

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2026.02.013

混杂设计对碳/芳纶纤维混杂复合材料力学性能与抗冲击能力的影响

杨皓越, 刘丽敏, 任永新, 陈哲, 曹宇航

(中国机械科学研究总院集团有限公司先进成形技术与装备全国重点实验室, 北京 100083)

摘要: 针对碳纤维复合材料抗冲击能力不足的工程难题, 探究纤维混杂比[芳纶纤维层数与纤维混杂复合材料总层数之比]及混杂顺序对碳(C)/芳纶(K)纤维混杂复合材料(HFRP)力学性能与抗冲击能力的调控机制, 优化高承载-抗冲击一体化复合材料设计策略。采用气胀模压成型工艺制备9种梯度混杂比(0~1, 以0.125递增)和3种混杂顺序(芳纶外置一侧铺层[K4C4]、芳纶外置对称铺层[K2C2]_s、碳纤维外置对称铺层[C2K2]_s)的HFRP层合板。通过拉伸试验、三点弯曲试验、15 J低速冲击试验及冲击后剩余弯曲强度测试表征层合板宏观性能, 结合显微计算机断层扫描(CT)分析层合板损伤演化规律。结果表明, 混杂比对层合板的拉伸与弯曲性能呈非线性影响。混杂比为0.5时, [K4C4]结构弯曲强度达686.31 MPa, 冲击后剩余弯曲强度为410.47 MPa(下降40.19%), 显著优于纯碳纤维结构(下降80.37%); [C2K2]_s冲击后弯曲强度骤降至170.51 MPa(降幅75.2%), CT显示冲击侧碳纤维严重断裂; 而[K4C4]仅出现少量碳纤维断裂。纤维混杂比为0.5且避免碳纤维外置铺层时, HFRP可实现层合板弯曲强度与抗冲击能力的协同优化。与纯碳纤维结构相比, 该混杂设计使层合板冲击后的弯曲强度提升68.4%, CT证实芳纶层可有效吸收冲击能量并抑制碳纤维分层断裂, 为航空航天抗冲击结构设计提供了理论依据。

关键词: 纤维混杂复合材料; 弯曲性能; 混杂比; 低速冲击; CT检测

中图分类号: TB332 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3539(2026)02-0096-12

Effects of hybrid design on mechanical properties and impact resistance of carbon/kevlar hybrid composites

YANG Haoyue, LIU Limin, REN Yongxin, CHEN Zhe, CAO Yuhang

(State Key Laboratory of Advanced Forming Technology and Equipment, China Academy of Machinery Science and Technology Group Co., Ltd., Beijing 100083, China)

Abstract: To address the engineering challenge of insufficient impact resistance in carbon fiber composites, this paper investigates the regulatory mechanisms of fiber hybrid ratio which is the ratio of layer numbers of Kevlar fiber to the total layer numbers of fiber hybrid composites and hybrid sequence on the mechanical properties and impact resistance of carbon (C)/Kevlar (K) hybrid fiber-reinforced polymer (HFRP) composites, aiming to optimize integrated design strategies for high-load-capacity and impact-resistant composites. HFRP laminates with nine gradient hybrid ratios (increased from 0 to 1 with a gradient of 0.125) and three hybrid sequences (layup of Kevlar fiber in one side of outer layers [K4C4], symmetric layup of Kevlar fiber in outer layers [K2C2]_s, symmetric layup of carbon fiber in outer layers [C2K2]_s) were fabricated by the gas bulging compression molding method. Macroscopic properties of the laminates were characterized through tensile testing, three-point bending, 15 J low-velocity impact (LVI), and post-impact residual flexural strength tests. Damage evolution mechanisms of the laminates were analyzed via micro-computed tomography (CT). The results show that the hybrid ratio nonlinearly influences tensile and flexural properties. At a 0.5 of hybrid ratio, the [K4C4] structure achieves a flexural strength of 686.31 MPa, and its post-impact residual flexural strength is 410.47 MPa (40.19% reduction), significantly outperforming pure carbon fiber laminates (80.37% reduction). [C2K2]_s exhibits severe degrada-

通信作者: 刘丽敏, 博士, 正高级工程师, 硕士生导师, 研究方向为大型装备关键零部件可靠性验证及无模铸造复合成形工艺

收稿日期: 2025-11-10

引用格式: 杨皓越, 刘丽敏, 任永新, 等. 混杂设计对碳/芳纶纤维混杂复合材料力学性能与抗冲击能力的影响[J]. 工程塑料应用, 2026, 54(2): 96-107.

YANG Haoyue, LIU Limin, REN Yongxin, et al. Effects of hybrid design on mechanical properties and impact resistance of carbon/kevlar hybrid composites[J]. Engineering Plastics Application, 2026, 54(2): 96-107.

tion of flexural strength after LVI, the post-impact residual flexural strength is 170.51 MPa with 75.2% reduction, and the micro-CT reveals extensive carbon fiber fracture at the impact side. Conversely, [K4C4] shows minimal carbon fiber damage. Optimal HFRP performances with synergizing flexural strength and impact resistance are achieved at a 0.5 of fiber hybrid ratio while avoiding layup of carbon fiber in outer layers. This hybrid design elevates post-impact residual flexural strength of the laminate by 68.4%, with micro-CT confirming Kevlar layers effectively absorb impact energy and suppress carbon fiber delamination/fracture, providing theoretical guidance for aerospace impact-resistant structures.

Keywords: fiber hybrid composite ; flexural property ; hybrid ratio ; low-velocity impact ; CT inspection

航空航天结构广泛采用碳纤维复合材料,主要得益于其优异的比强度、耐疲劳与耐腐蚀特性^[1-2]。然而,该类材料在服役中面临冲击韧性不足的瓶颈,低速冲击易诱发基体开裂、层间分层及纤维断裂等多模式损伤^[3],使材料力学性能降低,无法继续满足使用要求。为改善碳纤维复合材料的抗冲击能力,各学者开始研究纤维混杂复合材料^[4-6],通过混合不同纤维,制备出同时具备不同纤维性能的材料,包括纤维混编^[7-8]与层间混杂^[9-10]等研究方向。其中层间混杂复合材料使用预浸料制备,通过改变铺层实现纤维混杂,制备工艺较纤维混编工艺更为简单,在应用上相对更有优势。

纤维混杂层合结构复合材料是将碳纤维与其他纤维在铺层时混杂并在同一种基体内成形的复合材料,可以有效提高复合材料的抗冲击能力。目前对纤维混杂层合结构复合材料力学性能与抗低速冲击能力的研究主要集中在混杂比、混杂顺序和纤维种类^[11-12]三种方向。在混杂比的研究中,Wang等^[13]发现,当芳纶纤维体积分数为25%时,材料的综合表现最佳。通过少量芳纶纤维韧性变形和纱束劈裂可有效分散冲击能量,同时依托高碳纤维含量维持足够的冲击载荷承载能力。Wang等^[14]的研究结果表明,芳纶纤维与碳纤维体积比为1:1的试样剩余弯曲性能退化最小,位于受冲击侧的较厚芳纶纤维层通过屈曲可以吸收大部分冲击能量,从而提高了材料的抗冲击能力。马芳武等^[15]通过在碳纤维中混杂玄武岩纤维,提高了复合材料的延展性,同时发现混杂纤维可能导致失效过程更剧烈。

在混杂顺序的研究中,Hung等^[16]发现,将碳纤维置于复合材料的最外层(顶部和底部),可减少受到低速冲击后的尺寸损伤和变形。由于弯曲强度由底层强度主导,碳纤维的高刚度能有效抑制大变形。低速冲击(LVI)导致的过大挠度会诱发I型(拉伸)和II型(剪切)复合失效,从而产生内部固有分层。张辰等^[17]发现混杂结构受冲击后,低模量纤维层形

变恢复性高而损伤较大,高模量纤维层形变量小且损伤较低。徐欢欢等^[18]发现铺层顺序对纤维混杂层合板拉伸性能存在影响。Wang等^[14]基于三点弯曲和冲击后弯曲强度测试,对比不同铺层顺序的碳纤维-芳纶纤维混杂复合材料的弯曲性能和剩余强度,结果表明,在不同铺层顺序的混杂复合材料中,芳纶纤维位于受冲击侧的试样具有最佳的能量吸收能力,其弯曲强度下降最小,且破坏应变显著提升。

由此可见,碳纤维与其他纤维混杂使用可以同时兼顾复合材料的结构承载能力和抗冲击能力。在碳纤维复合材料中融合具有优异冲击性能的芳纶纤维复合材料,可制备高强度、高抗冲击的复合材料,目前混杂比与混杂结构对于复合材料宏观力学响应、损伤演化规律及剩余承载能力的影响机理还尚不清晰。

本文通过模压成型工艺制备9种具有梯度混杂比与3种不同混杂顺序的碳纤维/芳纶纤维(碳/芳纶纤维)混杂复合材料,基于拉伸试验、三点弯曲试验、LVI试验及冲击后弯曲强度测试,系统对比分析混杂比例调控与混杂顺序设计对复合材料宏观力学响应、损伤演化规律及剩余承载能力的影响。

1 实验材料及方法

1.1 材料选择

本文使用的单向T700-3K碳纤维预浸料和平纹1500D-6K芳纶纤维预浸料均由张家港市领直复合材料有限公司生产;预浸料树脂使用WP-R5603W3K型环氧树脂,由惠柏新材料科技(上海)股份有限公司生产。

1.2 主要仪器与设备

万能试验机:Instron 5982,英斯特朗(上海)试验设备贸易有限公司;

落锤冲击试验机:L151021,力试(上海)科学仪器有限公司;

弯曲性能测试设备:MTS Landmark 370 Load Frame型试验机,美国美特斯工业系统有限公司;

计算机断层扫描(CT)系统:nanoVoxel-4000,天津三英精密仪器股份有限公司。

1.3 纤维混杂设计与制备

碳纤维、芳纶纤维混杂设计可以将两种不同纤维的特性相结合,从而得到综合性能较佳的复合材料^[19]。本文以铺层序列为[0°/90°]的单向碳纤维层合板为基准板,设计了不同混杂比和不同混杂顺序的纤维混杂层合板。碳/芳纶复合材料中芳纶纤维/碳纤维具体混杂设计见表1和图1,其中C表示碳纤维层,K表示芳纶纤维层,s表示对称铺层,其中一层碳纤维层由一层0°和一层90°单向碳纤维铺层组成,所有层合板的厚度大约为2 mm。芳纶纤维层数与纤维混杂复合材料总层数之比为混杂比 r_h ,见式(1)。

$$r_h = \frac{P_K}{P_{HFRP}} \tag{1}$$

式中: P_K 为芳纶纤维铺层层数; P_{HFRP} 为纤维混杂层合复合材料总铺层层数。

经计算[C8]、[K1C7]、[K2C6]、[K3C5]、[K4C4]、[K5C3]、[K6C2]、[K7C1]、[K8]的混杂比分别为0、0.125、0.25、0.375、0.5、0.625、0.75、0.875、1。三种不同铺层结构设计的[K4C4]、[K2C2]_s和[C2K2]_s层压

表1 碳/芳纶纤维混杂复合材料试样设计信息

Tab. 1 Design information of carbon/Kevlar fiber hybrid composite samples

Samples	C layers no.	K layers no.	Interface no.	Hybrid ratio (r_h)
[C8]	8	0	0	0
[K1C7]	7	1	1	0.125
[K2C6]	6	2	1	0.25
[K3C5]	5	3	1	0.375
[K4C4]	4	4	1	0.5
[K5C3]	3	5	1	0.625
[K6C2]	2	6	1	0.75
[K7C1]	1	7	1	0.875
[K8]	0	8	1	1
[K2C2] _s	4	4	2	0.5
[C2K2] _s	4	4	2	0.5

板的混杂比均为0.5。层合结构的纤维体积分数约为52%。

纤维混杂复合材料试样使用气胀模压工艺制备,设备如图2所示,其主要组成部件包括母模、气袋膜、带有气阀密封盖、合模螺栓。在模具温度为50 ℃时进行预浸料铺层;合模后将压力与温度分别升至0.6 MPa、80 ℃保持30 min;随后压力保持0.6 MPa不变,将温度升高至130 ℃保持1 h。成型完成后再保持压力0.6 MPa直至模具自然冷却至40 ℃后从模具中取出样品。

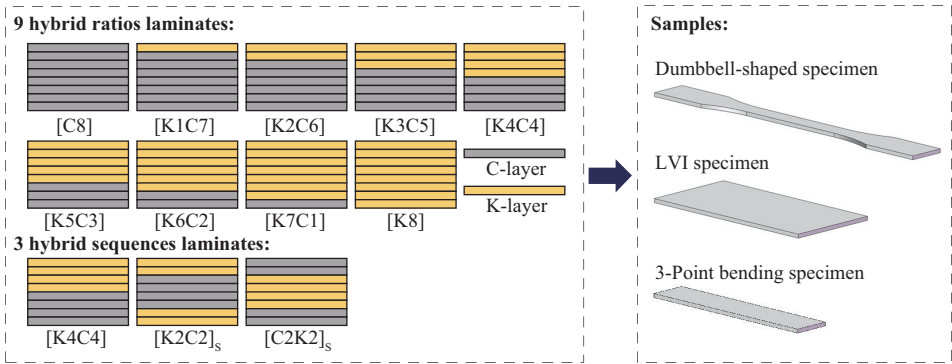


图1 纤维混杂复合材料层合板混杂设计方案及试样示意图

Fig. 1 Schematic diagrams of hybrid design scheme of fiber hybrid composite laminates and samples

1.4 测试和表征

1.4.1 拉伸测试

为研究纤维混杂复合材料层合板的拉伸性能,根据GB/T 1447-2005标准中的I型试样标准制备样条,如图1b所示。样条总长180 mm,厚度2 mm,中间平行段宽度10 mm,样条长度和宽度的最大加工误差不超过0.2 mm。拉伸试验测试平台为万能试验机,加载速度为2 mm/min,利用引伸计测量应力,引伸计标距为20 mm。为保证试验结果的准确性,

每种铺层设计均制备6个试样且测试有效结果大于3个,最终结果为有效结果平均值。

1.4.2 LVI测试

为探究纤维混杂复合材料层合板在LVI下的抗冲击能力,本研究采用落锤冲击试验机参考ASTM D7136-05标准进行冲击试验。试样被切割为长100 mm、宽50 mm、厚2 mm的矩形结构,样品长度和宽度的最大加工误差为0.2 mm。落锤冲击试验机具备防二次冲击功能,落锤质量为4 kg,冲击头底

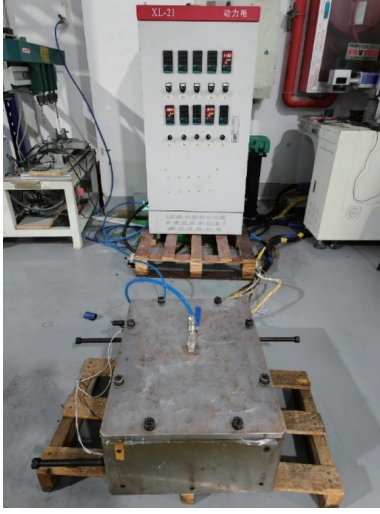


图2 气胀模压成型设备

Fig. 2 Gas bulging compression molding equipment

部与样品中心高度差为 340 mm。当冲击头接触试样时,冲击能量为 15 J,冲击速度为 2.74 m/s,符合 LVI 标准。

1.4.3 三点弯曲测试

为探究纤维混杂复合材料层合板在 LVI 下的残余弯曲性能,本研究对 LVI 前后的纤维混杂复合材料层合板分别进行了三点弯曲试验。样品制备与试验要求均参考 GB/T 1449-2005。未经 LVI 的样品尺寸为长 100 mm、宽 20 mm,经 LVI 的样品在进行三点弯曲测试前未经其他处理。测试平台为 MTS Landmark 370 Load Frame 型试验机,加载上压头半径为 10 mm,支座圆角为 5 mm,试验速度为 1 mm/min,试验中采集了试样弯曲载荷与位移数据。

1.4.4 无损 CT 检测

为揭示 LVI 诱发的内部损伤演化机制,采用 CT 对冲击后试样的损伤区域进行断层扫描分析,无损获取纤维断裂、分层及基体裂纹的形貌特征。

1.5 LVI 损伤的有限元模拟方法

为揭示冲击载荷下混杂界面的失效机制,采用 Abaqus/Explicit 建立三维渐进损伤有限元模型,嵌入基于应变 Hashin 准则的 VUMAT 用户子程序,实现纤维/基体损伤演化与层间分层行为的协同预测。

表2 用于数值模拟的碳纤维/环氧树脂、芳纶纤维/环氧树脂复合材料层合板弹性参数

Tab. 2 Elastic parameters of carbon fiber (CF)/epoxy composites and Kelvar fiber (KF)/epoxy composites used in numerical simulation

Materials	E_{11} /GPa	$E_{22}=E_{33}$ /GPa	$G_{12}=G_{13}$ /GPa	G_{23} /GPa	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}	K_f /(kJ·m ⁻²)	K_m /(kJ·m ⁻²)
CF/epoxy	130	8.3	5.3	3.9	0.30	0.30	0.35	100	1
KF/epoxy	80	5.5	2.0	1.5	0.34	0.34	0.35	700	1

Notes: E_{11} , E_{22} , E_{33} are elastic modulus (direction 11, 22, 33); G_{12} , G_{13} , G_{23} are shear modulus (direction 12, 13, 23); ν_{12} , ν_{13} , ν_{23} are Poisson's ratio (direction 12, 13, 23); K_f is longitudinal fracture toughness of fibers; K_m is transverse fracture toughness of fibers.

本文采用基于应变形式的 Hashin 失效准则^[20]对纤维与基体损伤进行分析,具体表达式如下。

纤维拉伸断裂($\varepsilon_{11} \geq 0$)的表达式见式(2)。

$$e_{\text{ft}} = \left(\frac{\varepsilon_{11}}{\varepsilon_{11}^T} \right)^2 + \left(\frac{\varepsilon_{12}}{\varepsilon_{12}^G} \right)^2 + \left(\frac{\varepsilon_{13}}{\varepsilon_{13}^G} \right)^2 \geq 1 \quad (2)$$

纤维压缩断裂($\varepsilon_{11} < 0$)的表达式见式(3)。

$$e_{\text{fc}} = \left(\frac{\varepsilon_{11}}{\varepsilon_{11}^C} \right)^2 \geq 1 \quad (3)$$

基体拉伸断裂($\varepsilon_{22} + \varepsilon_{33} \geq 0$)的表达式见式(4)。

$$e_{\text{mT}} = \left(\frac{\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{22}^T} \right)^2 \geq 1 \quad (4)$$

基体压缩断裂($\varepsilon_{22} + \varepsilon_{33} < 0$)的表达式见式(5)。

$$e_{\text{mC}} = \frac{(\varepsilon_{22} + \varepsilon_{33})^2}{\varepsilon_{22}^C \varepsilon_{33}^C} + \left(\frac{\varepsilon_{22}^C}{2\varepsilon_{12}^G} - 1 \right) \frac{\varepsilon_{22} + \varepsilon_{33}}{\varepsilon_{22}^C} - \frac{\varepsilon_{22}\varepsilon_{33}}{(\varepsilon_{23}^G)^2} + \left(\frac{\varepsilon_{12}}{\varepsilon_{12}^G} \right)^2 + \left(\frac{\varepsilon_{13}}{\varepsilon_{13}^G} \right)^2 + \left(\frac{\varepsilon_{23}}{\varepsilon_{23}^G} \right)^2 \geq 1 \quad (5)$$

式中: e 为失效因子,下标 fT、fC、mT 和 mC 分别代表纤维拉伸/压缩和基体拉伸/压缩状态,当 $e \geq 1$ 时,表示层合板产生损伤; ε 为应变分量,下标 1、2 和 3 分别指纤维方向、面内横向和面外法向,上标 T、C 和 G 分别指拉伸、压缩和剪切状态。

当单元任意方向判定因子超过 1 即触发失效判据,采用相应刚度矩阵对其进行衰减处理;对于经、纬双向纤维同步拉伸破坏的情形,通过执行单元移除操作。材料强度参数与失效应变的对应关系表达见式(6)。

$$\begin{aligned} X_T &= E_{11}\varepsilon_{11}^T, X_C = E_{11}\varepsilon_{11}^C, Y_T = E_{22}\varepsilon_{22}^T, \\ Y_C &= E_{22}\varepsilon_{22}^C, Z_T = E_{33}\varepsilon_{33}^T, Z_C = E_{33}\varepsilon_{33}^C, \\ S_{12} &= G_{12}\varepsilon_{12}^G, S_{13} = G_{13}\varepsilon_{13}^G, S_{23} = G_{23}\varepsilon_{23}^G \end{aligned} \quad (6)$$

式中: X_T 、 X_C 、 Y_T 、 Y_C 、 Z_T 、 Z_C 、 S_{12} 、 S_{13} 、 S_{23} 依次为层合板轴向拉伸强度、轴向压缩强度、横向拉伸强度、横向压缩强度、法向拉伸强度、法向压缩强度及各面内/面外剪切强度; E 和 G 分别为弹性模量和剪切模量。

相关材料属性见表 2 和表 3^[21]。

本文基于指数形式的损伤变量 d 定义渐进刚度

表3 用于数值模拟的碳纤维/环氧树脂、芳纶纤维/环氧树脂复合材料层合板强度参数

Tab. 3 Strength parameters of CF/epoxy composites and Kelvar fiber (KF)/epoxy composites used in numerical simulation

Materials	X_T	X_C	$Y_T=Z_T$	$Y_C=Z_C$	$S_{12}=S_{13}$	S_{23}
CF/epoxy	1 600	640	48	150	80	60
KF/epoxy	800	580	48	140	75	60

MPa

Notes: X_T , X_C represent longitudinal tensile strength and compressive strength; Y_T , Y_C represent transverse tensile strength and compressive strength; Z_T , Z_C represent interlaminar tensile strength and compressive strength; S_{12} , S_{13} , and S_{23} represent shear strength (direction 12, 13, 23).

折减法则,通过损伤变量(d_f 、 d_m)对Hashin失效因子(e_f 、 e_m)进行映射,其数学关系见式(7)。

$$d_f = 1 - \frac{1}{\sqrt{e_f}} \exp[-E_{11}(\varepsilon_{11}^f)^2(\sqrt{e_f} - 1)L^c/K_f] \quad (7)$$

$$d_m = 1 - \frac{1}{\sqrt{e_m}} \exp[-E_{22}(\varepsilon_{22}^m)^2(\sqrt{e_m} - 1)L^c/K_m]$$

式中: d_f 为纤维损伤变量; d_m 为全局基体损伤变量; K_f 和 K_m 分别为纤维纵向与纤维横向断裂韧性; L^c 为单元特征长度以降低网格敏感性;上标 i 依据应力状态(拉伸/压缩)赋值为T或C。

本文采用的层内损伤本构方案见式(8)和式(9)。

$$C^d = \frac{1}{\Delta} \begin{bmatrix} c_{11}^d & c_{12}^d & c_{13}^d & & & \\ & c_{22}^d & c_{23}^d & & & \\ & & c_{33}^d & & & \\ & & & c_{44}^d & & \\ & & & & c_{55}^d & \\ & & & & & c_{66}^d \end{bmatrix} \quad (8)$$

式中: C^d 为刚度系数矩阵; c^d 表示刚度系数。

$$\begin{cases} c_{11}^d = d_f E_{11}(1 - d_m v_{23} v_{32}) \\ c_{12}^d = d_f d_m E_{11}(v_{21} + d_m v_{23} v_{31}) \\ c_{13}^d = d_f E_{11}(v_{31} + d_m v_{21} v_{32}) \\ c_{22}^d = d_m E_{22}(1 - d_f v_{13} v_{31}) \\ c_{23}^d = d_m E_{22}(v_{32} + d_f v_{12} v_{31}) \\ c_{33}^d = \Delta d_f d_m G_{23} \\ c_{44}^d = E_{33}(1 - d_f d_m v_{12} v_{21}) \\ c_{55}^d = \Delta d_f d_m G_{23} \\ c_{66}^d = \Delta d_f d_m G_{13} \\ d_f = (1 - d_{fT})(1 - d_{fC}) \\ d_m = (1 - S_{mT} d_{mT})(1 - S_{mC} d_{mC}) \\ \Delta = 1 - d_f d_m v_{12} v_{21} - d_m v_{23} v_{32} - \\ d_f v_{13} v_{31} - 2d_f d_m v_{21} v_{32} v_{13} \end{cases} \quad (9)$$

式中: ν 为泊松比; S_{mT} 和 S_{mC} 为通过控制基体拉伸/压缩损伤诱发的剪切刚度损失,该参数可有效避免层合板在渐进失效过程中的过度软化^[22],本文设置为 $S_{mT} = S_{mC} = 0.9$ ^[23]。

VUMAT子程序计算流程如图3所示。

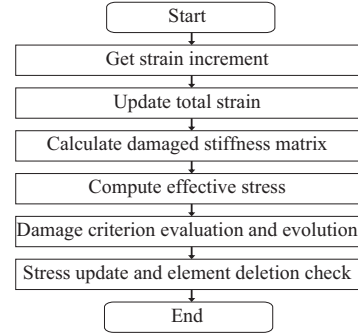


图3 VUMAT子程序计算流程图

Fig. 3 Calculation process of VUMAT subprogram

2 结果与讨论

2.1 混杂比对复合材料层合板性能的影响

2.1.1 拉伸性能

不同混杂比纤维混杂复合材料层合板的拉伸应力-位移曲线图与拉伸弹性模量如图4a、图4b所示。由图4a看出,不同混杂比试样间的性能差距较为明显。由于[C8]层合结构具有最高的碳纤维含量,其拉伸强度最高,为1 008.69 MPa。随着芳纶纤维含量增加,纤维混杂复合材料的拉伸强度逐渐降低。值得注意的是,各混杂比的纤维混杂复合材料层合板的拉伸断裂点并不落在由[C8]与[K8]层合结构拉伸断裂点形成的直线上。这说明纤维混杂时纤维混杂复合材料层合板的拉伸性能并不是随混杂比的变化而线性变化的。

当混杂比由0增至0.125时,试样的拉伸强度小幅下降,断裂伸长率变化较小;当混杂比高于0.125低于0.5时,随混杂比的升高,试样的拉伸强度下降幅度逐渐增大,断裂伸长率变化较小;当混杂比大于0.5后,此时混杂比升高对试样的拉伸强度、断裂伸长率影响均较大。

由图4b可以直观地发现,混杂比与层合板拉伸弹性模量呈非线性关系。由于碳纤维模量高于芳纶纤维,因此混杂比增大时,层合板拉伸弹性模量下降。纤维混杂复合材料层合结构的拉伸强度 σ_t 、拉伸弹性模量 E_t 与混杂比的关系可拟合为式(10)和式(11)。

$$\sigma_t = -2 405.5 r_h^4 + 4 901.3 r_h^3 - 3 102.9 r_h^2 + 57.2 r_h + 1 007.1 \quad (10)$$

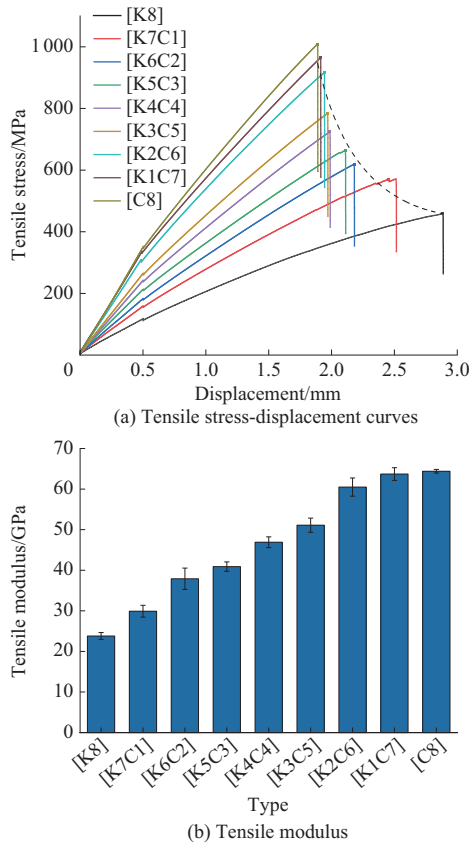


图4 不同混杂比纤维混杂复合材料的拉伸性能

Fig. 4 Tensile properties of fiber hybrid composites with different hybrid ratios

$$E_t = -168.3r_h^4 + 359.7r_h^3 - 255.4r_h^2 + 22.9r_h + 64.4 \quad (11)$$

2.1.2 弯曲性能与抗冲击能力

不同混杂比的纤维混杂复合材料层合板冲击前后的弯曲应力-位移曲线分别如图5a、图5c所示。纤维混杂复合材料层合板弯曲过程可以分为三个阶段:第一阶段为弹性变形阶段,应力-位移曲线在此阶段呈现出以平滑曲线逐渐上升的趋势,试样在弯曲时未出现明显损伤;第二阶段为部分破坏阶段,应力-位移曲线在此阶段的斜率较弹性变形阶段减小,试样在弯曲时出现纤维、基体破坏的细微响声,对于碳纤维材料,此阶段变化较为迅速,但对于芳纶纤维材料,此阶段变化较为缓慢;第三阶段为断裂阶段,应力-位移曲线在此阶段达到最大值后出现明显下降,试样在弯曲时出现纤维、基体破坏的较大响声,对于碳纤维材料,在达到断裂阶段后应力下降幅度较大,对于芳纶纤维材料,应力下降的幅度较小。

图5b显示了不同混杂比的纤维混杂复合材料层合板冲击前的弯曲强度。实验结果表明,[C8]层

合结构具有最强承载能力,因为碳纤维具有高强度,故该结构的弯曲强度高达1241.86 MPa。由于芳纶纤维强度低于碳纤维,从图5b可以明显看出随着芳纶纤维含量增加,层合板弯曲强度下降。其中[K4C4]、[K3C5]、[K2C6]这三种结构间的弯曲强度差距较小。混杂比对弯曲强度 σ_f 的影响规律较为复杂,呈现出非线性关系,可拟合为式(12)。

$$\sigma_f = -1500r_h^3 + 2800r_h^2 - 2500r_h + 1366 \quad (12)$$

图5d显示了不同混杂比的纤维混杂复合材料层合板冲击后的弯曲强度。试验结果表明,在受15 J能量冲击后,各层合结构的弯曲强度均有不同程度的下降。其中,[C8]层合结构下降幅度较大,为80.37%,剩余弯曲强度为243.80 MPa,低于混杂芳纶纤维的[K6C2]、[K5C3]、[K4C4]、[K3C5]层合结构。[K3C5]、[K4C4]、[K5C3]、[K6C2]层合结构冲击后的弯曲强度分别为328.89、410.47、428.28、314.85 MPa,较[C8]层合结构分别提升了34.9%、68.4%、75.7%、29.1%。但当芳纶纤维层数较低时,[K1C7]、[K2C6]层合结构的抗冲击能力表现不佳,其剩余弯曲强度低于未混杂的[C8]层合结构。试验结果表明芳纶纤维在一定混杂比范围内可以提升纤维混杂复合材料的抗冲击能力,可以降低材料受冲击后的性能下降幅度;在混杂比过大或过小时,纤维混杂层合结构相较于纯碳纤维或纯芳纶纤维层合结构在抗冲击能力方面有所降低。

图5e展示了不同混杂比的纤维混杂复合材料层合板冲击时吸收能量的大小。在受15 J能量冲击时,[K6C2]、[K5C3]、[K4C4]、[K3C5]层合结构吸收能量能力较为突出。说明混杂比在这一范围内时,芳纶纤维混杂可以大幅提高层合结构受冲击时所能吸收的能量。

图5f为不同混杂比的纤维混杂复合材料层合板冲击后弯曲强度的下降幅度。其中,纯芳纶的[K8]层合结构与纤维混杂的[K6C2]、[K5C3]、[K4C4]层合结构弯曲强度下降幅度在50%以下,[K5C3]层合结构弯曲强度下降幅度最低,为19.6%。说明混杂比在0.5~0.75范围内时,芳纶纤维混杂可以大幅减轻冲击对层合结构的损伤。

结合冲击前后弯曲强度与抗冲击能力,[K4C4]层合结构综合表现较好,冲击前弯曲强度为686.31 MPa,冲击后弯曲强度下降幅度为40.19%,受冲击时吸收能量为12.3 J。由于[K5C3]层合结构

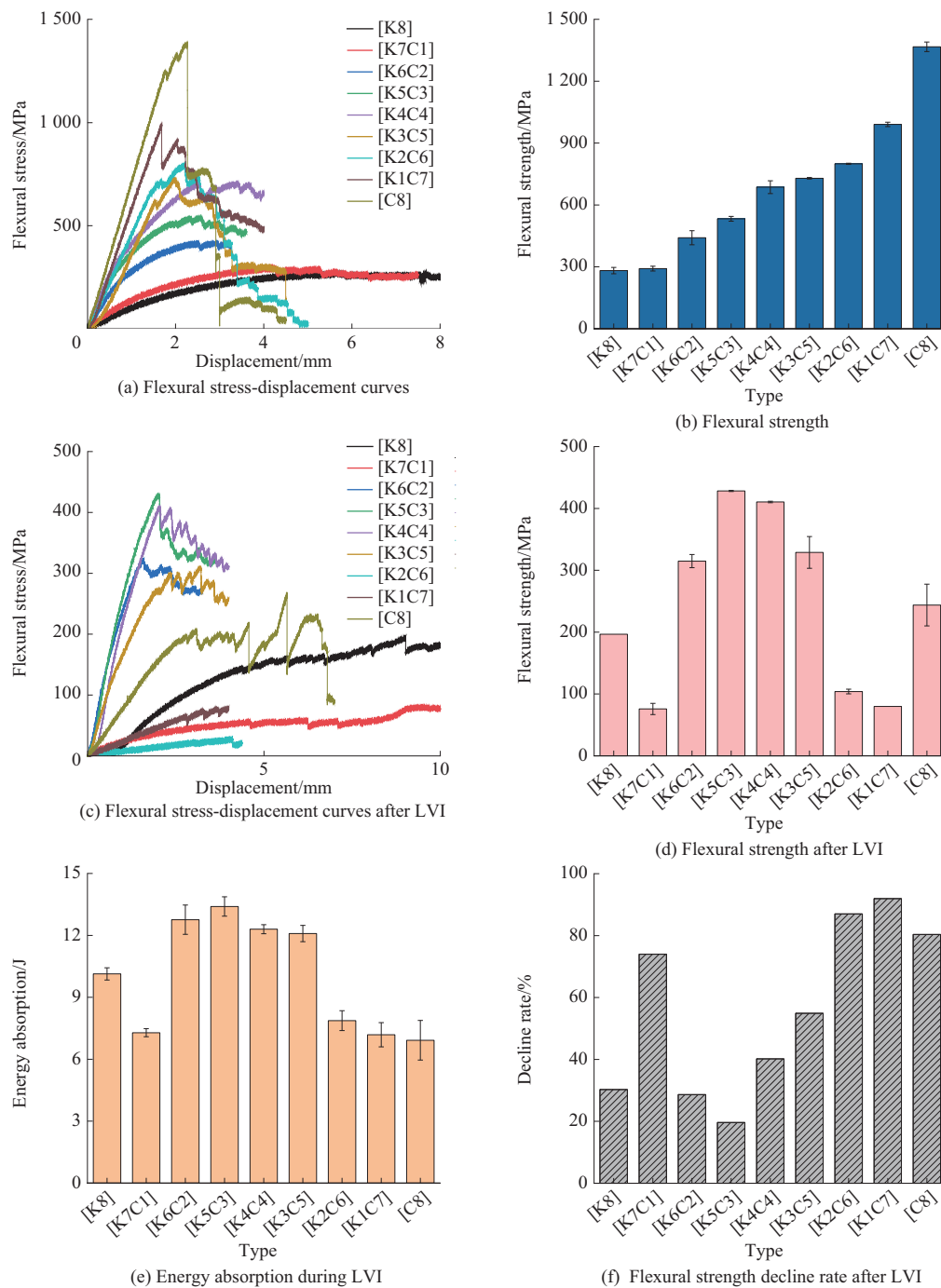


图5 不同混杂比纤维混杂复合材料的弯曲性能与抗冲击能力

Fig. 5 Flexural properties and impact resistance of fiber hybrid composites with different hybrid ratios

冲击前弯曲强度较低,仅有 532.96 MPa,因此后续探究混杂顺序对纤维混杂复合材料力学性能影响规律时选用混杂比为 0.5。

2.2 混杂顺序对复合材料层合板性能的影响

2.2.1 拉伸性能

在相同混杂比条件下,为探究混杂顺序对纤维混杂复合材料力学性能影响规律,在混杂比为 0.5 的 [K4C4] 层合结构基础上,增加 [K2C2]_s 和 [C2K2]_s

两种混杂比同为 0.5 的层合结构。

拉伸测试结果如图 6 所示,三种混杂顺序试样的拉伸强度相差较小,其中 [K2C2]_s 层合结构的拉伸强度为 749.84 MPa,稍好于 [K4C4] 与 [C2K2]_s 层合结构。

混杂顺序对纤维混杂层合结构拉伸弹性模量的影响也较小, [K4C4]、[K2C2]_s 与 [C2K2]_s 层合结构的拉伸弹性模量平均值为 46.8 GPa,各层合结构的

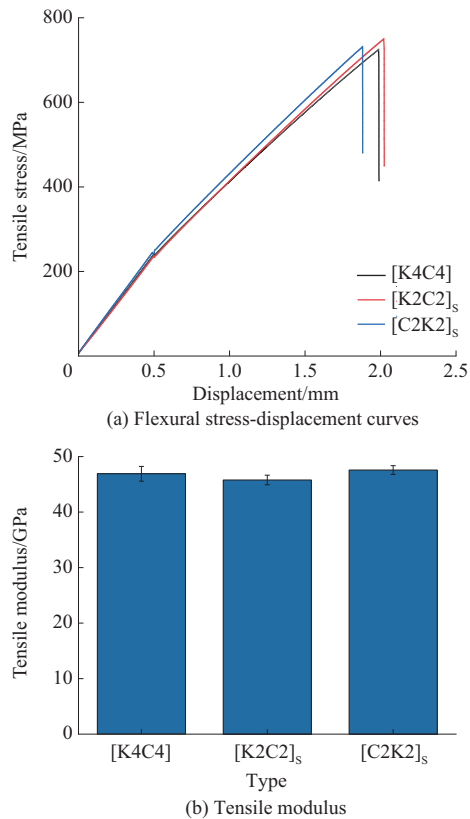


图6 不同混杂顺序纤维混杂复合材料的拉伸性能

Fig. 6 Tensile properties of fiber hybrid composites with different hybrid sequences

拉伸弹性模量与平均值的差值不超过平均值的2.1%。这说明混杂顺序对纤维混杂复合材料的拉伸性能没有显著影响。

2.2.2 弯曲性能与抗冲击能力

三点弯曲测试结果如图7所示,三种混杂层合结构试样的弯曲强度差异不大,对于[K2C2]_s层合结构,由于高强度的碳纤维层均处于层合结构中部,在弯曲变形时无法充分发挥其性能,因此弯曲强度稍弱于其余两种层合结构,与另两种层合结构弯曲强度差值在80 MPa内。

受冲击后,三种混杂顺序层合板试样的弯曲强度如图7d所示。[C2K2]_s层合结构的弯曲强度大幅降低,仅为170.51 MPa,远低于其余两种层合结构。[K2C2]_s层合结构与[K4C4]层合结构的弯曲强度相近,均为410 MPa左右。

对比可以发现,将碳纤维置于弯曲时的压缩侧时,由于[C2K2]_s层合结构中的碳纤维直接与冲击头接触,在受到冲击后,压缩侧碳纤维出现明显断裂损伤,使得试样弯曲强度出现明显下降。因此在混杂结构设计时应避免碳纤维与冲击头直接接触,以

提高冲击后的弯曲强度。

2.3 冲击损伤分析

图8为不同混杂比及混杂顺序层合板LVI后的微观CT损伤检测结果。CT图像可以清晰地揭示不同铺层设计下界面失效行为的差异,进而分析纤维混杂复合材料混杂比与混杂顺序对界面失效形式的影响及界面失效与静、动态力学性能的关联关系。

对于未混杂芳纶纤维的[C8]层合结构,其冲击后弯曲强度大幅下降,在CT图像中可见明显的分层裂纹贯穿几乎整个厚度。由于碳纤维复合材料脆性的层间界面特性,在冲击载荷下高模量碳纤维层变形不协调,从而使层间剪切应力迅速超过界面强度,引发界面I型/II型混合失效。这种界面失效将层合板解耦为若干独立薄层,极大地削弱了其整体弯曲刚度和剩余强度。

当引入芳纶纤维并形成混杂界面时,损伤模式发生变化。CT扫描结果显示,芳纶纤维层与相邻碳纤维层之间的界面成为能量耗散的关键区域。芳纶纤维的高断裂应变和韧性,使其在冲击时发生大变形,导致芳纶层内及与相邻层之间的界面发生渐进式脱黏与微分层。这种韧性界面失效有效地钝化了裂纹尖端,吸收了大量冲击能量,并阻止了分层裂纹向内部碳纤维层的快速扩展。因此,碳纤维层得以保持相对完整,[K4C4]等层合结构冲击后剩余弯曲强度显著高于[C8]层合结构。然而,界面效应存在最佳混杂比窗口。当混杂比小于等于0.375时,因芳纶层过薄,[K3C5]层合结构界面耗能能力不足,无法有效缓冲冲击,传递给碳纤维层的能量仍足以造成碳纤维/树脂界面脱黏和纤维断裂。当混杂比大于等于0.875时,[K7C1]层合结构由于碳纤维含量过低,受冲击后拉伸侧出现了聚集性的基体裂纹和纤维断裂,造成弯曲强度大幅下降。

在相同混杂比下,碳纤维外置的[C2K2]_s层合结构表现最差。冲击直接作用于脆性的碳纤维/树脂界面,该界面在冲击压缩下迅速发生纤维/基体脱黏和碳纤维微屈曲断裂。这一初始损伤产生了应力集中点,并向内部芳纶/碳纤维界面传递极高的剪切应力,导致大面积的芳纶/碳纤维界面层间分层与碳纤维层的纤维断裂,因此该层合结构的弯曲强度大幅下降了75.2%,如图7f所示。[K4C4]层合结构则利用了韧性界面优先失效的策略。冲击首先作用

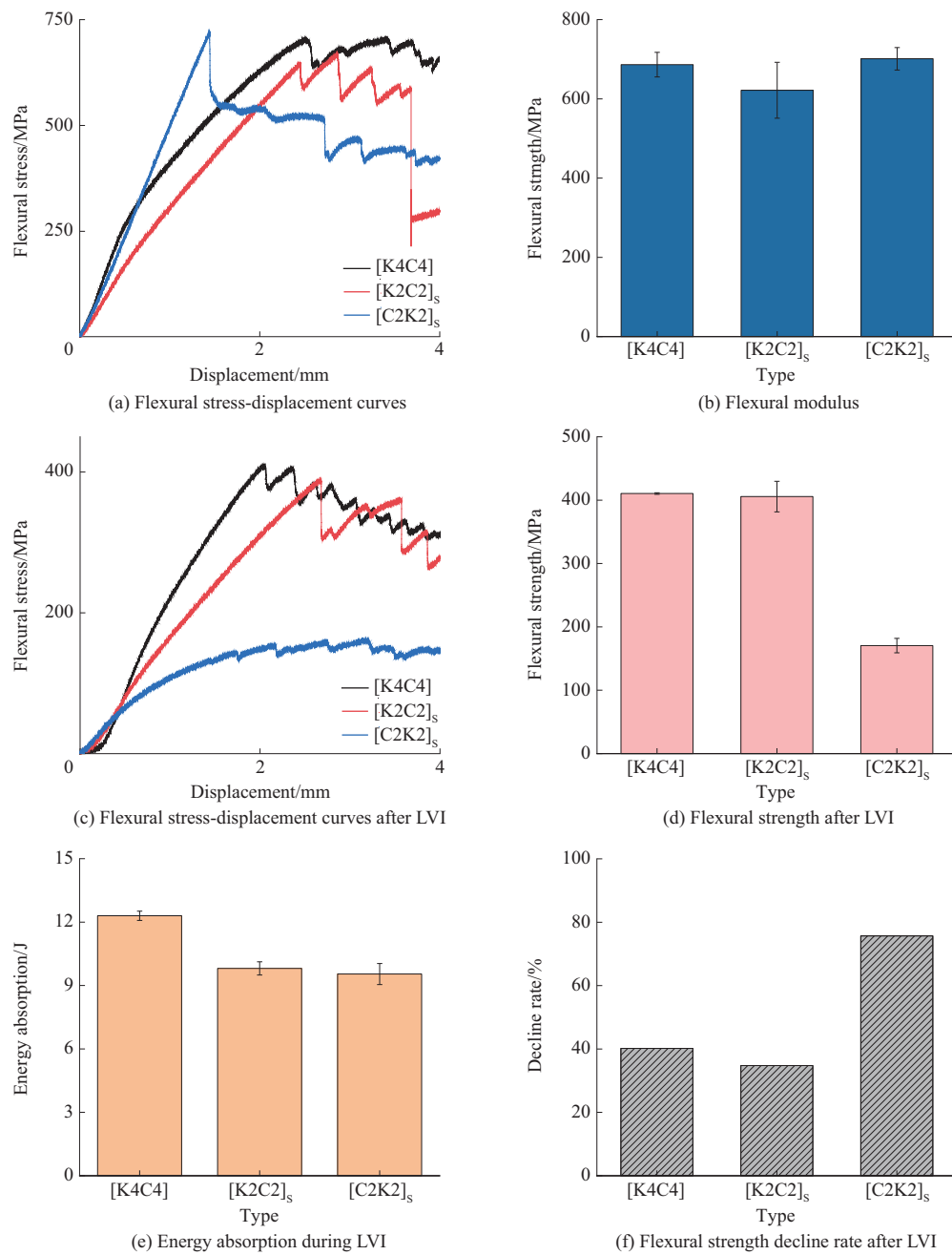


图7 不同混杂顺序纤维混杂复合材料的弯曲性能与抗冲击能力

Fig. 7 Flexural properties and impact resistance of fiber hybrid composites with different hybrid sequences

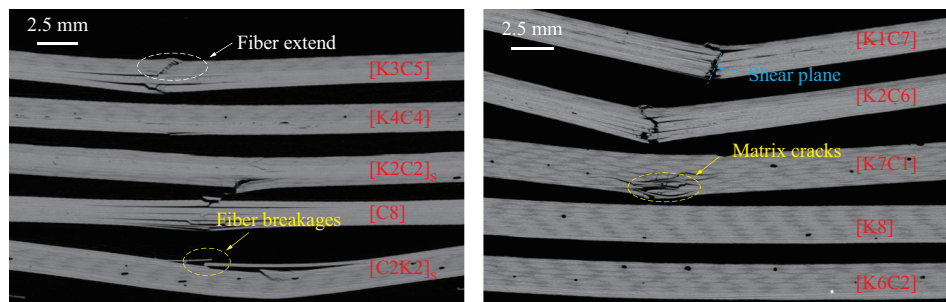


图8 复合材料层合板失效横截面的CT显微图像

Fig. 8 Micro-CT images of failure cross-sections in composite laminates

于芳纶/树脂界面及芳纶/碳纤维层间界面,这些界面通过小范围的脱黏、分层等可控失效模式,耗散了绝大部分冲击能量。内部的碳纤维/树脂界面因此处于被保护的低应力状态,得以保持完好,从而支撑了高的剩余弯曲强度。 $[K2C2]_s$ 层合结构的界面失效模式介于两者之间。交替的界面使得损伤在多个界面上分布更均匀,避免了单一面板的灾难性失效,但其最外侧芳纶层厚度减半,对碳纤维界面的保护能力略逊于 $[K4C4]$ 层合结构,因此其碳纤维层与芳纶层出现了部分断裂损伤,尤其是芳纶层的断裂破坏更明显,拉伸侧的芳纶/碳纤维界面发生分层。剩余弯曲强度与 $[K4C4]$ 层合结构相近但略低,如图7d所示。

CT扫描结果表明,碳纤维复合材料的抗冲击短板本质上是其脆性界面在动态载荷下易发生灾难性失效。通过引入芳纶纤维并优化铺层,构建了一个梯度韧性界面体系:让韧性更好、能通过可控失效耗能的芳纶纤维相关界面位于冲击侧和关键载荷路径,进而保全高模量碳纤维相关界面的完整性。

2.4 有限元仿真结果

图9给出了LVI仿真中有限元模型。为提升计算准确度,对层合板每层中心区域网格进行加密,其平面边缘网格尺寸为1 mm,中心网格尺寸为0.2 mm,符合动态有限元分析准则的要求^[24]。材料铺层角度按照 $[0^\circ/90^\circ]$ 的铺层顺序来定义纤维角度。参考LVI标准 ASTM D7136-05,冲击头直径设置为16 mm。

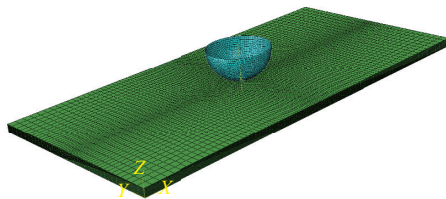


图9 LVI仿真有限元模型

Fig. 9 Finite element model in low-velocity impact simulation

图10显示了碳/芳纶纤维混杂复合材料层合板在LVI后纤维拉伸、压缩与基体拉伸、压缩损伤情况。可以观察到,位于冲击侧的芳纶纤维层(图10a、图10b)出现了大面积的纤维拉伸和压缩损伤。这表明芳纶纤维凭借其高断裂应变和韧性,在冲击瞬间发生了大范围的塑性变形与纤维断裂,从而有效地吸收和耗散了大部分冲击能量。这种广泛的损

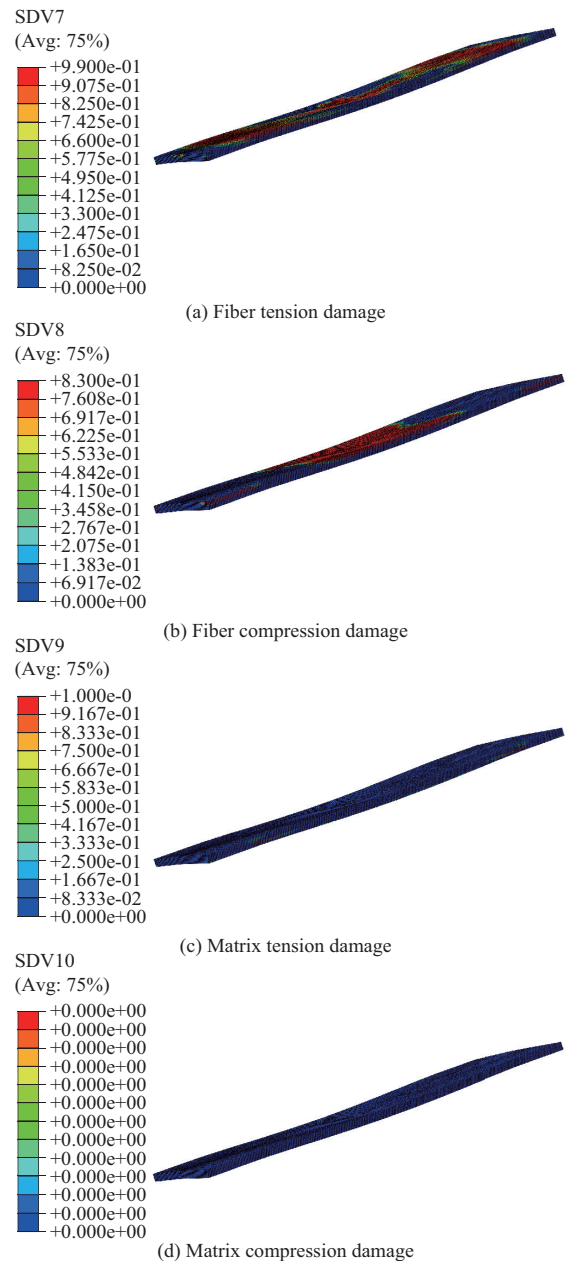


图10 碳/芳纶纤维混杂复合材料层合板损伤情况

Fig. 10 Damage conditions in carbon/Kevlar fiber hybrid composite laminates

伤模式正对应了其优异的能量吸收能力,缓冲了冲击力向内部传递。

得益于外层芳纶的保护,内部碳纤维层的损伤程度显著减轻。仿真云图显示,碳纤维的损伤区域明显小于芳纶层,且主要以基体微裂纹和局部纤维-基体界面脱黏为主,未出现大规模的纤维断裂。这一仿真现象与 $[K4C4]$ 试样的CT扫描结果(图8)高度一致,即“仅有少量碳纤维出现断裂”。仿真从应力/应变分布的角度证实了芳纶外置铺层能够有效抑制脆性碳纤维的灾难性破坏。

综合来看,有限元仿真直观地呈现了“芳纶吸能-碳纤维承力”的协同抗冲击机制。冲击能量首先被外置的韧性芳纶层通过自身损伤大量消耗,使得传递到内部高强度碳纤维层的能量低于其损伤阈值,从而最大限度地保留了层合板的剩余弯曲强度。

3 结论

(1)围绕碳/芳纶纤维混杂复合材料的拉伸、弯曲性能以及冲击后弯曲性能的变化开展试验研究,发现混杂比与碳/芳纶纤维混杂复合材料的拉伸性能、弯曲性能均呈现出非线性关系。随混杂比增大,碳/芳纶纤维混杂复合材料的拉伸性能、弯曲性能均呈现下降趋势。相同混杂比时,混杂顺序对碳/芳纶纤维混杂复合材料的拉伸性能、弯曲性能没有显著影响。

(2)一定混杂比范围内的芳纶混杂可以提升复合材料冲击后的弯曲强度。与未混杂的[C8]层合结构相比,混杂比分别为0.375、0.5、0.625、0.75的[K3C5]、[K4C4]、[K5C3]、[K6C2]层合结构冲击后的弯曲强度提升34.9%、68.4%、75.7%、29.1%。混杂结构对冲击后弯曲强度存在影响,碳纤维置于弯曲时的压缩侧[C2K2]_s层合结构远低于[K2C2]_s层合结构与[K4C4]层合结构。在设计混杂结构时,应将芳纶纤维设计在受冲击一侧,以提高冲击后的弯曲强度。

(3)LVI下不同混杂比阶段、不同混杂结构的混杂纤维复合材料层合板的失效特征存在显著差异:混杂比在0.5~0.75的层合板仅有少量碳纤维断裂,混杂比小于等于0.375时层合板出现芳纶纤维拉伸、断裂以及碳纤维断裂、分层损伤,混杂比大于等于0.875时层合板出现聚集性的基体裂纹和纤维断裂。在[K4C4]层合结构层合板中仅有少量碳纤维断裂,在[K2C2]_s层合结构层合板中主要是芳纶纤维发生断裂,而在[C2K2]_s层合结构层合板中碳纤维与芳纶纤维均发生断裂。

参考文献

- [1] TIWARY A, KUMAR R, CHOCHAN J S. A review on characteristics of composite and advanced materials used for aerospace applications[J]. *Materials Today:Proceedings*, 2022, 51:865-870.
- [2] BARILE C, CASAVOLA C, DE CILLIS F. Mechanical comparison of new composite materials for aerospace applications[J]. *Composites Part B:Engineering*, 2019, 162:122-128.
- [3] 董慧民,安学锋,益小苏,等.纤维增强聚合物基复合材料低速冲击研究进展[J]. *材料工程*, 2015, 43(5):89-100.
- [4] DONG Huimin, AN Xuefeng, YI Xiaosu, et al. Progress in research on low velocity impact properties of fibre reinforced polymer matrix composite[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2015, 43(5):89-100.
- [5] 徐欢欢,李晨,古兴瑾.多向GF/CF混杂复合材料拉压力学性能研究[J]. *工程塑料应用*, 2014, 42(12):75-79.
- [6] XU Huanhuan, LI Chen, GU Xingjin. Tensile and compression properties of multi-directional carbon/glass fiber hybrid composite[J]. *Engineering Plastics Application*, 2014, 42(12):75-79.
- [7] 田峰林,张靠民,夏海廷,等.剑麻/碳纤维协同增强环氧树脂复合材料的力学与声学性能[J]. *工程塑料应用*, 2025, 53(9):164-171.
- [8] TIAN Fenglin, ZHANG Kaomin, XIA Haiting, et al. Mechanical and acoustic properties of sisal/carbon fiber synergy reinforced epoxy resin composites[J]. *Engineering Plastics Application*, 2025, 53(9):164-171.
- [9] 种云胜,王立岩,王萌,等.碳纤维和玻璃纤维混杂增强生物基PA56复合材料制备及性能[J]. *工程塑料应用*, 2023, 51(11):9-14.
- [10] CHONG Yunsheng, WANG Liyan, WANG Meng, et al. Preparation and properties of CF and GF hybrid reinforced bio-based PA56 composites[J]. *Engineering Plastics Application*, 2023, 51(11):9-14.
- [11] ZHANG D, ZHENG X T, WANG Z B, et al. Effects of braiding architectures on damage resistance and damage tolerance behaviors of 3D braided composites[J]. *Composite Structures*, 2020, 232. DOI:10.1016/j.compstruct.2019.111565.
- [12] 于洋,樊威,薛利利,等.热氧老化对三维编织碳纤维-玻璃纤维/双马来酞亚胺树脂复合材料力学性能的影响[J]. *复合材料学报*, 2021, 38(12):4 060-4 072.
- [13] YU Yang, FAN Wei, XUE Lili, et al. Influence of thermo-oxidative aging on the mechanical performance of three-dimensional braided carbon fiber-glass fiber/bismaleimide composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2021, 38(12):4 060-4 072.
- [14] NASEEM A, NAZAKAT S H, SALEEM M, et al. Comparison of single- and hybrid-fiber composite laminates for use in prosthetic sockets[J]. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2026, 45(1/2):412-423.
- [15] BULUT M, ERKLIĞ A, YETER E. Hybridization effects on quasi-static penetration resistance in fiber reinforced hybrid composite laminates[J]. *Composites Part B:Engineering*, 2016, 98:9-22.
- [16] CZÉL G, JALALVAND M, WISNOM M R. Ductility in unidirectional hybrid composites made of discontinuous carbon/epoxy and continuous glass/epoxy plies[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2015, 72:75-84.
- [17] SARASINI F, TIRILLÒ J, D'ALTILIA S, et al. Damage tolerance of carbon/flax hybrid composites subjected to low velocity impact[J]. *Composites Part B:Engineering*, 2016, 91:144-153.
- [18] WANG M L, PAN Z X, WU Z Y, et al. Effect of carbon/Kevlar

- asymmetric hybridization ratio on the low-velocity impact response of plain woven laminates[J]. *Composite Structures*, 2021, 276. DOI:10.1016/j.compstruct.2021.114574.
- [14] WANG H Y, LIU Z F, LIU Z H, et al. Hybrid effects and failure mechanisms of carbon/Kevlar fiber composite laminates under the bending-after-impact loading[J]. *Engineering Structures*, 2024, 299. DOI:10.1016/j.engstruct.2023.117101.
- [15] 马芳武,杨猛,蒲永锋,等.混杂比对碳纤维-玄武岩纤维混杂增强环氧树脂基复合材料弯曲性能的影响[J]. *复合材料学报*, 2019, 36(2):362–369.
- MA Fangwu, YANG Meng, PU Yongfeng, et al. Effect of hybrid ratio on the flexural properties of carbon and basalt hybrid fibers reinforced epoxy resin composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2019, 36(2):362–369.
- [16] HUNG P Y, LAU K T, CHENG L K, et al. Impact response of hybrid carbon/glass fibre reinforced polymer composites designed for engineering applications[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2018, 133:86–90.
- [17] 张辰,饶云飞,李倩倩,等.碳纤维-玻璃纤维混杂增强环氧树脂复合材料低速冲击性能及其模拟[J]. *复合材料学报*, 2021, 38(1): 165–176.
- ZHANG Chen, RAO Yunfei, LI Qianqian, et al. Low-velocity impact behavior and numerical simulation of carbon fiber-glass fiber hybrid reinforced epoxy composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2021, 38(1):165–176.
- [18] 徐欢欢,古兴瑾,李晨.混杂纤维复合材料的拉伸刚度[J]. *复合材料学报*, 2016, 33(2):394–398.
- XU Huanhuan, GU Xingjin, LI Chen. Tensile stiffness of hybrid fiber composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2016, 33(2):394–398.
- [19] WAGIH A, JUNAEDI H, MAHMOUD H A, et al. Enhanced damage tolerance and fracture toughness of lightweight carbon-Kevlar fiber hybrid laminate[J]. *Journal of Composite Materials*, 2024, 58(9):1 109–1 121.
- [20] LIU Y, ZHUANG W M, WU D. Performance and damage of carbon fibre reinforced polymer tubes under low-velocity transverse impact[J]. *Thin-Walled Structure*, 2020, 151. DOI:10.1016/j.tws.2020.106727.
- [21] BARBERO E J. *Introduction to composite materials design*[M]. 3rd edition. Boca Raton: CRC Press, 2017:24–26.
- [22] SAMAREH-MOUSAVI S S, MANDEGARIAN S, TAHERI-BEHROOZ F. A nonlinear FE analysis to model progressive fatigue damage of cross-ply laminates under pin-loaded conditions [J]. *International Journal of Fatigue*, 2019, 119:290–301.
- [23] ZHOU J J, LIU B, WANG S N. Finite element analysis on impact response and damage mechanism of composite laminates under single and repeated low-velocity impact[J]. *Aerospace Science & Technology*, 2022, 129. DOI:10.1016/j.ast.2022.107810.
- [24] CAMANHO P P, DÁVILA C G. *Mixed-mode decohesion finite elements for the simulation of delamination in composite materials: NASA/TM-2002-211737*[R]. Washington, D. C.: NASA, 2002.