http://pmse.scu.edu.cn

激光诱导石墨烯-短 Kevlar 纤维联合增韧对芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构面内压缩性能的影响

王宝来, 王 超, 田卫东, 张 池
(烟台哈尔滨工程大学研究院, 山东 烟台 264000)

摘要:文中研究了激光诱导石墨烯(LIG)与短 Kevlar 纤维联合增韧策略对芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构层间韧性及面内压缩力学性能的影响,以解决该类结构因界面结合薄弱而易发生分层破坏的问题。通过激光诱导处理芳纶纤维表面形成多孔石墨烯结构,结合不同面密度的短 Kevlar 纤维插层,系统对比分析了未增韧、单一增韧与联合增韧试件的面内压缩响应与破坏模式。结果表明,联合增韧策略可有效抑制界面分层,使破坏模式由界面失效转变为芯体整体屈曲,显著提升了结构的承载能力与能量吸收性能。其中,当面密度为 6 g/m^2 时,短 Kevlar 纤维的增韧效果最优,峰值载荷与总吸能分别提高 98.41%与 84.84%。微观机制分析表明,LIG 提供的微纳锚固与短纤维形成的三维桥连网络协同作用,通过纤维桥连、裂纹偏转等机制增强层间韧性。该研究为芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构的增韧设计提供了理论依据,对复合材料的结构设计和应用提供了重要参考。

关键词:激光诱导石墨烯;短 Kevlar 纤维;芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构;层间增韧;力学性能
中图分类号:TB333 **文献识别码**:A **文章编号**:1000-7555(2026)01-0030-10

芳纶纤维以其高强度、高模量及出色的耐高温、耐酸碱腐蚀性和轻质化优势,在材料科学领域备受瞩目[1]。芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构,巧妙融合了高强度、高模量芳纶纤维面板与低密度且功能多样的泡沫铝芯体的优势[2~5]。但是,此类夹芯结构面板与芯体间缺乏直接纤维连接,带来了界面性能薄弱的问题,极易发生层间分层失效,制约了其整体力学性能的优化,限制了该结构在工业界的广泛应用[6,7]。因此,芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构的界面增韧研究尤为重要[8~10]。

界面增韧策略是通过引入辅助材料,在界面区域构建微观联系,旨在阻碍分层现象的发生,进而提升界面力学性能。Z-pin 技术是一种利用细纤维对复合材料夹芯结构进行 Z 向增韧的方法,能显著增强材料的 Z 向强度[11,12]。然而,此类全局性固定方法伴随有缺陷引入、工艺繁琐及适用局限性等问题,且会导致面内纤维含量减少及面内力学性能受损[13,14]。

部分学者提出了聚焦于界面区域的局部增韧策略,旨在防止界面在受载时单独承担载荷而引发破坏[15,16]。方法有颗粒增韧、薄膜增韧及短纤维增韧等,这些策略均通过合理的结构设计展示出提升界面韧性的潜力[17~19]。然而,颗粒增韧受限于微米至纳米级颗粒的加工复杂性,薄膜增韧则面临厚度控制难、纤维长度影响及面内性能改变的挑战。相比之下,短纤维插层因操作简便、改性效果显著而备受关注。

国内外学者围绕短纤维增韧展开了广泛研究,

doi: 10.16865/j.cnki.1000-7555.2026.0007
收稿日期: 2024-12-03
基金项目: 烟台先进材料与绿色制造山东省实验室开放课题基金(AMGM2022A01); 科考船项目(KY61600240021); 海上试验平台项目(KY61600240022); 山东省海上航天装备技术创新中心(鲁东大学)开放基金项目(MAETIC202202); 山东省重点研发计划-海上卫星发射及回收(2020CXGC010701); 烟台哈尔滨工程大学研究院校企合作基(210F0401004)
通讯联系人: 王超, 主要从事复合材料界面增韧研究, E-mail: 1375821604@qq.com

Yasaee 等[20]聚焦于短玻璃纤维与短 Kevlar 纤维在玻璃纤维/环氧树脂复合材料层间增韧中的比对,结果显示,短 Kevlar 纤维的增韧效果更为显著。层间短纤维的引入,尤其是短 Kevlar 纤维,是提升纤维增强复合材料层间断裂韧性的高效策略之一。Sun 等[21]在碳纤维面板与 4 种不同表面粗糙度和光洁度的铝基体之间的薄环氧胶接接头中加入短 Kevlar 纤维进行增强,结果表明,短 Kevlar 纤维交错粘接接头的界面断裂韧性随金属基体表面粗糙度的增加而增加。

短 Kevlar 纤维在增强界面韧性方面展现出潜力,但是当其应用于芳纶纤维夹芯结构时,其增韧效果受限。这一现象主要归因于芳纶纤维表面光滑,难以提供足够的锚固点。因此,采用芳纶纤维夹芯结构的短纤维增韧策略,需先对芳纶纤维进行表面改性。

近期研究表明,石墨烯镀层技术为芳纶纤维层合板的性能提升开辟了新途径。Lin 等[22]在常规大气环境中,利用 CO_2 红外激光技术实现了聚酰亚胺向石墨烯的直接高效转化,这一开创性工作为后续研究奠定了基础。随后,Ye 等[23]的研究进一步拓展了这一领域,他们发现,通过激光诱导,木材这一自然界广泛存在的材料能作为含碳前驱体用于石墨烯的制备。Steinhe 等[24]成功将商用 CO_2 红外激光技术应用于芳纶纤维表面,生成了具有独特微观孔洞形貌的石墨烯结构。这些孔洞在层间界面处形成了有效的“机械互锁”结构,增强了芳纶纤维层间的韧性,为芳纶纤维夹芯结构的界面增韧提供了新的解决方案。

本文聚焦于短 Kevlar 纤维与激光诱导石墨烯(LIG)对芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构的联合增韧效应。短 Kevlar 纤维作为插层纤维放置在经激光处理的芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构界面区域,随后进行面内压缩测试,以量化评估增韧处理后试件的界面韧性,并与未增韧与单一方式增韧进行对比分析。此外,通过调整短 Kevlar 纤维的面密度,深入探讨了其对联合增韧效果的影响。为进一步解析联合增韧机制,采用扫描电子显微镜(SEM)对测试后试件的破坏界面进行了观察,实验流程如 Fig.1 所示。

1　实验部分

1.1　试剂与仪器

在本文中,芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构中纤维面板采用杜邦公司 1500D 平纹结构间位芳纶纤维,其纤维面积密度为 200 g/m^2,泡沫铝芯材孔径约为 1 mm,厚度为 5 mm。环氧树脂体系使用 West System 公司生产的 Z105 环氧树脂与慢固化剂 206 按质量比 5∶1 混合制备。所用短纤维为杜邦公司生产的

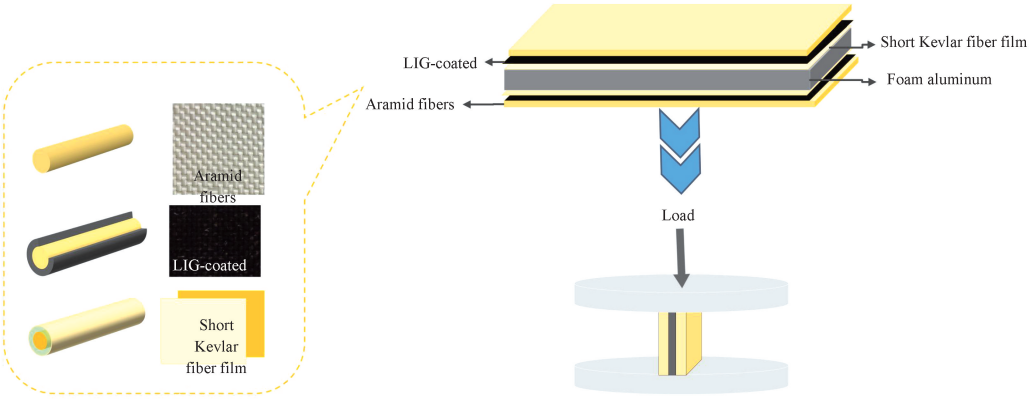


Fig. 1　Experimental flow chart

Tab. 1　Parameters of short Kevlar fiber

Class	Density/(g·cm^{-2})	Tensile strength/MPa	Elastic modulus/MPa	Poisson's ratio	Elongation at break/%
K49	1.44	3000	1.12×10^5	0.36	2.4

Kevlar 49,其力学性能参数如 Tab.1 所示。使用科泰激光公司生产的 4060 型 CO_2 红外激光器对芳纶纤维表面改性。

1.2 样品制备

本文制备试件分为激光诱导芳纶纤维布进行表面改性、短纤维制备、试件成型 3 步,流程如下。

在激光诱导处理之前,首先将芳纶纤维布裁剪为 300 mm×300 mm 的尺寸,误差控制在±0.5 mm 以内。随后,采用 95% 乙醇进行超声波清洗,之后用去离子水进行深度冲洗,以确保纤维表面洁净。清洗后的纤维布经过真空烘干处理,以确保其表面无杂质且完全干燥。对处理后的芳纶纤维布进行激光诱导处理。激光输出功率为 12 W,扫描速度为 300 mm/s,激光焦点与纤维表面之间的距离为 14 mm,以保证激光能量稳定、均匀地施加在芳纶纤维表面。

然后制备短纤维,将 Kevlar 49 型纤维切割至 6 mm 的长度,使用具有钝头设计的高速搅拌机进行高效分散。根据预定的质量比,将短 Kevlar 纤维添加至环氧树脂中,充分混合,得到均匀的环氧树脂-短 Kevlar 纤维混合物。

最后进行试件成型制备,首先用环氧树脂充分浸润芳纶纤维,对接触芯体的面板采用含短 Kevlar 纤维的环氧树脂以增强界面粘接性能,其余面板采用纯环氧树脂。芯体与面板之间的短纤维面密度控制在 2~8 g/m^2。浸渍完成后,将芳纶纤维面板与泡沫铝芯体叠放于模具中,形成夹层结构。每侧铝蜂窝芯层上铺设 7 层含 LIG 芳纶纤维布,其中 LIG 朝向泡沫铝芯体。试件采用热压固化工艺,在室温加热至 60 ℃,升温时间为 20 min,在该温度保持 4 h,随后自然冷却至室温。待环氧树脂完全固化后,将夹芯板切割为尺寸 70 mm×39 mm、厚度 8 mm 的试件。

1.3 测试与表征

面内压缩实验采用 Instron 测试机进行,遵循准静态加载准则,位移加载速率设定为 4 mm/min。试样的载荷响应通过量程为 50 kN 的高灵敏度压力传感器进行监测,如 Fig.2 所示。为了全面评估材料性能,4 类试件均进行了 5 次重复实验。当试样的承载能力出现突降并伴随明显变形时实验停止。

为了表征芳纶纤维表面转化为多孔石墨烯的过程,使用英国雷尼绍(Renishaw)生产的激光波长为 532 mm 的 2000 型高精度拉曼光谱仪和捷克泰思肯(TESCAN)生产的 TESCAN CLARA 型场发射扫描电子显微镜对激光诱导后的芳纶纤维布进行表征分析。

为了揭示 LIG-短 Kevlar 纤维联合增韧方式对芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构的增韧机制,在实验结束后对试件断面通过 SEM 进行分析,将断裂表面进行喷金处理,以提高导电性。20 kV 的加速电压,放大倍数从 20×到 1000×。

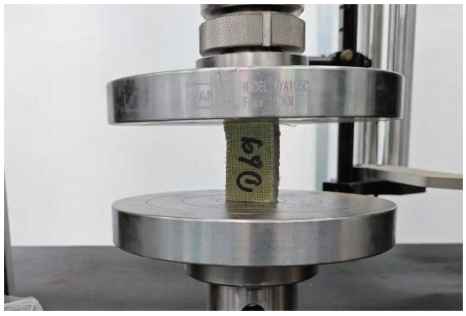


Fig. 2 Schematic representation of in-plane compression

2 结果与讨论

2.1 激光诱导石墨烯的特征分析

在本文中,LIG 表征主要依赖拉曼光谱分析(Raman)与电子显微镜扫描技术。拉曼光谱能够精准测定石墨烯的有序性和缺陷状态。具体而言,D 峰(约 1350 cm^{-1})与 sp^2 杂化碳原子的振动相关,其峰强度反映了石墨烯的结构缺陷;G 峰(约 1580 cm^{-1})由 sp^2 杂化碳原子的面内伸缩振动引起,其峰形的锐利程度反映了石墨烯的结构有序性。D 峰与 G 峰强度比(I_D/I_G)是评估缺陷程度与结晶有序性的关键参数。2D 峰(约 2700 cm^{-1})则提供石墨烯层间堆叠信息,其半峰宽度可用于定量分析石墨烯的层数。如 Fig.3 所示,Raman 图为石墨烯的结构解析提供了重要依据。

经过 Fig.3 的对比可以发现,对于未激光诱导处理的芳纶纤维,其 Raman 图没有显著的特征峰(Fig.3(a)),而经过激光诱导处理后,芳纶纤维表面 Raman 图显示出明显的 2D 峰及异常尖锐的 G 峰,I_D/I_G 约为 0.73。这些特征不仅确认了芳纶纤维表面石墨烯的生成,还表明所生成的石墨烯层具有较

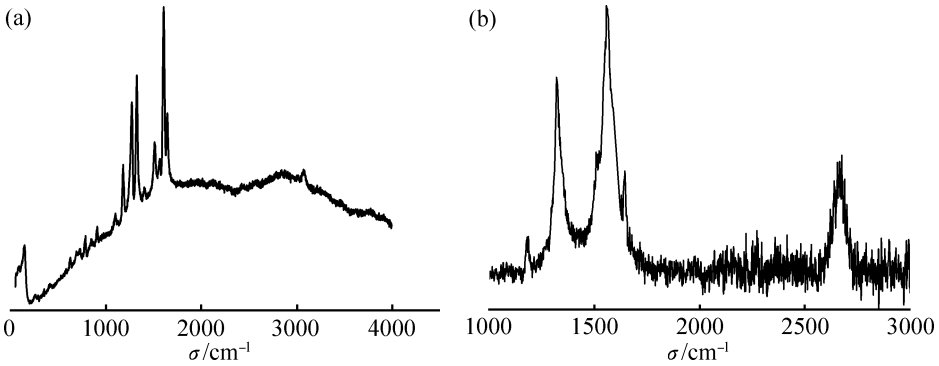


Fig. 3　Raman spectra of (a) uninduced aramid fibers and (b) laser-induced aramid fibers

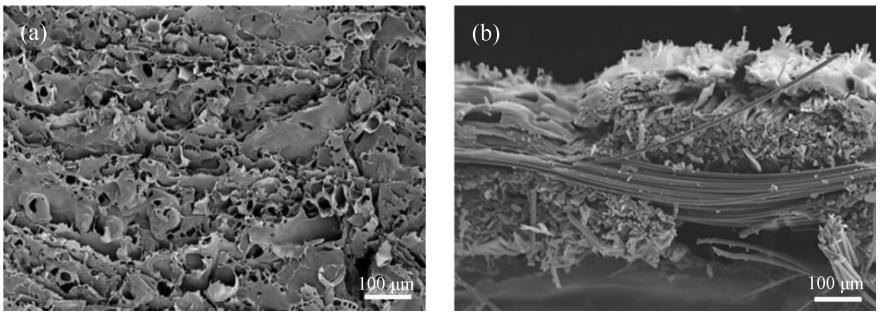


Fig. 4　(a) Front view and (b) side view of graphene microstructure corresponds

高的结晶度和较低的缺陷水平(Fig.3(b))。

进一步采用 SEM 对芳纶纤维的微观形貌进行了表征,结果如 Fig.4 所示。Fig.4(a)为芳纶纤维表面 LIG 微观结构正视图,其中 LIG 层呈现形态规整且具有微孔特征的结构。该微孔结构的形成主要归因于激光诱导处理过程中伴随的大量气体逸出. 该 LIG 层有助于在芳纶纤维层间形成“机械互锁”效应,在短纤维增韧过程中提供了丰富的附位点,促进界面间“桥连结构”的形成,显著增强了夹芯结构的层间韧性。

从 Fig.4(b)侧视图观察到,当激光诱导处理参数得到优化时,芳纶纤维仅表层纤维转化为 LIG,而内部纤维保持原始形态,未表现出形态变化或损伤,表明该激光参数下对纤维的力学性能未产生不利影响,从而确保了复合材料整体性能的稳定性。

2.2　芳纶纤维/泡沫铝试件面内压缩性能

Fig.5 呈现了 4 类试件在面内压缩加载试验中的平均载荷-位移曲线及界面破坏形貌图。具体而言,Fig.5(a)绘制了各试件的平均载荷-位移曲线,该曲线依据每组 5 个试件实测数据的平均值计算得出,Fig.5(b~e)展示了各试件经历压缩破坏后的形态。

观察 Fig.5(a)的平均载荷-位移曲线,可以得知,所有试件在初始弹性变形阶段展现出相似的力学特性,这主要归因于该阶段内增韧技术尚未对界面力学特性产生实质性影响。然而,随着加载的推进,4 种试件在极限承载能力方面展现出显著差异,未增韧试件的极限载荷最低,联合增韧试件的极限载荷最高,仅含 LIG 试件和仅含短 Kevlar 纤维试件的极限载荷介于两者中间。根据实验数据,将未增韧试件、仅 LIG 试件、仅含短 Kevlar 纤维试件和联合增韧试件的极限载荷、能量吸收值(对载荷-位移曲线进行积分)和试件标准差进行对比,结果如 Tab.2 所示。相比于未增韧试件,仅含 LIG 试件、仅含短 Kevlar 纤维试件和联合增韧试件的极限载荷分别上升 12.14%,8.08% 和 98.41%,吸收能量平均值分别上升 21.03%,9.28% 和 84.84%。这一结果表明,LIG 与短 Kevlar 纤维均对界面具有显著的增韧效果,且当两者联合应用时,其展现出的协同增韧效果超越了单独作用时的简单叠加。值得注意的是,仅含短 Kevlar 纤维试件其性能标准差普遍增大,此现象主

要归因于短 Kevlar 纤维铺设过程中采用的手工操作方式,该方式难以确保短 Kevlar 纤维在基体中的均匀分布,进而对试件性能的稳定性产生了一定影响。

Fig.5(b~e)清晰地展示了不同增韧策略对芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构破坏模式的影响。从破坏形貌分析可见,未增韧试件(Fig.5(b))和单一增韧试件(Fig.5(c, d))均呈现明显的“界面脱黏”现象,表明在压缩载荷下面板与芯体之间界面结合薄弱,是结构的主要失效形式。界面分层破坏了载荷传递路径,导致芯体提前破坏,结构承载潜力未能充分发挥;然而,联合增韧试件(Fig.5(e))表现出完全不同的破坏模式,破坏形式转变为“芯体断裂”与“面板突出”,界面保持完好,无脱黏迹象。这表明失效已从界面剥离转移到材料自身的强度极限,界面性能得到了根本性提升,结构实现了整体协同承载。

对比分析单一增韧策略的局限性。仅含 LIG 试件(Fig.5(c))和仅含短 Kevlar 纤维试件(Fig.5(d)),虽然在一定程度上改变了局部破坏形态(如局部压溃),但未能阻止界面脱黏的发生。这验证了单一机制的不足,LIG 的“微观锚固”与短纤维的“桥连效应”必须相互配合才能有效增强。而在联合增韧体系中,LIG 提供的微观锚固点为短纤维搭建了稳固的附着基础,使其能够形成跨越界面的三维“桥连结构”,通过微观与宏观机制的协同,显著提升界面韧性。

综上,破坏形貌对比直观地印证了联合增韧策略的有效性,其通过“微观锚固-宏观桥连”的耦合机制,改变了结构的失效模式,从界面控制转向材料本

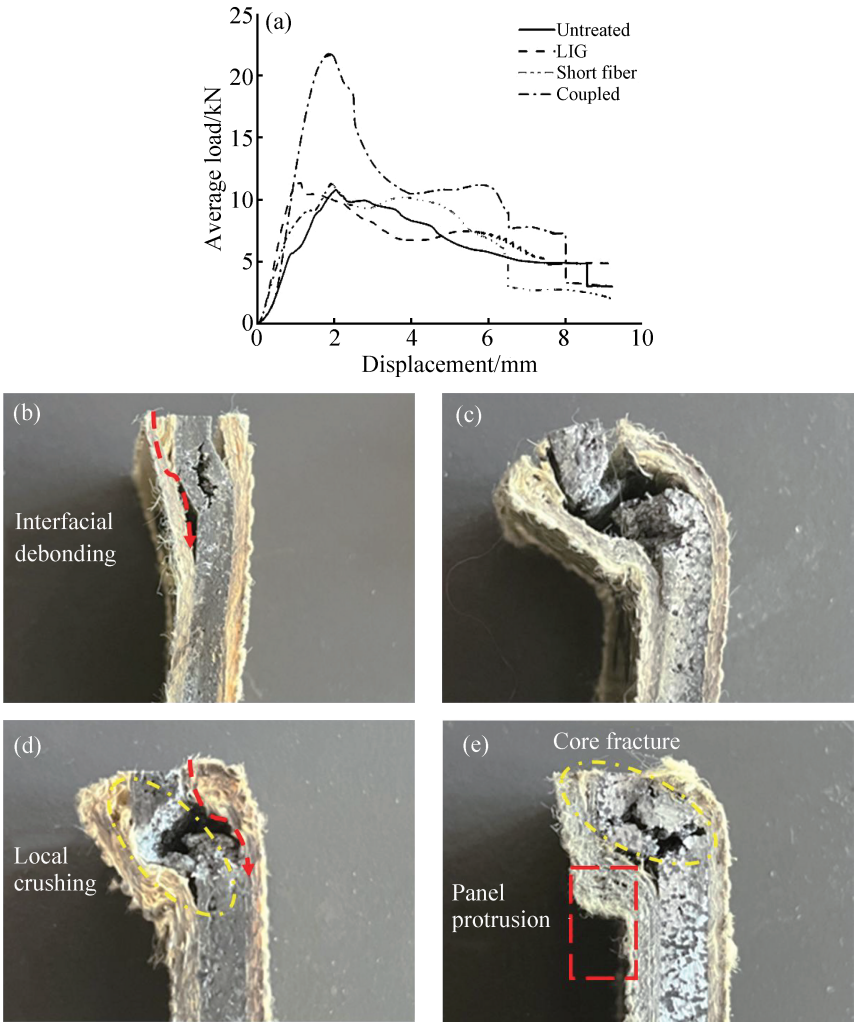


Fig. 5 Results of in-plane compression test: (a) displacement-load curve; (b) untoughened specimen; (c) graphene toughened specimen; (d) short fiber toughened specimen; (e) combined toughened specimen

Tab. 2　Comparison of ultimate load and energy absorption of aramid fiber/aluminum foam samples prepared by different toughening methods

	Untreated	LIG	Short fiber	Coupled
Average peak load/kN	11.25	12.62	12.16	22.32
Standard deviation	0.450	0.838	1.437	1.764
Increased percentage/%		12.14	8.08	98.41
Average energy absorption/J	48.38	58.56	52.87	89.91
Standard deviation	1.935	2.022	4.28	5.313
Increased percentage/%		21.03	9.28	84.84

征强度主导,为夹芯结构界面设计提供了实验证据。

2.3　基于面内压缩性能的短 Kevlar 纤维插层密度优化

Fig.6(a)展示了含 LIG 芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构试件,其界面分别嵌入面密度为 0 g/m^2,2 g/m^2,4 g/m^2,6 g/m^2 和 8 g/m^2 的短 Kevlar 纤维,在经受面内压缩加载时,各试件的平均载荷-位移曲线图。此数据为每组 5 个试件结果的平均值,旨在提升结果的可靠性与准确性。

深入解析平均载荷-位移曲线发现,随着插层面密度增加,试件的极限载荷展现出先升后降的趋势,特别地,当插层面密度达到 6 g/m^2 时,试件的极限载荷达到顶峰。然而,当插层面密度进一步增加至 8 g/m^2 时,试件的极限载荷呈现下降趋势,进一步地,Fig.6(b, c)分别以柱状图形式呈现了相同试验条件下试件的极限载荷与能量吸收性能。这些图表更为直观地表明,随着插层面密度的增加,试件的极限载荷及破坏时的能量吸收值遵循先增后降的规律。尤为显著的是,在插层面密度为 6 g/m^2 的条件下,试件展现了最高的能量吸收效率与极限承载能力。

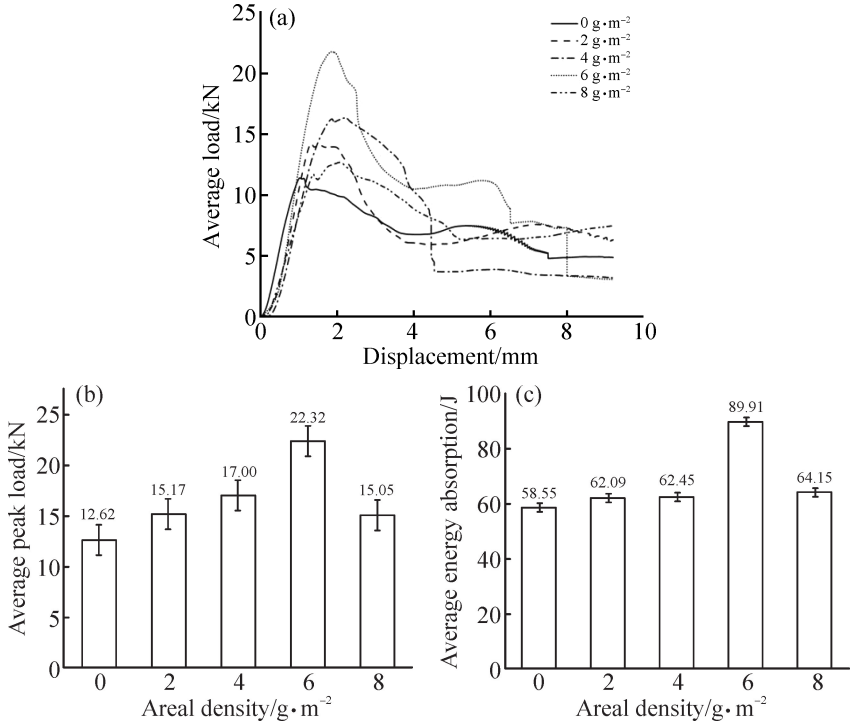


Fig. 6　In-plane compression test results of aramid fiber/aluminum foam sandwich specimens with different surface densities: (a) displacement-load diagram; (b) ultimate load diagram; (c) energy absorption diagram

综合分析可以得出结论,当短 Kevlar 纤维面密度为 6 g/m^2 时,试件的面内压缩性能达到最优。当面密度比较低时,随着短纤维面密度增加,单位面积内会有更多的短纤维,纤维面板和泡沫铝芯体的界面中间会形成更多的“桥连结构”,从而大幅度增加夹芯结构的界面韧性。但当短纤维的密度继续增加至 8 g/m^2,短纤维之间出现大量的重叠和搭接,纤维“桥连结构”反而减少,界面的增韧效果降低,因此,短纤维插入层的面密度为 6 g/m^2 时,效果最佳。

2.4 微观增韧机理分析

为了深入探究联合增韧的微观机制,对压缩实验后试件的破坏界面采用 SEM 观察。Fig.7 展示了未增韧试件与联合增韧试件界面的典型形貌。对于未增韧试件(Fig.7(a)),纤维面板表面可见明显的纤维脱黏痕迹,且纤维表面几乎未见附着泡沫铝颗粒。这表明破坏始于脆弱的界面,发生了典型的界面分层失效,泡沫铝芯体在失效初期未发生显著损伤。

相比之下,联合增韧试件的界面形貌(Fig.7(b))截然不同,其存在大量纤维断裂痕迹,并附着有大量从芯体剥离的泡沫铝碎屑,表明泡沫铝芯体表面遭受了较为严重的损伤。结合 Fig.5(a)的分析可以看出,在试件破坏初期,界面并未发生分层,在持续载荷作用下,芯体材料与纤维面板达到了各自的极限强度并发生破坏,表明材料破坏是由本体强度的极限导致的,而非界面失效。这证实了在联合增韧试件中,界面结合强度已高于泡沫铝芯体自身的强度,破坏模式由界面失效转变为芯体材料的本体破坏,从而实现了更高的能量吸收和承载能力。

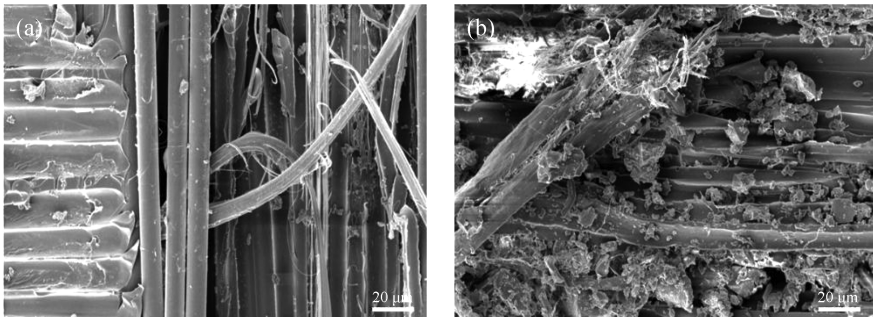


Fig. 7 SEM images of the core of (a) untoughened specimen and (b) combined toughened specimen

为进一步阐明联合增韧的深层机制,对界面微观结构进行了更细致的分析。首先,激光诱导在芳纶纤维表面形成的微观孔洞结构本质上是引入了一种可控的、分布均匀的表面缺陷。这些孔洞极大地增加了芳纶纤维的比表面积,为环氧树脂基体提供了更强大的机械互锁锚点,从而显著改善了面板与基体间的初始黏结性能。更重要的是,这些微孔作为理想的“微观锚固点”,有效地捕获了分散在环氧树脂中的短 Kevlar 纤维端部。当界面受到剪切应力时,LIG 层能通过其多孔结构将应力高效地传递给短纤维,避免了纤维过早拔出,这是实现有效纤维桥连的必要条件。

Fig.8 进一步揭示了联合增韧界面破坏的微观细节。Fig.8(a)中可以观察到,短 Kevlar 纤维在受拉过程中发生断裂,表明激光诱导处理后的芳纶纤维与增韧的短 Kevlar 纤维之间形成了可靠的连接。这一连接使短 Kevlar 纤维能够在泡沫铝芯体和芳纶纤维面板之间构建牢固的“桥连结构”,短 Kevlar 纤维发生破坏时,仍未从芯体或面板表面脱落。从宏观承载角度看,短 Kevlar 纤维的加入,在原本脆弱的界面区域构建了三维的纤维增强网络。这个网络在裂纹扩展路径上扮演了多重角色,其一,纤维桥连作用直接对裂纹尖端施加闭合应力,抵抗其张开;其二,坚硬的 Kevlar 纤维迫使裂纹改变其原有的直线扩展路径,发生偏转和绕行,从而延长了裂纹扩展的有效路程,消耗了更多的断裂能;其三,如 Fig.8(b)所示,纤维断裂时带出大量泡沫铝颗粒,表明纤维与泡沫铝芯体形成了强力的机械结合,其破坏模式是纤维断裂与芯材破坏的耦合,而非简单的界面脱黏,这极大地提升了界面的能量吸收能力。这种结构能够在界面受力时提供更多的阻力,从而显著提升界面性能。此外,纤维表面残留了大量树脂,表明激光诱导

处理有效地增强了面板与基体之间的黏结性能。Fig.8(b)中,短 Kevlar 纤维表面可见大量泡沫铝颗粒,表明短 Kevlar 纤维与微孔泡沫铝芯体之间建立了良好的黏结。当界面受力并接近破坏时,短 Kevlar 纤维并未从芯体表面拔出,而是伴随着泡沫铝的破坏发生断裂,导致大量泡沫铝颗粒被带出。

综上所述,联合增韧机制是 LIG 提供的优异微观锚固效应与短 Kevlar 纤维构建的宏观桥连-裂纹偏转效应协同作用的结果。LIG 确保了应力从基体到增韧纤维的有效传递,而短纤维网络则通过自身的变形、断裂以及改变裂纹扩展模式,显著提升了层间断裂韧性。

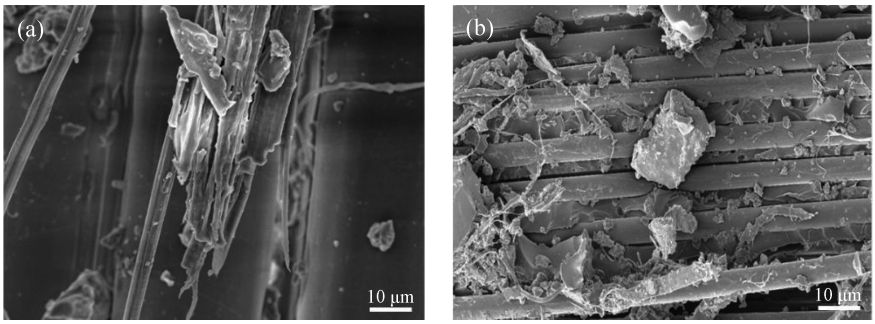


Fig. 8　Microstructure of (a) short Kevlar fiber and (b) aluminum foam particles

需要指出的是,本文仍存在一定的局限性。实验采用的环氧树脂基体和准静态加载条件未能全面反映实际工程应用场景。后续研究有必要在不同树脂体系(聚氨酯、酚醛树脂等)中验证该增韧策略的普适性,并系统考察其在动态冲击、疲劳循环等复杂载荷条件下的长期性能,为工程化应用提供更充分的理论依据。

3　结论

本文提出了 1 种 LIG-短 Kevlar 纤维联合增韧策略,有效提升了芳纶纤维/泡沫铝夹芯结构的界面性能与面内压缩力学响应。研究表明,该策略通过“微观锚固-宏观桥连”机制协同作用,显著抑制了界面分层,促使破坏模式向整体屈曲转变,从而大幅提高了结构的整体性、承载效率与能量吸收能力,其中短纤维面密度为 6 g/m^2 时增韧效果最优。本文揭示的界面增强机理为轻质夹芯结构的多尺度增韧设计提供了新思路,在提升层间断裂韧性方面具有重要的科学价值,对航空航天、高速轨道交通等领域的轻量化抗冲击结构研发具有积极意义。

参考文献:

[1] Singh T J, Samanta S. Characterization of Kevlar fiber and its composites: a review[J]. Materials Today: Proceedings, 2015, 2: 1381-1387.

[2] Crupi V, Epasto G, Guglielmino E. Comparison of aluminium sandwiches for lightweight ship structures: Honeycomb vs. foam[J]. Marine Structures, 2013, 30: 74-96.

[3] Zhu L, Guo K, Li Y, *et al*. Experimental study on the dynamic behaviour of aluminium foam sandwich plates under single and repeated impacts at low temperature[J]. International Journal of Impact Engineering, 2018, 114: 123-132.

[4] Zheng H, Li Y, Tu H D Y. Interlaminar properties of short fiber-interleaved carbon fiber/epoxy composite materials[J]. Composite Structures, 2022, 39: 3674-3683.

[5] 赵明凯, 王慧慧, 万一品, 等. 泡沫铝夹芯板的三点弯曲疲劳性能[J]. 材料科学与工程学报, 2024, 42(4): 1-9.
Zhao M K, Wang H H, Wan Y P, *et al*. Fatigue performance of foam aluminum sandwich panels in three-point bending[J]. Journal of Materials Science Engineering, 2024, 42(4): 1-9.

[6] De S, Fulmali A O, Shivangi P N, *et al*. Interface modification of carbon fiber reinforced epoxy composite by hydroxyl/carboxyl functionalized carbon nanotube[J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 27: 1473-1478.

[7] Yan L, Chu F, Tuo W, *et al*. Review of research on basalt fibers and basalt fiber-reinforced composites in China (Ⅰ): physicochemical and mechanical properties[J]. Polymers and Polymer Composites, 2020, 29: 1612-1624.

[8] Wu W, Song Q, Li N, *et al*. Lightweight, robust, porous heterocyclic para-aramid aerogel hollow fibers for multifunctional applications[J]. Journal of Applied Polymer Science, 2023, 141: e55034.

[9] Zhang H, Zhang M, Li J, *et al*. Aramid nanofiber-based functional composite materials: preparations, applications and perspectives[J]. Composites Part B: Engineering, 2024, 271: 111151.

[10] Zhao L H, Liao Y, Jia L C, *et al*. Ultra-robust thermoconductive films made from aramid nanofiber and boron nitride nanosheet for thermal management application[J]. Polymers, 2021, 13: 2028.

[11] Mouritz A P. Review of z-pinned composite laminates[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2007, 38: 2383-2397.

[12] Mouritz A P. Review of z-pinned laminates and sandwich composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2020, 139: 106128.

[13] Chang P, Mouritz A P, Cox B N. Properties and failure mechanisms of z-pinned laminates in monotonic and cyclic tension[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2006, 37: 1501-1513.

[14] Steeves C A, Fleck N A. In-plane properties of composite laminates with through-thickness pin reinforcement[J]. International Journal of Solids and Structures, 2006, 43: 3197-3212.

[15] Hsiao H M, Ni C N, Wu M D, *et al*. A novel optical technique for observation of global particle distribution in toughened composites[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2012, 43: 1523-1529.

[16] Ye Y, Chen H, Wu J, *et al*. Interlaminar properties of carbon fiber composites with halloysite nanotube-toughened epoxy matrix[J]. Composites Science and Technology, 2011, 71: 717-723.

[17] Garcia E J, Wardle B L, John H A. Joining prepreg composite interfaces with aligned carbon nanotubes[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2008, 39: 1065-1070.

[18] Khan S U, Kim J K. Improved interlaminar shear properties of multiscale carbon fiber composites with bucky paper interleaves made from carbon nanofibers[J]. Carbon, 2012, 50: 5265-5677.

[19] 刘浩洋. 芳纶纤维增韧碳纤维-铝蜂窝夹芯结构界面性能[D]. 大连: 大连理工大学, 2022.
Liu H Y. Interfacial properties of aramid fiber toughened carbon fiber-aluminum honeycomb sandwich structures[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2022.

[20] Yasaee M, Bond I P, Trask R S, *et al*. Mode I interfacial toughening through discontinuous interleaves for damage suppression and control[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2012, 43: 198-207.

[21] Sun Z, Shi S, Hu X, *et al*. Short-aramid-fiber toughening of epoxy adhesive joint between carbon fiber composites and metal substrates with different surface morphology[J]. Composites Part B: Engineering, 2015, 77: 38-45.

[22] Lin J, Peng Z, Liu Y, *et al*. Laser-induced porous graphene films from commercial polymers[J]. Nature Communications, 2014, 5: 5714.

[23] Ye R, Chyan Y, Zhang J, *et al*. Laser-induced graphene formation on wood[J]. Advanced Materials, 2017, 29: 1702211.

[24] Steinke K, Groo L, Sodano H A. Laser induced graphene for in-situ ballistic impact damage and delamination detection in aramid fiber reinforced composites[J]. Composites Science and Technology, 2021, 202: 108551.

Effect of Laser-Induced Graphene and Short Kevlar Fiber Hybrid Toughening on the In-Plane Compressive Properties of Aramid Fiber/Aluminum Foam Sandwich Structures

Baolai Wang, Chao Wang, Weidong Tian, Chi Zhang
(*Yantai Research Institute, Harbin Engineering University, Yantai 264000, China*)

ABSTRACT: The synergistic toughening effect of laser-induced graphene (LIG) and short Kevlar fibers on the interlaminar toughness and in-plane compressive mechanical properties of aramid fiber/aluminum foam sandwich structures were investigated, aiming to address the prevalent issue of delamination failure caused by weak interfacial bonding. A porous graphene structure was constructed on the surface of aramid fiber via laser induction, followed by the interlayer incorporation of short Kevlar fibers with varying areal densities. The in-plane compressive response and failure modes of untoughened, single-toughened, and co-toughened specimens were systematically compared. Experimental results demonstrate that the combined toughening strategy effectively suppresses interfacial delamination, transforming the failure mode from interfacial debonding to global buckling of the core, thereby significantly enhancing the load-bearing capacity and energy absorption of the structure. The optimal toughening effect is achieved with a short fiber areal density of 6 g/m^2, resulting in peak load and total energy absorption improvements of 98.41% and 84.84%, respectively. Microscopic analysis reveals that the micro-nano anchoring provided by LIG, in synergy with the three-dimensional bridging network formed by short fibers, enhances interlaminar toughness through combined mechanisms of fiber bridging, crack deflection, and tear resistance. This research provides a theoretical foundation for the toughening design of aramid fiber/aluminum foam sandwich structures and offers valuable insights for the structural design and application of composite materials.

Keywords: laser-induced graphene; short Kevlar fibers; aramid fiber/aluminum foam sandwich structure; interlayer toughening; mechanical properties