

# 多轴向玻璃纤维增强树脂基复合材料的破坏特性和损伤机制

张丹丹, 孙耀宁\*, 王雅

(新疆大学 机械工程学院, 乌鲁木齐 830047)

**摘 要:** 通过对玻纤增强环氧乙烯基酯树脂(GF/EVE)和玻璃纤维增强不饱和聚酯树脂(GF/UP)复合材料的多轴向铺层设计试件进行低速冲击、弯曲和剪切破坏性力学试验,分析了不同铺层方式的 GF/EVE 和 GF/UP 复合材料冲击、弯曲和剪切载荷作用下产生的损伤及失效模式。结果表明:在铺层设计与工艺相同的情况下,CF/EVE 的弯曲强度、冲击韧性均优于 CF/UP;[0, 90]。试件冲击能量吸收性能优于其他五种铺层方式;铺设角设计、树脂基体类型、铺层厚度对层合板剪切力学性能的影响较小。并基于 SEM 与超声 C 扫描成像检测(C-SAM)对复合材料的微观界面脱粘机制及损伤演化行为进行阐释。

**关键词:** 玻纤;树脂;复合材料;冲击损伤;界面脱粘机制

**中图分类号:** TB330.1 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2017)02-0381-08

## Failure behavior and damage mechanism of multiaxial glass fiber reinforced resin matrix composites

ZHANG Dandan, SUN Yaoning\*, WANG Ya

(School of Mechanical Engineering, Xinjiang University, Urumqi 830047, China)

**Abstract:** The experimental investigation on mechanical properties of the multi axial glass fiber reinforced epoxy vinyl ester resin (GF/EVE) and glass fiber reinforced unsaturated polyester (GF/UP) resin composite material were carried out. And the bending strength, interlaminar shear strength and modulus of the specimens were analyzed. The results show that, in the same layer design and process, the bending strength and impact toughness of GF/EVE resin are superior to GF/UP resin;[0, 90]。specimen impact energy absorption performance is superior to the other five layer mode. And basing on SEM and micro ultrasonic C-scan imaging detection, the mechanism of the composites interface debonding mechanism and damage evolution behavior were elucidated.

**Keywords:** glass fiber; resin; composites; impact damage; interface debonding mechanism

玻璃纤维增强树脂基复合材料具有优越的力学性能<sup>[1]</sup>:(1)轻质高强;(2)抗震性好;(3)缺陷低敏感性;(4)基体树脂体系具有良好的耐腐蚀性;(5)成型工艺比金属材料简单。因此,已广泛应用于风电,航空航天,车辆工程,建筑,化工等领域。目前国内外在纤维增强树脂基复合材料力学性能的试验研究及理论分析方面已做了很多的研究工作,由于复合材料的结构特性和失效模式的不同,仍需对纤维增强树脂层合板的力学性能及其破坏形态进行

针对性研究。冲击损伤行为是复合材料结构设计、制备工艺、工程服役的研究重点,由于复合材料纤维渐进失效的吸能特点,其层内损伤可能已经超过了设计的许用损伤容限<sup>[2]</sup>。因此,对复合材料冲击损伤行为及其微观界面脱粘机制的研究,对复合材料设计、制备和工程服役都显得非常重要。本文对玻璃纤维增强树脂层合板试件进行了冲击韧性、弯曲和剪切破坏性力学试验,研究分析具有不同树脂基体和铺层

方式的玻璃纤维增强树脂层合板冲击载荷作用下产生的损伤及失效行为,以及弯曲剪切力学性能的研究,并基于 SEM 与超声成像检测对其微观界面脱粘机制进行阐释。

1 试件设计与制备

1.1 试件制备

玻璃纤维预浸带取自南京玻璃钢研究设计院,预浸带主要由 E 型玻璃纤维 2D 编织而成,分为单轴向、双轴向、三轴向、五轴向四种类型,铺层参数如表 1;环氧乙烯基酯树脂(EVE)牌号 5500,不饱和聚酯树脂(UP) 牌号 G300,固化剂、稀释剂均来自亚什兰特种化学品有限公司。采用真空袋压成型工艺,纤维体积分数为 60%。步骤如下:(1)检查模具密封性;(2)预浸带铺放与抽真空,依次铺放预浸带,脱模纸,真空袋膜,通入树脂导流管,密封抽真空,固化剂比例 25%;(3) 常温固化 48 h;(4)后固化阶段,高温后固化 12 h 制备完成。

1.2 试件设计

弯曲试件设计按照 GB/T 1449—2005<sup>[3]</sup>《纤维增强塑料弯曲性能试验方法》规定,试件尺寸为 250 mm×15 mm×5 mm。冲击损伤试件设计按照 GB/T 1451—2005<sup>[4]</sup>《纤维增强塑料冲击韧性试验方法》规定,在冲击试验机专用缺口拉床预制国标 V 型缺口,试件尺寸 120 mm×10 mm×5 mm。

1.3 试验设备

弯曲剪切试验采用上海捷沪仪器仪表有限公司的 CMT5205 型电子万能力学试验机。冲击试验采用长春市智能设备有限公司的 JJ-20 记忆式冲击试验机,冲击试验辅助装置冲击缺口制样机 ZKY-I。界面微观形貌表征设备采用日本日立 SU-8010 扫描电镜,试件内部损伤检测采用自制超声特征扫描成像检测装置,纵向分辨率达 0.11 mm,采样频率达 1 GHz。

2 试验方法

2.1 静态弯曲剪切试验

按照试验标准,应用电子万能力学试验机、应

变仪对玻璃纤维层合板试件进行破坏性三点弯曲、剪切试验,并按标准要求跟踪记录数据。

抗弯强度  $\sigma_b$  计算公式

$$\sigma_b = 3pl / (2b \cdot h^2)$$
 (1)

式中:  $\sigma_b$  为挠度 1.5 试件厚度时的弯曲强度(MPa);  $p$  为挠度为 1.5 试件厚度时的破坏载(N);  $l$  为跨距(mm);  $h$  为厚度(mm);  $b$  为宽度(mm)。

层间抗剪强度 ILSS 计算公式

$$\tau = 3F_{\max} / 4\Phi$$
 (2)

式中:  $F_{\max}$  为极限载荷(N);  $\Phi$  为试件横截面积。

2.2 低速冲击试验

试验设定预扬角范围  $150^\circ \pm 3^\circ$ ,摆锤能量 150 J,冲击速度 38 m/s,通过试验获得冲击功和冲击韧度来表征材料冲击韧性。

冲击韧度计算公式

$$\alpha_{kv} = \frac{A_{kv}}{bd} \times 10^3$$
 (3)

式中:  $A_{kv}$  为冲击功(J);  $b$ 、 $d$  为缺口几何尺寸(mm);  $\alpha_{kv}$  为冲击韧度( $\text{kJ} \cdot \text{m}^{-2}$ )。

3 结果与讨论

3.1 GF/EVE 和 GF/UP 弯曲性能

图 1 为 GF/EVE 和 GF/UP 两种试件的弯曲载荷-挠度曲线。在相同纤维体积分数及制备工艺下,GF/EVE 层合板的抗弯极限载荷高于 GF/UP,其次,GF/EVE 试件载荷-挠度曲线比 GF/UP 试件更为陡峭,材料的抵抗变形能力更强,即刚度越大。

加载过程材料的损伤演化可分三个阶段:(1)弹性阶段,加载初期,材料基本处于弹性状态,随载荷增加,基体或界面缺陷处萌生裂纹,层内出现少量纤维断裂,曲线表现为小锯齿状攀升,如图 1 中 UP 曲线所示;(2)弹塑性阶段,根据 GF 断裂强度统计分布的 Weibull 理论<sup>[5]</sup>可知,纤维强度具有分散性,并且纤维断裂都是发生在界面最大缺陷处,随着大量的纤维束断裂及纤维/基体界面脱粘,导致应力重新分布,所释放的荷载由剩余纤维承担,当载荷达到强度极限,刚度突变,试件破坏;(3)塑

表 1 玻璃纤维层合板铺层参数

Table 1 Parameters of the glass fiber laminate test pieces

Fiber layer Angle	$[0]_3$	$[90]_3$	$[0]_6$	$[(\pm 45)]_6$	$[(0, 90)]_6$	$[(0, \pm 45)]_6$	$[(0, 90)/(\pm 45)]_3$
Resin matrix	EVE	EVE	EVE	EVE	EVE	EVE	EVE
	UP	UP	UP	UP	UP	UP	UP

Notes: EVE — Epoxy vinyl ester resin; UP — Unsaturated polyester resin.

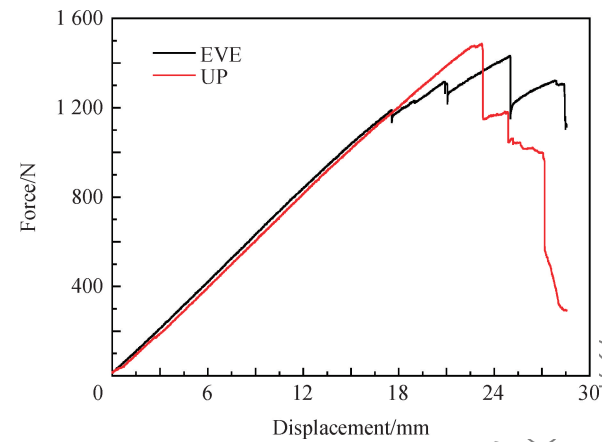


图1 玻纤增强环氧乙烯基酯树脂(EVE)和不饱和聚酯树脂(UP)基体试件弯曲载荷-挠度曲线

Fig.1 Bending load-deflection curves of GF/EVE and GF/UP resin matrix specimen

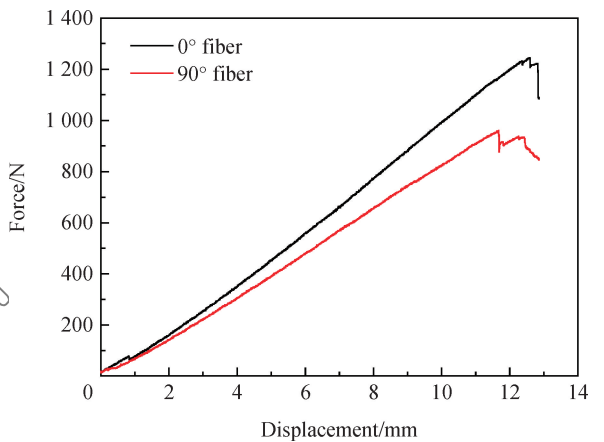


图2 0°和90°两种纤维铺层玻纤增强环氧乙烯基酯树脂试件弯曲载荷-挠度曲线

Fig.2 Bending load-deflection curve of 0° and 90° layer made of GF/EVE sample

性阶段, 根据 RAISCHEL 等<sup>[6-8]</sup>塑性纤维束模型理论, 纤维是塑性的前提下, 载荷按照球形载荷分担模式重新分配, 则复合材料产生宏观塑性响应, 如图1中 EVE 与 UP 曲线, 曲线呈刚度突变下降-上升-刚度下降的阶梯型规律。

图2为0°与90°两种纤维铺层试件的弯曲载荷-挠度曲线。可知, 0°纤维方向与90°纤维方向比, 弯曲强度超过1.5倍、弯曲模量比1.4倍左右, 由于90°纤维方向层合板属于树脂开裂失效模式, 横向玻璃纤维没有发挥增强效应, 树脂基体承担主要荷载。由图2中90°纤维曲线可知, 90°纤维方向层合板试件在较低的应力水平下, 就开始失效破坏, 弯曲挠度较0°纤维曲线偏大, 抗挠曲性偏低。

表2为玻璃纤维层合板弯曲试验结果。在铺层设计与制备工艺相同的情况下, GF/EVE 试件弯曲强度和抗挠曲性均优于 GF/UP 试件。在基体相同

情况下, 五轴向 $[(0, 90)/(0, \pm 45)]_3$ 试件弯曲强度居中, 弯曲模量最高, 综合性能优异, 单向 $[0]_6$ 弯曲强度最高, 但弯曲模量偏低, 即抗挠曲性能偏低。双轴对称 $[\pm 45]_6$ 设计破坏形式是分层剥离, 弯曲强度与模量均最低。三轴向 $[0, \pm 45]_6$ 设计由于承力层0°纤维的加入, 较 $[\pm 45]_6$ 弯曲强度和模量有所增强。 $[0, 90]_6$ 正交铺层弯曲强度与模量居中。

3.2 GF/EVE 和 GF/UP 剪切性能

表3为玻璃纤维层合板剪切试验结果。可知: 铺设角设计、基体类型、铺层厚度对层合板剪切力学性能的影响较小,  $[\pm 45]_6$ 试件的层间剪切强度(ILSS)最高, 但三组均相差不大, 复合材料的层间剪切强度主要取决于树脂体系与界面结合强度, 由表2和表3可知, 玻璃纤维层合板的 ILSS 远小于弯曲强度, 层间剪切强度是其最薄弱环节, 应避免

表2 GF/EVE 和 GF/UP 两种玻璃纤维增强树脂基层合板弯曲试验结果

Table 2 Experimental results on the bending mechanical properties of GF/EVE and GF/UP laminates

Fiber layer angle		$[0]_3$	$[90]_3$	$[0]_6$	$[0, 90]_6$	$[\pm 45]_6$	$[0 \pm 45]_6$	$[(0, 90)/(0, \pm 45)]_3$
EVE	Bending strength/GPa	1.30	1.21	1.63	1.16	0.18	0.86	1.39
	Bending modulus/GPa	0.54	0.49	0.38	0.23	0.09	0.17	0.59
UP	Bending strength/GPa	1.04	0.92	1.34	0.89	0.16	0.62	1.26
	Bending modulus/GPa	0.39	0.41	0.35	0.20	0.07	0.17	0.43

表3 GF/EVE 和 GF/UP 层合板层间剪切试验结果

Table 3 Experimental results on interlaminar shear strength parameters of GF/EVE and GF/UP laminates

Fiber layer angle		$[0]_3$	$[90]_3$	$[\pm 45]_6$	$[0, \pm 45]_6$
EVE	Inter laminar shear strength/MPa	58.09	52.37	59.53	61.72
UP	Inter laminar shear strength/MPa	53.62	47.85	51.12	54.36

剪切失效。

3.3 GF/EVE 和 GF/UP 冲击韧性

表 4 为玻璃纤维层合板低速冲击试验结果。可以看出,铺层方式为 $[0, 90]_6$ 的消耗的冲击能量和冲击韧性都最高,铺层方式为 $[0, 90]_6$ 的冲击吸收能量是 $[\pm 45]_6$ 铺层的 2.2 倍。由表 4 可见,在铺设角相同的情况下,GF/EVE 试件冲击韧性均优于 GF/UP 试件。当 $0^\circ$ 向纤维加入对称 $[\pm 45]_6$ 铺层布形成三轴向 $[0, \pm 45]_6$ 铺层布时,其对能量的消耗比对称 $[\pm 45]_6$ 有所改善,这是因为当铺设角减小时,层间剪切强度提高,从而使抗冲击性能提高。对各试件进行低能量冲击实验,结果表明,铺层设计对最大载荷时的能量的吸收有显著影响,铺层方式为 $[0, 90]_6$ 的试样冲击能量吸收性能优于其他 5 种铺层方式,说明层合板的 $0^\circ/90^\circ$ 正交铺层对层合板冲击吸收能力较高, $90^\circ$ 层的加入对层合板的冲击性能有所改善。

3.4 GF/EVE 和 GF/UP 失效形式

在弯曲试验中,观察所有试件的失效形式可分为三类:压溃型、层间剪切型、复合型,图 3 为不同角度铺层 CF/EVE 试样的弯曲破坏形貌照片。 $0^\circ$ 单轴纤维破坏形式如图 3(a)所示,属于压溃破坏。 $0^\circ$ 试样断口无规则角度,伴随大量纤维束断裂及纤维拔出,纤维上可见不同程度的基体粘连。 $90^\circ$ 单轴纤维破坏形式如图 3(b)所示,属于压溃破坏。可见 $90^\circ$ 单向板宏观断口平滑,呈现与试样边缘呈 $90^\circ$ ,树脂基体开裂失效模式,断口有树脂颗粒,伴随少量纤维断裂。 $[\pm 45]_6$ 双轴向布对称铺层板破坏形式如图 3(c)和 3(d)所示,属于层间剪切失效,试样呈现沿 $\pm 45^\circ$ 的典型燕尾状断口,伴随断裂能量的增加,裂纹迅速在纤维束件扩展并向基体延伸,导致纤维与树脂基体剥离,裂纹沿层间向基体延伸,形成微区层间脱粘,最终导致局部失效破坏。三轴向布、五轴向布对称铺层板,破坏形式如图 3(e)所示,属于复合型破坏,压应力和剪切力引起的基体开裂和分层剥离,由于层合板复合材料层

板的抗弯强度远大于其层间剪切强度,在中性层下侧,纤维未达到断裂强度极限时,试件就已发生脱粘剥离,导致最终失效。

STAAB 等<sup>[9-11]</sup>使用霍普金森拉杆系统研究了玻纤复合材料的动态力学性能,研究表明,玻璃纤维是应变率敏感材料。在低速冲击试验中,对 V 形缺口试样,其冲击功大部分消耗于裂纹的扩展,能反应材料的内部缺陷对动态载荷的敏感性。图 4 为 $[\pm 45]_6$ 铺层的 GF/EVE 试样的冲击破坏形貌照片。可见试件的失效在缺口处主要呈现分层剥离形式。

4 GF/EVE 和 GF/UP SEM 及 SAM 断口形貌

4.1 SEM 断口形貌

图 5 为 $[0]_3$ 铺层的 GF/EVE 弯曲断口 SEM 照片,由图 5(a)可见纤维断裂,并伴有基体开裂及纤维拔出,断口可见长度不同的多组平行纤维束,表明存在界面脱粘,图 5(b)为图 5(a) I 处的局部高倍 SEM 形貌,可见纤维有不同程度的基体黏附,断口有较多的基体碎屑,另外由图 5(a)可见纤维脱粘拔出后的孔洞不多,表明试件的界面结合强度较好,图 5(d)为图 5(c) II 处局部高倍 SEM 图像,由图(d) III、IV 处可见纤维脱粘孔洞较为光滑,表明局部界面脱粘力 $\tau_{\max}$ 较小,制备过程中,形成富树脂区或孔隙,导致局部界面结合强度较差。由图 5 可见,树脂基体仅出现非常细小的白色条带,基本上观察不到韧性断裂特征。

图 6 为 GF/EVE 层间剪切断口 SEM 照片,从微观分析角度分析,分层剥离断面的失效形式分两类:(1)纤维与基体间的界面脱粘破坏;(2)树脂撕裂。对于层间剪切强度较高的试件,由于层间剪切强度(ILSS)大于纤维与树脂的界面结合强度(IFSS),导致分层剥离时,纤维表面黏附部分树脂,且树脂撕裂后呈现锯齿状如图 6(a)中 I 处所示,锯齿的倾斜方向相同,首尾相互重迭且与层间拉应力方向一致。对于层间剪切强度较低的试件,由于 $ILSS < IFSS$ ,分层剥离破坏后,断裂面呈现出几乎无

表 4 GF/EVE 和 GF/UP 层合板冲击试验结果

Table 4 Experimental results on the impact mechanical properties parameters of GF/EVE and GF/UP laminates

Fiber layer angle		$[0]_3$	$[90]_3$	$[0, 90]_6$	$[\pm 45]_6$	$[0, \pm 45]_6$
GF/EVE	Impact energy/J	14.35	15.50	18.81	8.54	12.65
	Impact toughness/(J · m <sup>-2</sup> )	5 521	5 962	7 235	3 283	4 871
GF/UP	Impact energy/J	12.12	11.28	16.03	6.59	10.15
	Impact toughness/(J · m <sup>-2</sup> )	4 662	4 335	6 164	2 536	3 904



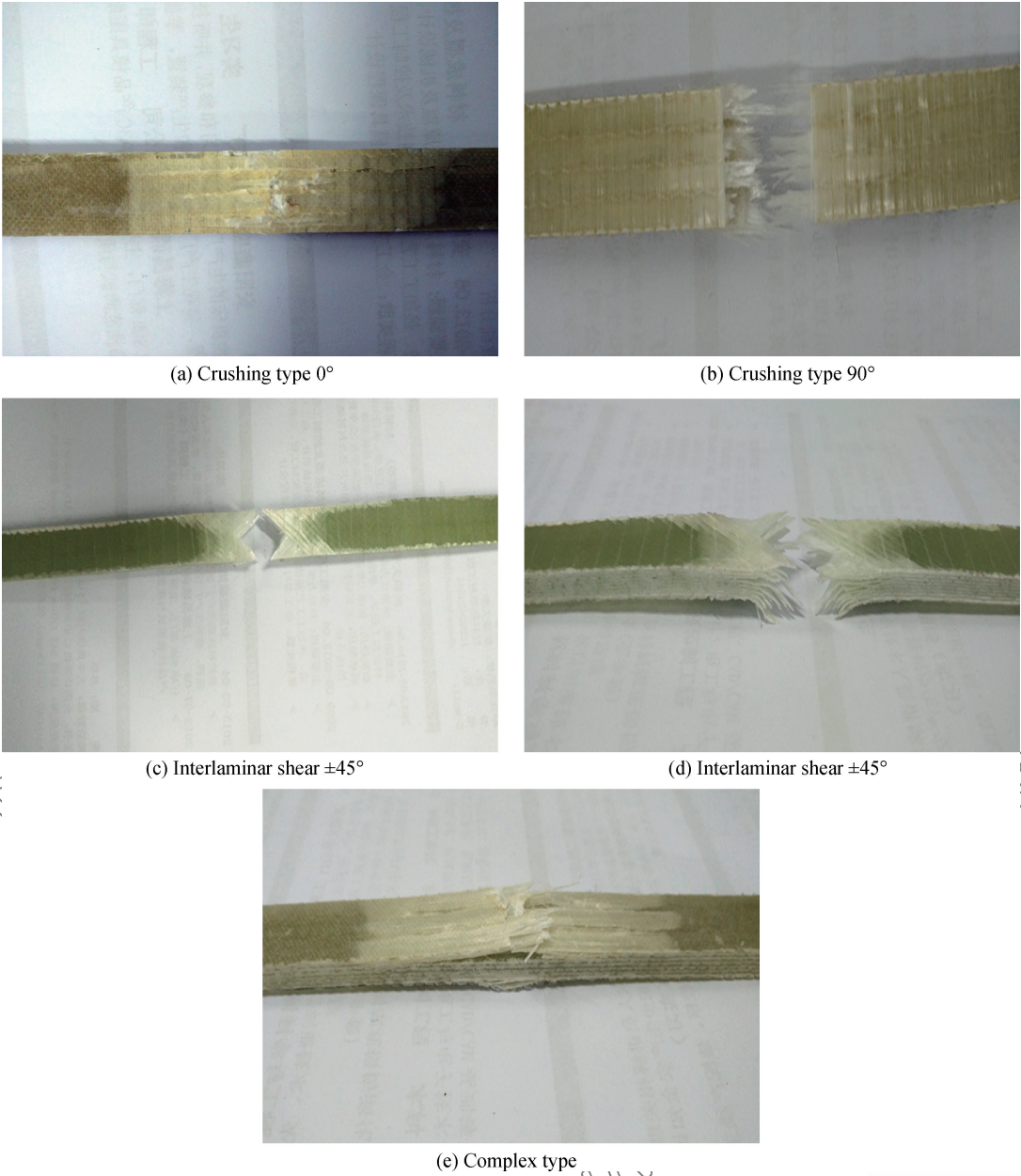


图 3 不同角度铺层 GF/EVE 试样的弯曲破坏形貌  
Fig. 3 Bending failure morphology of GF/EVE sample with different layer

树脂黏附的光滑纤维和树脂圆槽，如图 6(b)中Ⅱ、Ⅲ处所示，纤维的表面粗糙度可以一定程度上反应 ILSS 的大小。

图 7 为  $[\pm 45]_2$  铺层的 CF/EVE 冲击断口 SEM 照片。如图 7(a)所示，观察到类似晶体脆断的较大“解理面”和“河流花样”特征，当微裂纹渐进式增殖，贯穿树脂基体，从界面一侧向另一侧运动，树脂基体断面呈现“河流花样”，而且“河流”的运动方向为微区裂纹增殖方向，如图 7(a) I 处箭头所示，“河流”的运动方向垂直于界面，并向树脂基

体内部延伸，由于能量消耗在界面上的扩散，减缓了它对纤维的径向冲击。当剪切应力分量减小，ILSS 较高时，裂纹增殖过程中能量得不到充分消耗，大部分能量将会对纤维造成径向冲击，造成大量纤维束断裂，如图 7(b)、7(c)所示呈现突进式增殖。

综上，冲击载荷造成起裂过程大体经过四个阶段：(1)树脂的弹塑性形变；(2)纤维的断裂以及纤维/树脂脱粘；(3)树脂微裂纹的萌生及径向扩展；(4)层间剪切裂纹的轴向扩展。

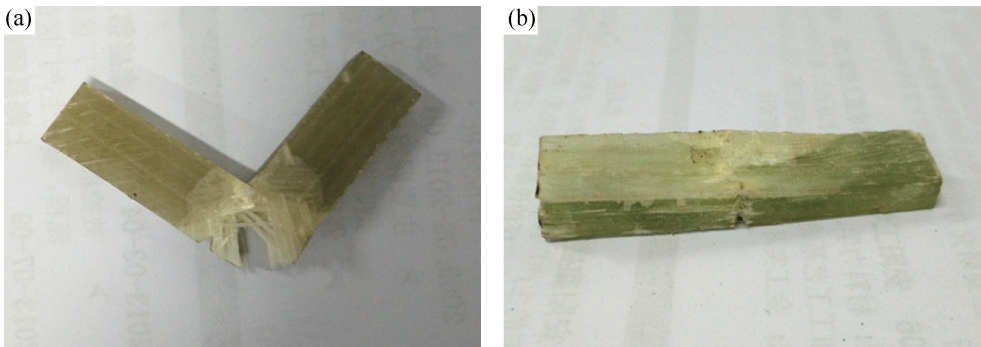


图 4  $[(\pm 45)_6]$  铺层的 GF/EVE 试样的冲击破坏形貌  
Fig. 4 Impact damage failure morphology of GF/EVE sample with  $[(\pm 45)_6]$  layer

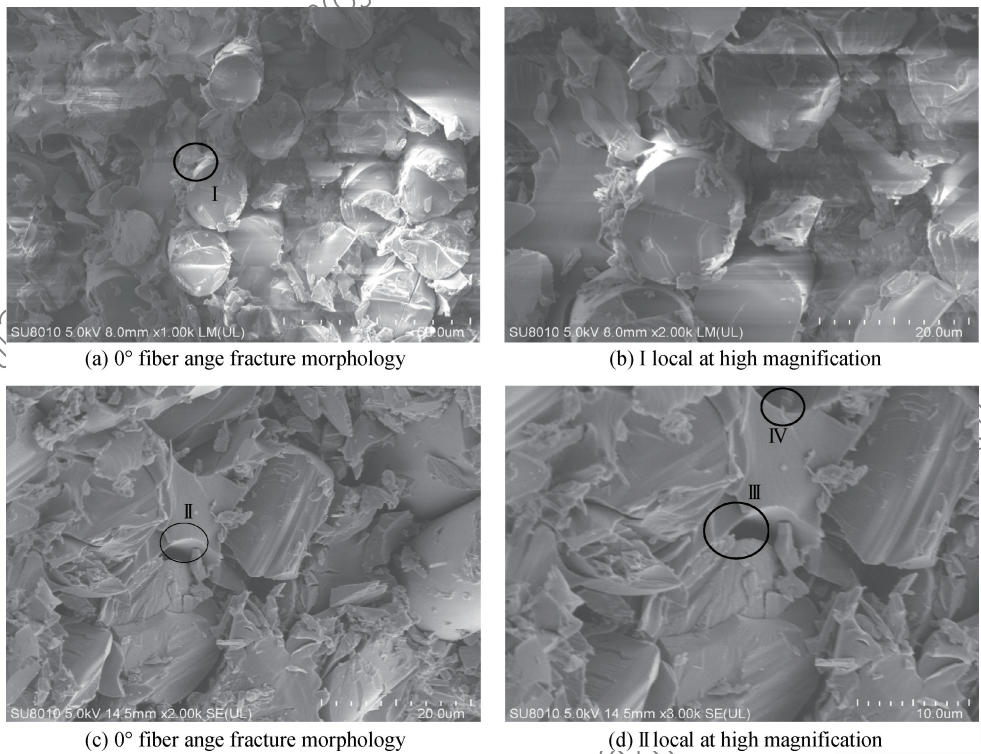


图 5  $[0]_3$  铺层的 GF/EVE 试样弯曲断面 SEM 图像  
Fig. 5 SEM images of the bending fracture of  $[0]_3$  layer GF/EVE sample

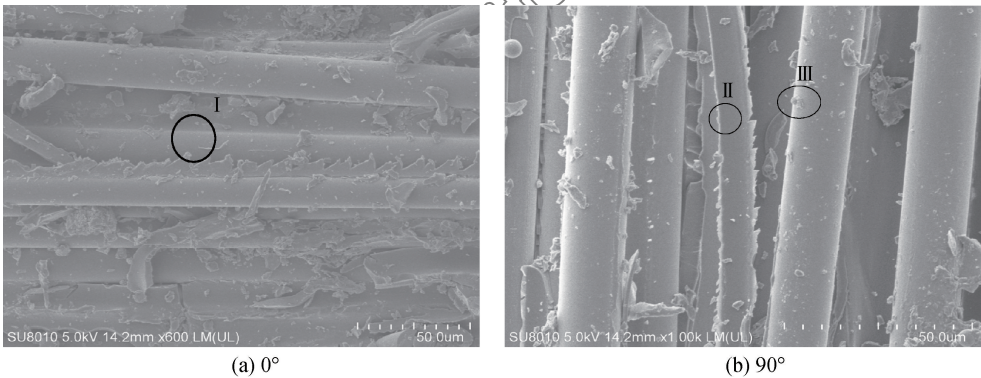


图 6  $0^\circ$  和  $90^\circ$  纤维角的 GF/EVE 试样层间剪切断面 SEM 图像  
Fig. 6 SEM images of the interlaminar shear fracture  $[0]_3$  and  $[90]_3$  layer of GF/EVE sample



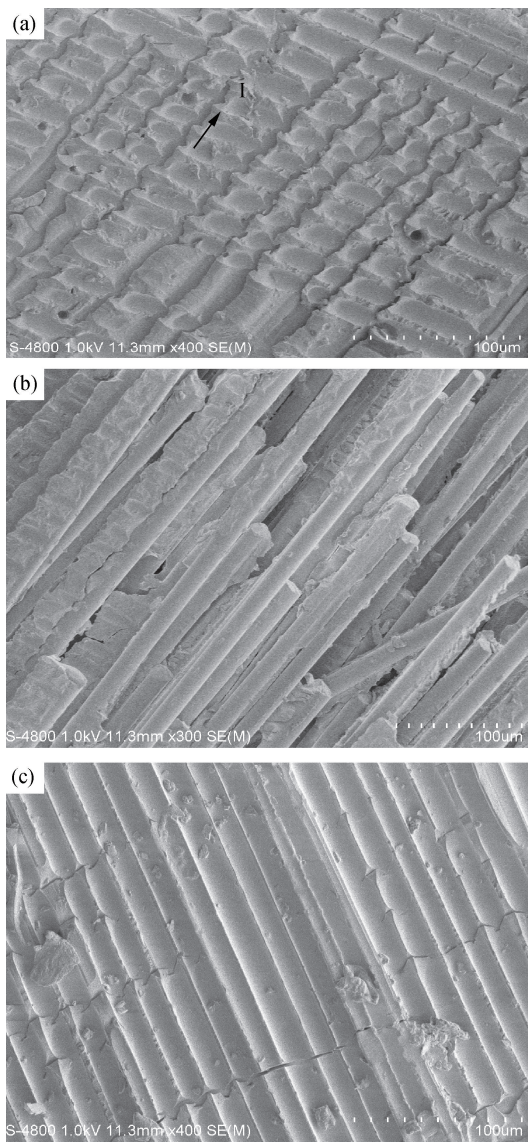


图 7  $[\pm 45]_6$  铺层的 GF/EVE 试样冲击断口 SEM 图像  
Fig. 7 SEM images of the impact damage fracture of  $[\pm 45]_6$  layer of GF/EVE sample

4.2 超声成像损伤区检测与分析

采用超声 C 扫描成像模式，可以得到被检测复合材料内部缺陷或结构的详细信息，特别是对复合材料等新材料的无损检测和缺陷详细评估与损伤行为分析，非常有益<sup>[12-14]</sup>。超声检测的纵向分辨率达到单个预浸带铺层的厚度，约 0.11 mm，能直观地评估冲击损伤在复合材料铺层方向的应力分布及其损伤区域等信息。

图 8 为压溃损伤超声 C-扫描成像应力云图即在试样厚度范围内进行 T 扫描成像，纺织角经纬线节点包围区域内离散分布的黑色点状为应力集中区域点状颜色逐渐从黑向浅灰色过渡代表应力值依次

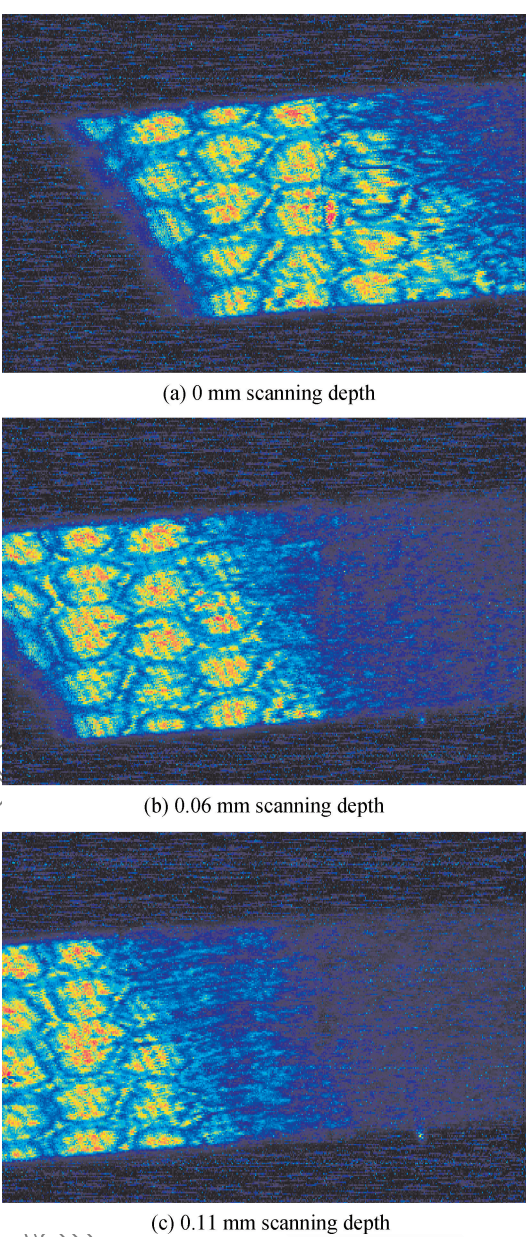


图 8  $[(0, 90)]_6$  铺层的 GF/EVE 试样压溃损伤超声 C-扫描图像  
Fig. 8 Crushing damage ultrasonic C-scan images of  $[(0, 90)]_6$  layer of GF/EVE sample

递减。在损伤区，出现了明显不同的应力集中区域分布规律，随着载荷沿厚度方向传递，复合材料内部不同深度铺层位置产生新的损伤。由于增强相为  $0^\circ/90^\circ$  正交 2D 编织纤维布，在纤维布编织角经纬线节点处产生的黑色区域为应力集中区域，并呈周期型分布。由图 8 可知，(1) 裂纹大部分萌生在纤维/树脂基体界面，垂直于外载荷方向出现很高的应力；(2) 荷载增加，界面出现脱粘现象，由云图节点线周围黑色区域可以看出，在脱粘位置出现了零面力，裂纹开始从界面上的裂尖节点向基体内部扩

展开来;(3)当外荷载步不断增加,界面脱粘和基体裂纹就大量的出现,则可认为复合材料已经损伤破坏了。

## 5 结 论

(1)在铺层设计与制备工艺相同的情况下,玻纤增强环氧乙烯基酯树脂(GF/EVE)试件弯曲强度、冲击韧性均优于玻纤增强玻纤增强不饱和聚酯树脂(GF/UP)试件。在基体相同的情况下,五轴向 $[(0, 90)/(0, \pm 45)]_3$ 试件弯曲强度居中,模量最高,弯曲强度和抗挠曲性综合性能优异; $[0, 90]_3$ 试件冲击能量吸收性能优于其他5种铺层方式,冲击韧性最好;铺设角设计、树脂基体类型、铺层厚度对层合板剪切力学性能的影响较小, $[\pm 45]_3$ 试件的ILSS最高。

(2) $0^\circ$ 与 $90^\circ$ 单轴向GF/EVE试件弯曲试验呈压溃破坏形式, $[\pm 45]_3$ 呈层间剪切失效破坏形式。三轴向布、五轴向布对称铺层板属于复合型破坏形式。冲击试验试件主要呈现分层剥离破坏形式。

(3)由弯曲断口SEM形貌可知,GF/EVE试件整体界面结合强度较好,但局部存在富树脂区或孔隙。剪切试验断口SEM形貌可知,当层间剪切强度(ILSS) $>$ 界面结合强度(IFSS)时,树脂撕裂后呈现锯齿状且锯齿的倾斜方向相同;当ILSS $<$ IFSS,断裂面呈现出几乎无树脂黏附的光滑纤维和树脂圆槽。冲击断口SEM形貌,当微裂纹渐进式增殖,断面呈现典型的“河流花样”,且“河流”的运动方向为微区裂纹增殖方向,当微裂纹突进式增殖,裂纹增殖过程中大部分能量造成大量纤维束断裂。

(4)压溃损伤超声C-扫描成像应力云图结果显示,纺织角经纬线节点包围区域内离散分布的黑色点状区域为应力集中区域即压溃损伤区,并且在纤维布编织角经纬线节点处产生应力集中区域,并呈周期型分布。

## 参考文献:

- [1] 王耀先. 复合材料力学与结构设计[M]. 上海: 华东理工大学出版社, 2012: 167-170.  
WANG Y X. Mechanics and structural design of composite materials[M]. Shanghai: East China University of Science and Technology Press, 2012: 167-170 (in Chinese).
- [2] 梁基照, 吴成宝. ABS/HGB复合材料断口分形维及其与冲击强度的关系[J]. 材料科学与工艺, 2010, 18(2): 178-182.  
LIANG J Z, WU C B. Relationship between the fractal dimension of fracture surface and the impact strength of ABS/HGB composites[J]. Materials Science and Technology, 2010, 18(2): 178-182 (in Chinese).

- [3] 中国国家标准化管理委员会. GB/T1449—2005 纤维增强塑料弯曲性能试验方法[S]. 北京: 中国标准出版社, 2005.  
China national standardization management committee. GB/T 1449—2005 Fibre-reinforced plastic composites—Determination of flexural properties[S]. Beijing: China Standard Press, 2005 (in Chinese).
- [4] 中国国家标准化管理委员会. GB/T1451—2005 纤维增强塑料简支梁式冲击韧性试验方法[S]. 北京: 中国标准出版社, 2005  
China national standardization management committee. GB/T 1449—2005 Fiber-reinforced plastics composites—Determination of charpy impact properties[S]. Beijing: China Standard Press, 2005 (in Chinese).
- [5] 王恒武, 王继辉, 黄再满, 等. 用Weibull评价表面处理对玻璃纤维强度影响[J]. 武汉理工大学学报, 2003, 25(6): 13-15.  
WANG H W, WANG J H, HUANG Z M, et al. Evaluation of the effect of interfacial treatment on G lassFiber strength using Weibull Theory[J]. Journal of Wuhan University of Technology 2003, 25(6): 13-15 (in Chinese).
- [6] RAISCHEL F, KUN F, HERRMANN H J. Failure process of a bundle of plastic fibers[J]. Physical Review E, 2006, 73 (6Pt2): 066101.
- [7] MISHNALEVSKY L. Composite materials for wind energy applications: micromechanical modeling and future direction [J]. Computational Mechanics, 2012, 50(2): 195-207.
- [8] MISHNALEVSKY L, BRONSTED P. Micromechanical of damage in unidirectional fiber reinforced composite: 3D computational analysis [J]. Composites Science and Technology, 2009, 69(7-8): 1036-1044.
- [9] STAAB G H, GILAT A. High strain rate response of angle-ply glass/epoxy laminates [J]. Journal of Composite Materials, 1995, 29(10): 1308-1320.
- [10] STAAB G H, GILAT A. High strain rate characterization of angle-ply glass/epoxy laminates: proceedings of the 9th international conference on composite materials [C] // ICCMIX, Madrid, Spain, 1993(5): 278-285.
- [11] 王丹勇, 温卫东. 复合材料单向层合板损伤失效试验研究[J]. 复合材料学报, 2007, 24(5): 142-148.  
WANG D Y, WEN W D. Experimental research on damage failure of unidirectional laminas [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2007, 24(5): 142-148 (in Chinese).
- [12] 刘松平, LEVIN V M. 复合材料超声层深扫描检测技术[J]. 无损检测, 2001, 23(1): 13-15.  
LIU S P, LEVIN V M. Evaluation of composite materials by ultrasonic C-scan in depth [J]. Non-destructive Testing, 2001, 23(1): 13-15 (in Chinese).
- [13] 刘松平, 刘菲菲, 史俊伟, 等. 复合材料冲击损伤高分辨率超声成像检测与损伤行为分析[J]. 机械工程学报, 2013, 49 (22): 178-182.  
LIU S P, LIU F F, SHI J W, et al. High-resolution ultrasonic imaging evaluation and behavior analysis of impact damages in composites [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2013, 49(22): 178-182 (in Chinese).
- [14] 张国强, 刚铁, 赵雪梅, 等. 多层介质复合结构中超声波激励与传播特征的研究[J]. 机械工程学报, 2012, 48(8): 1-5.  
ZHANG G Q, GANG T, ZHAO X M, et al. Research on excitation and propagation of ultrasonic on the interface of multilayer structure[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2012, 48(2): 1-5 (in Chinese).