FRP の弾塑性破壊じん性に関する研究*

鈴木 恵**, 岩本 正 治**

Megumu SUZUKI, Masaharu IWAMOTO

桐村 和 行***, 田 中 信 和***

Kazuyuki KIRIMURA, Nobukazu TANAKA

Key Words: FRP, Elasto-Plastic Fracture Toughness, Number of Plies, Span Length, Resistance to Stable Crack Growth

1. 緒 言

FRP の破壊じん性評価に関する研究において使用されている破壊じん性パラメータとしては、線形破壊力学における K_{Ic} , K_{IIc} 値が多いようである⁽¹⁾⁽²⁾。しかし、FRP には不安定破壊に至るまでにかなりの量の安定き裂成長をともなった損傷領域が現れるものがあるため、線形破壊力学の適用には限界がある。それゆえ、そのような FRP には弾塑性破壊力学における破壊じん性パラメータを適用し、き裂の安定成長開始点に着目して J_c 値を評価したもの⁽³⁾⁽⁴⁾、非線形エネルギー法による $\bar{K}_{Ic}$ 値の評価に関する研究⁽⁵⁾が行われてきた。それらの研究は、材料特性としての破壊じん性の

量的把握を目的としており、FRP の破壊じん性の本質的解明はあまりなされていない。しかし、最近になって FRP の組織因子が破壊じん性にいかに影響するかという研究⁽⁶⁾⁽⁷⁾も行われるようになってきた。そこで、本研究では FRP の一種であるガラスマット強化ポリエステル積層板（以後 FRP と呼ぶ）を用いて J 積分による破壊じん性値を求める。その際、金属材料で見られる安定き裂成長点⁽⁸⁾が FRP では明確でないので、積層数とスパン長を変化させて安定破壊抵抗曲線（ J 積分 R 曲線）を求め、き裂進展抵抗特性を調べると同時に、切欠き先端でのき裂進展の様相の観察や荷重-変位曲線に現れる特徴を検討して安定破壊開始点を定義し、それから弾塑性破壊じん性の本質的解明を目的とした。

表 1 試料の機械的性質 (6 plies)

曲げ弾性係数 E_b GPa	耐 力 $\sigma_{0.2}$ MPa	引張強さ σ_R MPa	伸 び ϕ %
6.7	53	110	2.7

図 1 試験片形状と寸法

2. 実 験

2.1 実験試料 供試材のガラスマット強化ポリエステル積層板は、繊維直径 13 μm 、繊維長 50 mm の不連続 E ガラス繊維（縦弾性係数 73 GPa、引張強さ 3.4 GPa）をマット状にしたものに結合剤として不飽和ポリエステル樹脂を含浸させ、それを所定の枚数積み重ねてハンドレイアップ法で製造した積層板である。繊維はマット面内でランダムに配向し、繊維重量含有率は平均約 34% である。積層板中の 1 ply の厚さは平均約 1 mm で、板厚は 6 plies の 6 mm、10 plies の 10 mm の 2 種類である。6 plies の試料の機械的性質を表 1 に示す。また、実験に使用した試験片の形状と寸法を図 1 に示す。スパン長と板幅の比は 4 にとり、積層数が 6 plies でスパン長が 80 mm および 40 mm の試験片をそれぞれ 6P-S80 試験片および 6P-S40 試験片、積層数が 10 plies でスパン長が 80 mm および 40 mm の試験片をそれぞれ

* 昭和 56 年 7 月 21 日 第 20 回シンポジウムにおいて講演，原稿受付 昭和 56 年 11 月 24 日。

** 正員，京都工芸繊維大学工学部（〒606 京都市左京区松ヶ崎）。

*** 学生員，京都工芸繊維大学大学院。

10P-S80 試験片および 10P-S40 試験片と呼ぶことにする。また、切欠きはすべてエッジワイズ方向に入れ、相対切欠き長さはすべて $a/W=0.5$ である。ここに、 a は切欠き長さ、 W は板幅である。切欠きは、最初の $0.8a$ mm はカッタにより、その先の $0.2a$ mm はかみそり刃で注意深く入れた。

2.2 実験方法

2.2.1 実験装置 島津オートグラフ IS10-T 形試験機を用いて三点曲げ試験を行った。使用した三点曲げ試験の圧子の刃先角度は 30° 、刃先先端半径は 1 mm である。負荷速度は一定 (1 mm/min) にし、荷重と圧子の変位を試験機の X-Y 記録計に記録した。なお、実験はすべて $20 \pm 2^\circ\text{C}$ 、 $60 \pm 5\%$ RH の恒温恒湿室中で行った。

2.2.2 き裂進展量の測定 R 曲線 (以後 J 積分 R 曲線の略称として使用) を作成するためには、単調増加荷重のもとで切欠き先端からのき裂の長さの増分 Δa を測定しなければならない。このため、試験片の表面におけるき裂長さの測定や、切欠き端のき裂開口変位 (COD) の測定と $\text{COD}-a/W$ のコンプライアンス校正関係によるき裂長さの推定方法を使用すれば、1 本の試験片でこの目的は達成される。しかし、本試料ではき裂が試験片内部で先行して進行し、しかもガラス繊維の存在のため、複雑なき裂前縁部を呈することに加えて、かみそり刃による切欠きと単調増加荷重のもとで成長したき裂とではコンプライアンスが異なるため、これらの方法を使用しても正確なき裂長さの増加 Δa は測定できないと考えられている。このような場合、複数本の試験片を用いて適当な負荷を与えた

後に除荷し、その静的負荷による破面とその後試験片を破断した破面とを何らかの方法で区別し、その破面上で試験片厚さ方向の平均き裂進展量を測定することが行われている。そこで、本試料では任意の負荷によるき裂進展領域にインクを注入して乾燥後破断させ、破面上のインクにより着色された部分からき裂進展量を測定するインク浸透法を使用する。しかし、本試料は繊維長が 50 mm の繊維束を強化材としているため、き裂が進展していないにもかかわらず毛細管現象によりインクが浸透し、き裂進展量を正確に測定できないのではないかという問題があったので、無負荷の状態でインクを切欠き先端に注入して乾燥後破断させた試験片の破面 (図 2) と、適当な負荷を与えてある程度き裂進展が起こった状態で同様の処理をした試験片の破面 (図 3) と比較したところ、無負荷の状態ではインクが浸透しないことがわかった。したがって、き裂進展が起こって始めてき裂進展領域へのインクの浸透が起こることがわかった。通常、き裂進展量はき裂前縁の 9 箇所の平均値として測定するのであるが、図 3 に示すようにインクにより着色されたき裂進展領域が複雑な形状をしているので、試験片の破面を接写した破面写真を使用し、その着色領域の面積をプランメータで測定し、その面積を板厚で除してき裂進展量を求めた。なお、1 本の試験片について両破面の面積を測定し、求めた二つのき裂進展量の平均値をき裂進展量 Δa とした。

2.2.3 R 曲線の測定法 R 曲線は ASTM E24 委員会による J_{Ic} 試験法⁽⁸⁾を参考にして以下の手順で作成した。(1) 荷重点変位制御で試験片を種々の変位まで負荷する (図 4 参照)。このとき、変位は圧子の

図 2 無負荷状態で切欠き先端にインクを注入した後破断させた試験片の破面

図 3 負荷を与えて切欠き先端にインクを注入した後破断させた試験片の破面

変位を荷重とともにX-Y記録計に記録する。(2) 負荷を約 20% 下げ、切欠き先端にインクを注入してき裂進展領域に浸透させ、十分乾燥させた後破断させる。(3) 前項の手順により、各試験片についてのき裂進展量 Δa を測定する(図5参照)。(4) J 値は荷重-変位曲線をもとに次式の Rice ら⁽⁹⁾の簡便式を用いて計算する(図6参照)。

$$J = \frac{2A}{Bb} \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 A は荷重-変位曲線下の面積、 B は板厚、 b はリガメント長さである。切欠き部分は破断後も何ら変形を受けておらず、切欠き先端も明瞭で、き裂進展による破面とは明確に区別がつくので、初期切欠き長さは試験後万能投影機を使用して破面を2等分した3箇所測定し、その平均値として求めた。(5) J 値を Δa に対してプロットする(図7参照)。

3. 実験結果と考察

3.1 破壊の様相 図8に各試験片の荷重-変位曲線と2方向から観察した切欠き先端の状態を示す。荷重-変位曲線上の突起は切欠き先端の写真撮影を行った点である。図(1)は切欠き先端を試験片の背後から光をあてて正面から観察したもの、図(2)は切欠き先端でのき裂進展の様相を斜めから観察したもので

図4 数本の試験片を種々の変位まで負荷したときの荷重-変位関係の模式図

図5 き裂進展量 Δa の測定

ある。A点は無負荷の状態、負荷してゆくとB点で微小き裂が切欠き先端の樹脂部に現れる。B点を過ぎると微小き裂が次々とき裂先端に現れるが、荷重-変位曲線は線形性を示す。積層数 6 plies, 10 plies ではそれぞれ最大荷重の約 75, 65% まで線形性を示し、それ以後、荷重の増加とともに非線形性が現れる。非線形性が少し現れたC点で、微小き裂は板厚方向全体に広がる。このとき、切欠き先端の正面からの観察では黒い陰影域となっている。最大荷重付近になると、この領域はさらに大きくなり、発生した微小き裂も進展するため、荷重-変位曲線はもはやなだらかな曲線とならない。最大荷重点に達すると、破壊が急速に進行し荷重が低下する。

3.2 FRP の J_{in} 値および J_e 値の定義およびその評価 一般に金属の場合は、小規模降伏状態においてき裂の塑性鈍化により生じるストレッチゾーンの打ち切り点を安定破壊開始点と考えて、この点での破壊じん性値を G_{in} , J_{in} 値と定義している。特に、切欠き先端で平面ひずみ状態が達成される場合、 G_{in} , J_{in} 値は試験片の寸法や荷重形式に依存しない材料定数となる。さらに、同一の材料に対して小規模降伏状態で得られた G_{in} 値と大規模降伏状態で得られた J_{in} 値が完全に一致する。このときの J_{in} を弾塑性破壊じん性 J_{I0} 値と定義している。したがって、 J_{I0} の物理的意味は塑性鈍化直線の打ち切り条件であるといえる。しかし、本試料の場合破壊が金属に比べて著しく異なり、金属のような塑性鈍化やその打ち切り点が存在しない。そのため、明確な安定破壊開始点の弾塑性破壊じん性は定義されていない。それゆえ、図8と次に示す

図6 荷重-変位曲線による J 値計算の説明図

図7 J 値を Δa に対しプロットするための説明図

図 8 荷重-変位曲線と破壊の様相

図 9 R 曲線

図9の R 曲線を対応させて安定破壊開始点について考える。

図9(a), (b), (c), (d)に6P-S80, 10P-S80, 6P-S40, 10P-S40試験片の R 曲線を示す。ただし、図中の式はそれぞれ、 $\Delta a \geq 0.05$, $\Delta a \geq 0.06$, $\Delta a \geq 0.03$, $\Delta a \geq 0.04$ mm で有効である。

一方、図10からもわかるように、(1)繊維間の樹脂部分に微小き裂が入り進展する。(2)繊維と樹脂との離れがおきる。(3)繊維が破断し、(4)繊維の引抜きがおきる。図8のB点は樹脂部分に微小き裂が入った状態であり、この点での J 値を J_{in}^* 値とする^{*1}。この J_{in}^* 値を安定破壊開始点での破壊じん性値と評価するとやや過小評価であるように思われた。次に図8のC点は切欠き先端の板厚全体に微小き裂が広がった状態である。この状態で求めた J 値を安定破壊開始点の破壊じん性と考えてみる。いま、6P-S80, 10P-S80試験片各10本の試験片についてC点での荷重-変位曲線下の面積を測定し、式(1)を用いて J 値を求めると、それぞれ $J=4.78$ kN/m, $J=4.64$ kN/mとなる。これは、図9(a), (b)の R 曲線

- ① 樹脂中の微小き裂発生領域
② 繊維と樹脂との離れ領域
③, ④ 繊維の破断と引抜き領域

図10 走査電子顕微鏡による切欠き先端の破面写真

の折れ曲がり点での J 値と一致する。したがって図8のC点ではき裂進展に対する抵抗が変化し、C点をこえるとそれ以前に比べかなりき裂が進展しやすくなる。図8の荷重-変位曲線において、微小き裂が成長していてもC点の直前まで線形性が現れるのは、樹脂部分の破壊や樹脂と繊維との離れが小規模なためであり、その後の非線形性は、樹脂部分の破壊や離れがさらに大きくなり、ついにガラス繊維の破断および引抜きが生じたためと考えられた。以上のことから、本試料については微小き裂が切欠き先端全体に広がり、FRPとして種々の破壊様式をとまないうながら破壊が進行する状態の下限界、すなわち、樹脂を中心とした破壊の打ち切り点を安定破壊開始点として定義し、この点での破壊じん性値を本試料の弾塑性破壊じん性 J_e^* 値と表す^{*2}。また、前述の J_{in}^* 値は樹脂部分のき裂発生点における破壊じん性値と考えられる。

このように定義し求められる J_{in}^* および J_e^* 値が積層数およびスパン長の変化により影響を及ぼされるかも調べた。これらの結果を表2に示す。これから、(1) J_{in}^* , J_e^* 値は積層数が同じ場合、スパン長の大きい方が低い値となる。(2) J_{in}^* , J_e^* 値はスパン長が同じ場合、積層数が大きい方が低い値となる。(3)本研究の試験片の範囲では、 J_{in}^* , J_e^* 値への積層数の及ぼす影響とスパン長の及ぼす影響とでは、後者の方が大きい。(4)積層数あるいはスパン長の変化により、 J_{in}^* , J_e^* 値が変化するが、その変化傾向は同じである。これらの理由は次のように考えられる。

積層数の増加に対しては、各層が独立して存在するのでなく互いに変形を拘束し⁽¹⁰⁾、しかもこのような干渉効果は隣接する層だけにとどまらず層を隔てても影響すると思われる。したがって、10 pliesと6 pliesとではこの干渉効果が異なり、層間せん断強度もその干渉効果の影響を受けるため J_{in}^* , J_e^* 値に差異が生じたものと思われる。スパン長による影響については、繊維長50 mmの繊維を繊維層中にランダムに含んでいるので、スパン長が80 mmと40 mmの場合

表2 試験片の (dJ/da) , J^* に及ぼす積層数とスパン長の影響

試験片	積層数	スパン長 mm	$(dJ/da)_I^{(1)}$ MN/m ²	$(dJ/da)_II^{(2)}$ MN/m ²	J_{in}^* kN/m	J_e^* kN/m
6P-S80	6	80	7.0	3.7	0.63	4.78
10P-S80	10	80	6.1	3.6	0.62	4.64
6P-S40	6	40	12.0	—	0.81	5.88
10P-S40	10	40	11.7	—	0.78	5.69

備考 (1) 立ち上がりの直線のこう配。(2) 折れ点が現れた後の直線のこう配。

*1 金属の J_{in} 値と区別するため記号*をつける。

*2 金属と異なる定義のため記号*をつける。

とでは、繊維長の及ぼす影響が異なったものと思われる。スパン長の影響は、図9の R 曲線においても見られた。すなわち、スパン長が長い場合には折れ曲がり点が現れ、短い場合には現れない。また、 R 曲線の立ち上がりのこう配 dJ/da 値の変化からも、表2に示したようにスパン長の長い試料の方が小さな値を示し、き裂進展に対する抵抗⁽¹¹⁾が小さくなる傾向がみられた。

これらのことは、破壊じん性評価に対して強化繊維の繊維長とスパン長との関係に注意すべきことを示唆している。

3.3 J_{Ic}^* 値の J_{Ic} 概念の有効性 FRP においても金属の破壊じん性と同様の議論ができると仮定すると、弾性状態、小規模降伏状態において J 値と応力拡大係数 K との間には、エネルギー解放率 G を媒介として

$$J = G = \begin{cases} K^2/E & (\text{平面応力}) \cdots \cdots (2 \cdot a) \\ K^2(1-\nu^2)/E & (\text{平面ひずみ}) \cdots \cdots (2 \cdot b) \end{cases}$$

が成立する⁽¹²⁾。ここで、 E は弾性係数、 ν はポアソン比である。

いま、 $J_{Ic}^* = G_{Ic}^*$ となれば、 G_{Ic}^* 値は平面ひずみ破壊じん性 G_{Ic} 値と考えられ、 J_{Ic}^* 値も試験片寸法に依存しない材料定数 J_{Ic} 値と考えられる。しかし、Owen ら⁽¹³⁾は積層数が 3, 6, 9 plies の試験片を使用して実験を行った結果、FRP では繊維と樹脂との界面強度と各層間での層間強度が低いので、積層数を大きくしても平面ひずみ状態は実現されそうにないと述べている。本研究においても、最初の微小き裂発生は強度的に弱い樹脂部で起こり、安定破壊開始点に至るまで切欠き先端に次々と微小き裂が発生し、安定破壊開始点では板厚方向全体に微小き裂が発生している。さらに、積層数によって層間での干涉効果が異なり、破壊じん性値もその効果によって影響を受けていると思われる。したがって、本研究の FRP の積層数とスパン長の範囲では、試験片全体にわたっての平面ひずみ状態は達成されているか確かでない。しかし、巨視的破面は積層数が 6 plies の試験片の破面よりも 10 plies の試験片の破面の方が平坦であり、10 plies の試験片の方が 6 plies の試験片に比べて R 曲線のこう配お

よび J_{Ic}^* 値が小さいことから、より平面ひずみ状態に近いことが伺われた。

それゆえ、20 plies の板厚 20 mm の試料を 6, 10 plies の試料と同じ方法で作製し、スパン長 80 mm、板幅 20 mm の試験片で R 曲線を描き折れ曲がり点での J_{Ic}^* 値を求めたところ、6, 10 plies の試料の J_{Ic}^* 値より高い 7.21 kN/m が得られた。この原因は試料作製時の試料内部の発熱によるものと考えている^{*3}。このように、本研究の試料以上の厚さの試料でも平面ひずみ破壊じん性の存在はわからなかった。北川ら⁽¹⁵⁾も複合材料のじん性は試験片の板厚を自由に変えにくく、厚い試験片においてはき裂を同一平面上に進展させるににくいことから金属における平面ひずみ破壊じん性に相当のものではないと述べていることを考えると、FRP の J_{Ic} 概念の有効性については、さらに研究すべき問題と思われる。また、スパン長 80 mm の試験片について、式 (2・a) を使用して求めた等価応力拡大係数 $(K^*)_{eq}$ 値を表3に示すと、 $(K_{In}^*)_{eq}$ 値は他の樹脂の層間はく離の破壊じん性値⁽¹⁶⁾に近いことがわかる。

終わりに、板厚 10 mm の試験片で Rice らの式を使用して求めた J_{Ic}^* 値は Begley ら⁽¹⁷⁾の方法により求めた J_{Ic}^* 値より鋼材の場合⁽¹⁸⁾と同じ程度の 10% 小さいこと、試験片の支持ローラの摩擦による J 値への影響は 2% 以下であること、圧子による試験片のへこみによる J 値への影響はほとんど考慮しなくてよいことを確かめている。

4. 結 論

ガラスマット強化ポリエステル板を使用して弾塑性破壊じん性を求め、FRP の破壊じん性の本質的解明を行って次の結論を得た。

(1) スパン長が強化繊維の繊維長より長い試験片では R 曲線に折れ曲がり点が現れ、この折れ曲がり点はき裂進展の様相と対応させると、微小き裂が切欠き先端において板厚全体に広がった状態と完全に一致し、本 FRP の安定破壊開始点と定義することができた。

(2) 微小き裂発生点における J_{In}^* 値と安定破壊開始点における J_{Ic}^* 値の積層数とスパン長による影響は、 R 曲線に及ぼす積層数とスパン長の影響とまったく同じ傾向を示した。

(3) 積層数が大きくてスパン長が強化繊維の繊維長より長い試験片では、 R 曲線のこう配は小さくき裂進展抵抗は低くなり、スパン長と繊維長の関係に注意

表 3 試料の等価応力拡大係数 $(K^*)_{eq}$ 値⁽¹⁾

試 験 片	$(K_{In}^*)_{eq}$ MPa $\cdot$ m ^{1/2}	$(K_{Ic}^*)_{eq}$ MPa $\cdot$ m ^{1/2}
6P-S80	2.1	5.7
10P-S80	2.0	5.6
一方向ガラス繊維強化 エポキシ積層板 ⁽¹¹⁾	1.6~2.2	

備考 (i) $(K^*)_{eq}$ 値の計算には曲げ弾性係数を使用

(ii) 開口形層間はく離破壊じん性値⁽¹⁶⁾

*3 この発熱をさけるため時間をかけて積層する方法を用いた試料の破壊じん性値は低下するという報告⁽¹⁴⁾がある。

すべきであることがわかった。

(4) しかし、FRP の J_{Ic} 概念の有効性については立証できなかった。

以上の研究をまとめるにあたり、試料をご提供下さった関係会社、ご助言を頂いた九州大学西谷弘信、東京工業大学 小林英男・中村春夫、東北大学 高橋秀明の諸先生、実験に協力してくれた喜多禎人、奥村清和両君に感謝します。

文 献

- (1) Gaggar, S.K. and Broutman, L.J., *Fibre Sci. Technol.*, 9 (1976), 205.
- (2) Garg, A.C. and Trotman, C.K., *Eng. Fract. Mech.*, 13 (1980), 357.
- (3) 座古・ほか2名, 機論, 45-395, A (昭 54), 726.
- (4) 鈴木・ほか2名, 機論, 47-413, A (昭 56), 10.
- (5) 鈴木・ほか3名, 機論, 47-418, A (昭 56), 603.

- (6) 宗宮・ほか2名, 機論, 46-411, A (昭 55), 1153.
- (7) Suzuki, M., ほか2名, *Proc. Jpn-US Conf. on Composite Materials, Tokyo*, (1981), 163.
- (8) 宮本・小林, 日本金属学会会報, 19-6 (昭 55), 453.
- (9) Rice, J.R., ほか2名, *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 536 (1973), 231.
- (10) Mander, P.W. and Bader, M.G., *J. Mater. Sci.*, 16 (1981), 2246.
- (11) Paris, P.C., ほか3名, *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 668 (1979), 5.
- (12) 小林, 第 63・64 回西山記念技術講座テキスト, (昭 54), 29, 日本鉄鋼協会.
- (13) Owen, M.J. and Can, R.J., *J. Mater. Sci.*, 14 (1979), 1982.
- (14) Garg, A.C., *Fibre Sci. Technol.*, 14 (1981), 27.
- (15) 北川・渡辺, 日本複合材料学会誌, 5-4 (昭 54), 136.
- (16) Devitt, D.F., ほか2名, *J. Comp. Mater.*, 14 (1980), 270.
- (17) Begley, J.A. and Landes, J.D., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 514 (1972), 1.
- (18) de Castro, P.M.S.T., ほか2名, *Int. J. Fract.*, 17-1 (1981), 83.

討 論

〔質問〕 宗 宮 詮〔慶応義塾大学理工学部〕

(1) J_e^* 値の算定基準について質問する。著者は、 J_e^* 値について、i) 樹脂部破壊の打切り点で、ii) 非線形変形開始点〔図 8(C)〕ならびに、iii) $R-\Delta a$ 曲線の折れ曲がり点に相対していると指摘している。ところで、 J_e^* に関する表 2 では、ii) に基づき計算し、一方、20 plies 材の J_e^* 値については、iii) に基づくなどまちまちになっている。これは統一した基準で計算すべきと思う。

(2) 6, 10 に 20 plies 材の J_e^* 値を比較すると、積層数を調整し板厚を変える成形方法では、 J_e への板厚効果、いいかえれば平面ひずみ効果の検討には限界があると考えられるが、この点に関する意見をうかがいたい。

(3) 供試材での非線形変形挙動は、母相の粘弾性的性質の影響は少ないと思うが、樹脂および FRP の性質が調べてあればお教え願いたい。

〔回答〕 (1) ご指摘のように、統一して論じるのが望ましいが、本試料の 20 plies 材は厚板のため

に、6 plies 材や 10 plies 材で行ったような内部観察がやや困難となった。

したがって、6 plies 材と 10 plies 材のスパン 80 のいずれの試料も、内部観察による $P-\delta$ 曲線上の C 点と $J-\Delta a$ 曲線の折れ曲がり点とがよい対応関係を示していたので、このことを 20 plies 材のスパン 80 に拡大適用し、 $J-\Delta a$ 曲線より求めた J_e^* 値を示した。

(2) 本論中にも述べたように、積層数の増加に対しては、おのおのが独立して存在するのではなく、互いに変形を拘束し、しかも、このような干渉効果は隣接する層のみにとどまらず、層を隔てても影響することやマットシートを積層する際に発生する熱の効果によっても積層材を異にすることが考えられた。

したがって、単に積層数を増して板厚を厚くした試料で、板厚効果を論じる場合、上述のような効果があるため、単一材料での板厚効果と同様の観点で単純に論じるには少し問題があり、今後の重要な課題の一つと考えている。

(3) 取り立てては調べていない。