研究論文

C/A ハイブリッド一方向 FRP 積層板の 曲げ強度のひずみ速度および温度依存性

中田 政之*, 宮野 靖**, 鈴木 恵**, 服部 陽一***

(1989年9月11日受付)

Strain Rate and Temperature Dependence of Flexural Strength of C/A Hybrid Unidirectional FRP Laminates

M. NAKADA,* Y. MIYANO,** M. SUZUKI** and Y. HATTORI***

(Received September 11, 1989)

This paper is concerned with the investigation of flexural fracture behavior of carbon/aramid hybrid unidirectional FRP laminates (C/A hybrid FRP) over relatively wide ranges of both temperature and deflection rate in conjunction with similar investigation of CFRP and AFRP laminates. The results obtained are summarized as follows: (1) The flexural fracture behavior of C/A hybrid FRP changes with temperature and strain rate. The fracture behavior is classified into two stages by temperature and strain rate. (2) The flexural fracture of C/A hybrid FRP is triggered by the compressive fracture of CFRP layer in the range of high temperature and low strain rate, in which the flexural strength decreases with temperature and increases with strain rate remarkably. (3) The flexural fracture of C/A hybrid FRP is triggered by the tensile fracture of AFRP layer in the range of low temperature and high strain rate, in which the flexural strength changes scarcely with temperature but decreases remarkably with strain rate.

1. 緒 言

近年, FRP 用の強化繊維の進歩は著しく, 従来のガラス繊維に加えてカーボン繊維やアラミド繊維といったいわゆる先進繊維が工業材料としての地位を着実に確保しつつある。ところが, これらの強化繊維は弾性係数, 強度, 破断ひずみといった構造材料としての基本的な性質のすべての面で優れているわけではない。たとえば, カーボン繊維は弾性係数や強度は高いが破断ひずみは低い。一方, アラミド繊維は破断ひずみは高いが弾性係数が低く, ガラス繊維になるとこの特徴はさらに顕著になる¹⁾。しかし, このような機械的性質の異なる繊維を組み合わせることにより, 種々の要求を満足させ得るハイ

ブリッド FRP を設計・製造することは可能であり, この方面の技術が大いに注目されている。

著者らは既報²⁻⁵⁾において, CFRP 層と AFRP 層の体積比をほぼ 1 : 1 として繰返し単位層厚さを種々変えたカーボン/アラミドハイブリッド一方向 FRP 積層板を取り上げ, 静的および繰返しといった曲げ負荷に対する破壊挙動を求め, これらの破壊機構について検討するとともに, 積層構成と強度の関連を検討してきた。

ところで, FRP を構成するマトリックスである樹脂の機械的性質は時間や温度により著しく変化し, いわゆる粘弾性挙動を示す⁶⁾。したがって, FRP 積層板の機械的性質もまた時間や温度により変化することが当然予想され, 上述のハイブリッド FRP の曲げ破壊挙動も時間や温度に著しく依存するものと考えられる。

本研究は, ハイブリッド FRP として CFRP 層を AFRP 層でサンドイッチした積層構成の一方向 FRP 積層板 (以下 C/A ハイブリッド FRP と略称する) を取り上げ, 広い範囲の一定温度および一定たわみ速度の下で三点曲げ試験を行い, CFRP 積層板および AFRP 積層板と比較しながらその曲げ破壊挙動のひずみ速度およ

*-*** 金沢工業大学 (921 金沢南局区内野々市町扇が丘 7-1)

Kanazawa Institute of Technology, 7-1, Ohgigaoka, Nonoichi, Kanazawa 921, Japan

* 大学院生 Graduate Student, ** 材料システム研究所教授 Professor, Materials System Research Lab., *** 機械システム工学科教授 Professor, Dept. Mechanical Systems Eng.

Table 1 Formations and properties of fibers.

	Carbon	Aramid
Diameter of mono filament (μm)	7	13
Filament number in 1 yarn	6000	1520
Elastic modulus (GPa)	235	127
Tensile strength (GPa)	3.04	2.94
Ultimate strain (%)	1.3	2.3
Specific gravity	1.77	1.45

Table 2 Test conditions.

	Deflection rate mm/min	Temperature $^{\circ}\text{C}$
CFRP and AFRP	2 1.2×10^5	R.T., 60, 100, 120
C/A hybrid FRP	2 20 1.2×10^5	R.T., 40, 60, 80, 100, 110, 120

び温度依存性について検討するものである。

2. 実 験

2.1 供試材料

本報で用いた強化繊維はカーボン繊維“ベスファイト 6000”（東邦レーヨン製）とアラミド繊維“ケブラー 49”（デュボン製）である。その仕様を Table 1 に示す。FRP 積層板はこれらの繊維を一方方向に引きそろえたプリプレグシート（マトリックス：エポキシ樹脂、厚さ 0.2 mm）の繊維方向をそろえて積み重ね、圧縮成形機を用いて成形した。成形条件としては 130°C の下で 1.7 MPa の圧力で 30 min 加圧し、その後 130°C で 120 min の後硬化を行った。積層板の仕上り寸法は $250 \times 225 \times 3.0 \text{ mm}$ である。

積層板の積層構成は Fig.1 に示す 3 種類である。C 材、A 材はそれぞれ CFRP、AFRP 単独の積層板であり、A-C-A 材は板厚の中立面に対して対称とし表層に AFRP 層、内層に CFRP 層の積層構成のハイブリッド FRP 積層板である。これらの積層板の繊維含有率を比重法で測定した結果、CFRP 層、AFRP 層ともに体積含有率は 52~55% であった。

2.2 実験方法

曲げ試験は、Table 2 に示す広い範囲の一定温度、一

Type	C	A	A-C-A
Illustration of lamination			
Number of layers CFRP/AFRP	15/0	0/15	7/8

CFRP layer AFRP layer

Fig.1 Lamine constitutions of FRP.

Fig.2 Configuration of specimen and method of three points bending test.

定たわみ速度の下で三点曲げにより行った。試験片の形状および寸法を Fig.2 に示す。

たわみ速度が $V=2$ および 20 mm/min の試験には定速度負荷試験機オートグラフ DSS-10 T（島津製作所製）を用い、 $V=1.2 \times 10^5 \text{ mm/min}$ ($=2 \text{ m/s}$) の試験には容量 49 J の計装化シャルピー衝撃試験機 CIEM-5-D（東京試験機製作所製）を用いた。得られた荷重-たわみ曲線の最大荷重点より曲げ強度を求めると同時に試験片の破壊状況を詳細に観察した。

3. 結果および考察

3.1 荷重-たわみ曲線

CFRP、AFRP それぞれ単独の積層板である C 材、A 材および C/A ハイブリッド FRP の A-C-A 材の荷重-たわみ曲線を Fig.3 に示す。C 材の荷重-たわみ曲線はいずれの試験条件においても最大荷重に達するまでは

Fig.3 Load-deflection diagrams.

直線であり、この最大荷重は温度の上昇とともに低下するが、静的試験にくらべてたわみ速度の大きい衝撃試験ではこの低下の程度は小さい。A材の荷重-たわみ曲線はいずれの試験条件においても最大荷重に達する前に線形領域をはずれ、温度の上昇とともにこの非線形挙動が著しくなり、最大荷重も低下するが、たわみ速度が大きいとこの低下の程度は小さい。

A-C-A材の荷重-たわみ曲線はいずれの試験条件においてもA材と同様に最大荷重に達する前に線形領域をはずれるが、たわみの増加に伴い荷重は増大し続ける。

3.2 破壊状況

たわみ速度 $V=2\text{mm/min}$ のいわゆる静的試験において最大荷重点に達した直後の各試験片の破壊状況を Fig. 4 に示す。この図より、C材はいずれの温度条件においても試験片の圧縮側表面より破壊していることがわかる。

A材の静的試験の室温における破壊は、試験片の引張り側表面から生じる。しかし、試験片の圧縮側では繊維のマイクロバックリング等による白化現象⁷⁾が観察さ

れ、温度の上昇とともにこれが顕著になると同時に引張り側からの破壊が観察されなくなる。これより、Fig. 3のA材の荷重-たわみ曲線における非線形挙動は試験片圧縮側の塑性変形によるものであることが窺える。

A-C-A材の破壊状況を観察すると、室温においては Fig. 4 に示すように明らかに引張り側 AFRP 層の表面から破壊が生じるが、60°C 以上では内層 CFRP の圧縮側からの破壊となる。

たわみ速度 $V=1.2 \times 10^5 \text{mm/min}$ の衝撃試験後の各試験片の破壊状況を Fig. 5 に示す。この図において、C材はいずれの温度条件においても破断している。その破面を観察すると圧縮破壊面が全体の約半分を占めている。静的試験の破壊状況から類推して、衝撃試験のこれらの試験片はいずれも圧縮側より破壊が発生したものと推定できる。

A材の衝撃試験においては、いずれの温度条件においても引張り側の繊維の引張り破断が観察される。圧縮側では白化して塑性変形するが、温度の上昇とともにこれが顕著となり、明らかなマイクロバックリングも観察されるようになる。

A-C-A材の衝撃試験の破壊状況を観察すると、Fig. 5 に示すように 80°C までは明らかに引張り側 AFRP 層の表面からの破壊が先行する。100°C 以上では圧縮側 AFRP 層の著しいマイクロバックリングと内層 CFRP にC材と同様の破壊が観察される。静的試験における破壊の進行過程から類推して A-C-A 材のこの温度範囲における破壊は内層 CFRP の圧縮側からの破壊が起点となって生ずるものと推定できる。

3.3 曲げ強度の温度依存性

CFRP, AFRPそれぞれ単独の積層板であるC材, A材の各たわみ速度における曲げ強度 σ_b と温度 T の関係を Fig. 6 に示す。C材の σ_b はA材のそれにくらべて高いがいずれの σ_b も温度の上昇とともに低下する。同じ温度ではたわみ速度 $V=1.2 \times 10^5 \text{mm/min}$ の衝撃の σ_b は $V=2\text{mm/min}$ の静的なそれよりも高く、また温度の上昇による σ_b の低下の割合が小さい。

ハイブリッド FRP である A-C-A 材の各たわみ速度における曲げ強度 σ_b と温度 T の関係を Fig. 7 に示す。図中の白抜きの印は試験片の破壊が引張り側 AFRP 層の引張り破壊、黒塗りの印は内層 CFRP の圧縮破壊であることをそれぞれ示す。この図より、いずれのたわみ速度においても、 σ_b が温度の上昇によって低下しない低温領域と急激に低下する高温領域に大別できる。そして低温領域ではたわみ速度が大きいほど σ_b は小さく、高

Fig.4 Fractographs of FRP ($V=2$ mm/min). Fig.5 Fractographs of FRP ($V=1.2 \times 10^5$ mm/min).

温領域ではこの順位が逆転する。そしてこの二つの温度領域を境にして試験片の破壊様式を区分することができる。すなわち、低温領域における破壊は引張り側 AFRP 層の表面からの引張り破壊が起点となる破壊であり、一方、高温領域における破壊は内層 CFRP の圧縮側からの

圧縮破壊が起点となる破壊である。

3.4 曲げ強度のマスター曲線

Fig.8 および Fig.9 の左側の図は C 材、A 材および A-C-A 材の各温度における曲げ強度 σ_b とひずみ速度の逆数つまりひずみが 1 に達する時間の関係を示したもの

Fig.6 Temperature dependence of flexural strength of CFRP and AFRP.

Fig.7 Temperature dependence of flexural strength of C/A hybrid FRP.

である。これより、C材、A材およびA-C-A材とも σ_b に著しい温度依存性を示すが、C材、A材の σ_b は温度範囲のすべてにおいてひずみ速度が小さくなると低下する傾向を示すのに対して、A-C-A材では温度によりひずみ速度依存性が異なり、ひずみ速度によって σ_b は上昇したり低下したりする。

用いたマトリックス樹脂の力学的特性には時間-温度換算則が成立する⁹⁾。そこでC材、A材およびA-C-A材の σ_b に時間-温度換算則を適用してみる⁹⁾。C材、A材に関してはFig.8の右側に示すように各温度の σ_b はそれぞれほぼ1本の滑らかな曲線の上のり、基準温度 $T_0=100^\circ\text{C}$ における σ_b のマスター曲線が求まり、時間-

Fig.8 Master curves of flexural strength of CFRP and AFRP.

Fig.9 Master curve of flexural strength of C/A hybrid FRP.

Fig.10 Time-temperature shift factors of matrix resin and FRP.

温度換算則の成立が確かめられる。この時の時間-温度移動因子 $a_{T0}(T)$ は、Fig. 10 に示すようにマトリックス樹脂のそれとは多少異なるが、いずれも2本のアレニウス式で表現できる。

A-C-A 材の各温度の σ_b に対してC材、A材と同様の時間-温度換算則を適用してみる。この場合、明らかに換算ひずみ速度の低い領域すなわち高温領域ではFig. 9の右側に示すように各温度の実験点は概ね1本の曲線上にのり、また Fig.10 に示すようにC材、A材と同様の時間-温度換算則の成立が窺える。しかし、Fig. 9 に示すように $T=60^\circ\text{C}$ 以下の σ_b の実験点に関しては1本の曲線を形成せず、したがってマスター曲線を求めることができない。

3.5 マスター曲線上での破壊の分類

Fig.9 に示す A-C-A 材の曲げ強度 σ_b と換算ひずみ速度の関係を示すグラフ上の各実験点を破壊様式別に表現すると Fig.11 となる。この図より、明らかに A-C-A 材の曲げ破壊挙動は温度とひずみ速度によって二つの領域に分けられることがわかる。すなわち、一つは高温・低ひずみ速度領域の破壊挙動であり、この領域では内層CFRPの圧縮側からの圧縮破壊が起点となる破壊を生じ、曲げ強度は温度やひずみ速度によって著しく変化し、時間-温度換算則が成立する。他方は低温・高ひずみ速度領域の破壊挙動であり、この領域では引張り側

Fig.11 Classification of fracture mode on master curve of C/A hybrid FRP.

AFRP 層の表面からの引張り破壊が起点となる破壊を生じ、曲げ強度は温度によってほとんど変化しないが、ひずみ速度によっては変化する。

4. 結 言

C/A ハイブリッド方向 FRP 積層板 (A-C-A 材) を取り上げ、広い範囲の一定温度および一定たわみ速度の下での曲げ破壊試験を行い、CFRP 積層板および AFRP 積層板のそれらと比較しながら、曲げ破壊挙動のひずみ速度および温度依存性について検討を行い、以下の結論を得た。

(1) A-C-A 材の曲げ破壊挙動は温度およびひずみ速度により明らかに異なり、高温・低ひずみ速度領域における挙動と低温・高ひずみ速度領域における挙動に区別することができる。

(2) 高温・低ひずみ速度領域では、破壊はすべて内層 CFRP の圧縮側から生じ、曲げ強度は温度およびひずみ速度により著しく変化する。

(3) 低温・高ひずみ速度領域では、破壊はすべて引張り側 AFRP 層の表面から生じ、曲げ強度は温度に対してほとんど変化せず、ひずみ速度の増大とともに減少する。

参 考 文 献

- 1) たとえば、福原基忠：繊維学会誌，41，5(1985)，135-142；松田 滋：強化プラスチック，33，1(1987)，19-21。
- 2) 天城滋夫，中田政之，新保 實，宮野 靖：日本複合材料学会誌，14(1988)，109-115。
- 3) 天城滋夫，中田政之，新保 實，宮野 靖：材料システム，7(1988)，43-52。
- 4) 中田政之，天城滋夫，新保 實，宮野 靖：強化プラスチック，34，12(1988)，503-509。
- 5) M. Nakada, S. Amagi, M. Shimbo & Y. Miyano: *Proceedings of the 1989 SEM Spring Conference on Experimental Mechanics* (1989), pp. 887-892。
- 6) たとえば，M.L. Williams, R.F. Landel & J.D. Ferry: *J. Am. Chem. Soc.*, 77(1955)，3701-3707；牟岐鹿楼：日本機械学会論文集，64，513(1961)，34-43。
- 7) 天城滋夫，和嶋元世，宮野 靖：日本複合材料学会誌，12(1986)，171-176。
- 8) たとえば，F. Schwarzl & A.J. Starverman: *J. Appl. Phys.*, 23, 8(1952)，838-843；J. Bischoff, E. Catsiff & A.V. Tobolsky: *J. Am. Chem. Soc.*, 74(1952)，3378-3381。
- 9) たとえば，Y. Miyano, M. Kanemitsu, T. Kunio & H.A. Kuhn: *J. Compos. Mater.*, 20(1986)，520-538。