

中德先进航空航天
复合材料技术交流论文集

目录:

1. 复合材料的分层及层间韧性
2. 碳纤维复合材料层板断裂特性的声发射研究
3. 三向织物增强复合材料微观结构与烧蚀性能
4. 飞机结构紧固孔原始疲劳质量评估方法研究
5. 复合材料层板螺栓接头的疲劳累积损伤
6. 各向异性层板和薄壳的屈曲行为的分析研究

第二部分: 计算机程序和算例

7. Y7复合材料垂尾研制简介

复合材料的分层及层间韧性

史建立、赵时熙、陈昌麟

北京航空航天大学材料科学与工程系

摘要

本文采用了DCB和ENF试样,测定了两种纤维增强的单向复合材料I型、II型分层扩展的应变能释放率 G_{IC} 和 G_{IIC} 。结果表明,纤维的种类对复合材料的层间韧性有很大影响。同时,就 G_{IC} 和 G_{IIC} 值随裂纹长度的变化进行了研究,认为裂纹尖端“塑性区”范围的变化是一个重要的影响因素。此外,还就分层扩展稳定性做了讨论。

符号说明

G	应变能释放率
G_{IC}	I型临界应变能释放率
G_{IIC}	II型临界应变能释放率
P	外载荷
C	柔度
a	预制裂纹长度
b	试样宽度
h_1	DCB试样半厚度
h_2	ENF试样半厚度
E	弯曲模量
I	惯性矩
δ	位移
R	裂纹扩展阻力
L	ENF试样的半跨度

一、引言

与其它性能相比,复合材料的层间韧性是很低的。因而,复合材料构件在承载过程中,往往首先发生分层,并进一步引起其它形式的损伤,以至于完全破坏。所以,复合材料的分层及层间韧性问题,越来越引起人们的重视。

为了评价复合材料的层间韧性,一些学者采用了不同方法来研究层板分层起始扩展的临界应变能释放率^[1-3]。对于I型分层,双悬臂梁(DCB)试样的测试是一种简单而有效的方法;对于II型分层扩展,常使用单边预制裂纹的三点弯曲(ENF)试样来测试。

如果分层扩展过程不涉及纤维的断裂,裂纹尖端只在基体及基体与纤维的界面穿过。纤维的引入,仍使复合材料层间韧性与纯树脂断裂韧性之间产生很大的差异。Bradley^[4]等的研究表明脆性纤维与脆性环氧树脂复合可以增加断裂阻力。因而,其分层断裂韧性比纯环氧树脂的要高,并随着层间富胶区厚度的减少而增大;而脆性纤维与韧性树脂的复合则使得复合材料的分层韧性比纯树脂的低。

Horom^[5]等认为,与 G_{Ic} 值相比, G_{IIc} 值在更大程度上是由基体塑性变形所控制的。并在断裂路径和断裂表面形貌上表现出I, II型裂纹的差别。

本文通过对DCB和ENF试样测试,进一步理解纤维对复合材料I型和II型层间韧性的影响,并探讨了裂纹长度对应变能释放率的影响。最后,根据断裂力学原理及实验结果,对分层扩展的稳定性进行了分析。

二、实验

图1、2分别为DCB和ENF试样的形状尺寸。这两类试样的预制裂纹是在复合材料固化前,在层板中间埋入厚度为0.025mm的尼龙薄膜而成的,层板为单向板。

这两类试样都采用了不同的纤维作为增强材料,它们是T300和M40碳纤维。基体均为环氧648树脂。

根据断裂力学理论,应变能释放率 G 为

$$G = \frac{P^2}{2b} \cdot \frac{dC}{da} \quad (1)$$

由梁的理论可以得到DCB试样的柔度 C

$$C = \frac{\delta}{P} = \frac{2a^3}{3EI} \quad (2)$$

单个悬臂梁的惯性矩 $I = \frac{bh_1^3}{12}$, 将式(2)代入式(1), 得 G_I 为

$$G_I = \frac{P^2 a^2}{E l b} \quad (3)$$

由式(2)和式(3)可得

$$G_I = \frac{3P\delta}{2ab} \quad (4)$$

当P、 δ 值达到临界值时,可由式(3)或式(4)得到 G_I 的临界值 G_{Ic} 。本文采用式(4)进行数据处理。

DCB试样受外载荷(P)后裂纹张开,并可测到开口位移(δ)。将临界值 P_c 、 δ_c 和 a 代入式(4),可得到裂纹长度为 a 时的 G_{Ic} 。试样分层扩展到一定长度后,将载荷降为零,然后再进行测试,这样可得到不同裂纹长度上的 G_{Ic} 值。测试过程中加载速率恒为2mm/min。

经Russell和 Street^[3]的推导,ENF试样的柔度C和应变能释放率 G_{II} 为

$$C = \frac{\delta}{P} = \frac{2L^3 + 3a^3}{3Ebh^2} \quad (5)$$

$$G_{II} = \frac{9a^2 P^2 C}{2b(2L^3 + 3a^3)} \quad (6)$$

当 $P = P_c$ 为临界载荷时, G_{II} 值达到一个临界值 G_{IIc} 。

将ENF试样沿长度方向移动(如图2),可改变裂纹长度,得到不同 a 时的 G_{IIc} 值。加载速率为2mm/min。

三、结果与讨论

1. 纤维种类对 G_{Ic} 、 G_{IIc} 的影响

从表1可以看出 T300/648复合材料的 G_{Ic} 值比M40/648的要大得多,这主要是纤维与基体的粘附性的差异引起的。

表1 两种复合材料的 G_{Ic} 、 G_{IIc} 值^①

复合材料	T300/648	M40/648
$G_{Ic}(\text{Jm}^{-2})$	109.7	67.8
$G_{IIc}(\text{Jm}^{-2})$	552.9	382.7

① G_{Ic} 、 G_{IIc} 是 $a = 30 \text{ mm}$ 时的值

裂纹扩展时，往往选择韧性较差的路径。当纤维与基体的界面韧性小于基体韧性时，裂纹就会沿界面扩展。界面韧性决定了分层表面上界面部分的大小及单位界面面积吸收能量的多少，从而决定了 G_{Ic} 的大小。

图3为DCB试样分层表面的扫描电子显微镜照片。可以看到，在分层表面上，有裸露的纤维表面及纤维脱胶后的痕迹。裂纹沿界面发展，表明基体的韧性大于这两种复合材料的界面韧性。

比较图3(a)和(b)，可见T300纤维表面比M40纤维的表面粗糙，与M40纤维相比，T300纤维裸露的表面较少，纤维脱胶后的痕迹也较浅。这无疑增加了纤维与基体的粘接能力。T300纤维与环氧648之间较强的粘附作用，使层间分层时发生更多的基体断裂，使T300/648复合材料分层所消耗的能量比M40/648的大。使得T300/648复合材料单位面积的界面开裂所损耗的能量较多。综合的结果，使得T300/648复合材料的 G_{Ic} 值较M40/648的高。

同样，由于两种纤维与基体的粘附性不同，也引起两种复合材料 G_{IIc} 值的差别。

图4为ENF试样分层表面的电镜照片。比较图3和图4，可见II型分层表面与I型相比有明显的区别。在II型分层表面上，可以看到纤维之间的基体断面形成“锯齿”形，使表面更加起伏，分层所消耗的表面能也比I型的多。此外，II型裂纹尖端“塑性区”要比I型的大。在这个“塑性区”内消耗的大量能使 G_{IIc} 远大于 G_{Ic} 。

2. 裂纹长度对 G_{Ic} 的影响

实验结果表明， G_{Ic} 值随裂纹长度的增加而上升，如图5。引起变化的一个重要原因是裂纹尖端“塑性区”的变化。

本文中DCB试样的测试是在恒定拉伸速率下进行的。裂纹长度决定了裂纹开裂前，应力作用在裂纹尖端的时间长短。当裂纹长度很大时，临界裂纹开口位移 δ_c 较大，裂纹开口位移由零变化到分层扩展的临界值 δ_c 时，经历的受力时间就长。粘弹性材料具有时间和温度依赖性，较长的受力时间允许粘弹性基体中的分子进行更大程度、更大范围上的调整，产生更大的“塑性区”，吸收更多的能量，表现出 G_{Ic} 值随裂纹长度的增加。

Smalley和Pipes^[7]的研究表明，聚合物基复合材料分层扩展的 G_{Ic} 值是随加载速率的增加而减少的，说明高聚物粘弹性对 G_{Ic} 值的影响确实存在。

3. DCB试样分层扩展的稳定性

根据断裂力学，裂纹平稳扩展的条件为

$$G = R$$

(7)

$$dG/da < dR/da \quad (8)$$

R为裂纹扩展阻力。由于本实验是在恒定加载速率下进行的，将 $P=\delta/C$ 及式(2)代入式(3)中，求导后得

$$dG_I/da = -\frac{4\delta^2 a}{C^2 E I b} \quad (9)$$

根据实验结果， R_I 是随着裂纹长度的增加而上升的，如图5， $dR_I/da > 0$ 。所以，由 $dG_I/da < dR_I/da$ 可见，在DCB试样分层扩展过程中，如果加载速率不变，分层扩展是平稳的。

从实验结果也得到相同的结论。见图6，DCB试样 $P-\delta$ 曲线，载荷达到一个临界值 P_c 后，试样开始分层，载荷随裂纹的平稳扩展而逐渐下降，没有发生突变。

4. 裂纹长度对 G_{IIc} 的影响

不同裂纹长度下 G_{IIc} 值如图7所示， G_{IIc} 随裂纹长度的增加没有明显的变化。这与裂纹长度对 G_{Ic} 的影响不同，可能存在以下两个原因。

其一，DCB试样可视为两个悬臂梁的组合，分层后，两个梁长度增加，使试样的刚度增加很大。ENF试样的刚度随裂纹长度的变化相对小得多。用式(2)、(5)可以得到刚度 C 随裂纹长度的变化率， dC_I/da_1 和 dC_{II}/da_2 。

$$dC_I/da_1 = \frac{24a_1^2}{E_1 b_1 h_1^3} \quad (10)$$

$$dC_{II}/da_2 = \frac{9a_2^3}{8E_2 b_2 h_2^3} \quad (11)$$

这里 C_I 、 C_{II} 分别是DCB和ENF试样的刚度，取 $a_1=a_2=a$ ， $b_1=b_2=b$ ， $E_1=E_2=E$ ，将 $h_1=1\text{mm}$ ， $h_2=1.5\text{mm}$ 代入式(10)和式(11)中得到

$$dC_I/da = 72dC_{II}/da \quad (12)$$

因此，同DCB试验相比，当裂纹长度增加时ENF试样临界位移的变化小得多，即使裂纹长度变化很大，裂纹尖端应力达到临界值的时间差异也就很小，对“塑性区”的影响也就小得多。

其二，DCB试样中裂纹尖端“塑性区”体积较小，因而裂纹长度增加时，“塑性区”的增大受纤维的阻碍作用也就很小。而且型裂纹的“塑性区”原本就很大，即使裂纹很短时，其形成已经受到纤维很大程度的阻碍，可供“塑性区”变化的空间相对更小。因

而，当裂纹长度增加时，随裂纹尖端受力时间增大而造成的“塑性区”体积的变化很小，如图8所示。

这两个原因综合作用的结果，使 G_{IIc} 的变化很小。

5. ENF 试样 分层扩展的稳定性

ENF试样 分层扩展稳定性的判断与DCB试样相同，见式(7)、(8)。

在恒定加载速率下，将 $P = \frac{\delta}{C}$ 代入式(6)，

$$dG_{II}/da = -\frac{\delta^2 a}{8Eb^2h_z^3} \left[1 - \frac{9a^3}{2L^3 + 3a^3} \right] \quad (13)$$

根据实验结果，设 $dR_{II}/da = 0$ ，将其与式(13)一起代入式(8)，得

$$a > L / \sqrt[3]{3} \approx 0.7L \quad (14)$$

上式表示，当裂纹长度在 $0 \sim 0.7L$ 之间时，分层扩展是不稳定的，这与实验结果是一致的。从图9可以看出，当 $a/L < 0.7$ 时(图9(a))，发生失稳分层扩展，试样的柔度发生突变，载荷也随之表现出突然下降。当 $a/L = 0.7$ 时(图9(b))，正是从失稳扩展到平稳扩展的过渡点。分层扩展时，首先发生失稳扩展，但在这一瞬间裂纹扩展的长度很小，载荷也发生小幅度的突变，随之转为平稳扩展。当 $a/L > 0.7$ 时(图9(c))，分层平稳扩展，裂纹随载荷的增加而向前发展。如果停止加载，裂纹也停止发展，表现为载荷呈曲线上升。

四、结论

1. 纤维种类对 G_{Ic} 和 G_{IIc} 值有很大的影响，这是由于纤维与基体间粘附性的不同而引起的。

2. G_{Ic} 值随裂纹长度的增大而上升，粘弹性基体裂纹尖端“塑性区”变化是造成这种现象的一重要原因。但裂纹长度对 G_{IIc} 值影响很小。

3. 在恒定加载速率下，DCB试样分层扩展是平稳的；ENF试样 在 $a/L > 0.7$ 时，分层是平稳的， $a/L < 0.7$ 时，发生失稳扩展。

参考文献

- [1] Guedra, D., Lang, D., Rouchon, J., Marais, C. and Sigty, P., Fracture Toughness in Mode I: A Comparison Exercise of various Test Methods, ICCMVI, Vol. 3, 1987, P. 346
- [2] Carlsson, L. A., Gillespie, J. V. and Trenthwy, B. R., Mode II interlaminar Fracture of Graphite /Epoxy and Graphite/PEEK, Journal of Reinforced plastics and composites, Vol. 5, July, 1986, P. 170.
- [3] Rnsell, A. L. and Street, K. N., Moisture and Temperature Effects on the Mixed Mode Delamination Fracture of unidirectional graphite/Epoxy, Delamination and debonding of Materials, ASTM-STP 876, 1985, P. 349.
- [4] Bradely, W. L. and cohen, R. N., Matrix Deformation and Fracture in Graphite-Reinforced Epoxies, Delamination and Debonding of Materials, ASTM STP 876, 1985, P. 389.
- [5] Morom, G., Roman, I., Hard, H. and soft, M. R. and Kening, S., Moshou, M., The characterisation of Mode I and Mode II Delamination Failure in Fabric-Reinforced Laminates, ICCMVI, Vol. 3, 1987, P. 256.
- [6] Ewalds, H. L., Vanhill, R. J. H., Fracture Mechanics, Edward Arnold, Ltd. 1984.
- [7] Smilley, A. L. and Pipes, R. B., Rate Effect in Mode I Interlaminar Fracture Toughness in Composite Materials, Journal of Materials, Vol. 21, July, 1987, P. 670.

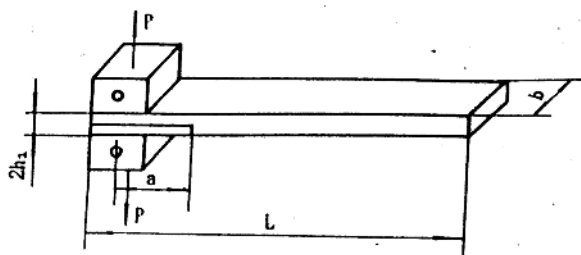


图1 DCB 试样形状尺寸

($2h_1 = 2\text{mm}$, $b = 20\text{mm}$, $L = 160\text{mm}$)

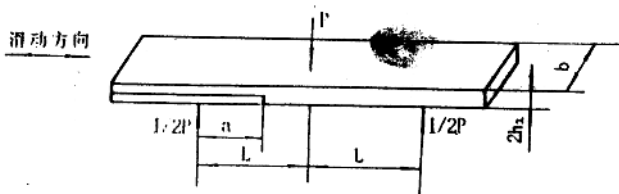


图2 ENF试样形状尺寸

($2h_1 = 3\text{mm}$, $b = 20\text{mm}$, $L = 60\text{mm}$)



(a)



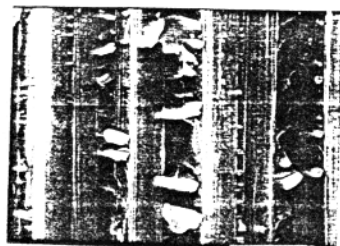
(b)

图3 I型分层表面电镜照片

(a) T300/648, (b) M40/648



(a)



(b)

图4 II型分层表面的电镜照片

(a) T300/648, (b) M40/648

(9)

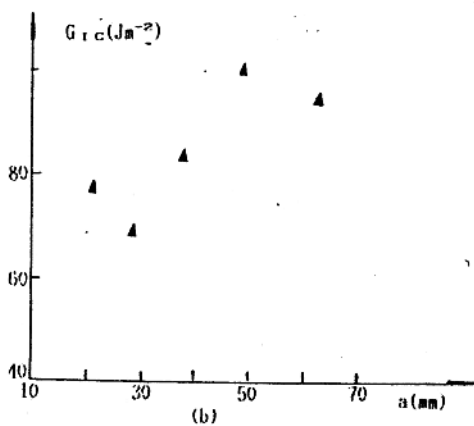
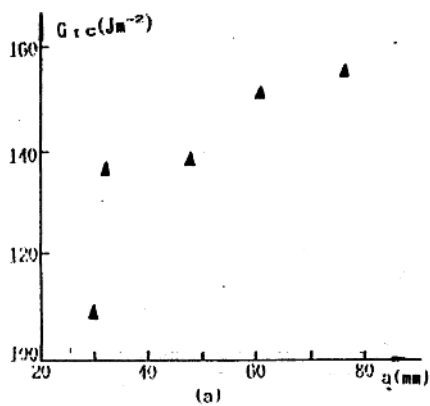


图5 裂纹长度对 G_{rc} 值的影响

(a) T300/648, (b) N40/648

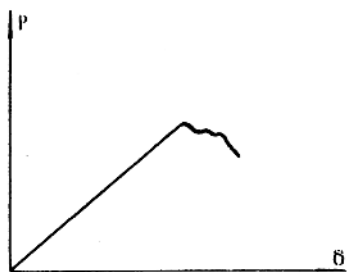


图6 DCB试样的P- δ 曲线

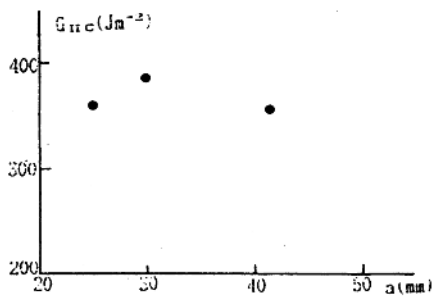


图7 裂纹长度对M40/648 G_{IIc} 的影响

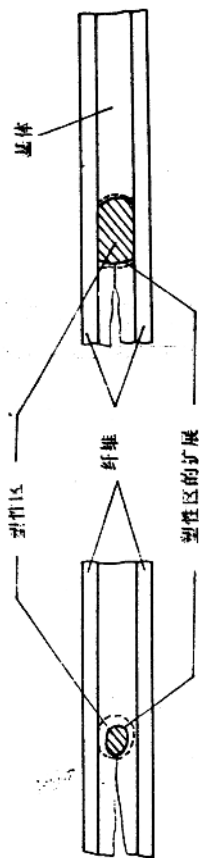


图8 裂纹尖端“塑性区”扩展示意图

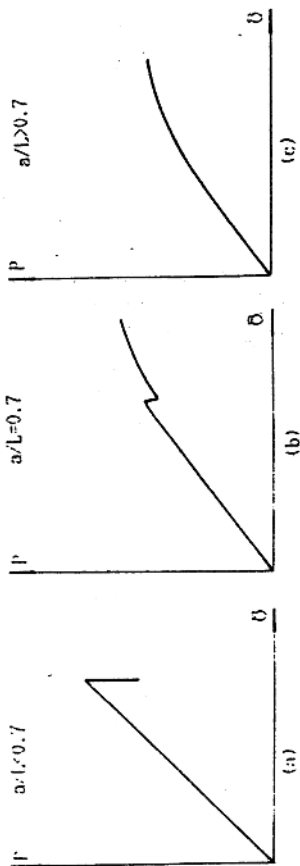


图9 不同 a/L 的 ENF 试样的 P- δ 曲线

碳纤维复合材料层板断裂特性的声发射研究

袁振明

CAE 北京航空材料研究所

一、前言

许多研究工作已经表明,碳纤维增强环氧树脂基复合材料是一种强的发射体,当进行力学性能试验时,复合材料内部损伤和断裂的不同机制可引起不同程度的能量释放,从而产生明显的声发射信号。而且,这种声发射信号的特性往往与不同的断裂机制相关,因此,用声发射技术研究纤维增强复合材料的断裂特性已成为很受重视的一种方法。

本文是碳纤维复合材料断裂特性声发射系统研究工作中的一部分,其目的在于研究单向层板和不同方向铺层的层板在拉伸过程中的声发射特性和断裂机理,为设计复合材料结构和研究其损伤特性提供依据。

二、材料和试验

研究用的材料和试样示于表1,试样夹持部分用铝膜保护,试样伸长测量的标距长度为50毫米。在10吨拉伸试验机上进行拉伸,十字夹头运动速度为1.0毫米/分。

表1. 拉伸试样明细表

类别编号	纤维	树脂	铺层方式	层数	尺寸(mm)
S-1	T300	648	单向	20	10×250
S-2	T300	648	(0/90) _s	20	10×250
S-3	T300	648	(0/90/±45) _s	20	10×250

用美国D/E公司生产的3000系列声发射仪进行检测,传感器的谐振频率100-130KHZ,检测系统的增益75dB,门值1.0伏。声发射信号、载荷和试样伸长均转换为电信号,记录在同一台X-Y记录仪上。

三、实验结果及讨论

1. 单向层板

图1示出S-1试样单向拉伸时的声发射检测结果。可以看出, 声发射有两个阶段, 大约从断裂载荷的65%左右开始的第一阶段, 振铃计数率较低。大约从断裂载荷的85%左右开始一直到试样拉断, 第二阶段, 振铃计数率比较高。从拉伸加载开始, 载荷-变形关系基本上是线性的。

为了搞清楚这两个阶段的断裂机理, 作了幅度分布分析, 其结果示于图2, 与振铃计数率曲线相对应的幅度分布曲线出现两种分布规律, 在较低载荷时, 事件幅度主要在30-60dB范围, 其分布斜率为0.96, 在高载荷和接近断裂时, 事件幅度在60-85dB范围, 其分布斜率为1.66。可见这是由两种不同的断裂机理所控制。

为了进一步研究两种不同的断裂机理, 在施载到不同阶段, 对试样进行显微分析和扫描电镜观察, 并设计了另一种类型试样, 进行验证试验。这些实验结果表明, 对于T300/648单向复合材料, 树脂基体的断裂延伸率略小于碳纤维的断裂延伸率, 其损伤, 断裂由两个阶段组成, 第一阶段为树脂基体开裂和裂纹沿纤维-树脂界面扩展。第二阶段以纤维断裂为主, 并有树脂和界面开裂。这两个断裂阶段可用声发射检测出来。

2. 0/90正交层板

图3示出S-2试样的声发射率曲线和应力应变曲线, 声发射也有两个阶段, 大约从断裂载荷的30%左右开始出现声发射, 随着载荷增大, 在断裂载荷的60-70%左右, 出现一个明显的声发射高峰, 这是第一阶段。过了声发射高峰后, 声发射率又重新增大, 直至试样拉断, 这是第二阶段。

从试样整个拉伸过程中的声发射信号幅度分布曲线可以看到(图4), 信号的幅度分布在两个区域, 一个在30-70dB, 信号的分布斜率为0.58, 另一阶段在70-95dB, 信号分布斜率为1.53。通过升载过程中检测幅度分布试验表明, 幅度分布在30-70dB的信号与图3的声发射峰对应, 分布斜率为1.53区域的声发射信号对应于第二阶段。

对中间停载试样进行解剖和金相观察, 表明对第一个声发射高峰的贡献主要是正交铺层中90°层的树脂开裂(少量来自0°层的树脂开裂)。由于树脂断裂延伸率比纤维低, 在试样拉伸时, 90°层先达到断裂延伸率而开裂, 从而失去了承载能力。第二阶段的声发射主要来自纤维拉断和试样的全面破坏。

3. 0/90/±45 铺层

图5示出S-3试样拉伸时的典型声发射曲线, 由图看到, 断裂过程由三个阶段组成, 在断裂载荷30%左右出现的声发射峰为第一阶段, 采用与上述相仿的方法分析表明, 主要是90°层中树脂开裂引起。第二阶段主要在断裂载荷的30-80%出现的过渡区, 好象有

一个不大明显的峰，这是 $\pm 45^\circ$ 层的树脂开裂引起的。第三个阶段是最终断裂阶段，计数率很高，主要是试样中纤维的全面断裂引起的。

综合分析上述实验结果，对不同铺层的复合材料，起始声发射的载荷 P_{AE} 与试样拉伸断裂载荷 P_B 之比有如图6所示的结果。随着铺层的方向增多， P_{AE}/P_B 减小。这一结果表明，由于铺层方向的增多，特别是 90° 和 $\pm 45^\circ$ 铺层，出现不同类型的损伤，出现损伤的载荷也降低。当 $0/90/\pm 45$ 铺层时，在外加拉力作用下， $\pm 45^\circ$ 层沿纤维方向出现最大剪应力，从而导致树脂较早损伤。

由前面结果还可以看到另一有趣现象，对于三种不同铺层，在断裂的最后阶段，平均计数率也有明显差别，如图7所示。随着铺层方向的增多，断裂的平均计数率明显增大。这一现象可能也与断裂机理的复杂化与各种机构对声发射贡献的叠加有关。

四、结论

1) 0° 铺层的单向复合材料在拉伸过程中断裂有两个阶段组成，第一阶段以树脂开裂和界面分离为主，第二阶段以纤维断裂为主。

2) 对于 $0/90$ 铺层的复合材料，断裂由两个阶段组成，第一阶段以 90° 层的树脂开裂为主，第二阶段以 0° 层的纤维断裂为主。

3) $0/90/\pm 45$ 铺层的复合材料，其拉伸过程由 90° 层树脂断裂、 $\pm 45^\circ$ 层树脂断裂和 0° 层纤维断裂等分别为主的三个阶段组成。

4) 由于铺层方式不同，起始声发射的载荷与断裂载荷之比及最后断裂阶段的平均计数率也有明显差别。