

## 平面衝撃を受ける複合材料板の板厚方向衝撃引張破壊

武田, 展雄  
九州大学応用力学研究所 : 助教授

小松, 治男  
九州大学応用力学研究所

高橋, 清  
九州大学応用力学研究所 : 教授

<https://doi.org/10.15017/4743804>

---

出版情報 : 応用力学研究所所報. 65, pp.307-319, 1987-12. 九州大学応用力学研究所  
バージョン :  
権利関係 :

## 平面衝撃を受ける複合材料板の 板厚方向衝撃引張破壊\*

武田 展雄<sup>†</sup> 小松 治男<sup>‡</sup>  
高橋 清<sup>§</sup>

### 概 要

金属箔爆発を用いて薄板状の飛び板を高速に加速し、複合材料板表面に平面衝突させる薄板正面衝突法により、板内部にスポール破壊と呼ばれる一軸歪状態での板厚方向衝撃引張破壊を発生させる試験を行ない、複合材料の基本的な衝撃破壊特性を求めた。代表的な熱硬化性樹脂（不飽和ポリエステル）および熱可塑性樹脂（ポリプロピレン）を母材とするガラス繊維強化複合材料板について、スポール破壊発生条件および完全剥離破壊条件を求めるとともに、断面の微視的観察によりスポール破壊発生メカニズムを調べた。脆性的な破壊を示す不飽和ポリエステル複合材料板では、繊維・樹脂界面強度の影響が著しいことがわかった。一方、延性的な破壊を示すポリプロピレン複合材料板では樹脂の塑性変形の影響、短繊維配向の影響が著しいことがわかった。

**Key words:** Foil explosion, Thin flyer plate technique, Spall fracture, Composite plates, Thermosetting polymer, Thermoplastic polymer, Fracture mechanisms

### 1. はじめに

複合材料は軽量高剛性、高強度などの特徴を生かしてさまざまな応用がなされているが、さらに近年衝撃的な荷重を受ける構造への応用も期待されている<sup>1)</sup>。たとえば航空機の翼や舵に応用するには、離着陸時に起こる滑走路上の小石などの跳ね上げ、鳥、ひょうなどの衝突に対する耐衝撃性 (Impact Damage Tolerance) が要求される<sup>2)</sup>。また最近では ATP (Advanced Turbo-Prop) と呼ばれる高速プロペラ用ブレード材料に先端複合材料を用いることが検討されており、耐衝撃性の要求はさらに高まってい

\* 一部は Composites '86: Recent Advances in Japan and the United States, K. Kawata, S. Umekawa and A. Kobayashi eds., Japan Soc. Comp. Mater., Tokyo (1986), pp. 85-92. に発表されている。

<sup>†</sup> 九州大学助教授，応用力学研究所

<sup>‡</sup> 文部技官，九州大学応用力学研究所

<sup>§</sup> 九州大学教授，応用力学研究所

る。このように最近の軽量複合構造の設計にはその耐衝撃性が重要な設計因子となっている。しかしながら、複合材料の衝撃負荷下での特性は必ずしも十分理解されていないのが現状である。この理由の一つには、複合材料の衝撃試験法の不十分さにある<sup>1)</sup>。複合材料の衝撃試験としては従来からシャルピーまたはアイゾッド（最近では衝撃荷重-変位を求めるために計装化されている）などの試験が行なわれている。しかし応力状態の複雑さや試験片中の応力波多重反射による寸法効果などのために得られた結果の解釈が困難であり、構造設計に直接適用できるような基本的な材料定数は得られない。衝撃負荷下での基本的な材料定数を得るためには単純な衝撃応力または歪状態における試験が必要とされる。

複合材料は薄板として使用されることも多く、板表面に板厚方向の高速衝撃を受ける危険性も高い。筆者らは複合材料板表面に薄板状の飛び板を高速で平面衝突させる薄板正面衝突法（thin flyer plate technique）により、複合材料板内部にスポール破壊（spall fracture）と呼ばれる一軸歪状態での板厚方向衝撃引張破壊を発生させる試験を行ない、衝撃負荷下での複合材料の基本的な材料特性を求める研究を進めている。複合材料板のスポール破壊に関する研究はこれまでもいくつか行なわれているが<sup>2)~8)</sup>、スポール破壊発生メカニズムや発生条件と材料特性との関係などに関する研究はあまり行なわれていない。

本報告では代表的な熱硬化性および熱可塑性樹脂複合材料板について、基本的な材料定数として有用なスポール破壊発生条件および完全剝離破壊条件を求めるとともに、断面の微視的観察によりスポール破壊発生メカニズムを明らかにする。

## 2. 実験方法

### 2.1 箔爆発を利用する薄板正面衝突法

薄板状の飛び板を加速するには金属箔の電気的な爆発を利用する箔爆発法を用いる。筆者らは樹脂材料のスポール破壊の研究にこの手法を利用してきた<sup>9)10)</sup>。実験装置を図1に示す。キャパシターバンク（10  $\mu$ F）をあらかじめ所定の電圧まで充電しておき、アルミニウム箔を通して放電させることにより箔爆発を起こさせる。箔爆発により加速されたポリメチルメタクリレート（PMMA）の飛び板（15 mm $\times$ 15 mm $\times$ 1 mm）は試験板に平面的に衝突する。衝突直前の飛び板速度は、試験板に取り付けられた長さが約1 mmほど異なる2対の銅細線（速度測定用ピン、velocity pin）とアルミニウム蒸着した飛び板との接触を電氣的に検出して求めた。

薄板正面衝突法によるスポール破壊発生の原

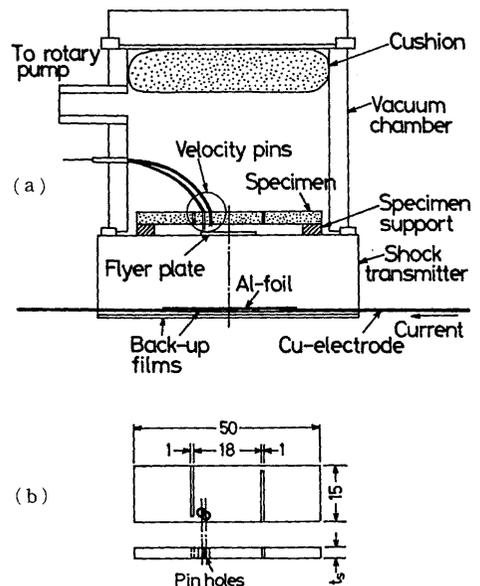


図1 箔爆発を用いる実験装置

(a) 爆発部

(b) 試験板形状（不飽和ポリエステル複合材料の場合）

理図を図2に示す。飛び板が試験板に平面的に衝突することにより、一軸歪状態でほぼ方形の短いパルス状圧縮応力波が発生する。この方形波の波高（最大応力値） $\sigma$ および継続時間 $t_d$ は次式で近似される。

$$\sigma = V \cdot Z_f \cdot Z_s / (Z_f + Z_s) \quad (1)$$

$$t_d = 2t_f / c_f \quad (2)$$

ここで $V$ は飛び板衝突速度であり、 $Z_f$ 、 $Z_s$ は各々飛び板、試験板の機械的インピーダンス(= $\rho c$ 、 $\rho$ :密度、 $c$ :板厚方向縦波速度)、また $t_f$ 、 $c_f$ は各々飛び板の厚さ、縦波速度である。波形パラメータ $\sigma$ 、 $t_d$ をある程度任意に変えられる

ことに特徴がある。発生した圧縮応力波は自由表面で反射後希薄波(rarefaction wave)となる。さらに、互いに逆方向に伝播する2つの希薄波が出会うと引張応力波となる。この引張応力波の波高と継続時間が破壊発生条件を満足するならば、ここでスポール破壊が発生する。図2は一次元波動伝播理論により理想化したものであり、応力波の分散や減衰のために、実際には角が少なまった方形とは異なる波形となるが、その効果はここでは無視する。

本報告では $t_f=1\text{ mm}$ として $c_f=2600\text{ m/s}$ より $t_d=0.77\text{ }\mu\text{s}$ と一定に保ち、 $V$ を変化させることにより $\sigma$ を変えてスポール破壊発生条件や完全剥離破壊条件を調べる。

## 2.2 試験板

樹脂を母材とする複合材料はその樹脂の種類により、熱硬化性樹脂複合材料と熱可塑性樹脂複合材料とに分けられる。ここでは両者それぞれに属する代表的な複合材料を試験板として用いる。

熱硬化性樹脂複合材料の代表例として表1に示す5種類のガラス長繊維強化不飽和ポリエステル積層板を用いた。強化材形態の影響を調べる目的で、ガラス繊維強化材は一方方向FW(試験板A)、平織クロス(試験板B)、8枚朱子織クロス(試験板C)の3種類を用いた。さらに繊維・樹脂界面強度の影響を調べる目的で、クロスや繊維の表面处理剤はアクリルシラン(試験板C)、クロム(試験板D)、無処理(試験板E)の3種類を用いた。表面处理の相違により3点曲げ強度、ショートビームせん断強度に大きな相違が生じている。ポイド体積含有率は試験板B,C,Dでは0.5%未満、Aでは1%程度、Eでは2~3%と推定される。なお樹脂のみ(試験板F)の試験も行なった。

熱可塑性樹脂複合材料の代表例として射出成形のガラス短繊維強化ポリプロピレン板(板厚2.75 mm)を用いた。繊維直径は13  $\mu\text{m}$ 、長さは平均100  $\mu\text{m}$ 程度であり、表面はシラン処理がなされている。繊維体積含有率 $V_f$ の影響を調べる目的で、 $V_f=20, 40\%$ の2種類を用いた。また射出成形による短繊維の配向の影響を調べる目的で、図3のように120 mm $\times$ 120 mmの射出成形板の射出ゲートに近い所から試験板A、遠い所から試験板C、中央部から試験板B、B'を切り出し比較した。

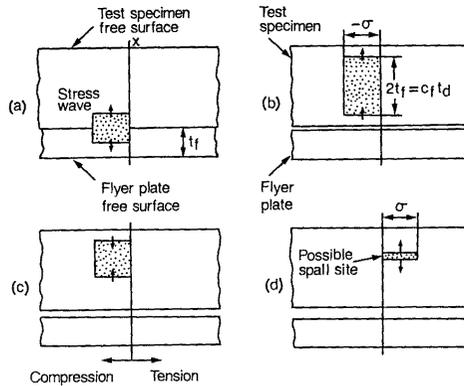


図2 薄板正面衝突法によるスポール破壊発生  
の原理図

表1 ガラス長繊維強化不飽和ポリエステル試験板とその特性

| a) Material Symbol | Glass Fiber Reinforcement | Fiber Surface Treatment | Thickness (mm) | Fiber Volume Content, $V_f$ (%) | 3-Point Bending Strength (MPa) | g) Short-Beam Modulus (GPa) | h) Short-Beam Shear Strength (MPa) | Spall Initiation Speed (Threshold) $V_{sp}$ (m/s) | Complete Separation Speed (Threshold) $V_{cs}$ (m/s) |
|--------------------|---------------------------|-------------------------|----------------|---------------------------------|--------------------------------|-----------------------------|------------------------------------|---|--|
| A                  | Unidirectional            | b) Acryl Silane         | e) 2.97        | 51.3                            | n.a.                           | n.a.                        | n.a.                               | 70  | n.a.   |
| B                  | Loose Plain-Woven Cloth   | c) Acryl Silane         | e) 3.30        | 44.3                            | n.a.                           | n.a.                        | n.a.                               | 70  | (170)  |
| C                  | 8-Shaft Satin-Woven Cloth | d) Acryl Silane         | e) 2.18        | 43.3                            | 556                            | 22.4                        | 58.2                               | 60  | 180  |
| D                  | 8-Shaft Satin-Woven Cloth | d) Chrome               | f) 2.14        | 43.2                            | 446                            | 21.4                        | 50.2                               | 60  | 145  |
| E                  | 8-Shaft Satin-Woven Cloth | d) None                 | 2.32           | 41.0                            | 374                            | 19.0                        | 30.0                               | 45  | 205  |
| F                  | None                      | None                    | 2.04           | 0                               | n.a.                           | n.a.                        | n.a.                               | 100-120   | n.a.   |

a) Matrix and Laminate Fabrication [Weight Ratio]  
 --Resin : Unsaturated Polyester, PolyLite 8010 [100]  
 (Dainippon Ink & Chem. Co. Ltd.)  
 --Catalyst : Methyl Ethyl Ketone Peroxide [1,0]  
 --Accelerator : 0.6% Cobalt Naphthenate [0.4]  
 --Cure : 30°C, 40MPa  
 --After Cure : 60°C x 6hrs.  
 Note : n.a. = not available

b) GLASRON Roving R2220 TA F08  
 c) MS253C, JIS Spec. EP21B  
 d) SLS213C, JIS Spec. ES22B,  
 MIL-V-1140 Style 181  
 e)  $\gamma$ -Methacryloxypropyltrimethoxysilane (A174, UCC)  
 f) Methacrylic Chromic Chloride Complex (Volan A, Seibi Chem.)  
 g) Span : 50 mm  
 h) Span : 10 mm  
 all supplied by Asahi  
 Fiber Glass Co. Ltd.

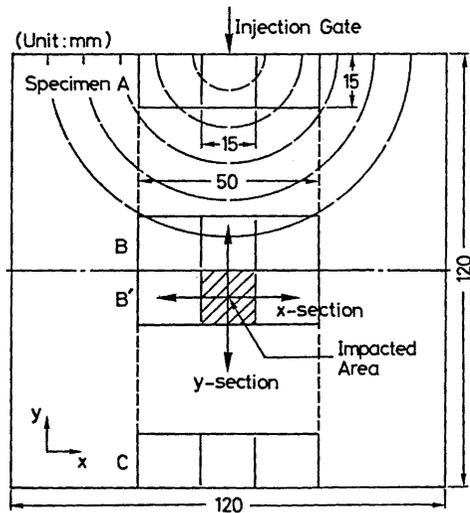


図3 ガラス短繊維強化ポリプロピレン射出成形板の試験板切り出し位置

### 3. 実験結果と検討

#### 3.1 ガラス長繊維強化不飽和ポリエステル

スポール破壊を生じた試験板の写真例を図4に示す。表面処理なしの試験板Eの透明度が劣るが、適当な強い光をあててやればスポール破壊は肉眼で識別できる。図5に試験板A~Fの各々について、飛び板衝突速度とスポール破壊発生および完全剥離破壊発生の有無を示す。同一材料(同一の板)から切り出した試験板でも強度にばらつきがあるために、スポール破壊発生のための限界飛び板衝突速度  $V_{sp}$

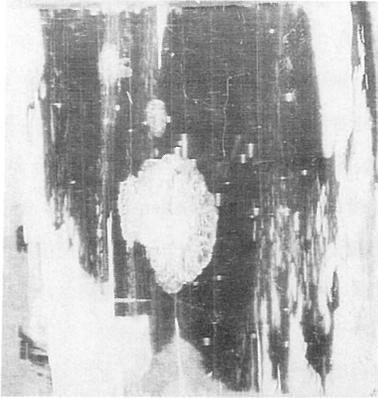


図4 スポール破壊した試験板の写真例（ガラス長繊維強化不飽和ポリエステル，試験板A， $V=147.4$  m/s）

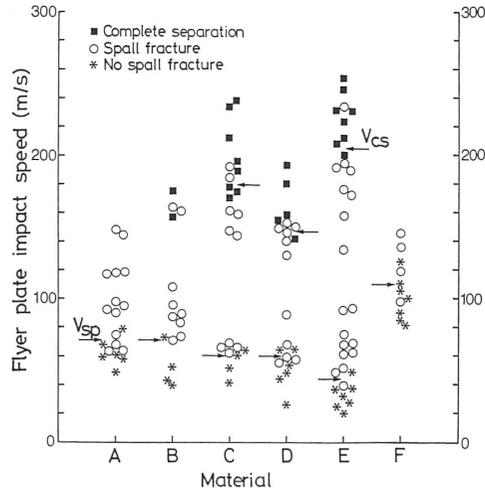


図5 ガラス長繊維強化不飽和ポリエステル試験板のスポール破壊発生と完全剥離破壊発生  
各々の破壊発生のための限界飛び板速度  $V_{sp}$  と  $V_{cs}$  が決定できる。

と完全剥離破壊発生のための限界飛び板衝突速度  $V_{cs}$  は当然ばらつきをもつが、その概略値を表1中に示す。

まず  $V_{sp}$  については次のことがわかる。

- [1] 樹脂単体（試験板F）の  $V_{sp}$  に比べ他の複合材料板の  $V_{sp}$  が小さいこと。これは高剛性繊維の存在にともない樹脂内に応力集中が生じることによると考えられる。
- [2] 強化材形態の違いによる影響は少ないこと。試験板A, B, Cは表面処理は同じであるが、強化材形態が異なる。Cの  $V_{sp}$  が60 m/s（(1)式より  $\sigma$ の限界値  $\sigma_{sp}$ は100 MPa程度）とA, Bに比べ小さいのは、板厚が薄く応力波の減衰が少ないためと考えられる。すなわちA, Bも板厚が2.2 mm程度であればCと同程度の  $V_{sp}$  になると推測される。
- [3] 繊維・樹脂界面強度とスポール破壊発生の限界速度  $V_{sp}$  または応力値とのあいだに相関性があること。試験板C, D, Eは強化材形態は同じであるが、表面処理が異なり界面（層間）強度が異なる。今回行なった試験の範囲ではCとDとの  $V_{sp}$  には際立った差はみられないが、EはC, Dに比べ  $V_{sp}$  がかなり小さい。

次に  $V_{cs}$  について考察しよう。試験板C, D, Eについては  $V_{sp}$  とは異なる傾向を示している。すなわちCとDとではCの方が  $V_{cs}$  が大きいのが、これは  $V_{sp}$  では現われなかった表面処理の相違の影響が出ているものと推測される。また、EがC, Dに比べ  $V_{cs}$  が大きいことは注目値する。これはEはC, Dに比べ表面処理が劣り界面強度が低いのが、ボイド含有量が大きく、完全剥離破壊までにはこれらのボイド中をクラックが通過していくのに大きなエネルギーが消費されるためと考えられる。

スポール破壊発生のメカニズムを明らかにするために試験板断面の微視的観察を行なった。図6に光

学顕微鏡による写真例を示す。スポール破壊は試験板裏面より1~1.7mmのあたりに発生している(図6(a))。板厚が増すと裏面からの距離が増す傾向にある。図6(b)では試験板E中のボイドが明らかであり、ボイド中をスポールクラックが伝播している場所もある。試験板Eの $V_{sp}$ が小さいのはボイド量が多いための層間強度低下が主原因であろう。さらにミクロに走査型電子顕微鏡で観察した写真例を図7に示す。スポールクラックが繊維と樹脂との界面を脆性的に伝播しがちなことが明らかである。また、クラックは樹脂過多の領域(resin-rich region)を避け、繊維密度の高い領域(fiber-dense region)を伝播する傾向が強い。これと類似の現象は一軸引張を受ける直交積層板<sup>11)</sup>、内圧を受けるFW斜交積層板<sup>12)</sup>、中央衝撃を受けた直交積層板<sup>13)</sup>中の横方向クラック(transverse crack)についても観察されている。とくに繊維どうしが接触している場所はクラックが伝播しやすい。これは繊維間隔が狭くなると、繊維垂直方向荷重に対する高剛性の繊維間にはさまれた低剛性の樹脂内の歪集中が高くなることに基因する(繊維が接触していると歪の集中係数が20程度にも達する)<sup>14)</sup>。以上のことから繊維・樹脂界面強度の大小(繊維表面処理の良否)がスポール破壊発生の大いなる要因であることがわかる。また上述の歪集中のためスポールはかなり脆性的に生じている。これは用いた不飽和ポリエステル樹脂自体の破断歪(伸び)が小さいためである。破断歪が大きい(できれば剛性も劣らない)樹脂を利用できればスポール破壊発生を抑制できると期待される。

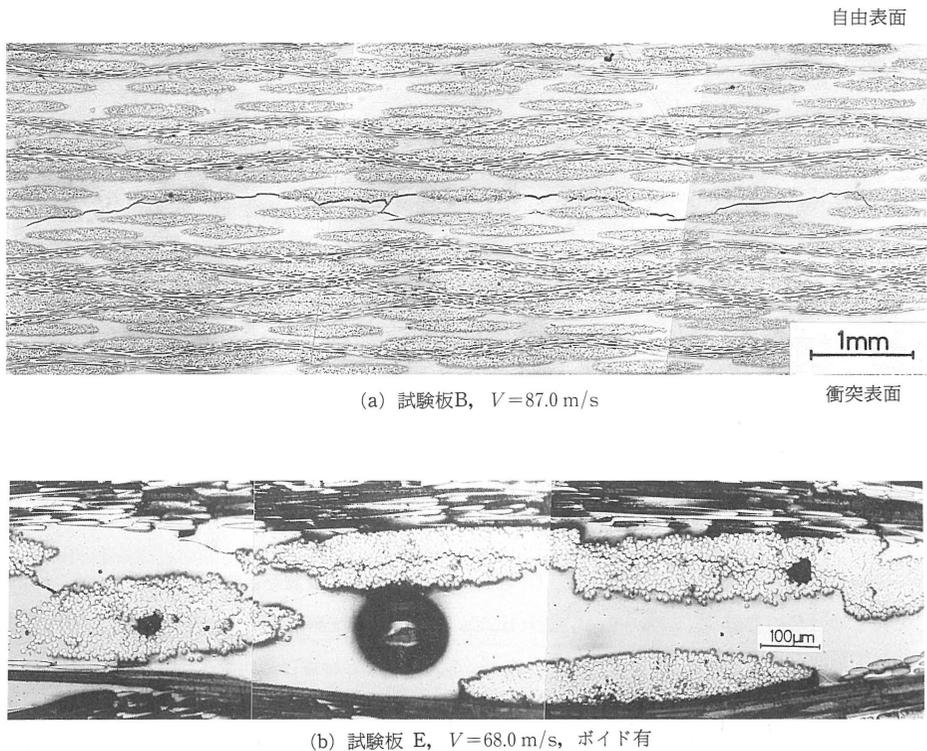
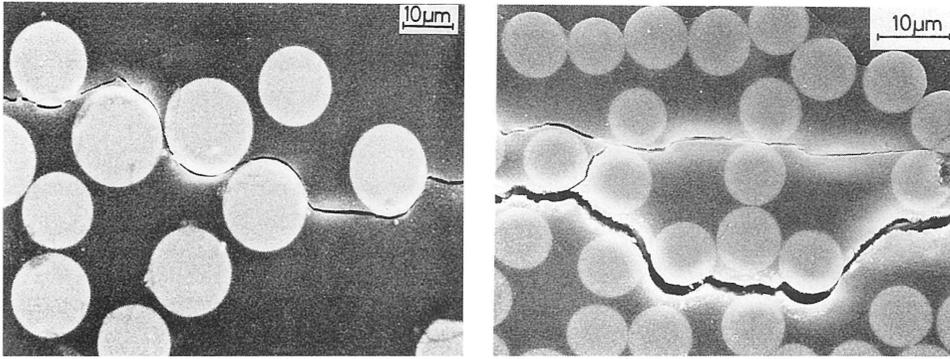


図6 試験板断面の光学顕微鏡写真(ガラス長繊維強化不飽和ポリエステル)



(a) 試験板A,  $V=147.4$  m/s

(b) 試験板B,  $V=87.0$  m/s

図7 試験板断面の走査型電子顕微鏡写真（ガラス長繊維強化不飽和ポリエステル）  
 スポールクラックが繊維・樹脂界面またはその近傍を脆性的に伝播していることに注目。

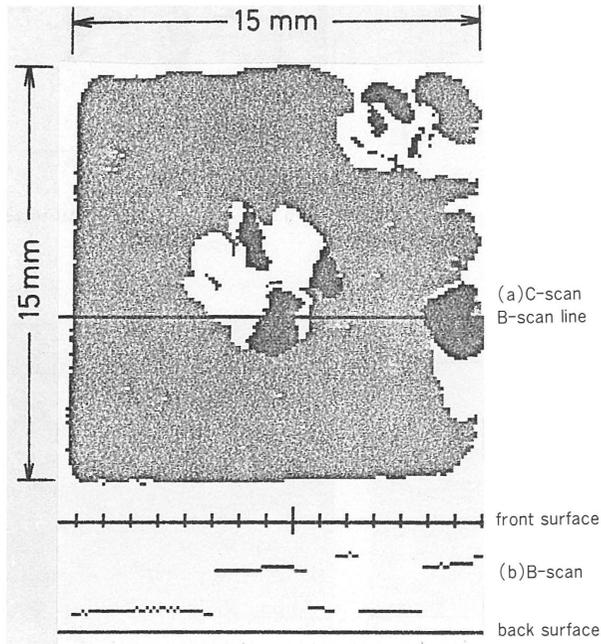


図8 スポール破壊した試験板の反射型超音波像（ガラス短繊維強化ポリプロピレン）

### 3.2 ガラス短繊維強化ポリプロピレン

破断歪が大きく(しかし剛性は劣ることが多い),加工性に優れた熱可塑性樹脂を熱硬化性樹脂である不飽和ポリエステルに代わり用いることは耐衝撃性向上のためには有用であろう. ガラス短繊維強化ポリプロピレンについても前節と同様の試験を行なった.

試験板は半透明でスポール破壊の識別は可能であるが,超音波C-スキャン,B-スキャン像はより明瞭なスポール破壊パターンを与えてくれる(図8).

図9に $V_f=20\%$ , $40\%$ 両方の材料について飛び板衝突速度とスポール破壊発生の有無を示す. スポール破壊発生のための限界飛び板衝突速度 $V_{sp}$ は $V_f=20\%$ では $V_{sp}=98\text{ m/s}$ , $V_f=40\%$ では $V_{sp}=108\text{ m/s}$ であり, $V_f=40\sim 50\%$ のガラス長繊維強化不飽和ポリエステルの $V_{sp}$ より大きく,不飽和ポリエステル単体と同程度である(表1参照).ここで注目すべきことは, $V_f$ が大きいが方が $V_{sp}$ が大きいことである.これは不飽和ポリエステル樹脂複合材料についての結果とは異なる.この理由としては次の二つのことが考えられる.第一に, $V_f$ が大きくなると入射応力波の分散,減衰が大きくなるため,スポール発生点での応力波振幅が小さくなりスポール発生には大きな飛び板衝突速度が必要となることである.第二に, $V_f$ が大きいと高剛性の繊維間に拘束された樹脂部分の体積が小さくなり,塑性変形を含むミクロな変形状態が変化することである.

試験板断面の微視的観察写真を図10,11,12に示す.スポール破壊がガラス長繊維強化不飽和ポリエステル板ほど平面的でなく何段かに分かれているのは強化材形態の相違によるものであろう.図10においてスポールクラック付近で

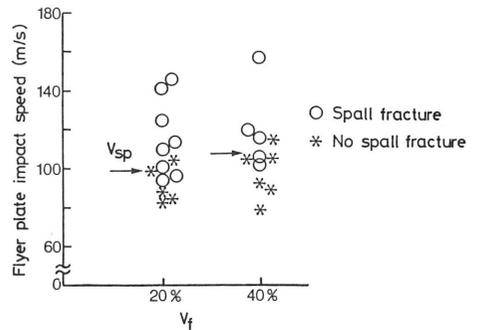
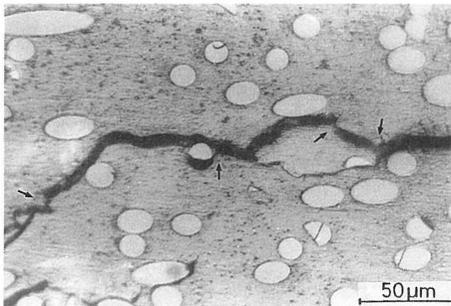
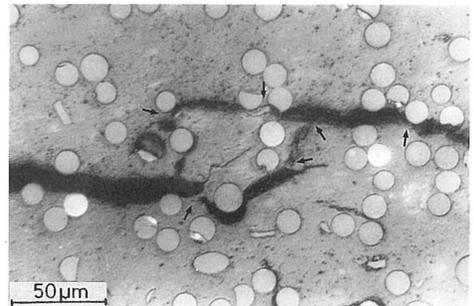


図9 ガラス短繊維強化ポリプロピレン試験板のスポール破壊発生



(a)  $V_f=20\%$ ,  $V=132\text{ m/s}$



(b)  $V_f=40\%$ ,  $V=163\text{ m/s}$

図10 試験板断面の走査型電子顕微鏡写真(ガラス短繊維強化ポリプロピレン)

矢印は塑性変形の著しい場所をさす.

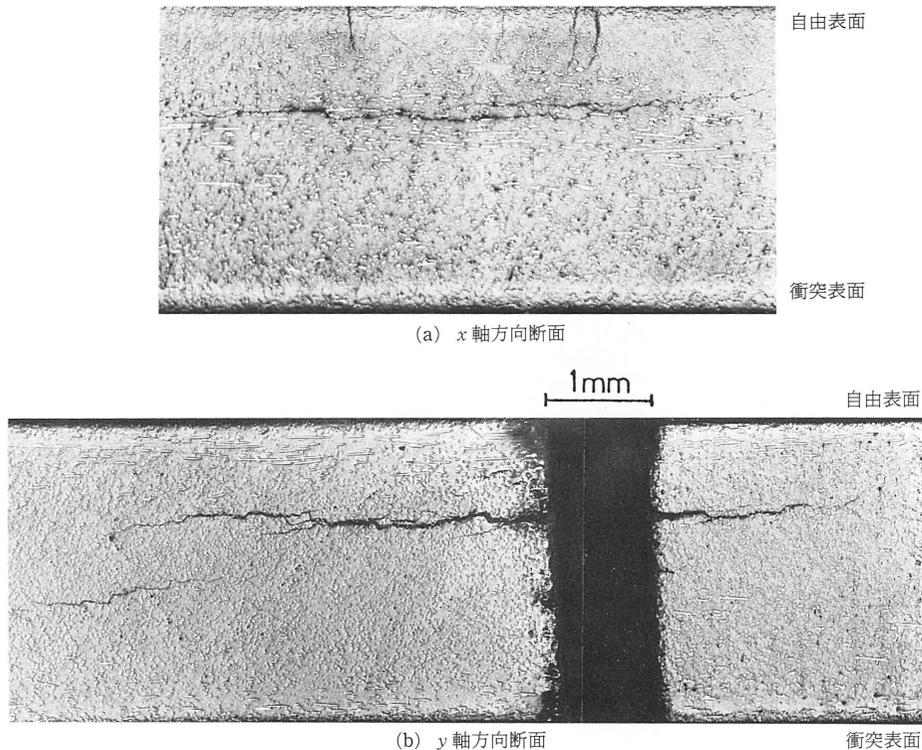


図 11 射出ゲート近くの試験板Aの光学顕微鏡写真(ガラス短繊維強化ポリプロピレン,  $V_f=20\%$ ,  $V=147\text{ m/s}$ )

は樹脂がかなり塑性変形していることから、樹脂の延性(伸び)がスポール破壊時のエネルギー散逸にかなり寄与していることがわかる。 $V_f$ が大きいと $V_{sp}$ が大きいため、生じている塑性変形も著しい。以上のようにポリプロピレン樹脂は伸びが大きく、塑性変形も生じやすく、その結果応力や歪の集中も緩和される。したがって、脆性的な破壊が主であった不飽和ポリエステル樹脂複合材料とはスポール破壊メカニズムがきわめて異なる。

つぎに射出成形板特有の短繊維の配向による影響に注目する。図3中の成形板中の切り出し位置が異なる試験板A, B, B', Cについて、スポール破壊後 $x$ 軸方向断面, $y$ 軸方向断面両方を光学顕微鏡で観察した。 $x$ 軸方向断面を観察後、再びは合わせて垂直方向に切断して $y$ 軸方向断面を観察するかまたはその逆の手順で観察した。図11は射出ゲート近くの試験板A( $V_f=20\%$ )であるが、表層近くでは繊維が $y$ 軸方向に配向しているのに対し、スポール発生深さ付近を含む内部ではむしろ $x$ 軸方向に配向しているのがわかる。この繊維配向の傾向は試験板Aよりも射出ゲートから遠い試験板B, Cで著しくなる。また $V_f=20\%$ よりも $40\%$ の方がこの傾向が強まる。 $V_f=40\%$ の試験板Cの断面の拡大写真(図12)はこのことを明瞭に表わしている。

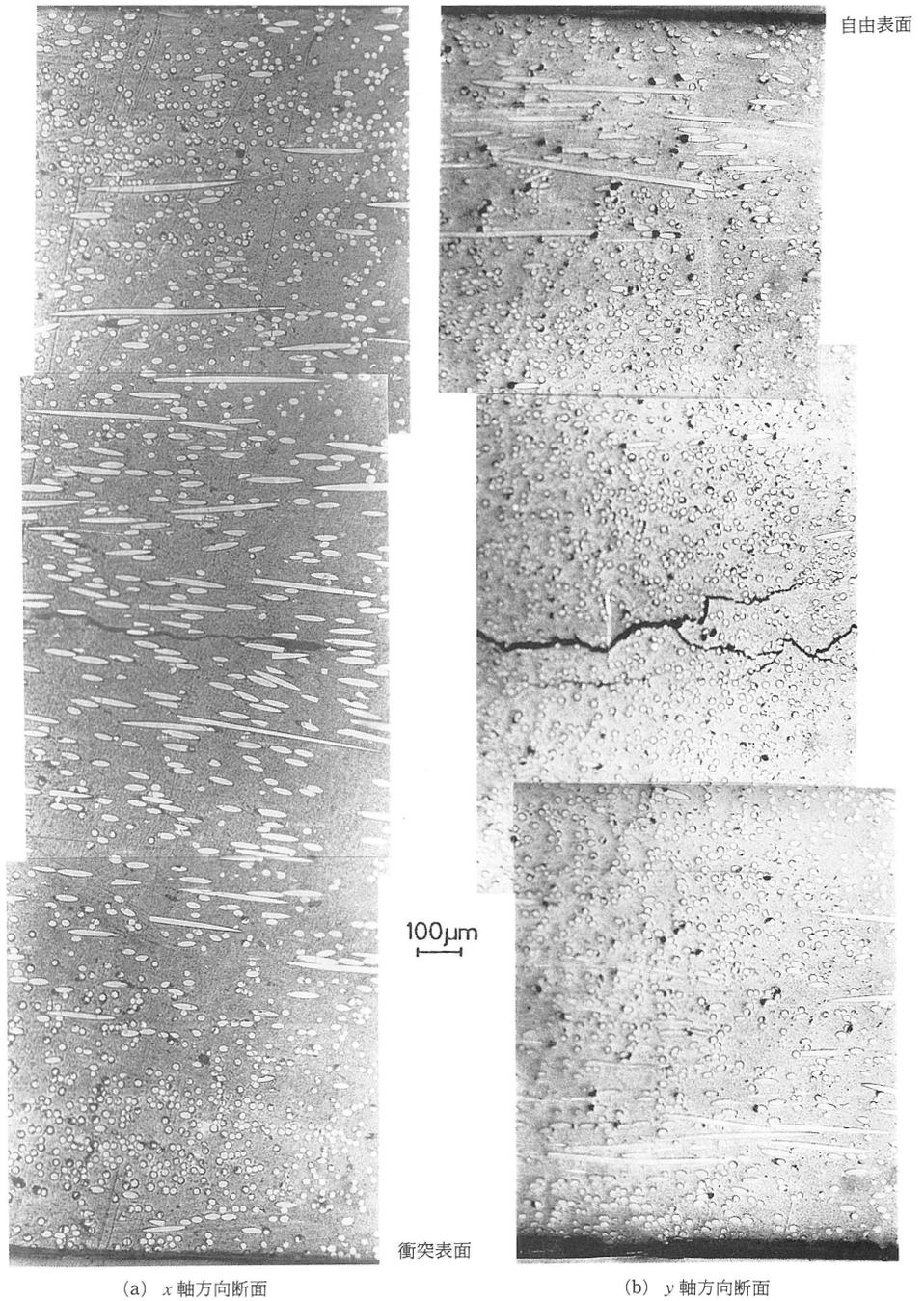


図12 射出ゲートから離れた試験板Cの光学顕微鏡写真(ガラス短繊維強化ポリプロピレン,  $V_f=40\%$ ,  $V=145\text{ m/s}$ )

以上の繊維配向はスポール破壊形状に影響を及ぼす。樹脂単体のスポールはほぼ円形が一般的であるが、本実験で用いた射出成形板では内部の繊維配向方向と垂直な方向に長軸をもつ楕円形(図13)に扁平化する。このことは図11に示したx軸, y軸両方向の断面からもうかがえる。スポール形状の扁平度  $Y/X$  ( $Y$ :長軸,  $X$ :短軸)を表2に示す。試験板AよりもB, Cが、また  $V_f$  が20%よりも40%の方が扁平度が増すことから、スポール形状の扁平度は繊維配向によると考えられる。力学的には、配向により繊維間の応力集中度がx軸方向とy軸方向とは異なることによると思われるが、詳細は今後の検討課題である。なおこの繊維配向が  $V_{sp}$  に影響するかどうかは確かめられていない。

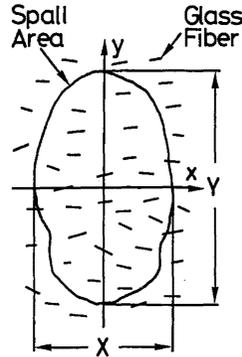


図13 スポールが発生した位置でのガラス短繊維の配向とスポール形状の扁平化

表2 スポール形状の扁平度  $Y/X$

|       |     | $Y/X$        |      |      |
|-------|-----|--------------|------|------|
|       |     | Specimen No. |      |      |
|       |     | A            | B    | C    |
| $V_f$ | 20% | 1.20         | 1.23 | 1.48 |
|       | 40% | 1.70         | 1.76 | 1.92 |

#### 4. ま と め

箔爆発を用いた薄板正面衝突法により、代表的な複合材料板の板厚方向衝撃引張破壊(スポール)特性を求めた。熱硬化性樹脂(不飽和ポリエステル)、熱可塑性樹脂(ポリプロピレン)それぞれを母材とするガラス繊維強化複合材料について、スポール破壊発生[完全剝離破壊発生]のための限界飛び板衝突速度  $V_{sp}[V_{cs}]$  を求めるとともに、断面の微視的観察によりスポール破壊発生メカニズムを調べた。

##### ガラス長繊維強化不飽和ポリエステル板

$V_{sp}$  については次のことがわかった。

- [1] 樹脂単体の  $V_{sp}$  は複合材のそれより大きい。
- [2] 強化材形態の影響は少ない。
- [3] 繊維表面処理の違いによる繊維・樹脂界面強度の違いは  $V_{sp}$  の値と相関関係がある。

しかし  $V_{cs}$  については、界面強度と直接相関づけられない。この場合はポイド含有率も考慮しなければならぬ。

繊維・樹脂界面の脆性的破壊が主たるスポール破壊発生メカニズムである。スポールクラックは樹脂過多の領域を避け、歪集中が著しい繊維密度の高い領域を伝播する傾向にあり、とくに繊維どうしが接触している場所を通過しがちである。その結果として界面強度が  $V_{sp}$  を支配する重要な因子となっている。

##### ガラス短繊維強化ポリプロピレン(射出成形)板

$V_{sp}$  の値は繊維体積含有率  $V_f$  が大きい方が大きい。伸びの大きい(延性的な)樹脂を用いると、スポールクラックに沿ってかなり著しい塑性変形が生じ、応力や歪の集中は緩和されるとともに衝撃エネルギー

が塑性変形により散逸される。その結果、不飽和ポリエステル複合材料板とはきわめて異なる破壊メカニズムとなる。

また射出成形板特有の短繊維の配向にともない、スポール形状が楕円形に偏平化する。この偏平度は繊維配向度と相関関係がある。

耐衝撃性複合材料を目ざして繊維、樹脂ともに改良、開発が行なわれている。とくに伸び、剛性ともに優れた樹脂の開発が待たれる。今後高性能エポキシ、高性能熱可塑性樹脂を用いた実験を予定しているが、耐衝撃性の評価には本研究で行なったような単純衝撃応力または歪状態での実験が肝要である。

## 謝 辞

試験板の製作に御協力いただいた旭ファイバーグラス(株)武井平氏に深甚な謝意を表す。なお本研究は文部省科学研究費補助金奨励研究(A)(昭和61年度)により行なわれた研究の一部である。

## 参 考 文 献

- 1) 武田展雄：複合材料の衝撃応答と破壊 (I)~(IV), 日本複合材料学会誌, (I)11, 4 (1985) 151.  
(II)11, 6 (1985) 287.  
(III)12, 1 (1986) 23.  
(IV)12, 2 (1986) 80.
- 2) *Foreign Object Impact Damage to Composites*, ASTM STP 568 (ASTM, Philadelphia, 1975).
- 3) Schuster, D. M. and Reed, R. P.: *Fracture behavior of shock-loaded boron-aluminum composite materials*, J. Comp. Mater. 3 (1969) 562.
- 4) Cohen, L. J. and Berkowitz, H. M.: *Dynamic fracture of a quartz-phenolic composite under stress-wave loading in uniaxial strain*, J. Franklin Inst. 293 (1972) 25.
- 5) DeRosset, W. S.: *Fracture of boron-epoxy composite due to impact loading*, J. Comp. Mater. 9 (1975) 114.
- 6) Roylance, D.: *Stress wave damage in graphite/epoxy laminates*, *ibid.* 14(1980) 111.
- 7) Shen, L. T., Zhao, S. D., Bai, Y. L., Yang, D. G. and Chen, S. X.: *A study of spallation in phenolic-based woven roving glass fiber reinforced composite material*, Proc. 4th Int. Conf. Comp. Mater., Hayashi, T., Kawata, K. and Umekawa, S. eds., Tokyo, 1982 (JSCM, Tokyo, 1982) 887.
- 8) Shen, L. T., Zhao, S. D. and Bai, Y. L.: *Threshold and some microscopic observations of spallation of phenolic-resin based woven roving glass fiber reinforced composite material*, Int. J. Impact Engng. 2 (1984) 169.
- 9) 高橋清：箔爆発を利用した衝撃負荷装置とそのスポール破壊発生への応用, 応用物理 40 No. 12 (1971) 1334.
- 10) Takahashi, K., *Cracking of poly(methyl methacrylate) caused by plane stress waves*, J. Macromol. Sci. -Phys., B8 (1973) 673.
- 11) Bailey, J. E. and Parvizi, A.: *On fibre debonding effects and the mechanism of transverse-ply failure in cross-ply laminates of glass fibre/thermoset composites*, J. Mater. Sci. 16 (1981) 649.
- 12) Jones, M. L. C. and Hull, D.: *Microscopy of failure mechanisms in filament-wound pipe*, *ibid.*

14 (1979) 165.

- 13) Takeda, N., Sierakowski, R. L. and Malvern, L. E.: Microscopic observations of cross sections of impacted composite laminates, *Comp. Tech. Rev.* 4 (1982) 40.
- 14) Kies, J. A.: *Maximum strains in the resin of fiberglass composites*, U. S. Naval Res. Lab. Report No. 5752 (1962).

(昭和 62 年 5 月 26 日 受理)