考えられるが、その限界条件や繰返し応力の影響などの詳細は今後の研究課題である。

以上、示したように FML の疲労き裂進展挙動は破面間に架橋した繊維層の影響が著しく、そのため初期切欠き長さや負荷形式に大きく依存し、公称の応力拡大係数では整理できない。FML の疲労き裂進展を破壊力学的に取扱う場合、繊維層の架橋力を考慮する必要がある。今回の実験の範囲では繊維破断はほとんど起こっていないようであるので、架橋力は主として繊維層の弾性変形に対応しているものと考えられる。定量的解析には繊維層の架橋力に対応した応力拡大係数を算定する必要があるが、その架橋力を決めていると考えられる層間はく離の発生条件や成長挙動の詳細な解析が今後の検討課題である。

4 結 言

繊維エポキシプリプレグとアルミニウム合金を積層した繊維金属積層材の疲労き裂進展特性を検討し、以下の結論を得た。

- (1) 繊維金属積層材はアルミニウム合金単体に比較して優れた進展特性を示す。
- (2) 繊維金属積層材の疲労き裂進展特性は、初期切欠き

長さや負荷形式に大きく依存し、公称の応力拡大係数では一義的に整理はできない。

(3) 引張予ひずみを付与した材料はさらに優れたき裂進展特性を示す。この効果は、高応力比で負荷した場合には見られないことや赤外線応力測定の結果から、アルミニウム合金層の圧縮残留応力に基づくき裂開口に起因している。

(4) 本実験の範囲ではき裂先端後方の破面間には、ほとんどの領域で繊維層が架橋している。優れた疲労き裂進展特性は、破面間に架橋した繊維層による架橋力による。

(5) き裂先端後方の破面近傍のアルミニウム合金層／繊維層界面は半円状の層間はく離が生じている。繊維架橋力ははく離領域に対するき裂開口変位により生じる弾性ひずみにより生じているものと考えられる。

なお、赤外線応力測定においては伊藤忠テクスマック(株)の増喜彰久氏ならびに岩田秀明氏に、超音波顕微鏡による層界面の観察には日立建機(株)FA事業部の小倉幸夫氏に御協力を頂いた。ここに記して謝意を表する。

(平成6年5月25日 日本材料学会第43期学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) H. F. Wu, J. Mater. Sci., **25**, 1120 (1990).
- 2) J. R. Yeh, Eng. Frac. Mech., **30**, p. 827 (1988).
- 3) R. O. Ritchie, Mater. Sci. Eng., A-**103**, 15 (1988).
- 4) 増喜彰久, 酒井重保, 非破壊検査, **44**, 142 (1995).
- 5) H. Tada, P. Paris and G. Irwin, "The stress analysis of cracks handbook" (1973) Del Research Co.
- 6) 日本材料学会編, "金属材料疲労き裂進展抵抗データ集" (1983).
- 7) S. R. Allen, J. Mater. Sci., **22**, 853 (1987).