第10卷第4期　　复合材料学报　　Vol.10 No.4
1993年 12月　　ACTA MATERIAE COMPOSITAE SINICA　　Decem 1993

复合材料层合板层间破坏及其断口形貌分析

陶杰　　王咏梅

（南京航空航天大学材料科学工程系，210016）　（徐州市玻璃钢厂，221000）

摘　要　本文利用扫描电子显微镜对环氧复合材料层合板层间破坏断口形貌的观察，分析了解理台阶的形成过程，并讨论了影响解理台阶形态的因素。最后，对复合材料层合板层间微裂纹的扩展与解理台阶和河流状花样所呈方向之间的关系进行了探讨。

关键词　层合板，断口形貌，解理台阶，河流状花样，层间破坏

1　引　言

目前被广泛用于航空结构的树脂基复合材料主要是层合板，由于层间强度是层合板的弱环，低的层间强度和高的层间应力导致层合板强度和刚度下降的基本损伤模式是分层。这种分层是复合材料层合结构的主要损伤形式，因而层合板的分层强度问题得到广泛而深入地研究。依据层间裂纹的扩展遵循自相似扩展规律，故可用经典的断裂力学理论描述分层裂纹的扩展行为。然而，在用有限元法计算层合板层间裂纹应变能释放率并建立其层间裂纹扩展判据的时候，都是基于把层合板视作均匀各向异性基础之上，但事实上，层合板是由纤维和树脂组成的非均匀体。为此，进一步探索层间断裂的本质就使越来越多的学者开始关注层间裂纹尖端区域的微观特性。目前，最常用的方法是利用扫描电子显微镜对分层破坏断口进行微观分析，通过观察和研究，为分层破坏的微观机制提供佐证。虽然国内外对分层破坏断口形貌都有不少研究报导，但至今还不能象金属断裂形貌判别那样有一致的结论和方法。

本文利用S-570、SEM505扫描电子显微镜对T300/Ep648、S-GF/Ep648等复合材料层合板$[0^\circ_{10}/\theta_2]_s$或$[0^\circ_9/\theta]_s$的层间拉伸、层间剪切断口进行深入而细致的观察，对它们的断口形貌、断裂特征以及层合板的分层破坏机制进行了分析和讨论。通过分析，期望得出有关复合材料分层破坏断口形貌的基本特征以及相关的断裂破坏信息，从而为今后的工程应用设计、失效原因与断裂机理分析、材料性能改善等诸方面提供基本依据。所有待观察试样都是取自层间拉伸、层间剪切破坏后的新鲜断口，在真空镀膜机上喷金5分钟，然后放入扫描电子显微镜试样室以观察其断口形貌。

本文1992年11月3日收到

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

2 层间拉伸破坏

2.1 断口的SEM观察

所观察的复合材料其断口形貌特征是由纤维和环氧树脂组元组成，而环氧树脂基体呈现几种不同的断口形态。其形貌特征与金属材料断口中的解理断裂很相似，有河流状花样，有解理台阶。一般常用针排、锯齿、层瓦状、叠层状等术语[1, 2]来描述基体的形貌，本文借用金属材料中常用的术语“解理台阶”来说明基体的断口特征。SEM观察表明，纤维间基体的解理台阶有三种基本形式。图1示出的是解理台阶大小较为均匀并呈扁平状，这类断口常出现在界面结合好、层间拉伸强度高的试样中；而在强度较低的试样中，其解理台阶较为紊乱，且台阶细小，如图2所示。有时在断口上还会出现图3所示的情况，解理台阶变得圆

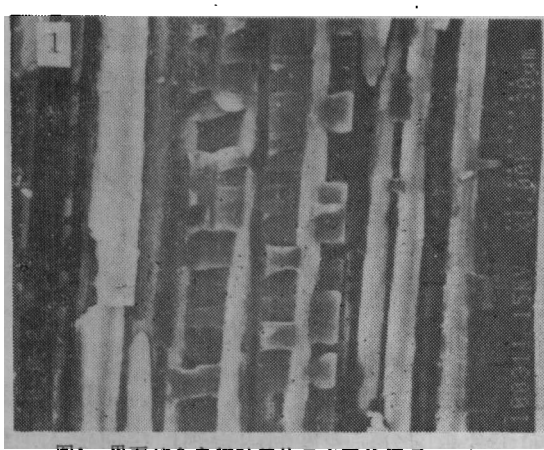

图1 界面结合良好时基体呈扁平状解理台阶 (T300/Ep648, θ=0°)

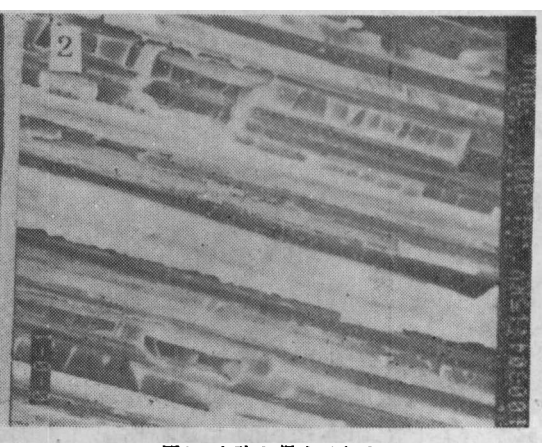

图2 台阶变得紊乱细小 (T300/Ep648, θ=75°)

滑，且无明显的方向性，从而呈现出“榴状物”的特征，这类形态常出现在纤维密集区。这三种形态在同一断口表面可能都出现，也可能只出现其中的一、两种，这取决于断口上该区域内的微观应力特征。不过，试验观察表明，强度高的试样其对应断口上出现第一种、第三种台阶形式占多数，而性能差的试样出现第二类台阶占多数。观察中还发现，不同铺层的微观断口没有本质区别，这与宏观性能的规律相吻合，即复合材料层间拉伸强度较长受到铺层角的影响[3]。虽然铺层取向的不同会在界面上产生复杂应力，但断口形态表明这种复杂应力对微观断口特征不敏感。

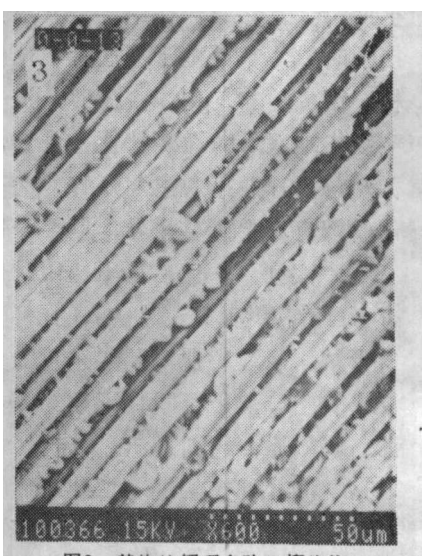

图3 基体的解理台阶呈榴状物 (T300/Ep648, θ=45°)

Morris等人[4]就是以层间拉伸为分析模型提出试样表面形成解理台阶的过程，指出当断裂表面剥离时基体微裂纹的扩展形成这些台阶，他们强调断裂的试样上下两个

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

断面上的解理台阶所呈现的方向是相反的。然而，Smith和Grove[5]用双臂梁进行Ⅰ型断裂试验时，发现断裂表面上几乎没有纤维裸露，仅有基体的河流状花样。这可能是因为裂纹穿过层间富树脂区而未引起纤维裸露，另一种可能是他们的试验取向恰恰使Ⅱ型的剪切应力降到最低所致。

2.2 破坏机制

该复合材料层合板在层间拉伸载荷作用下，层间的纤维其上下两端处界面受到的拉伸应力最大[3]，当外加载荷达到一定值使得该处的拉伸应力超过纤维/基体的界面结合强度时，就会导致界面脱粘，并且这种脱粘区随着外加载荷的增加而沿界面扩大。由于脱粘，界面无法传递应力而导致基体中拉伸应力急剧增加以传递载荷，当该拉伸应力超过基体强度时，就会导致基体开裂并形成裂纹，裂纹扩展后留下解理台阶，同一平面范围内不同微区基体裂纹的相互扩展、连接，最后导致复合材料层间破坏[6]。

如果该复合材料中存在缺陷，尤其是层间中存在非铺层纤维、气孔、富胶、浸胶不良、固化不充分、夹杂等，当在外加载荷作用下，界面拉伸应力还未达到纤维与基体的界面结合强度时，就由于这些缺陷的存在使得基体裂纹过早地产生，并且裂尖的高应力使得有缺陷的层间纤维与基体的界面性能恶化即发生大面积脱粘，裂纹在断裂面内迅速扩展，导致该复合材料低应力破坏。

3 层间剪切破坏

3.1 断口的SEM观察

图4示出的是GF/Ep648层合板θ=0°的试样扫描电镜断口的SEM照片。该铺层角的试样其断口表面基体碎末较多，纤维间基体断裂后在断面上留下的解理台阶多，呈大块凸起状（图4a处），在纤维间距较小的区域，台阶凸起但不呈大块。这大大小小的台阶具有相同的倾斜趋势，此外，在部分纤维上附着有相同取向的锯齿形基体（见图4上部的n处）。当θ=60°时，断口表面上基体碎末减少，扁平状以及细而窄的解理台阶较为普遍，少量纤维一侧附着有尖锐的凸起物，如图5a处所示。图6是θ=90°的GF/Ep648层合板层间剪切断口形貌，图中可见，断面上基体碎末更少，纤维表面光滑，解理台阶变为纯粹的河流状花样，显然这种铺层角的试样其分层破坏易于发生，其对应的宏观层间剪切强度值也较低。T300/Ep648层合板其层间剪切断口特征和变化规律与GF/Ep648层合板的相同。

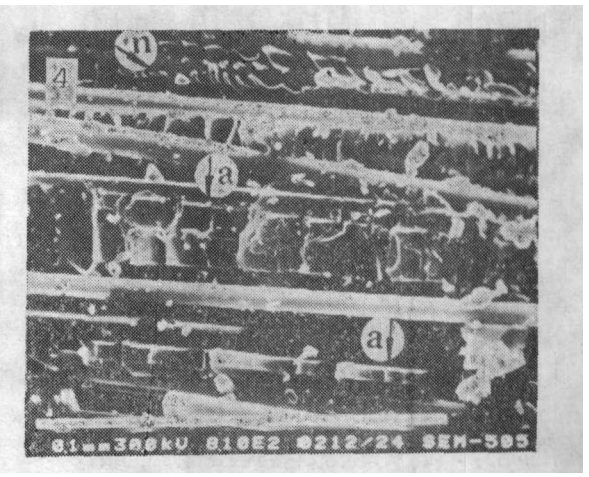

图4　GF/Ep648层合板θ=0°试样层间剪切断口

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

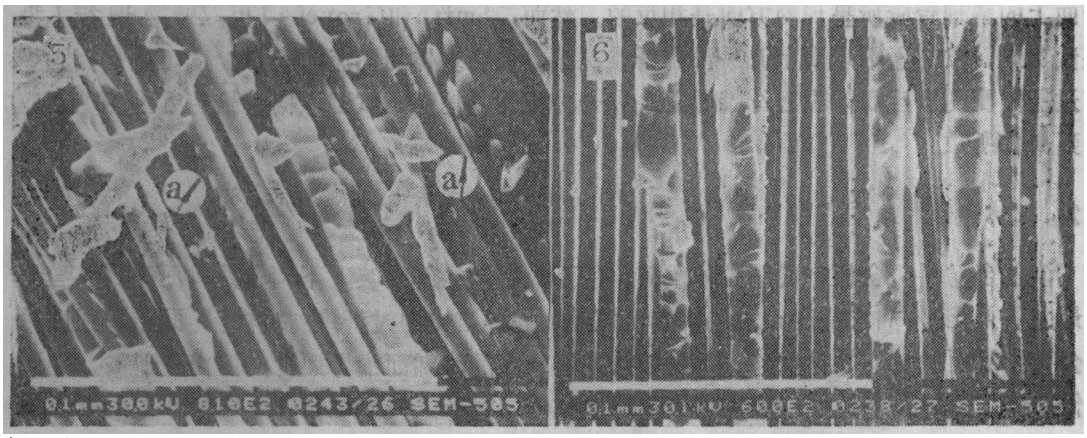

图5 GF/Ep648层合板θ=60°试样层间剪切断口　　图6 GF/Ep648层合板θ=90°试样层间剪切断口

3.2 微观断裂机理

人们已经普遍接受了Morris[4]提出的解理台阶形成机制，即随着层间的分离、基体微裂纹的扩展而形成解理台阶，但是该裂纹是如何萌生和扩展的，Morris并没有确切指出。Johannesson等人[7]对斜交层合板的研究表明，断裂表面上的解理台阶是垂直于纤维之间基体中最大拉应力方向上的微裂纹所致，他们认为解理台阶具体形状取决于该处及其周围的应力状态。Smith和Grove[5]也得出相同的结论，然而，这种形成机制没有考虑载荷的类型。实际上，随着剪切分量的增加，主应力方向偏离断裂表面，这种局部应力状态的变化就能解释为什么层间剪切（Ⅱ型）中解理台阶的取向比层间拉伸（Ⅰ型）更接近垂直。Russel和Street[8]以及Bradley等人[9]指出，随着Ⅱ型成分的增加，解理台阶的尺寸、凸起的程度以及整个断裂面的粗糙度也随之增加。

从图1、图4、图5中可以看到某些纤维周边两侧留下了薄层状（有的象锯齿状）的基体，Bascom等人[10]也观察到同样的现象。根据文献[3]的应力分析，界面上既有拉伸应力，也有压缩应力。在最大拉伸应力区的界面首先发生破坏，而压缩应力能把这种破坏传递到基体从而使基体开裂。由于界面应力状态复杂以及界面性能不均匀性，使得裂纹由界面向基体扩展的具体位置不确定，因而有时就能在断口上看到纤维两边所附着的薄层或锯齿状基体。大量的断口观察都证明解理台阶的初始形成沿着纤维／基体界面的任何位置自由产生，并且从界面区扩展很短距离便很快进入纤维间的基体区域。在这个区域，拉应力与断裂面成一定的角度（取决于该处和周围的应力状态），这一点是聚合物断裂形成堆积的薄片结构（即解理台阶）的必要条件[11, 12]。本次试验断口观察中都有河流状花样出现，这种花样是树脂流动的结果，确切地说是非弹性变形的结果。此外，解理台阶本身似乎也至少经受了塑性剪切变形和脆性断裂。因此，我们可以推断，解理台阶不单是通过纤维间基体的脆性断裂产生的，而是在纤维/基体界面上由剪切屈服引起的二次效应所致。

3.3 沸水处理对断口形貌的影响

为进行对比，将试样放入沸水中分别煮沸1h、5h、10h、20h，然后分别做层间剪切性

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

能试验，取其新鲜断口观察形貌。试验表明沸水的处理使得其断口形貌发生了变化，在相同处理时间下，不同铺层角度的试样其受影响的程度相近；同一铺层角的试样，随着处理时间的延长，断面上基体碎末由多变少，解理台阶的凸起程度由强而变弱（见图7），形成扁平状直至台阶消失。图 7 中可见纤维周边的锯齿变得钝化、圆滑（图中a处），碎末少但较大，图 8 中基体的碎末变得更少，解理台阶不明显，纤维周边的薄层基体其锯齿形态变得更加圆滑（图中n处）。

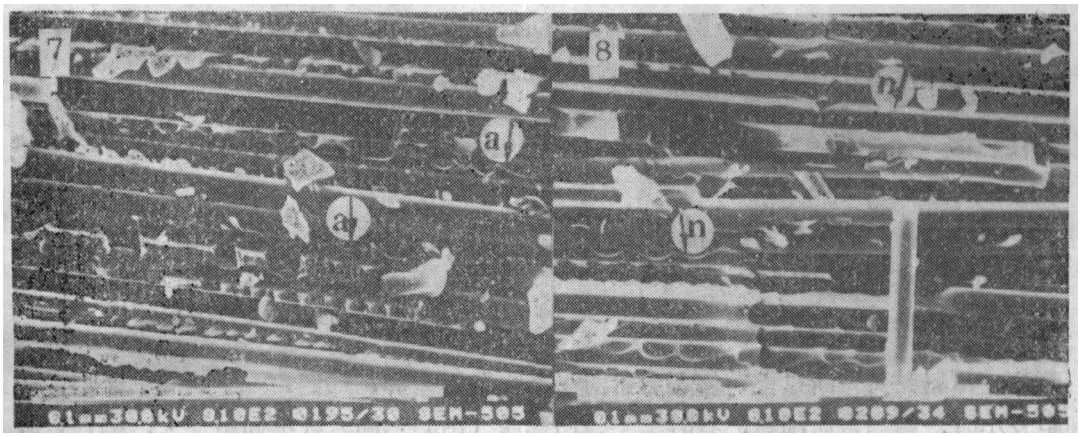

图7　GF/Ep648层合板θ＝0°试样沸水处理5h后其层间剪切断口

图8　GF/Ep648层合板θ＝0°试样沸水处理10h后其层间剪切断口

4　裂纹扩展与解理台阶、河流状花样

大量的扫描电镜观察实践表明，复合材料断面上解理台阶的大小、形态与纤维／基体的界面性能、层间的缺陷以及纤维间距等有关。但是仅用解理台阶所呈的方向来推断该复合材料中裂纹扩展方向[4, 7]是不够的，因为我们的观察表明，不论纤维取向和相互位置如何，纤维之间的基体其解理台阶与纤维轴向约呈相同的角度，且接近垂直。此外，我们在层间拉伸试验时，也特别注意宏观裂纹的扩展方向，并与对应的微观断口相联系，发现解理台阶的方向与宏观裂纹扩展方向没有确定的对应关系。对层间剪切试样断口形貌观察也发现同样的规律。然而，对所呈现的解理台阶以及纤维之间基体中的河流状花样的进一步观察发现：实际的破坏方向与河流状花样的流向相一致，如图 9 、10所示。两个图中都可清楚地看到，基体中的河流花样的流向相同，与实际剪切破坏方向是一致的；而解理台阶所呈现的方向与实际破坏方向无确定的对应关系，在θ＝0°时，两个方向正好一致，在θ＝90°时，解理台阶所呈现的方向自上而下（见图10箭头a所指处），而实际的断裂方向自左向右。对T300/Ep648层合板层间剪切断面的观察亦得出类似的结果。由此可以推断：复合材料多向层合板层间剪切断口上的基体所留下的河流状花样的取向与实际微裂纹的扩展方向相一致，即与剪切破坏方向相一致，这种现象与纤维铺层角以及环境影响（浸水、加温）的程度都无关。

试验还表明，在浸水时间相同的前提下，随着纤维铺层角的增大，解理台阶由多而大块的凸起状逐渐变得扁平而细窄。同时，在相同纤维铺层角时，随着浸水时间的增加，规则的解理台阶逐渐消失。这两个方面微观断口的变化在宏观上都引起了层间剪切强度的降低。

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

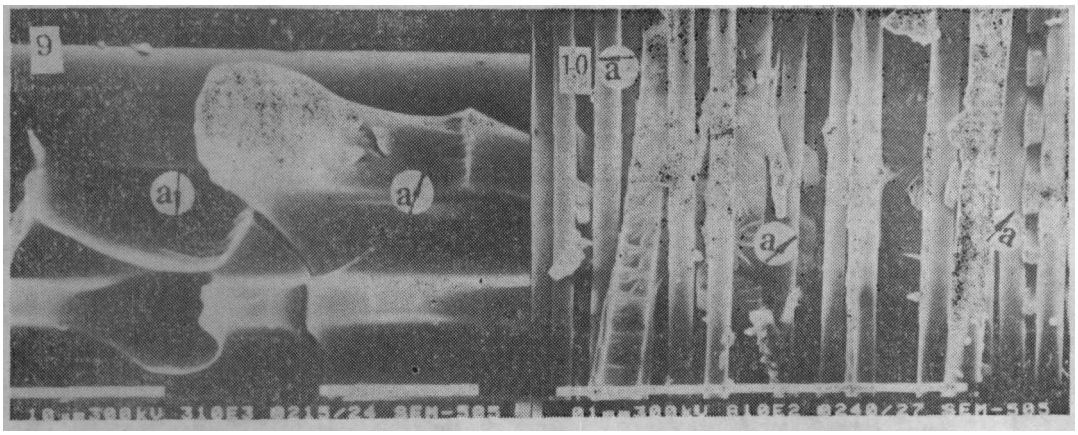

图9 GF/Ep648层合板θ=0°试样层间剪切断口（图中解理台阶方向和河流状花样方向(a处)都是自右向左）

图10 GF/Ep648层合板θ=90°试样层间剪切断口（实际断裂方向与河流状花样方向一致，而与解理台阶方向(a处)垂直）

此外，即便在同一断口上，解理台阶的形态也各有差异，如图1、2、4、5、7等。当纤维间距较小时，解理台阶细密，有时呈尖锐凸起状（图5）；随着纤维间距增大，解理台阶变宽，凸起的程度要降低。

虽然层间裂纹的特征主要由基体性质所控制（裂纹是在基体上扩展的），但纤维的模量很大，必然对基体中的裂纹萌生和扩展有影响。同一种环氧648基体，不同的纤维（T300碳纤维、S-玻璃纤维）类型，由于其弹性模量不同自然会对层间裂纹的影响存在差异。然而，大量的断口形貌观察表明：复合材料层间断口形貌对这种纤维类型（亦即纤维模量的差异）的变化不敏感，也就是说，相同基体的纤维增强复合材料层合板，其分层破坏断口形貌的基本特征是相似的，其影响的主要因素是层间纤维／基体界面结合强度、纤维铺层方向以及纤维间距等。

5 结 论

(1) 纤维铺层方向对复合材料层合板层间拉伸破坏的断口特征无显著影响，断口上纤维呈拉脱破坏，基体呈脆性断裂，其解理台阶相对剪切断口的来说较平坦、细窄。

(2) 复合材料层合板层间剪切断口明显受到纤维铺层角的影响，随着铺层角的增大，断口上纤维表面由不光滑到光滑、基体碎片由多到少、解理台阶由宽而凸起的变为细窄的最后变成单纯的河流状花样。与此相对应，其层间剪切强度随之降低。

(3) 沸水中处理恶化了复合材料层合板界面结合强度，使层间上的微裂纹更容易扩展。沸水中处理时间越长，强度降低越多，断口上的基体碎末越少，解理台阶由凸起变得平坦直至消失。

(4) 解理台阶初始形成于纤维与基体的界面上而不是在纤维之间的区域，解理台阶其本质上是基体的剪切变形和脆性断裂所致。影响纤维间基体解理台阶形态的主要因素有纤维／

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

基体的界面性能、纤维间距、层间缺陷以及纤维铺层方向。

(5) 微观裂纹的扩展方向与解理台阶的取向无确定的对应关系，而与基体中的河流状花样的取向相一致。

参 考 文 献

1 Frandson R R, Naerheim Y.Fracture Morphology of Graphite/Epoxy Composites. Composite Materials, 1983; 17:105

2 Purslow D.Matrix Fractography of Fiber-Reinforced Epoxy Composites. Composites, 1986; 17(4):289

3 陶杰，肖军，李顺林，骆心怡．碳/环氧复合材料多向层间拉伸强度的研究．复合材料学报，1991；18(3):71

4 Morris G D. Determining Fracture Directions and Fracture Origins on Failed Graphite/Fpoxy Surfaces. In Nondestructive Evaluation and Flaw Criticality for Composite Materials, STP696, 274

5 Smith B W, Grove R A. Determination of Crack Propagation Directions in Graphite/Epoxy Structures. In: Fractography of Modern Engineering Materials, edited by Masters J E and Au J J.STP948, 154

6 陶杰，肖军，李顺林．碳/环氧复合材料层间拉伸断裂与断口分析．玻璃钢/复合材料，1991；6:4

7 Johannesson T, Sjoblom P, Selden R. The Detailed Structure of Delamination Fracture Surfaces in Graphite/Epoxy Laminates. J Mater Sci, 1984; 19:1171

8 Russel A J, Street K N. Moisture and Temperature Effects on the Mixed-Mode Delamination Fracture of Unidirectional Graphite/Epoxy. In: Delamination and Debonding of Materials, STP876, 349

9 Bradley W L. Relationship of Matrix Toughness to Interlaminar Fracture Toughness. In: Application of Fracture Mechanics to Composite Materials, edited by Friedrich K. 1989: 159

10 Bascom W D, Boll D J, Fuller B, Phillips P J. Fractography of the Interlaminar Fracture of Carbon-Fiber Epoxy Composites. J Mater Sci, 1985; 20:3184

11 Robertson R E, Mindroiu V E. The Stacked Lamellar Texture on the Fracture Surfaces of Fiber Composites. J Mater Sci, 1985; 20:2901

12 Robertson R E, Mindroiu V E, Cheung M F. Fracture in Epoxy Matrix Resins. Comp Sci Technol, 1985; 22:197

INTERLAMINAR FAILURE AND FRACTOGRAPHY OF COMPOSITE LAMINATES

Tao Jie　　Wang Yongmei

(Department of Materials Science & Engineering Nanjing Aeronautical Institute, Nanjing 210016)　　(Xuzhou FRP Factory, Xuzhou 221000)

Abstract The fractography of interlaminarly failed epoxy matrix composite laminates was observed with the aid of a scanning electron microscopy

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

in this work. The mechanism resulted in the formation of cleavage steps is analysed while influential factors upon the size and shape of those steps are discussed. The corelation of microcrack propagation in the delamination of the composites to cleavage step and river pattern is explored in the final part of this paper.

Key words laminate, fractography, cleavage step, river pattern, interlaminar failure

（上接第42页）

VESPEL可以原材料块材、棒材、管材和零部件各种形式提供，可以机加工，也可直接注射成形。VESPEL的性能见表10：

表10 VESPEL的性能

性能	单位	温度 K	SP—1		SP—21		SP—22		SP—211		SP—3
			M	DF	M	DF	M	DF	M	DF	M
抗拉强度	MPa	296	86.2	72.4	65.5	62.0	51.7	48.3	44.8	51.7	58.5
		533	41.4	36.5	37.9	30.3	23.4	26.2	24.1	24.1	
延伸率	%	296	7.5	7.5	4.5	5.5	3.0	2.5	3.5	5.5	4.0
		533	6.0	7.0	3.0	5.2	2.0	2.0	3.0	5.3	
抗弯强度	MPa	296	110.5	82.7	110.3	82.7	89.6	62.1	68.9	68.9	68.9
		533	6.21	44.8	62.0	48.3	44.8	37.9	34.5	34.5	39.9
抗弯模量	GPa	296	3.10	2.48	3.79	3.17	4.83	4.83	3.10	2.76	3.28
		533	1.72	1.45	2.55	1.79	2.76	2.76	1.38	1.38	1.87
抗压模量	GPa	296	2.41	2.41	2.90	2.28	3.28	2.65	2.07	1.38	2.41
磨损率	$m/s\times10^{-10}$		17—85	17—85	6.3	6.3	4.2	4.2	4.9	4.9	17—23
摩擦系数 PV=0.875MPa·m/s			0.29	0.29	0.24	0.24	0.30	0.30	0.12	0.12	0.25
摩擦系数 PV=3.5MPa·m/s					0.12	0.12	0.09	0.09	0.08	0.08	0.17
摩擦系数 （真空）											0.03
摩擦系数 （静）			0.35		0.30		0.27		0.20		
热膨胀系数	$10^{-6}/K$	296—573	54	50	49	41	38	27	54	41	52
		211—296	45		34						
导热系数	W/m·K	313	0.35	0.29	0.87	0.46	1.73	0.89	0.76	0.42	0.47

七、高温超导材料应用研究取得很大进展，开始生产高T_c超导导线、带材、薄膜，并开发在强电领域的应用

当前（美国和一些国家）有一些小公司已开始生产高T_c超导材料导线或长带，以求开发在强电领域的应用。美国American Superconductor Corp.（ACS）利用包银管的工艺

（下转第69页）

© 1994-2012 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net