

氧化石墨烯改性编织碳纤维复合材料弯曲性能研究

马玉钦^{1,2}, 姚银树^{1,2}, 吕晋书^{1,2}, 高永昌^{1,2}, 李硕^{1,2}, 韩玉朋^{1,2}

(1. 长安大学道路施工技术与装备教育部重点实验室, 710064, 西安; 2. 长安大学工程机械学院, 710064, 西安)

摘要: 为了提高编织碳纤维复合材料的力学性能及其在实际工程中的应用, 提出通过引入氧化石墨烯 (GO) 并调整其质量分数来优化复合材料力学性能。采用真空浸渗热压工艺制备 GO 质量分数为 0.0%~0.5% 的编织碳纤维复合材料, 对其进行三点弯曲试验并借助扫描电子显微镜表征微观断口形貌; 同时构建代表性体积单元模型, 导入仿真软件中进行三点弯曲仿真分析。结果表明: 随着 GO 质量分数从 0 增至 0.5%, 材料极限弯曲载荷从 150 N 提升至 292 N, 增幅近 95%; 弯曲强度和模量在其质量分数为 0.5% 时达最优, 分别为 164.71 MPa 和 9.97 GPa, 较未添加 GO 的样品分别提升 93.02% 和 49.47%。试验与仿真结果变化趋势一致且吻合良好, 说明 GO 的添加对碳纤维复合材料微观组织和力学性能影响显著, 且在其质量分数为 0.5% 时作用最突出。研究为高性能碳纤维复合材料的设计与制备提供了数据支撑和理论参考。

关键词: 碳纤维复合材料; 氧化石墨烯; 真空浸渗热压工艺; 微观组织; 弯曲性能

中图分类号: TB332 **文献标志码:** A **文章编号:** 0253-987X(2026)02-0000-00

Study on Bending Performance of Graphene Oxide-Modified Woven Carbon Fiber Composites

MA Yuqin^{1,2}, YAO Yinshu^{1,2}, LV Jinshu^{1,2}, GAO Yongchang^{1,2}, LI Shuo^{1,2}, HAN Yupeng^{1,2}

(1. Key Laboratory of Road Construction Technology and Equipment of Ministry of Education, Chang'an University, Xi'an 710064, China; 2. College of Engineering Machinery, Chang'an University, Xi'an 710064, China)

Abstract: To enhance the mechanical properties of woven carbon fiber composites and promote their application in practical engineering, an optimization approach by introducing graphene oxide (GO) and adjusting its mass fraction is proposed. Woven carbon fiber composites with GO mass fractions ranging from 0.0% to 0.5% were fabricated using vacuum impregnation and hot-pressing processes. Three-point bending tests were performed, and the micro-fracture morphology was characterized by scanning electron microscopy. Concurrently, a representative volume element model was constructed and imported into simulation software for three-point bending simulation analysis. The results show that as the GO mass fraction increases from 0.0% to 0.5%, the ultimate bending load of the material increases from 150 N to 292 N, representing an improvement of nearly 95%. The bending strength and modulus reach optimal values at a GO mass fraction of 0.5%, measuring 164.71 MPa and 9.97 GPa, respectively, which are 93.02% and 49.47% higher than those of samples without GO. The experimental and simulation results exhibit consistent trends and good agreement, indicating that the addition of GO significantly influences the microstructure and mechanical properties of woven carbon fiber composites, with the most pronounced effect observed at a GO mass fraction of 0.5%. This study provides data support and theoretical reference for the design and fabrication of high-performance carbon fiber composites.

Keywords: carbon fiber composites; graphene oxide; vacuum impregnation hot pressing system; microstructure; bending properties

收稿日期: 2025-08-28。 作者简介: 马玉钦 (1986—), 男, 副教授。 基金项目: 陕西省自然科学基金基础研究计划资助项目(2025JC-YBMS-417); 河南省省级科技研发计划联合基金资助项目 (202324119); 长安大学中央高校基本科研业务费专项资金资助项目(300102255203)。

网络出版时间: 2025-10-31 网络出版地址: <https://link.cnki.net/urlid/61.1069.t.20251031.1148.002>

在产业升级与可持续发展驱动下,轻量化高性能材料需求持续攀升。先进复合材料凭借其独特的可设计性与优异的力学性能,已成为航空航天、轨道交通、新能源装备等高端制造领域的关键基础材料。碳纤维增强聚合物(CFRP)是一种在工程应用中备受青睐的材料,因其轻量化、高比强度和刚度、易加工、耐腐蚀、耐疲劳、生命周期长等优势,在航空航天、汽车和运动器材生产等方面应用广泛^[1-2]。相较于单向纤维增强材料,编织复合材料的结构设计赋予复合材料更优异的综合性能,包括横向的强度与刚度显著提升,同时具备卓越的抗损伤性、抗分层性、疲劳耐久性以及突出的力学性能^[3]。但碳纤维(CF)表面化学惰性强、表面能低,与基体材料之间仅存在较弱的物理吸附作用,导致界面结合强度不足,严重制约了复合材料承载时应力的有效传递,使得材料的力学性能难以充分发挥^[4-5]。针对上述问题,国内外许多研究^[6-9]通过引入氧化石墨烯(GO)来改善复合材料的界面结合能力和力学性能。

GO是氧化改性的石墨烯衍生物,因其表面含有丰富的含氧官能团,使其易与其他物质通过相互作用复合,从而提高和拓宽传统材料的性能及应用^[10]。Jiang等^[11]将GO沉积在电化学氧化的CF表面上,以改善碳纤维增强环氧树脂复合材料的机械性能。结果表明,GO通过共价连接牢固地包被在CF表面上,且复合材料的层间剪切强度和抗压强度分别提高了59.4%和12.8%。芦武刚等^[12]在自主研发的环氧树脂胶液HTS40、HTS45中分别加入0.05%氧化石墨烯改性,制备T700级碳纤维增强复合材料,研究表明,改性后树脂对碳纤维浸润接触角分别降低15.7%、18.4%,树脂吸附量增大142.8%、60.9%;复合材料层间剪切强度、横向拉伸强度、纵向弯曲强度分别提高18.8%和5.6%、19.4%和14.8%、15.8%和6.9%。扫描电子显微镜(SEM)显示断面几乎无碳纤维拔出现象。表明环氧树脂中加微量氧化石墨烯,通过改善浸润性、增加界面层厚度,可显著提升复合材料综合力学性能。Zhang等^[13]通过共价键将氨基功能化氧化石墨烯(GO-NH₂)直接接枝到碳纤维表面,结果表明,氧化石墨烯提高了碳纤维和树脂基体的结合强度,界面剪切强度提高了36.4%。但并不是GO质量分数越高,材料的性能就越好。因为随着GO质量分数的增加,片层间强烈的范德华力易导致团聚现象,从而降低界面相容性,产生应力集中区域,并促进裂纹扩展,降低复合材料的韧性和黏附性能^[14]。Zhang等^[14]研究了还原氧化石墨烯(RGO)纳米片质

量分数对RGO/环氧树脂复合材料力学和黏合性能的影响,结果表明,具有0.1%RGO纳米片的复合材料表现出最佳的整体机械性能,当质量分数增加到0.5%和1%时,RGO纳米片之间更强的范德华力会导致聚集,从而降低复合材料的机械性能。这种聚集破坏了RGO的均匀分散,降低了界面结合强度,从而突出了过量的RGO纳米片对复合材料性能的负面影响。

但目前研究主要集中于GO质量分数对单向纤维复合材料力学性能及影响机理研究,针对编织CF复合材料的微观组织演变规律及弯曲性能影响的研究存在不足。而弯曲性能作为衡量复合材料结构承载能力的重要指标,直接关系到材料在实际工程应用中的可靠性。此外,不同制备工艺下GO的分散状态和制备所得复合材料的力学性能存在差异。针对上述问题,本文采用真空浸渗热压成型工艺(VIHPS)^[15]的新型制备工艺进行复合材料制备。然后对其进行三点弯曲试验,通过SEM表征其断口微观形貌。之后使用DIGIMAT软件建立复合材料的RVE模型,再结合ANSYS Workbench软件进行三点弯曲仿真分析。将得到的三点弯曲试验结果与仿真结果进行对比分析,得到GO质量分数对编织CF复合材料的弯曲性能的影响规律。本文研究结果将为真空浸渗热压成型工艺的应用及对GO-CF编织复合材料的制备与深入研究奠定一定的试验与理论基础。

1 复合材料的制备和性能测试

1.1 材料与试验仪器

本文试验所用材料:碳纤维(T700)、环氧树脂(E-51)、氧化石墨烯(厚度为1 nm,直径为0.2-10 μm)、无水乙醇(纯度:99%)、固化剂(4,4'-二氨基二苯甲烷);本文所用试验设备及其型号为:电子天平(BSM-120.4)、电磁搅拌设备(MS-H-Pro+)、超声分散设备(KQ5200DE)、真空加热干燥箱(DZF型)、电子万能试验机(FBS-5KNS)、扫描电子显微镜(TESCAN VEGA3)。

1.2 复合材料的制备

1.2.1 试验参数的选取

本文以含GO的编织CF复合材料为研究对象,故选取GO质量分数作为变量参数。而在GO-CF增强复合材料体系中,可将GO与碳纤维树脂基简化为包覆结构模型,其中GO可近似视为众多微小球形颗

粒。当 GO 均匀分散后,会被树脂基体表面包裹;当树脂基体对 GO 实现完全包覆时,对应 GO 的临界添加量。若进一步增加 GO 质量分数,则会引发团聚现象。此时 GO 的最大临界质量可用下式表述^[16]:

$$\frac{m(1-\omega)/\rho}{4/3\pi r^3} \cdot 4\pi r^2 = m\omega A/n \quad (1)$$

式中: ω 为 GO 的质量临界分数; m 为复合材料的质量, g; ρ 为 CF 增强复合材料的密度, 约 1.5 g/cm^3 ; r 为基体晶粒的半径, 约 $1.75 \mu\text{m}$ (用 GO-CF 增强复合材料的基体晶粒半径代替); A 为 1 g 单层 GO 的面积为 2620 m^2 ^[17]; n 为 GO 的碳原子层数约为 10。将参数代入式(1), 可得 GO 临界质量分数近似 0.5%, 因此 GO 的最高质量分数应低于 0.5%。故选取 GO 质量分数为 0.0%~0.5% 作为试验变量, 其中每间隔 0.1% 为一组, 含量共 6 组试验变量。

1.2.2 GO 混合溶液的制备

使用电子天平分别称取 0.0%、0.1%、0.2%、0.3%、0.4% 和 0.5% 的 GO 粉末加入到 12 g 无水乙醇中, 并用玻璃棒对其进行充分的搅拌; 随后将烧杯转移至电磁搅拌器上, 以 300 r/min 的速度搅拌 30 min; 之后将上述制成的混合溶液放入超声波分散仪中, 以 400 W 功率和 40 kHz 频率分散 30 min; 称取与 GO 质量配比为 200:1 的 E-51 环氧树脂添加到混合溶液中, 对其进行搅拌; 再次把烧杯放置在电磁搅拌器上, 以 300 r/min 的速度搅拌 30 min, 使环氧树脂在无水乙醇中均匀分散; 随后在 40 kHz、400 W 的超声波分散装置中, 再次将该混合溶液分散 30 min; 在分散完成后, 将混合溶液放入真空度 -0.09 MPa 的真空槽中抽真空 24 h, 其核心目的在于主动排除体系内的空气与挥发性物质, 规避复合材料内部孔洞缺陷的产生。提前称取一定量的固化剂, 树脂与固化剂的质量比为 5:1, 在 130°C 条件下加热融化成液体, 加入上述以环氧树脂为基体的 GO 混合溶液中并使用玻璃棒搅拌均匀, 形成含 GO 的固化溶液 (图 1), 等待进行 GO-CF 增强复合材料的制备。

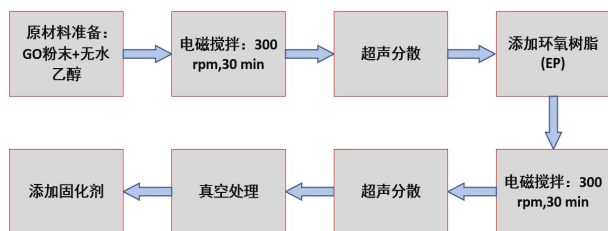


图1 含 GO 的混合溶液制备核心过程流程图

Fig. 1 Flowchart of Core Process for Preparation of GO-Containing Mixed Solution

1.2.3 GO-CF 增强复合材料的制备

对 GO-CF 增强复合材料的制备, 其具体流程如下: 首先, 将碳纤维布料切割成尺寸为 $100\text{mm} \times 100\text{mm}$ 的薄片, 共 6 片; 然后用制备好的混合溶液将碳纤维布的上下两面均匀地涂敷, 再将涂好的碳纤维布按顺序铺设, 室温放置 3 h。之后将复合材料样品放入真空装置内, 复合材料上方施加 2 MPa 压力, 气压为 -0.09 MPa , 持续 3 h, 让基体溶液自然向下浸渗纤维布; 随后, 将复合材料转移到恒温干燥箱内, 在 120°C 下, 固化 1 h; 固化完成后放入预热温度为 50°C 的热压模具内, 施加 0.7 MPa 挤压力, 保持 10 min; 取出试样, 在室温下冷却, 即获得制备的 GO-CF 增强复合材料, 如图 2 所示。

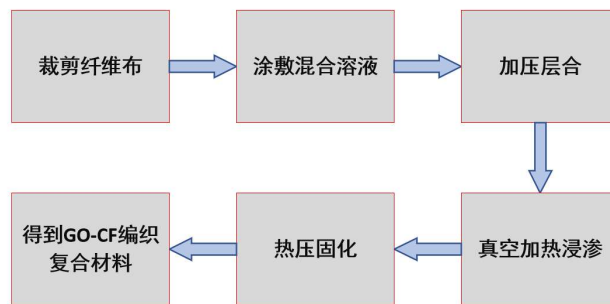


图2 GO-CF 增强编织复合材料制备流程图

Fig. 2 Flowchart of Preparation Process for GO-CF Reinforced Woven Composites

1.3 性能测试

1.3.1 弯曲强度测试

复合材料弯曲性能根据 GB/T1449—2005 标准^[18], 在室温下采用 FBS-5KNS 微机控制电子万能试验机进行三点弯曲试验。样品以加载速率为 $10 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 的位移载荷进行测试, 三点弯曲试验图如图 3 所示。

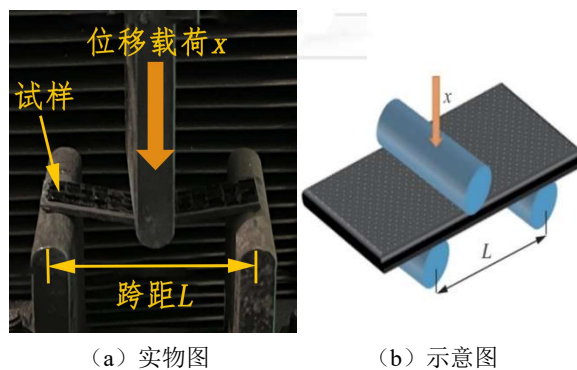


图3 弯曲测试实物图及示意图

Fig. 3 Physical diagram and schematic diagram of bending test
弯曲强度根据公式^[18]计算:

$$\sigma = \frac{3fL}{2bh^2} \quad (2)$$

式中: σ 为弯曲强度, MPa; f 为最大载荷, N; L 为支撑材料的跨距, mm; b 为试样宽度, mm; h 为试样厚度, mm。

1.3.2 扫描电子显微镜 (SEM) 测试

在完成弯曲测试之后, 将试件裁剪成 $1\text{cm} \times 1\text{cm}$ 大小的试样, 清洗晾干后采用 TESCAN VEGA3 型号的扫描电子显微镜, 对弯曲试样的多种微观结构进行详尽的观察与深入的分析研究。

2 复合材料失效准则与仿真分析

2.1 复合材料失效准则

2.1.1 渐进损伤失效

渐进损伤失效分析通过逐步降低材料力学性能来表征损伤演化与失效行为, 适用于正交编织结构复合材料。DIGMAT 软件通过集成失效判据与损伤演化模型, 构建了复合材料渐进损伤分析方法。当材料状态变量满足临界损伤条件时, 系统将依据预设的损伤变量规则, 对材料刚度参数进行逐步降低, 直至结构完全丧失承载能力。该分析过程实现了从初始损伤萌生到最终破坏失效的全历程动态模拟。

DIGMAT 软件的渐进失效分析采用六变量损伤表征体系。该建模方法通过六个独立的损伤变量完整描述材料在不同载荷条件下的性能退化过程。这些变量分别对应材料主方向上的刚度退化机制。损伤柔度张量 $\mathbf{S}(D)$ 通过修正初始柔度矩阵 $\mathbf{S}$ 的对角元素来实现材料性能退化表征, 其计算基于材料的主各向异性坐标系。具体表达式^[19]如下

$$\mathbf{S}(D) = \begin{bmatrix} \frac{\hat{S}_{1111}}{1-D_{11}} & \hat{S}_{1122} & \hat{S}_{1133} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\hat{S}_{2222}}{1-D_{22}} & \hat{S}_{2233} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\hat{S}_{3333}}{1-D_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{\hat{S}_{1212}}{1-D_{12}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{\hat{S}_{2323}}{1-D_{23}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{\hat{S}_{1313}}{1-D_{13}} \end{bmatrix} \quad (3)$$

式中: $\hat{S}_{1111}$ 表示材料未损伤时, 纤维纵向的“正应力-正应变”初始柔度; D_{11} 表示纤维纵向的损伤变量; $\hat{S}_{1122}$ 表示材料未损伤时, 纤维纵向正应力引发基体横向面内正应变的耦合柔度; $\hat{S}_{1133}$ 表示纤维纵向正应力引发基体横向面外正应变的耦合柔度; $\hat{S}_{2222}$ 表示材料未损伤时, 基体横向面内的“正应力-正应变”初始柔度; D_{22} 表示基体横向面内的损伤变量; $\hat{S}_{2233}$ 表示材料未损伤时, 基体横向面内正应力引发横向面外正应变的耦合柔度; $\hat{S}_{3333}$ 表示材料未损伤时, 基体横向面外的“正应力-正应变”初始柔度; D_{33} 表示基体横向面外的损伤变量; $\hat{S}_{1212}$ 表示材料未损伤时, 纤维纵向与基体横向面内组成平面的“剪切应力-剪切应变”初始柔度; D_{12} 表示纤维纵向与基体横向面内组成平面的剪切损伤变量; $\hat{S}_{2323}$ 表示基体横向面内与面外组成平面的“剪切应力-剪切应变”初始柔度; D_{23} 表示基体横向面内与面外组成平面的剪切损伤变量; $\hat{S}_{1313}$ 表示纤维纵向与基体横向面外组成平面的“剪切应力-剪切应变”初始柔度; D_{13} 表示纤维纵向与基体横向面外组成平面的剪切损伤变量。

损伤时, 表观泊松比会产生变化, 具体表达式^[19]如下

$$\nu_{12} = \frac{S_{1122}}{S_{1111}} = \frac{\hat{S}_{1122}}{\hat{S}_{1111}} \times (1-D_{11}) \neq \hat{\nu}_{12} \quad (4)$$

通常, 损伤张量 $\mathbf{M}$ 不是对角线型, 如单轴拉伸试验中横向有效应力非零: $\sigma_{22} = 0 \neq \bar{\sigma}_{22} = 0$ 。

2.1.2 Hashin 3D 损伤准则

Hashin 3D 损伤准则通过定义材料损伤状态变量及其演化方程, 将损伤效应嵌入材料本构关系中。当满足破坏条件时, 材料弹性性能伴随损伤因子累积呈渐进退化, 直至完全丧失承载能力。具体实施流程如下^[19]: 1) 破坏模式判别准则的确定; 2) 损伤参量作用机制的定义; 3) 基于物理失效过程的损伤演化建模。该准则系统性描述了复合材料在纤维方向与基体方向的失效行为, 涵盖纤维拉伸失效、纤维压缩失效、基体拉伸失效和基体压缩失效 4 种主要模式, 为复合材料的多模式失效分析提供了系统性理论支撑。作为三维复合材料失效判据, Hashin 3D 准则的三维简化表达形式如下^[19-20]:

纤维拉伸失效 ($\bar{\sigma}_{11} \geq 0$) 表达式如下

$$F_{ft} = \left(\frac{\bar{\sigma}_{11}}{X_T} \right)^2 + \alpha \left(\frac{\bar{\sigma}_{12}}{S_L} \right)^2 = 1 \quad (5)$$

式中: σ_{11} 为纤维轴向应力; X_T 为轴向拉伸强度; α 为确定剪切应力对纤维拉伸起始准则的贡献系数 ($0 \leq \alpha \leq 1$), 默认值为 0; σ_{12} 为剪切应力; S_L 为轴向剪切强度。

纤维压缩失效 ($\sigma_{11} < 0$) 表达式如下

$$F_{fc} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_C} \right)^2 = 1 \quad (6)$$

式中: σ_{11} 为纤维轴向应力; X_C 为轴向压缩强度。

基体拉伸失效 ($\sigma_{22} \geq 0$) 表达式如下

$$F_{mt} = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_T} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_L} \right)^2 = 1 \quad (7)$$

式中: σ_{22} 为垂直于纤维轴向应力; Y_T 为横向拉伸强度; σ_{12} 为剪切应力; S_L 为轴向剪切强度。

基体压缩失效 ($\sigma_{22} < 0$) 表达式如下

$$F_{mc} = \left(\frac{\sigma_{22}}{2S_T} \right)^2 + \left[\left(\frac{Y_C}{2S_T} \right)^2 - 1 \right] \frac{\sigma_{22}}{Y_C} + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_L} \right)^2 = 1 \quad (8)$$

式中: σ_{22} 为垂直于纤维轴向应力; S_T 为横向剪切强度; Y_C 为横向抗压强度; σ_{12} 为剪切应力; S_L 为轴向剪切强度。

这 4 个公式用于判断材料损伤的起始状态, 当 F_{fi} 等于 1 时, 表明材料在纤维方向的拉伸损伤已达到临界状态, 即损伤刚刚开始; 当 F_{fi} 小于 1 时, 则说明材料在纤维方向尚未出现拉伸损伤。其他公式的判断逻辑与此相同, 分别对应不同的损伤条件。

2.2 复合材料仿真分析

2.2.1 仿真模型建立

在 DIGMAT 软件中建立 RVE 模型, 分别对 GO、碳纤维和环氧树脂建模, 并赋予不同的材料力学性能参数, 如表 1 所示。

表 1 GO、碳纤维和环氧树脂的力学性能参数^[21]

Table 1 Mechanical Property Parameters of GO, Carbon Fiber, and Epoxy Resin

材料	$\rho/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$	E/GPa	G/GPa	λ
GO	2.20	1050	/	0.200
碳纤维	1.79	230	24	0.270
环氧树脂	1.18	3.5	1.296	0.350

注: ρ 表示密度; E 表示弹性模量; G 表示剪切模量; λ 表示泊松比; / 代表不需要设置该参数。

2.2.2 仿真分析流程

ANSYS 软件有限元仿真主要包括前处理、分析计算和后处理 3 个方面, 本文使用 ANSYS/CAE 作为前处理器, 将在 DIGMAT 软件里建立好的宏观模型导入 ANSYS 软件中并绘制三点弯曲支柱部件即可获得一个 GO-CF 增强复合材料的三点弯曲试验有限元模型。有限元模型采用宏观仿真尺度, 在进行宏观仿真时, 将模型按照有限元流程: 有限元前处理-有限元计算-后处理进行分析, 即可得出仿真结果。有限元模型的边界条件设置为: 惯性边界条件——重力加速度; 载荷类型边界条件——位移载荷; 位移约束——完全固定约束。在有限元计算中, 选择隐式求解器, 并对生成的文件进行了后处理。通过这些求解器分析, 能够了解 GO-CF 增强复合材料在弯曲过程中的力学行为, 有限元仿真流程如图 4 所示。

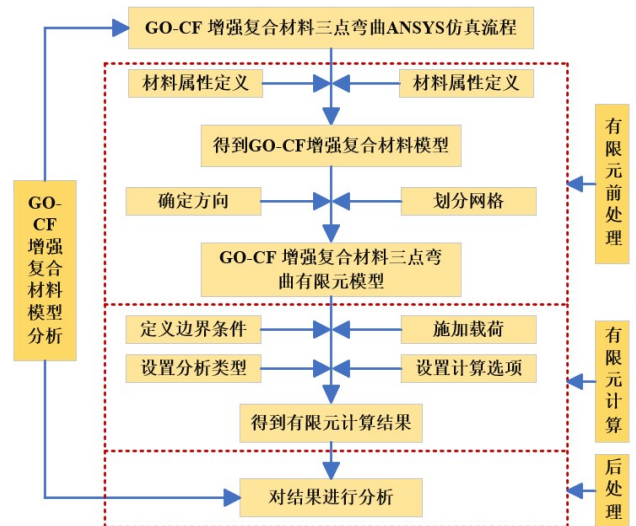


图 4 基于 ANSYS 三点弯曲仿真流程图

Fig. 4 Flow chart of Three-Point bending simulation based on ANSYS

2.2.3 有限元几何模型构建

根据复合材料在扫描电镜下的微观结构在 ANSYS 中构造如图 5 所示的 GO-CF 增强编织复合材料几何模型。本文中, 纤维束截面形状设为近似圆形, 长轴长 0.8 mm、0.4 mm, 纤维在纤维束中随机分布。利用 DIGMAT 平台, 采用自动随机算法 (Automatic Random Seed) 建立边长为 50 微米纤维束微观 RVE, 纤维束的体积分数为 $V=60\%$, 纤维直径为 7×10^{-3} mm, 网格尺寸采用四面体网格 Conforming (tetra) 进行划分, 节点数共有 294 201 个, 单元数共有 180 289 个。

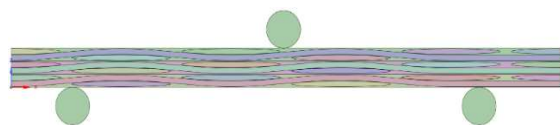


图 5 GO-CF 增强编织复合材料有限元模型

Fig. 5 Finite element model of GO-CF reinforced woven composites

为了提升有限元软件的运算效率, 将压头与支撑底座设定为三维离散刚体, 此操作的核心目的在于确保压头和底座在仿真过程中不发生形变。两个支座区域施加全自由度约束, 同时在压头、支座与测试样品三者间构建“面-面”接触关系: 接触面切向摩擦系数设为 0.2, 法向采用硬接触模式, 且支座保持完全固定状态, 压头则承受速率为 $10 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 的位移载荷。此次仿真涉及 1-5 号共 5 个试样, 其 GO 含量依据实际试验设定值确定。在 ACP-Pre 前处理模块中完成材料参数的设置, 随后在 ACP-Post 后处理模块中, 将 Hashin 3D 准则定义为失效判定标准, 以此对 GO-CF 增强复合材料层合板试样的弯曲失效情况进行判断。

3 结果与分析

3.1 仿真结果与分析

在 ANSYS 软件中对 GO-CF 增强平纹编织复合材料进行了三点弯曲模拟, 绘制了不同 GO 质量分数的弯曲强度仿真结果, 如图 6 所示。通过分析 6 组数据发现, 应力在位移载荷的作用下, 依次呈现正相关。从图中可以看出, 随着 GO 质量分数的增加, 复合材料的弯曲强度值呈增加趋势。当不添加 GO 时, 材料的弯曲强度为 90.2 MPa, 而后以 0.1% 的质量分数逐渐增加时, 弯曲强度分别为 147.61、155.81、159.91、164.83、172.22 MPa, 依次提高了 63.64%、72.73%、77.28%、82.73%、90.93%。

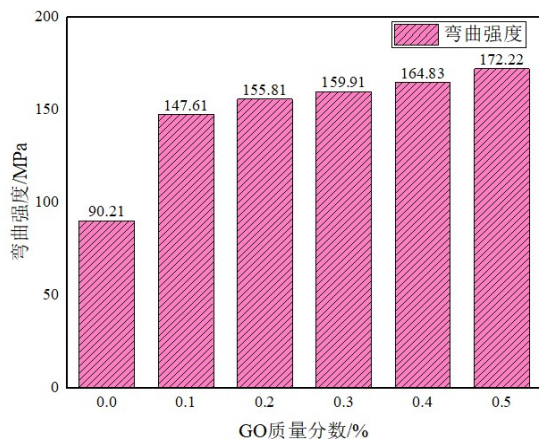


图 6 不同 GO 质量分数的 GO-CF 编织复合材料弯曲强度仿

真结果

Fig. 6 Simulation results of bending strength for GO-CF woven composites with different GO mass fractions

图 7 (a) 为未添加 GO 时的应力云图及压头处的放大图, 图 7 (b) - (f) 为 GO 质量分数为 0.1%-0.5% 在相同位移载荷下压头处的放大图。从图中可以看出, 随着 GO 质量分数的增加, 材料的弯曲应力强度增大, GO-CF 增强复合材料失效变形区域越来越小。在没有添加 GO 时, 层合板内纤维单元所承受的等效应力处于相对较低水平。这是因为缺乏 GO 的增强与协同作用, 纤维单元难以更高效地传递和承受载荷, 导致其所能承受的载荷有限, 在载荷作用下, 材料内部应力分布难以有效集中和强化, 进而使得变形较为严重, 失效变形区域相对宽泛, 反映出材料在无 GO 时抗弯曲变形能力较弱。而后逐渐添加 GO 时, GO 与 CF 纤维之间产生界面相互作用, 改变了层合板内的应力传递路径和分布状态。随着压头不断加载, 层合板层内纤维单元的等效应力开始不断增大。GO 的存在相当于在材料内部构建了更有效的载荷传递网络, 使得应力能够更有序、更高效地在纤维单元间传递和分布, 让更多的纤维单元参与到承受载荷的过程中, 进而提升了材料整体所能承受的载荷上限。

从失效变形区域角度分析, 随着 GO 质量分数增加, 失效变形区域越来越小。这是因为材料弯曲应力强度增大, 意味着材料在承受弯曲载荷时, 内部应力能够更集中且更高效地被承载, 减少了因应力分散不均而导致的过度变形区域。当 GO 质量分数较低时, 材料内部应力调控和载荷承载能力有限, 变形容易在较大范围内产生; 而随着 GO 的增加, 材料抗变形能力增强, 应力能更精准地作用于承载结构, 使得失效变形被限制在更小区域, 体现出 GO 对提升材料弯曲性能、优化变形模式的积极作用。

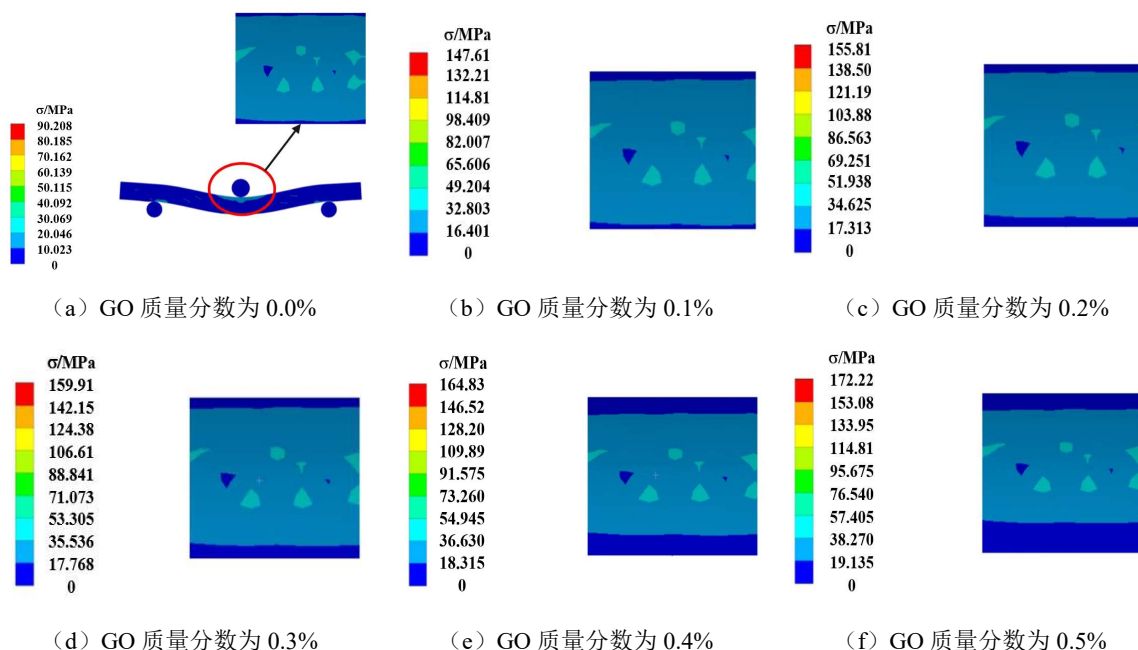
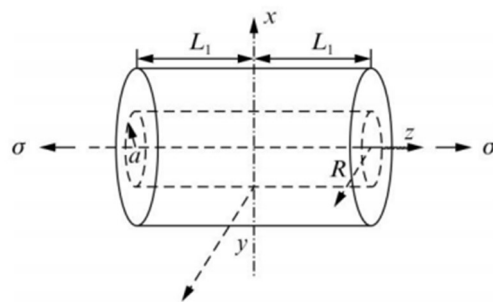


图7 不同GO质量分数的GO-CF编织复合材料弯曲强度应力云图及局部放大图

Fig. 7 Stress cloud diagrams and local magnification images of bending strength for GO-CF woven composites with different GO mass fractions

GO 对复合材料组织性能的影响主要体现在两个方面。其一, GO 对 GO-CF 复合材料的强化作用, 很大程度上取决于基体与增强体之间能否实现有效应力传递。GO 可改善 CF 与基体的界面性能, 使复合材料承受的应力能通过基体高效传递至纤维, 进而提升复合材料的力学性能^[22]。由于 GO 的结构与碳纳米管、碳纤维等石墨类材料相近, 具备承受较大原子平面方向应力的能力且硬度较高, 因此其在复合材料中的力学表现与短纤维相近。在短纤维增强金属基复合材料的剪切滞后模型中, GO 的存在可有效阻碍金属基复合材料内部的位错运动^[23]。位错作为材料中的晶格缺陷, 需通过滑移实现塑性变形, 而 GO 自身的高强度与高硬度使其具备阻止位错滑移的作用。当复合材料承受外加载荷时, GO 能阻止金属基体的位错从一个晶粒滑移至另一个晶粒, 最终实现复合材料强度与硬度的提升。此外, 纤维的弹性模量较高, 相较于基体, 其径向变形极小, 因此在变形过程中, 纤维可近似视为正圆柱形状, 基体则保持正厚壁圆柱形状, 具体如图 8 所示。



σ —纤维应力; R —外圆柱半径; a —内圆柱半径; L_1 —圆柱高度。

图8 剪切滞后模型代表性体积单元示意图

Fig. 8 Schematic diagram of representative volume element for shear lag model

另外 GO 增强 GO-CF 增强复合材料的屈服强度可表示为:

$$\sigma_c = \sigma_m \cdot (1 + P \cdot V) \quad (9)$$

式中: σ_c 为复合材料的屈服强度; σ_m 为基体的屈服强度; P 为 GO 的纵横比; V 为 GO 的体积分数。

随着 GO 质量分数的增加, 其在复合材料中的体积分数也随之升高。由式(9)可得知, GO 对 GO-CF 复合材料屈服强度的提升作用逐渐显现, 使得复合材料的整体力学性能不断优化; 另一方面, 凭借自身优异的力学特性, 均匀分散于基体中的 GO 片会形成致密的网状结构^[24], 这一结构不仅能增强基体本身的性能, 还可避免因基体性能不足而引发的复合材

料失效问题。因此,从仿真模拟结果中能够清晰观察到:随着 GO 质量分数的增加,材料的应力强度逐步提高,其力学性能也随之得到改善。

3.2 试验结果与分析

图 9 展示了 GO 质量分数为 0.5% 时的 SEM 图像,图中可见材料的微观颗粒在观测视角内呈现出较为均一的尺寸和分布状态,没有明显的大尺寸团聚块或局部密集的聚集区域,说明 GO 在基体中未发生大规模的团聚现象,分散性较好。而从结构的一致性来看,整个观测视角下的形貌特征(颗粒的形态、大小差异程度)较为一致,不存在因 GO 团聚而导致的局部结构突变,反映出 GO 在基体中分布较为均匀,从而使材料的微观结构具有较好的均一性。

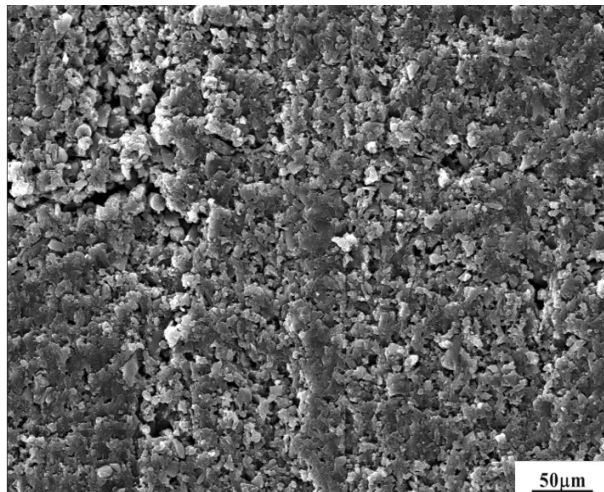
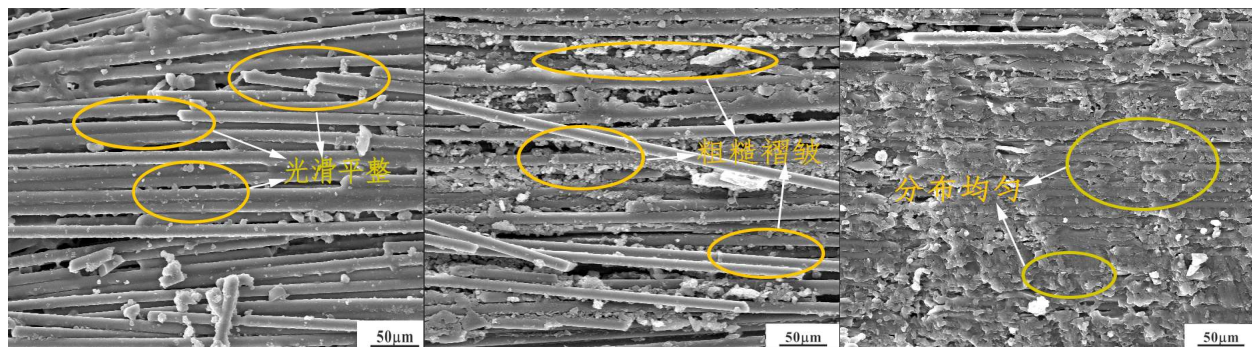


图 9 GO 质量分数为 0.5% 时的 SEM 图

Fig. 9 SEM image at a GO mass fraction of 0.5%

图 10 展示了不同 GO 质量分数的 GO-CF 增强复合材料弯曲表面的 SEM 图,其中(a)为纯树脂(GO 质量分数 0.0%)的表面,平滑无明显凸起裂纹(b)、(c)为 GO 质量分数为 0.3% 和 0.5% 的复合材料表面形貌,其表面粗糙、有褶皱及均匀分布的附着物,这些附着物即为 GO。GO 的加入改变了复合材料的断裂方式,在材料内部形成缓冲层,外力作用时能分散应力,降低应力集中,吸收更多冲击能,使断裂模式从脆性转为韧性,从而增强复合材料性能。



(a) GO 质量分数为 0.0%

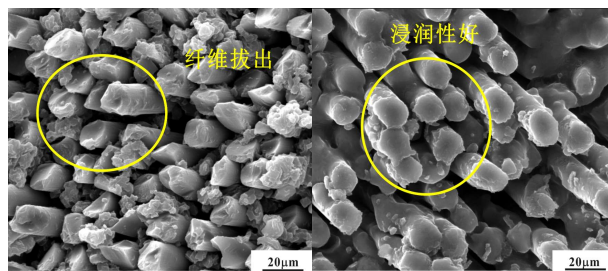
(b) GO 质量分数为 0.3%

(c) GO 质量分数为 0.5%

图 10 不同 GO 质量分数的复合材料微观表面形貌图

Fig. 10 Microscopic surface morphology images of composites with different GO mass fractions

在图 11 (a) 中,明显看出未改性碳纤维复合材料的断裂形貌呈现显著的不规则特征,主要表现为纤维拔出模式。观察显示,拔出的纤维表面光滑且树脂残留极少,这证实了纤维-基体界面结合较弱。而在图 11 (b) 中,GO 改性后的复合材料断裂面平整度显著提高,纤维-树脂界面间隙减小且浸润性改善。这表明 GO 通过增强机械互锁效应,有效提升了纤维与基体的界面结合强度^[25]。



(a) 不含 GO 的断口形貌

(b) 含有 GO 的断口形貌

图 11 不同 GO 质量分数的复合材料断口形貌图

Fig. 11 Fracture surface morphology images of composites with different GO mass fractions

如图 12 所示为不同 GO 质量分数的载荷位移曲线, 加载开始时, 载荷随位移增加呈现线性增长的趋势, GO 质量分数从 0.0% 到 0.5%, 其最大载荷呈现增大的趋势。随着弯曲载荷逐渐增大, 当外加载荷超过复合材料的承载极限时, 试样下表面会萌生裂纹并最终导致材料失效。对于未添加 GO 的 CF 增强复合材料, 其极限弯曲载荷仅为 150 N。相比之下, 当复合材料中 GO 的添加量达到 0.5% 时, 其最大弯曲载荷提升至 292 N, 增幅接近 95%。

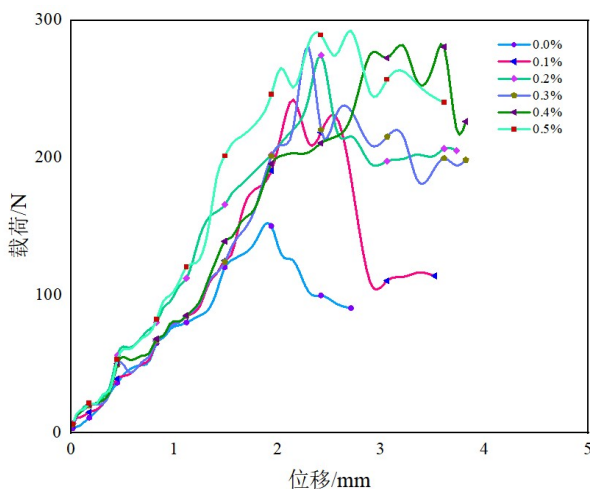


图 12 不同 GO 质量分数的 GO-CF 编织复合材料载荷位移曲线

Fig. 12 Load-displacement curves of GO-CF woven composites with different GO mass fractions

图 13 显示了弯曲性能的计算结果。复合材料的力学性能随 GO 质量分数呈现上升的变化规律, 在 0.5% 添加量时达到最优值, 此时弯曲强度和模量分别为 164.71 MPa 和 9.97 GPa, 相比未添加 GO 的样品分别提升了 93.02% 和 49.47%。这种增强效应归因于适量 GO 在基体中的均匀分散特性。GO, 树脂和 CF 表面三者之间的含氧官能团存在氢键作用, 有利于 GO 良好地附着于碳纤维表面, 优化后的 CF/基体界面促进了应力传递, 从而显著提升了复合材料的承载性能。此外, GO 的加入在复合材料中形成机械互锁结构, 促使碳纤维与树脂基体产生紧密的界面结合 (图 14)。具体而言, 分散在基体中的 GO 在 CF 表面沉降, 使得纤维-基体界面形成强黏结。而 GO 通过表面含氧官能团催化环氧树脂固化反应, 这些含氧官能团作为固化反应的活性位点, 与环氧树脂中的环氧基团及固化剂发生相互作用, 可改变固化反应速率。当 GO 质量分数处于适当范围时, 其表面含

氧官能团与固化剂的结合处于适度范围, 既不会过度消耗固化剂, 又能通过活性位点促进树脂分子充分交联, 使交联点分布更均匀, 交联密度提升, 进而增强复合材料的刚度与强度; 同时, GO 表面环氧基与碳纤维羟基形成醚键, 羧基与树脂羟基可能发生酯化反应, GO 极性基团与树脂、碳纤维形成氢键, GO 的褶皱结构增加了与树脂的接触面积, 配合氢键作用, 使应力能更有效地在界面传递, 减少纤维拔出等失效现象, 提升层间剪切强度等界面相关性能^[26-27]。此外, GO 不仅能增强材料性能, 还可通过裂纹偏转机制抑制裂纹扩展, 提高断裂抗力。然而过量 GO 会导致纳米片聚集, 破坏基体结构完整性, 反而削弱材料力学性能^[28]。

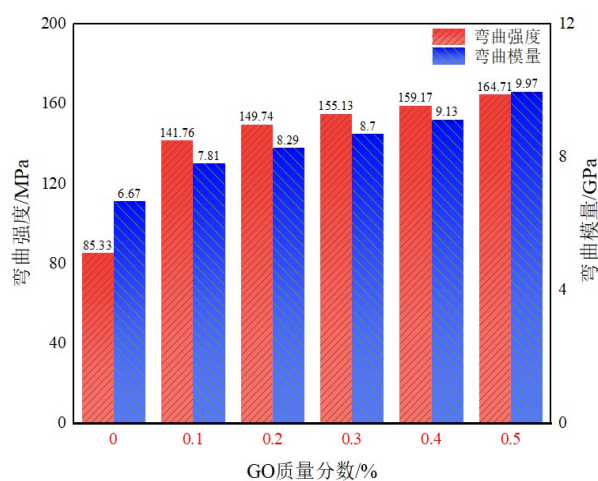


图 13 不同 GO 质量分数的 GO-CF 编织复合材料试验弯曲强度及弯曲模量

Fig. 13 Experimental bending strength and bending modulus of GO-CF woven composites with different GO mass fractions

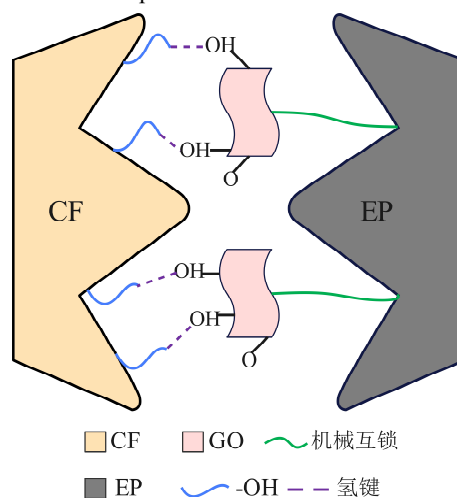


图 14 GO-CF 增强复合材料的界面增强机理示意图

Fig. 14 Schematic diagram of interfacial strengthening mechanism for GO-CF reinforced composites

3.3 试验结果与仿真结果对比分析

从表 2 可知, 随 GO 质量分数改变, 试验与仿真的弯曲强度呈现出一致变化规律: GO 质量分数为 0.0% 时, 二者结果均为最小值, 对应未添加 GO 时复合材料界面结合与力学传递效率低; 当 GO 质量分数增至 0.5%, 结果同步达最大值, 表明 GO 可通过优化界

面、促进应力传递提升弯曲强度, 且该增强规律在试验与仿真中高度统一。同时, 不同 GO 质量分数下, 两种测试方法误差均小于 10%, 说明仿真模型假设与试验条件适配性良好。试验与仿真的核心力学响应规律可相互验证, 进一步证明了仿真结果的可靠性, 为后续借助仿真优化材料成分设计提供了有力支撑。

表 2 不同 GO 质量分数弯曲强度仿真结果、试验结果及误差

Table 2 Simulation results, test results and errors of bending strength with different GO mass fractions

GO 质量分数/%	弯曲强度/MPa		误差/%
	仿真结果	实验结果	
0.0	90.21	85.33	5.71
0.1	147.61	141.76	4.12
0.2	155.81	149.74	4.05
0.3	159.61	155.13	3.08
0.4	164.83	159.17	3.55
0.5	172.22	164.71	4.55

4 结 论

本文对 GO-CF 增强编织复合材料的弯曲性能进行了深入研究, 结合试验和有限元分析探讨了不同 GO 质量分数对复合材料弯曲性能的影响得出以下结论:

(1) 通过 SEM 观察试样断口形貌, 发现 GO 的加入改善了碳纤维与树脂基体的界面性能, 使纤维与基体之间的机械啮合力增强, 形成了强界面, 从而提升了复合材料的弯曲性能。

(2) 利用 ANSYS 软件对复合材料进行有限元分析, 构建了包含 GO、碳纤维和环氧树脂的三维模型, 模拟了不同试验参数下的弯曲过程。仿真结果显示, GO 质量分数的增加使复合材料的弯曲应力强度增大, 且与试验结果吻合良好。

(3) 通过制备不同 GO 质量分数的复合材料试样, 进行三点弯曲试验, 测得其弯曲强度和模量。试验发现, 适量的 GO 添加能显著提升复合材料的弯曲性能。在 GO 掺量为 0.5% 条件下, 复合材料弯曲性能 (强度/模量) 呈现最优值, 较纯树脂复合材料分别提高了 93.02% 和 49.47%。试验结果表明, GO 的掺入可显著提高复合材料的承载性能和结构刚度。

参考文献:

[1] SAYAM A, RAHMAN A N M M, RAHMAN M S, et al. A review on carbon fiber-reinforced hierarchical composites: mechanical performance, manufacturing process, structural

applications and allied challenges[J]. Carbon Letters, 2022, 32(5): 1173-1205.

[2] ALTIN KARATAŞ M, GÖKKAYA H. A review on machinability of carbon fiber reinforced polymer (CFRP) and glass fiber reinforced polymer (GFRP) composite materials[J]. Defence Technology, 2018, 14(4): 318-326.

[3] ZHANG Zhenzhen, TIE Ying, FAN Congjie, et al. Multiscale analysis of impact-resistance in self-healing poly(ethylene-co-methacrylic acid) (EMAA) plain woven composites[J]. Polymers, 2024, 16(19): 2740.

[4] KWON D J, PARK S M, KWON I J, et al. Improvement of interlaminar properties of carbon fiber-reinforced epoxy composites using aluminum trihydroxide[J]. Carbon Letters, 2019, 29(2): 183-191.

[5] 刘玉婷, 姚婷婷, 宋红艳, 等. 氧化石墨烯/碳纤维复合增强体的制备及对环氧树脂复合材料界面性能影响[J]. 新型炭材料, 2018, 33(6): 595-604.

LIU Yuting, YAO Tingting, SONG Hongyan, et al. Preparation of carbon fibers grafted to graphene oxide as a reinforcement for epoxy matrix composites[J]. New Carbon Materials, 2018, 33(6): 595-604.

[6] 叶国锐, 晏义伍, 曹海琳. 氧化石墨烯改性玄武岩纤维及其增强环氧树脂复合材料性能[J]. 复合材料学报, 2014, 31(6): 1402-1408.

YE Guorui, YAN Yiwu, CAO Hailin. Basalt fiber modified with graphene oxide and properties of its reinforced epoxy

- composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2014, 31(6): 1402-1408.
- [7] ALTIN Y, YILMAZ H, UNSAL O F, et al. Graphene oxide modified carbon fiber reinforced epoxy composites[J]. *Journal of Polymer Engineering*, 2020, 40(5): 415-420.
- [8] ACAR V, ERDEN S, SARIKANAT M, et al. Graphene oxide modified carbon fiber prepreps: a mechanical comparison of the effects of oxidation methods[J]. *Express Polymer Letters*, 2020, 14(12): 1106-1115.
- [9] 许欢, 叶蓓, 陆晶晶, 等. 硅聚物-氧化石墨烯增强玻璃纤维/环氧树脂复合材料的制备与性能[J]. *复合材料学报*, 2024, 41(11): 5976-5984.
- XU Huan, YE Bei, LU Jingjing, et al. Preparation and properties of silicone polymer-graphene oxide reinforced glass fiber/epoxy resin composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2024, 41(11): 5976-5984.
- [10] 侯永刚, 吕生华, 张佳, 等. 氧化石墨烯的制备及形成机理[J]. *精细化工*, 2019, 36(4): 559-567.
- HOU Yonggang, LV Shenghua, ZHANG Jia, et al. Preparation and formation mechanism of graphene oxide[J]. *Fine Chemicals*, 2019, 36(4): 559-567.
- [11] JIANG Jianjun, YAO Xuming, XU Chumeng, et al. Influence of electrochemical oxidation of carbon fiber on the mechanical properties of carbon fiber/graphene oxide/epoxy composites[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2017, 95: 248-256.
- [12] 芦武刚, 葛曷一. 碳纤维-氧化石墨烯/环氧树脂复合材料界面性能研究[J/OL]. *化工新型材料*. (2025-02-07)[2025-09-16]. <https://doi.org/10.19817/j.cnki.issn1006-3536.2025.11.032>.
- LU Wugang, GE Heyi. Study on the interface properties of carbon fiber graphene oxide/epoxy resin composites[J/OL]. *New Chemical Materials*. (2025-02-07)[2025-09-16]. <https://doi.org/10.19817/j.cnki.issn1006-3536.2025.11.032>.
- [13] ZHANG R L, GAO B, MA Q H, et al. Directly grafting graphene oxide onto carbon fiber and the effect on the mechanical properties of carbon fiber composites[J]. *Materials & Design*, 2016, 93: 364-369.
- [14] ZHANG Jun, KIM D, LEE D, et al. Optimized dispersion and multidimensional mechanical property enhancement mechanisms in reduced graphene oxide nanosheet reinforced epoxy composite coatings[J]. *Diamond and Related Materials*, 2025, 154: 112194.
- [15] 王杰. 真空浸渗热压形状记忆复合材料及其性能研究[D]. 西安: 西安电子科技大学, 2021.
- [16] 水丽, 张凯, 于宏. 石墨烯含量对石墨烯/Al-15Si-4Cu-Mg 复合材料微观组织和力学性能的影响[J]. *工程科学学报*, 2019, 41(9): 1162-1167.
- SHUI Li, ZHANG Kai, YU Hong. Effect of graphene content on the microstructure and mechanical properties of graphene-reinforced Al-15 Si-4 Cu-Mg matrix composites[J]. *Chinese Journal of Engineering*, 2019, 41(9): 1162-1167.
- [17] SHIN S E, BAE D H. Deformation behavior of aluminum alloy matrix composites reinforced with few-layer graphene[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2015, 78: 42-47.
- [18] 中华人民共和国国家质量监督检验检疫总局, 中国国家标准化管理委员会. 纤维增强塑料弯曲性能试验方法: GB/T 1449-2005[S]. 北京: 中国标准出版社, 2005.
- [19] 左殿军, 陈文亮. DIGIMAT 非线性复合材料多尺度模拟平台应用基础[M]. 北京: 中国建筑工业出版社, 2021.
- [20] 权国政, 武东森, 黄小双, 等. 基于 Hashin 准则的 E-玻纤 2D 编织层铺增强复合材料冲击损伤力学分析[J]. *功能材料*, 2013, 44(S2): 334-343.
- QUAN Guozheng, WU Dongsan, HUANG Xiaoshuang, et al. Study on the E-glass fiber 2 D reinforced composite constitutive model of damage mechanics based on Hashin criterion[J]. *Journal of Functional Materials*, 2013, 44(S2): 334-343.
- [21] 张松俊. 基于多尺度模型的二维三轴编织复合材料的损伤破坏机理研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2018.
- [22] 王成聘. 石墨烯和陶瓷复合材料力学性能的多尺度模拟[D]. 南京: 东南大学, 2021.
- [23] 刘延超. 短柱增强体金属基复合材料的剪切滞后分析[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2014.
- [24] 陈宇飞, 赵辉, 滕成君. MAH-GO/MBMI-E51 复合材料的微观结构及力学性能[J]. *复合材料学报*, 2022, 39(2): 601-607.
- CHEN Yufei, ZHAO Hui, TENG Chengjun. Microstructure and mechanical properties of MAH-GO/MBMI-E51 composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2022, 39(2): 601-607.
- [25] 胡涛, 赵东林, 程兴旺, 等. 氧化石墨烯增强环氧树脂复合材料的制备及其力学性能研究[J]. *北京化工大学学报(自然科学版)*, 2018, 45(6): 29-33.
- HU Tao, ZHAO Donglin, CHENG Xingwang, et al. Preparation and mechanical properties of graphene oxide reinforced epoxy composites[J]. *Journal of Beijing University*

- of Chemical Technology(Natural Science Edition), 2018, 45(6): 29-33.
- [26]ACOCELLA M R, CORCIONE C E, GIURI A, et al. Graphene oxide as a catalyst for ring opening reactions in amine crosslinking of epoxy resins[J]. RSC Advances, 2016, 6(28): 23858-23865.
- [27]PATHAK A K, BORAH M, GUPTA A, et al. Improved mechanical properties of carbon fiber/graphene oxide-epoxy hybrid composites[J]. Composites Science and Technology, 2016, 135: 28-38.
- [28]LIU Liu, YAN Fei, LI Ming, et al. Improving interfacial properties of hierarchical reinforcement carbon fibers modified by graphene oxide with different bonding types[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2018, 107: 616-625.
- (编辑 刘杨 刘懿莹 陶晴)