

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2025.08.027

# 弹道防护用纤维复合材料抗弹性能影响因素的研究进展

李英建<sup>1</sup>, 王数伦<sup>2</sup>, 赵建泉<sup>2</sup>, 董彬<sup>1</sup>, 赵寰<sup>2</sup>, 高希亚<sup>2</sup>, 刘玉珍<sup>2</sup>

(1. 山东非金属材料研究所, 济南 250031; 2. 陆军装备部驻济南地区军代室, 济南 250021)

**摘要:** 弹道防护用高性能纤维复合材料具有密度低、比强度高、比模量高、比吸能高和结构设计性强等一系列优点, 在装甲防护领域得到广泛应用。纤维增强复合材料弹道防护性能的影响因素众多, 主要从防弹用纤维和树脂材料性能、靶板结构设计参数、靶板成型工艺条件的角度, 分析了弹道防护性能的影响因素, 具体包括纤维增强体的种类和力学性能、树脂基体种类和含量、纤维/树脂界面结合强度、靶板结构设计参数(包括增强体织物结构、增强体铺层方式、增强体混杂结构、靶板厚度等)、复合成型工艺(温度和压力)等。综述了上述各因素对纤维复合材料抗弹性能产生的不同影响, 以期对弹道防护用先进复合材料的设计和研制提供有益借鉴。

**关键词:** 弹道防护; 影响因素; 高性能纤维; 树脂基体; 侵彻吸能

**中图分类号:** TB322 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3539(2025)08-0213-08

## Research progress on influencing factors of anti-ballistic performance of fiber reinforced polymer composites for ballistic protection

LI Yingjian<sup>1</sup>, WANG Shulun<sup>2</sup>, ZHAO Jianquan<sup>2</sup>, DONG Bin<sup>1</sup>, ZHAO Huan<sup>2</sup>, GAO Xiya<sup>2</sup>, LIU Yuzhen<sup>2</sup>

(1. Shandong Non-metallic Materials Institute, Jinan 250031, China;

2. Jinan Military Representative Office of Army Equipment Department, Jinan 250021, China)

**Abstract :** High performance fiber reinforced polymer (FRP) composites for ballistic protection have the advantages of low volume density, high specific strength, high specific modulus, high specific energy absorption and flexible structural design, which have been widely used in the field of armor protection. There are many factors influencing the ballistic performance of FRP composites. The factors affecting the ballistic protection performance were analyzed from the perspectives of bulletproof fiber and resins, structural design parameters of target plates, and forming process conditions, including the reinforcing fibers and their mechanical properties, the resin matrix and its content, fiber/resin interfacial bonding, the design parameters of target including the structure of reinforcing fabrics, ply stacking mode, hybrid structure and target thickness, and molding process including temperature and pressure. The influences of the above factors on the ballistic resistance of FRP composites were reviewed, for the purpose of providing useful reference for the design and development of advanced FRP composites for ballistic protection.

**Keywords :** ballistic protection ; influencing factor ; high performance fiber ; resin matrix ; penetration energy absorption

弹道防护用高性能纤维复合材料通常以高强高模有机纤维为主体抗弹材料, 以热固性或热塑性树脂为基体, 通过特定的铺展和复合工艺制备的一类具有优异抗弹道侵彻性能的功能或结构/功能复合材料, 在人体防护、车辆防护、舰船防护等领域已得到广泛应用<sup>[1]</sup>。与传统的金属装甲和陶瓷装甲相比, 高性能纤维复合材料具有高比强度、高比模量、

高比吸能、可设计性强和可避免二次伤害等诸多优点, 能够有效降低弹丸或爆炸破片对穿戴者造成的伤害, 切实提升防护装备的轻量化和高防护水平<sup>[2]</sup>。

高性能纤维复合材料作为一种新型弹道防护材料, 其防护性能受到诸多因素的影响, 且各影响因素之间相互耦合, 使得防护复合材料的抗弹道侵彻行为和吸能机理极为复

**基金项目:** 山东省济南市“新高校 20 条”自主培养创新团队计划项目(2021GXRC022)

**通信作者:** 王树伦, 工程师, 研究方向为纤维增强树脂基复合材料

**收稿日期:** 2025-07-06

**引用格式:** 李英建, 王数伦, 赵建泉, 等. 弹道防护用纤维复合材料抗弹性能影响因素的研究进展[J]. 工程塑料应用, 2025, 53(8):213-220.

LI Yingjian, WANG Shulun, ZHAO Jianquan, et al. Research progress on influencing factors of anti-ballistic performance of fiber reinforced polymer composites for ballistic protection[J]. Engineering Plastics Application, 2025, 53(8):213-220.

杂<sup>[5]</sup>。研究发现,防护复合材料抗弹性能的影响因素主要包括以下几类:增强纤维的种类和力学性能、树脂基体的种类和含量、纤维/树脂界面结合、靶板结构设计参数(包括增强体织物结构、增强体铺层方式、增强体混杂结构、靶板厚度、复合成型工艺等)、弹丸冲击条件(包括弹丸材质、质量、形状、侵彻速度、冲击角度等)、外界环境温度和老化因素等<sup>[4]</sup>。笔者简要总结了弹道防护用纤维复合材料抗弹性能的影响因素及其作用机制,以期为先进弹道防护制品的设计研制提供借鉴。

### 1 纤维性能对防护材料抗弹性能的影响

无机纤维因其较高的断裂脆性,现很少单独应用于高端弹道防护领域,因此主要讨论有机纤维对抗弹性能的影响。树脂基复合材料中广泛采用的有机纤维主要包括对位芳纶纤维、杂环芳纶纤维、超高分子量聚乙烯(PE-UHMW)纤维、聚对苯撑苯并双噁唑(PBO)纤维、聚酰亚胺(PI)纤维、聚[2,5-二羟基-1,4-苯撑吡啶并二咪唑](PIPD)纤维等,树脂基体主要包括热塑性树脂和热固性树脂两大类<sup>[5]</sup>。尽管影响树脂基复合材料抗弹性能的影响因素较多,纤维的拉伸强度是影响复合材料抗弹道侵彻性能的决定性因素<sup>[6]</sup>。不断提高防弹纤维的力学性能始终是弹道防护领域追求的终极目标。此外,树脂基体的种类和含量也会对防护材料的抗弹性能产生显著影响。

#### 1.1 芳纶纤维

目前应用于弹道防护领域的芳纶纤维主要包括对位芳纶和杂环芳纶。对位芳纶(聚对苯二甲酰对苯二胺)纤维是经过液晶纺丝方法研制的线性高分子纤维,分子链呈现刚性棒状结构,其中的苯环结构和链间氢键制约了分子链的旋转,赋予了纤维极高的拉伸强度和拉伸弹性模量<sup>[7]</sup>。目前防弹级对位芳纶的拉伸强度一般应达到21~24 cN/dtex,拉伸弹性模量为600~800 cN/dtex。美国杜邦公司生产的Kevlar®纤维(对位芳纶)是最早应用于弹道防护领域的高性能有机纤维。Han等<sup>[8]</sup>探究了树脂基体含量对聚碳酸酯/对位芳纶复合材料弹道防护性能及其损伤机理的影响。结果表明,纯芳纶织物表现出最佳的弹道性能,其主要破坏机制是纱线的拉伸断裂;复合材料中基体的存在降低了织物的弹道性能。基体质量分数超过20%时,复合材料刚度的显著增强抑制了复合材料的分层和弯曲变形,减少了能量吸收。当基体质量分数从30%降低到10%时,芳纶复合材料的主要弹道损伤机制由压剪破坏转变为分层和拉伸破坏。

杂环芳纶是在常规对位芳纶分子结构的基础上引入含苯并咪唑杂环结构的单体而研制的高性能有机纤维,苯并咪唑杂环结构的引入大幅提升了纤维的力学性能,其拉伸强度和拉伸弹性模量分别比对位芳纶高出20%~50%和10%~20%,在弹道防护领域表现出更加优异的性能,采用杂环芳纶制造的防弹材料具有更高的轻量化水平<sup>[9-10]</sup>。目前仅俄罗斯和中国实现了杂环芳纶纤维的国产化,国内中蓝晨光化工研究设计院有限公司实现了高性能杂化芳纶的稳定工业化

生产和下游应用。李伟萍等<sup>[11]</sup>探究了对位芳纶和杂环芳纶的铺层顺序、混杂比例等对芳纶/改性酚醛树脂复合材料防7.62 mm铅芯弹和抗1.1 g破片模拟弹V50的影响。结果表明,无论杂环芳纶为迎弹面或背弹面,V50值均随杂环芳纶比例的增加而逐渐升高;相同混杂比例条件下,杂环芳纶为迎弹面时V50值较高;杂环芳纶比例的增加有助于降低混杂头盔的弹击凹陷变形量。

#### 1.2 PE-UHMW 纤维

PE-UHMW纤维是通过冻胶纺丝-萃取-超倍热拉伸工艺制备的具有伸直链结构的聚合物纤维,具有高结晶度和高取向度,分子链结构柔性极好。随着超低支化度树脂的合成和凝胶纺丝工艺的持续改进,PE-UHMW纤维的力学性能在稳步提升,拉伸强度已达34~45 cN/dtex,拉伸弹性模量为1 000~1 600 cN/dtex,远超对位芳纶和杂环芳纶<sup>[12]</sup>。目前,高性能PE-UHMW纤维主要包括荷兰DSM®公司生产的Dyneema®和美国Honeywell®公司生产的Spectra®两大品牌。

高性能PE-UHMW纤维已广泛应用于弹道防护领域。He等<sup>[13]</sup>探究了单向正交PE-UHMW复合材料靶板的抗弹性能与力学性能的关系,并且通过多尺度损伤形貌揭示了失效机制。结果表明,PE-UHMW靶板的抗弹道侵彻性能与其轴向拉伸、I型分层和面外剪切性能密切相关,但与II型分层性能呈现双线性关系。PE-UHMW复合材料的抗弹道侵彻性能主要由其面内轴向拉伸性能和层间界面性能的耦合决定。此外,He等<sup>[14]</sup>通过实验和仿真分析的方法,探讨了PE-UHMW复合材料靶板的弹道响应机理。通过一种阻力驱动建模的方法,构筑了PE-UHMW靶板防弹性能预测的理论模型,指出PE-UHMW复合材料的弹道响应机制包括3种基本模式:局部响应、结构响应和耦合响应。

#### 1.3 其它种类有机纤维

除了芳纶纤维和PE-UHMW纤维外,高性能PBO纤维、PI纤维以及PIPD纤维等均在弹道防护领域得到初步研究。

PBO纤维是由4,6-二氨基间苯二酚盐酸盐和对苯二甲酸发生缩聚反应,然后通过干喷湿纺工艺制备的一种刚棒状液晶芳香族杂环聚合物,具有优异的高强、高模、耐高温特性<sup>[15]</sup>。目前高性能PBO纤维的拉伸强度和模量分别达到37 cN/dtex和1 800 cN/dtex,显示出优异的弹道吸能特性,但其较弱的耐光老化、湿热老化性以及树脂/纤维界面结合强度等限制了PBO纤维在弹道防护领域的广泛应用<sup>[16]</sup>。Peng等<sup>[17]</sup>将一系列不同刚度和韧性的环氧树脂与PBO纤维结合,并且探究了环氧树脂/PBO复合材料的抗弹道冲击性能,评估了基体韧性对能量吸收的影响。弹道试验结果表明,脆性基PBO复合材料表现出集中的纤维断裂和局部损伤,而增韧基PBO复合材料表现出更分散的损伤,纤维断裂减少,分层最小化。脆性基PBO复合材料的比吸能值仅为9.28 J·m<sup>2</sup>/kg,而韧性基PBO复合材料的比吸能值达到20.88 J·m<sup>2</sup>/kg,提高了125%。

近年来,高性能PI纤维在弹道防护领域开始引起关注。PI纤维的主链中含有酰亚胺环基团结构( $-\text{CO}-\text{NH}-\text{CO}-$ ),其合成过程为二酐和二胺发生缩聚反应生成聚酰胺酸,聚酰胺酸亚胺化生成PI<sup>[18]</sup>。目前,以江苏先诺新材料科技有限公司生产的S35型高强、高模PI纤维为例,国产化PI纤维的拉伸强度在3.4~3.9 GPa,拉伸弹性模量在100~130 GPa之,断裂伸长率 $\geq 2.5\%$ ,在弹道防护领域极具发展潜力<sup>[19]</sup>。例如,贾子琪等<sup>[20]</sup>分别制备了高强度型PI维织物结构和正交单向结构复合材料靶板,探究了纤维增强体结构对PI复合材料靶板抗弹性能的影响。结果表明,PI复合材料靶板表现出优异的弹道防护性能,正交单向结构靶板防铅芯弹性能更优,而平纹结构靶板防破片性能更优。贾文星等<sup>[21]</sup>探究了PI纤维与PE-UHMW纤维的铺层方式和混杂比例等因素对混杂复合材料靶板抗高速侵彻吸能和弹击变形量的影响。结果表明,PI纤维的混杂并未显著降低靶板的弹道极限比吸能值,但却可以减小弹击变形量,实现了抗贯穿能力和抗变形能力的均衡。

高性能PIPD纤维是由单体2,5-二羟基对苯二甲酸和2,3,5,6-四氨基吡啶反应合成的一种新型芳香族杂环刚棒状纤维,分子结构中含有极强的共价键和特殊的双向氢键网络,赋予PIPD纤维优异的高强高模和高抗压抗剪特性,目前PIPD纤维尚处于实验室研发阶段<sup>[22]</sup>。因此,应持续深入开展理论和实验研究,尽快实现PIPD纤维的批量化稳定生产,并将其应用于弹道防护领域<sup>[23]</sup>。

#### 1.4 纤维的力学性能

防护材料在遭受高速弹击时,纤维的横向变形和拉伸断裂始终是耗散弹丸能量最主要的方式。纤维的轴向拉伸力学性能,尤其是高应变率下的动态拉伸力学性能是评估该纤维弹道防护性能的最关键指标。拉伸强度、拉伸弹性模量和断裂伸长率等轴向拉伸力学性能指标共同影响纤维的抗弹性能<sup>[24]</sup>。具有刚性棒状结构的芳香族聚酰胺纤维在弹击时易发生微纤破损,纤维在未达到极限拉伸强度时即发生提前断裂。因此近年来,许多研究者开始通过分子结构设计,适当提高纤维的横向抗压性能,尽量减弱纤维的微纤化对弹道防护性能产生的不利影响。然而,提高纤维弹道防护性能最直接和关键的方法依然是在保持适当断裂伸长率的前提下提高其抗拉强度。

焦亚男等<sup>[25]</sup>研究了PE-UHMW纤维的拉伸强度和拉伸弹性模量对PE-UHMW/聚烯烃复合材料防弹板抗7.62 mm×39 mm制式钢芯弹性能的影响。研究发现,层合板的抗弹性能与纤维拉伸强度和模量呈正相关,但强度和模量对层合板弹道吸能的影响存在差异:当纤维模量一定时,比吸能随纤维拉伸强度的增加而持续上升;而当纤维拉伸强度一定时,比吸能随拉伸弹性模量的增加先增加后趋于稳定,层合板的抗弹性能对纤维拉伸强度的变化更加敏感。PE-UHMW纤维的断裂强度和模量对靶板的抗弹性能的影响机制有所不同。拉伸强度直接通过控制纤维在弹击时变形程度来影响

防护性能,拉伸弹性模量则是通过影响冲击波的传播速度和靶板变形能力间接影响防护性能。纤维的拉伸弹性模量越高,冲击波在纤维中的传播速度越快,靶板抗弹性能越优异,而模量增加导致纤维的断裂伸长率和靶板在受到弹丸冲击时的变形能力降低,因此模量对层合板抗弹性能的影响程度逐渐降低,最后趋于稳定。

#### 2 树脂性能对防护材料弹道性能的影响

树脂性能是影响复合材料抗弹性能的重要因素之一。树脂的种类和含量决定了复合材料在遭受冲击时纤维的受力和分布状态,从而影响复合材料靶板的弹道吸能机理。与传统树脂基复合材料类似,目前应用于纤维复合材料领域的树脂主要包括两大类:热塑性树脂和热固性树脂。树脂在其中起的作用主要包括:保护纤维免受环境影响;将纤维约束并固定在特定位置,避免纤维受到弹击时产生严重滑移;为复合材料提供必要的界面黏接强度和结构刚度,降低复合材料遭受弹击时的横向变形程度;传递并均衡弹丸冲击载荷;本身发生破碎耗散一部分能量。

##### 2.1 热固性树脂

热固性树脂交联后形成三维交联网络结构,刚度大、抗冲击韧性差,主要包括环氧树脂、乙烯基酯树脂、酚醛树脂、不饱和聚酯树脂等,适合具有“结构+抗弹”组合功能的纤维复合材料,如芳纶复合材料防弹头盔、装甲板等<sup>[26]</sup>。李华等<sup>[27]</sup>以乙烯基酯树脂作为抗弹复合材料的基体树脂,制备了玻璃纤维/乙烯基酯树脂抗冲击复合材料。玻璃纤维/乙烯基酯树脂复合材料表现出优异的结构刚度和抗高速冲击性能,其结构刚度与装甲钢相当,满足结构/抗弹复合材料的性能要求。Choudhury等<sup>[28]</sup>建立了玻璃纤维增强环氧树脂复合材料的弹道冲击分析模型,该模型考虑了基体材料的应变速率依赖性和温度效应。将模型预测的弹道极限与在 $-35\text{ }^{\circ}\text{C}$ 至 $+30\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度范围内进行的弹道冲击实验数据进行了比较。结果表明,玻璃纤维增强环氧树脂复合材料的弹道极限速度随温度的降低而增大,弹道极限处的大部分动能以应变能和剪切充塞的形式耗散。

对热固性树脂进行增韧改性可改善其韧性差和断裂伸长率低的缺点,进一步拓宽其在弹道防护领域的应用。例如,聚乙烯醇缩丁醛(PVB)增韧酚醛树脂体系仍然是目前芳纶复合材料防弹头盔领域最常采用的树脂体系<sup>[29]</sup>。许国娟等<sup>[30]</sup>探究了不同种类的增韧改性剂对酚醛树脂的固化动力学和抗冲击性能的影响,具体包括PVB、丁腈橡胶、核壳橡胶和环氧树脂等。结果表明,PVB对酚醛树脂的增韧效果显著优于橡胶类和环氧类增韧剂,并且PVB不影响酚醛树脂的固化动力学行为;PVB添加质量分数为15%时,增韧酚醛树脂/玻璃纤维复合材料的抗冲击强度达到23.72 J,韧性断裂显著提升。周庆等<sup>[31]</sup>采用PVB对环氧树脂进行增韧改性,探究了树脂增韧改性对芳纶靶板防弹性能的影响。结果表明,相比于未改性环氧树脂复合材料靶板,热塑性树脂增韧改性的复合材料靶板更能够有效防御高速弹丸的侵彻,具有更高

的防护性能,原因是PVB提高了环氧树脂的抗冲击韧性,最大限度地提高了环氧树脂与芳纶纤维的断裂同时性,保证了纤维充分变形耗能。

## 2.2 热塑性树脂

热塑性树脂是能够溶于适当溶剂或加热时可熔融塑化的一类聚合物,具有成型工艺简单、模量低、断裂伸长率高和优异抗冲击韧性等特点。目前,在抗弹领域广泛采用的热塑性树脂包括聚氨酯类、聚烯烃类、热塑性弹性体和乙烯-醋酸乙酯共聚物等<sup>[32]</sup>。鉴于热塑性树脂优异的抗冲击韧性,目前已广泛应用于弹道防护领域<sup>[33]</sup>。

热塑性树脂已广泛应用于高性能防弹无纬布的制备,例如荷兰DSM公司生产的硬质防弹产品Dyneema® HB26是以聚氨酯树脂为基体制备的,而Dyneema® HB50则是以苯乙烯类嵌段共聚物SBS(商品名称Kraton®)弹性体树脂为基体制备的,二者均表现出极为优异的弹道吸能特性<sup>[34-35]</sup>。由于聚烯烃树脂和PE-UHMW纤维的非极性特性和结构相似性,二者之间可形成良好的界面结合,弹击时二者可同时拉伸变形直至断裂,因此PE-UHMW纤维/聚烯烃复合材料的防弹性能极为优异。何业茂等<sup>[36]</sup>制备了水性聚氨酯、水性聚酯、水性橡胶及其混合体系/PE-UHMW纤维防护结构,探究了热塑性树脂的种类对PE-UHMW复合材料层合板抗弹性能的影响。结果表明,与单一树脂体系相比,混合树脂体系复合材料中的纤维具有更高的利用率,其抗弹吸能性更加优异。Han等<sup>[37]</sup>探究了聚氨酯树脂的硬段含量对聚氨酯/芳纶复合材料的弹道侵彻性能及吸能机理的影响。随着硬段含量的增加,聚氨酯的模量和抗拉强度增加,断裂伸长率逐渐降低。聚氨酯/芳纶复合材料的弹道性能随硬段含量的降低呈现S型增长趋势。与高硬段含量复合材料相比,低硬段含量的聚氨酯基体的柔软和韧性有助于减少复合材料的分层损伤,迫使更多的纤维相互结合,从而有利于复合材料的能量吸收。此外,低模量聚氨酯可以降低复合材料的模量,使基体在弹道侵彻过程中随纤维一起变形,进而提高复合材料的弹道性能。

研究证实,在树脂含量相近时,采用低模量柔弹性热塑性树脂制备的层合板的抗弹丸侵彻和吸能方面显著优于高模量刚性热固性树脂体系。但其变形程度和破坏程度要远远大于刚性树脂体系,原因是刚性树脂抑制了层合板的横向变形即纤维的拉伸变形,使弹丸的侵彻行为限制在更小的局部区域,参与弹道吸能的纤维数量少,抗侵彻性能降低,而低模量的热塑性树脂体系层合板在弹击时可发生明显的横向变形形成背凸,使得参与弹道吸能的纤维的数量大大增加,抗侵彻性能提高<sup>[38-39]</sup>。从以上分析可知,防护材料的抗侵彻性能和抑制背面变形性能是相互矛盾的,树脂基体的选用直接决定了防护材料抗侵彻性能和抑制背面变形性能。

## 2.3 树脂基体含量

树脂基体的含量直接影响防护复合材料的结构强度和弹道侵彻性能,结构用复合材料中树脂体积分数通常接近

40%,而防弹复合材料中树脂的体积分数要显著低于结构复合材料,通常低于20%。树脂含量过高或过低均不利于防护材料抗弹性能的发挥<sup>[40]</sup>。树脂含量影响防弹性能的原因有:当树脂含量过高时,树脂对纤维的束缚作用过大,显著影响纤维在弹击时的变形程度和断裂能耗,结构刚度和层间结合强度的增大导致靶板在弹击时不易发生变形和分层,而变形和层间分层是弹道吸能的重要方式,同时树脂含量的增加意味着参与抗弹吸能的纤维含量的减少;当树脂含量过低时,树脂与纤维之间的界面结合较弱,纤维松散的状态在弹击过程中容易受到高速弹丸挤压而产生纱线的侧向滑移,使参与防弹的有效纤维数量显著降低,导致防弹性能的下降,极端情况是无树脂基体的纤维织物,纤维在弹击时极易发生侧向滑移<sup>[41]</sup>。例如,复合材料防弹头盔对于结构刚度和抗弹性能均有较高要求,因此预浸料中的树脂含量需控制在合适范围,此时防弹头盔的抗破片吸能性达到最佳,而其结构刚度也保持在较高水平,弹击时瞬态变形量小,降低佩戴人员的非贯穿性损伤。

## 3 纤维与树脂基体之间的界面结合

防护复合材料由抗弹纤维、树脂基体和二者之间的界面组成,而界面性能决定了载荷在纤维和树脂之间的传递效率,因此界面能否有效传递载荷是影响防护复合材料弹道吸能的重要因素之一。同时,界面脱黏是防护复合材料耗散弹丸动能的重要方式,过高或过低的界面黏接强度均不利于防护复合材料的界面脱黏性能,因此纤维与树脂之间存在最佳的界面性能<sup>[42]</sup>。太高的界面结合制约了纤维的拉伸变形程度,导致纤维在受到冲击时不易从树脂中抽拔而发生脆性断裂,降低了纤维吸收的弹丸能量。因此,适当降低界面结合强度有利于提高抗高速侵彻性能;而当界面黏接强度过低时,纤维与树脂脱黏所吸收的能量较低,树脂对纤维的束缚作用有限,导致纤维在弹击作用下易发生侧向滑移,弹丸在纱线之间的穿透阻力减小,弹道吸能降低。因此,开展防护材料界面特性与防弹性能的关联机制,建立界面特性与防弹性能的量化关系显得极为重要<sup>[43]</sup>。

纤维/树脂界面结合性能对抗弹性能的影响已得到广泛研究。例如,岳航宇等<sup>[44]</sup>采用聚多巴胺(PDA)和硅烷偶联剂改性纳米SiO<sub>2</sub>,对聚氨酯/芳纶纤维复合材料(AF@PU)进行了界面功能化,探究了界面改性对m-SiO<sub>2</sub>/PDA/AF@PU复合材料的界面结合性能和抗弹性能的影响。结果表明,复合材料的界面剥离强度提高了244.1%;防1.1 g破片模拟弹V50从AF@PU复合材料的449.8 m/s提高到481.9 m/s,比吸能值由16.81 J m<sup>2</sup>/kg提高到20.71 J m<sup>2</sup>/kg,说明界面功能化在改善复合材料抗高速侵彻吸能方面具有积极作用。贾子琪等<sup>[20]</sup>以不同性能的热塑性聚氨酯(TPU)为基体,采用热压成型工艺制备了不同界面结合性能的TPU/PI复合材料,探究了界面剥离强度对TPU/PI复合材料抗弹性能的影响。结果表明,复合材料靶板防1.1 g标准模拟破片V50随界面剥离强度的提高(由5.45 N/cm提高到26.44 N/cm)呈现先升高

后降低的趋势,当界面剥离强度为9.74 N/cm时V50和比吸能达到最大值,说明合适的界面结合强度有利于靶板在高速侵彻过程中的吸能,从而提高抗弹性能。

#### 4 防护复合材料结构设计参数的影响

##### 4.1 纤维增强体织物结构

单根纤维或纤维束不具备防弹效果,只有将纤维或纤维束按照特定规则进行排列和整合,并与树脂基体有效结合,形成独特的纤维增强树脂基复合材料,才能有效地抵御高速子弹或碎片的穿透。目前,在纤维增强复合材料防弹领域,增强体的结构主要包括正交无纬单向(UD)结构和二维机织结构,三维立体结构在弹道防护应用领域崭露头角,未实现广泛应用<sup>[45]</sup>。

UD布通常是指将单向平行排列并充分铺展的纤维用预浸渍树脂黏合成片材后,将两个或者多个纤维片材以0°/90°正交排列模压而成的片材,如2UD,4UD和6UD等<sup>[46]</sup>。目前PE-UHMW纤维用于弹道防护制品的制备基本是采用UD布的形式,原因是PE-UHMW纤维之间的摩擦力较弱。二维机织物是由相互垂直的经纱和纬纱在同一平面内相互交织而成的平面织物,主要包括平纹、斜纹、缎纹、篮纹等结构。相比于其它二维机织物结构,平纹机织物具有生产工艺稳定、面内结构稳定性高、低成本等优点,在弹道防护领域具有广泛应用,例如目前芳纶防弹头盔所采用的织物结构形式主要为芳纶平纹织物<sup>[47]</sup>。三维立体增强织物中的连续纤维束按照特定的规律在三维空间中相互交织贯穿形成一个整体的稳定性的网络结构,包括三维机织物、三维针织物和三维编织物等<sup>[48]</sup>。三维立体增强织物具有优异的抗层间分层能力和结构完整性,能够实现无褶皱、无裁剪、无搭接的整体成型,特别适合复合材料防弹头盔等曲面防弹制品的制备,但存在机械化程度低和生产成本高的弊端<sup>[49-50]</sup>。目前三维立体织物增强复合材料的弹道防护性能已得到初步探究<sup>[51-52]</sup>。

大量研究已经证实,相比于平纹织物和三维立体织物,正交UD结构具有最佳的弹道防护性能<sup>[53-54]</sup>。分析原因是UD结构中不存在纱线的交织点,纤维无屈曲,消除了织物中纱线交叉点处的应力波反射和叠加等负面效应,冲击波沿纤维轴向传播的距离更远,能量耗散更快。同时,UD布在加工的过程中可最大程度地保持纤维的纵向拉伸性能,因而表现出极佳的抗弹道侵彻性能<sup>[55]</sup>。当冲击波在平纹织物和三维立体织物结构中传播时,冲击波会在交织点处发生反射和叠加,导致传播距离短,能量耗散慢<sup>[56]</sup>。

对于平纹织物结构和三维立体织物结构增强复合材料的抗弹性能优劣,不同研究者得出不同的结论。陈磊等<sup>[57]</sup>认为三维织物复合材料的防弹性能微逊色于二维平纹织物复合材料,分析原因是二维平纹织物复合材料在遭受弹丸侵彻时可通过层间分层削弱横向压缩应力波,增大靶板的吸能面积;与此相比,三维织物复合材料由于贯穿厚度方向的捆绑纱的存在,在遭受弹丸侵彻时不易发生层间分层,毁伤较为局部,冲击波很难在较大的范围内传播,且纤维的屈曲及交

织点较多,影响了冲击波在纤维中的传播速度,导致弹丸能量无法被迅速吸收。Bandaru等<sup>[58]</sup>通过弹击试验和有限元模拟的方法,研究了二维芳纶平纹织物、三维正交芳纶织物和三维角联锁芳纶织物增强聚丙烯复合材料的弹道防护性能,得出了相反的结论。结果表明,平纹织物增强复合材料的抗弹性能低于三维正交织物增强复合材料,三维角联锁增强复合材料的抗弹性能最优,原因是三维机织物结构中的贯穿厚度方向的捆绑纱提高了靶板的面内强度、刚度以及抗分层能力。

##### 4.2 纤维增强体铺层方式

纤维增强体的铺层方式显著影响防弹复合材料的弹道侵彻性能和抗凹陷性能。传统防弹复合材料,无论是机织物结构还是 $[0^\circ/90^\circ]_n$ 正交UD结构,均是采用传统的正交铺层方式,主要原因是制备工艺简单、生产效率高和节约原材料。近年来,基于仿生原理的螺旋角度铺层结构在阻止裂纹扩展和抑制靶板背凸变形方面显示出明显优势<sup>[59-60]</sup>。美国陆军研究院Vargas-Gonzalez等<sup>[61-62]</sup>研究了铺层方式对Dyneema® HB25层合板弹道极限速度(V50)和抗凹陷性能的影响,铺层方式包括传统正交铺层、顺时针22.5°螺旋角度铺层、正交铺层和螺旋角度混合铺层等方式。结果表明,顺时针22.5°螺旋角度铺层的靶板具有最优异的抗凹陷性能,而V50却显著低于正交铺层;正交铺层结构靶板的抗凹陷性能最弱,而V50却最高,即抗贯穿能力最强;混合铺层结构的V50和抗凹陷性能介于两者之间。研究者发现,当混合铺层结构为75/25组合(即迎弹面为75%的正交铺层,背弹面为25%的顺时针螺旋角度铺层)时,混合铺层靶板兼具优异的抗弹道侵彻和抗凹陷性能,称之为“ARL X”铺层方式。Zhang等<sup>[63]</sup>探究了Dyneema® HB80硬质靶板以“ARL X”组合铺层方式的V50和抗凹陷性能,得出了类似的结论。与正交铺层结构相比,“ARL X”组合铺层结构的V50降低约10%,背面变形峰值降低约30%。Karthikeyan等<sup>[64]</sup>指出,螺旋角度铺层靶板抗贯穿能力的降低是由于横向剪切载荷的出现降低了纤维轴向拉伸变形耗散弹丸能量的效率,而抗凹陷性能的提高是由于纤维非正交分布状态增大了弹击时形变区域面积。

##### 4.3 纤维增强体混杂结构

由弹道侵彻损伤模式分析可知,沿着弹丸的侵彻路径,复合材料靶板在不同的位置发生显著不同的毁伤模式,且每种毁伤模式对应着纤维的不同失效模式。靶板迎弹面主要发生纤维的压缩剪切失效,而背弹面则发生拉伸变形断裂失效<sup>[65]</sup>。因此,在复合材料靶板的不同位置分别设置具备不同力学性能的防弹纤维材料,使复合材料靶板在不同的位置所具备的力学特性与其在弹道侵彻作用下发生的主要破坏方式相匹配,充分发挥不同防弹纤维的不同吸能特性,使之产生协同防护效应,利用纤维混杂的结构设计方式提高复合材料靶板的弹道防护性能。对于混杂防弹结构而言,铺层顺序和混杂比例是影响其防弹性能的最重要的两个影响因素<sup>[66]</sup>。

研究人员发现,纤维混杂复合材料层合板的抗弹性能可

优于单一纤维复合材料,混杂纤维之间可产生最佳协同效应<sup>[67]</sup>。一般规律是将具有优异抗压缩剪切性能的无机纤维(如碳纤维、玻璃纤维或玄武岩纤维等)置于迎弹面,将具有优异断裂韧性的高性能有机纤维等置于背弹面,并且在合适的混杂比例条件下,层合板的抗弹性能可获得混杂正效应<sup>[68]</sup>。有研究指出,对于芳纶纤维和PE-UHMW纤维混杂体系而言,将PE-UHMW纤维置于迎弹面,芳纶纤维置于背弹面时,混杂体系的抗弹性能可获得混杂正效应,原因是PE-UHMW纤维和芳纶纤维具有完全不同的高分子链结构,PE-UHMW纤维为高度柔性链(可发生蠕变),而芳纶纤维为刚性棒状链,弹道冲击时的响应时间不同,且PE-UHMW纤维与芳纶纤维的最佳质量比为50:50<sup>[69]</sup>。也有研究指出,对于软质防弹材料的混杂设计而言,当把Dyneema®软质UD SB71放置在Twaron®芳纶织物前的弹击面时,PE-UHMW纤维的热损伤较为明显,包括能量吸收和背面变形在内的弹道性能明显下降。有限元分析结果也表明,弹击时的热损伤引起Dyneema® UD材料性能退化,应力波传播和横向变形受到高度约束,从而降低了整个混杂防护材料的能量吸收,即将PE-UHMW防弹材料置于迎弹面时会降低防护性能<sup>[70-71]</sup>。Zulkifli等<sup>[68]</sup>探究了层间铺层顺序对碳纤维/PE-UHMW混杂纤维复合材料硬质靶板的弹道性能和结构性能的影响。少量碳纤维复合层分别被放置在靶板的迎弹面、中间层、背弹面等位置。研究发现,高模量碳纤维复合层的添加显著提高了混杂复合材料靶板的弯曲强度和弯曲模量;碳纤维层置于迎弹面和背弹面等位置时,靶板的抗弹性能均得到提升;碳纤维层位于迎弹面时,靶板抵抗9 mm全金属外壳子弹时背面变形程度显著降低,抗弹性能获得显著的正向混杂效应。因此,在PE-UHMW硬质靶板的合适位置放置碳纤维复合材料,可同时提高靶板的结构刚度和抗弹性能。Tirillò等<sup>[72]</sup>研究了玄武岩纤维杂化对碳纤维/环氧复合材料靶板在高速弹道冲击下的影响。制备了玄武岩纤维与碳纤维层间混杂(三明治结构和夹层结构)等试样,并与非混杂试样进行了比较。通过对弹丸的冲击速度、剩余速度和弹道极限速度的评估,对高速冲击试验的响应进行了评价。结果表明,与纯碳纤维靶板相比,所有夹层结构(玄武岩纤维/碳纤维杂化)的弹道极限速度均得到了大幅提升,原因是玄武岩纤维复合材料具有更加优异的抗冲击断裂韧性。因此,需根据特定的防护对象设计合适的铺层顺序和混杂比例,才能获得防护性能的混杂正效应。

#### 4.4 层合板面密度

复合层压板的面密度与其厚度有直接关系,复合压力一致时面密度与厚度成正比。研究证实,对于防弹纤维增强复合材料层合板,其破坏失效模式和弹道吸能机理与靶板面密度或厚度密切相关,薄板与厚板具有显著不同的变形情况和吸能机理,即存在明显的厚度效应<sup>[42]</sup>。

随着层合板面密度的增加,其抵抗某种特定弹丸的V50随之增大,但单位面密度所吸收的能量(即比吸能)的变化却

有所差别,这与靶板所抵抗的弹丸的种类和靶板面密度等密切相关。Zhang等<sup>[63]</sup>研究了不同面密度的Dyneema® HB80防弹靶板抗1.1 g破片模拟弹的V50和比吸能。结果表明,当靶板面密度从7.8 kg/m<sup>2</sup>增加到10.7 kg/m<sup>2</sup>时,V50、吸收的能量和比吸能分别增加了1.26倍、1.59倍和1.15倍。对于PE-UHMW硬质靶板抗1.1 g破片模拟弹而言,其破坏模式表现出逐步破坏模式,主要包括剪切破坏、压缩破坏、层间分层、局部结构运动和纤维拉伸变形断裂。对于面密度大的靶板而言,抗弹纤维的拉伸破坏失效比例要明显高于面密度小的靶板,因此表现出更好的比吸能性和防护效果。然而,随着侵彻体种类的变化,靶板比吸能随面密度的变化的规律可能会发生改变,例如Karthikeyan等<sup>[24]</sup>研究了不同面密度的Dyneema® HB26防弹靶板抗8.3 g球形弹丸的V50和比吸能性。结果表明,当靶板面密度从2 kg/m<sup>2</sup>增加到4 kg/m<sup>2</sup>时,V50仅提高了13%,比吸能则下降了36%。

## 5 成型工艺条件

### 5.1 成型温度

硬质复合材料层合板在作为弹道防护材料使用时,需要采用模压成型工艺将其压制成为具有特定形状和尺寸的装甲板,而模压成型工艺最重要的两个影响因素为成型温度和成型压力。硬质靶板的成型温度需综合考虑树脂基体的性质和增强纤维的耐温性质。对于热固性树脂基体而言,需首先保证树脂基体按照设定的固化制度固化完全;而对于热塑性树脂基体而言,在保证树脂充分熔融流动的条件下尽量降低成型温度,避免温度超过增强纤维的熔融温度。Karbalaic等<sup>[73]</sup>研究了成型温度对PE-UHMW靶板抗弹吸能性的影响。结果表明,成型温度在125~130 °C范围内时,靶板的抗弹吸能性最佳;当成型温度超过130 °C后,靶板的抗弹性能显著降低。分析原因是PE-UHMW纤维的熔融温度范围为130~135 °C,当温度低于125 °C时PE-UHMW纤维可充分保持其高结晶度和高度取向的状态,而当温度超过130 °C后,PE-UHMW纤维开始出现熔融,纤维的结晶度和取向度迅速下降,纤维力学性能迅速降低,最终导致靶板抗弹吸能的降低。因此在PE-UHMW防护制品的设计中,PE-UHMW复合材料靶板的成型温度一般设定为125 °C<sup>[74]</sup>。

### 5.2 成型压力

成型压力对复合材料层合板的弹道吸能机制和结构尺寸,包括层间剥离强度、界面结合强度、弯曲刚度、厚度、体密度、致密程度等均产生直接影响,是复合材料设计中极为重要的工艺参数和结构设计参数,因此优化复合材料的成型压力是层合板结构设计中极为重要环节。张大兴等<sup>[75]</sup>探究了成型压力(0.5~8.0 MPa)对Dyneema® UD66弹道吸能的影响。结果表明,UD66靶板的弹道吸能在2.5 MPa的成型压力时达到最大,原因是当成型压力较小时,靶板的致密程度和层间剥离强度低,层间纤维间的协同效应差,不利于应力波的迅速传播及能量耗散;纤维间的协同效应随成型压力的升高而增加,2.5 MPa时达最佳值;成型压力继续增加导致靶板的

结构刚度显著增加,降低了纤维通过拉伸变形所吸收的能量,从而导致弹道吸能下降;随着压力的持续提高,靶板结构刚度趋于稳定,弹道吸能也逐渐趋于稳定。孙志杰等<sup>[76]</sup>开展了更宽的成型压力范围(0.5~20.5 MPa)内对Dyneema® UD75靶板的弹道吸能实验研究。结果表明,UD75靶板在成型压力为2.5 MPa和12.5 MPa时出现两个吸能峰值,12.5 MPa时靶板的吸能值是2.5 MPa时的1.64倍。Lässig等<sup>[77]</sup>探究了三个不同的成型压力(分别为2,16.5 MPa和30 MPa)对Dyneema® HB26靶板抗弹性能的影响。结果表明,HB26靶板的弹道极限速度V50随成型压力的增大而逐渐增加,靶板的V50分别为695,734 m/s和736 m/s,即当成型压力由2 MPa增至16.5 MPa时,V50提高了5.6%,而当成型压力由16.5 MPa增至30 MPa时,V50仅提高了0.27%,提升幅度明显减缓。因此,对于兼具优异弹道吸能和结构刚度的防弹复合材料而言,例如防弹头盔,适当地提高靶板的成型压力有助于提高抗弹吸能和降低背凸高度。

## 6 结语

纤维增强复合材料的抗弹性能影响因素众多,主要从抗弹材料性能(包括结构和工艺)的角度分析了其对复合材料抗弹性能的影响规律及作用机制。纤维增强体的类型和性能显著影响复合材料在高速弹击时的拉伸变形吸能;树脂基体的种类和含量决定了复合材料在遭受冲击时纤维的受力方式和分布状态,合适的树脂含量有利于复合材料的分层吸能;界面性能决定了载荷在纤维和树脂之间的传递效率。材料抗弹性能的发挥还受到结构设计、成型工艺等的综合影响。纤维增强体的织物结构、铺层方式、混杂形态等是靶板结构设计时重点考虑的因素。模压成型温度和压力是复合材料靶板设计中极为重要的工艺参数和结构设计参数。总之,材料本身的纤维强度、基体韧性和界面特性是抗弹性能的决定性内因,但只有通过材料-结构-工艺协同优化设计,才能实现复合材料抗弹性能的最大化。

## 参考文献

- [1] WANG L, et al. *Composite Structures*, 2025, 355. DOI: 10.1016/j.compstruct.2025.118846.
- [2] ZHOU Y, et al. *Thin-Walled Structures*, 2024, 205. DOI:10.1016/j.tws.2024.112394.
- [3] LI Y Q, et al. *Composites Part B: Engineering*, 2022, 238. DOI: 10.1016/j.compositesb.2022.109890.
- [4] ABTEW M A, et al. *Composite Structures*, 2019, 223. DOI: 10.1016/j.compstruct.2019.110966.
- [5] PAI A, et al. *Thin-Walled Structures*, 2022, 179. DOI: 10.1016/j.tws.2022.109664.
- [6] O' MASTA M R, et al. *International Journal of Impact Engineering*, 2014, 74:16–35.
- [7] SUN H J, et al. *Macromolecules*, 2024, 57(15):7 390–7 397.
- [8] HAN F L, et al. *Chemical Engineering Journal*, 2023, 453. DOI: 10.1016/j.ccej.2022.139470.
- [9] LUO J J, et al. *Advanced Functional Materials*, 2024, 34(7). DOI: 10.1002/adfm.202310008.
- [10] HE A N, et al. *Advanced Fiber Materials*, 2024, 6(1):3–35.
- [11] 李伟萍,等. *兵工学报*, 2022, 43(9):2 136–2142. LI Weiping, et al. *Acta Armamentarii*, 2022, 43(9):2 136–2 142.
- [12] WU J H, et al. *Polymer*, 2025, 317. DOI: 10.1016/j.polymer.2024.127953.
- [13] HE Y M, et al. *International Journal of Impact Engineering*, 2025, 201. DOI:10.1016/j.ijimpeng.2025.105275.
- [14] HE Y, et al. *Defence Technology*, 2025, 44:1–16.
- [15] 梁晨,等. *高分子通报*, 2024, 37(10):1 400–1 413. LIANG Chen, et al. *Chinese Polymer Bulletin*, 2024, 37(10): 1 400–1 413.
- [16] BARHOUMI H, et al. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2023, 42(13/14):685–699.
- [17] PENG X J, et al. *Polymer Composites*, 2025, 46(10):9 540–9 552.
- [18] DONG H, et al. *ACS Applied Polymer Materials*, 2024, 6(4): 2 371–2 380.
- [19] SUN M, et al. *Journal of Materials Science*, 2016, 51(6):2 830–2 840.
- [20] 贾子琪,等. *化工新型材料*, 2023, 51(4):77–81, 86. JIA Ziqi, et al. *New Chemical Materials*, 2023, 51(4):77–81, 86.
- [21] 贾文星,等. *复合材料学报*, 2023, 40(7):3 921–3 927. JIA Wenxing, et al. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2023, 40(7): 3 921–3 927.
- [22] HOLMES G A, et al. *Journal of Materials Science*, 2006, 41(13): 4 105–4 116.
- [23] 董彬,等. *复合材料科学与工程*, 2023(1):116–123. DONG Bin, et al. *Composites Science and Engineering*, 2023(1): 116–123.
- [24] KARTHIKEYAN K, et al. *Materials & Design*, 2014, 63:115–125.
- [25] 焦亚男,等. *复合材料学报*, 2017, 34(9):1 960–1 972. JIAO Yanan, et al. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2017, 34(9): 1 960–1 972.
- [26] 曾琦,等. *兵器装备工程学报*, 2025, 46(5):305–312. ZENG Qi, et al. *Journal of Ordnance Equipment Engineering*, 2025, 46(5):305–312.
- [27] 李华,等. *工程塑料应用*, 2006, 34(4):17–20. LI Hua, et al. *Engineering Plastics Application*, 2006, 34(4):17–20.
- [28] CHOUDHURY S, et al. *International Journal of Impact Engineering*, 2023, 176. DOI:10.1016/j.ijimpeng.2023.104565.
- [29] OLALEYE K, et al. *Composite Structures*, 2024, 340. DOI: 10.1016/j.compstruct.2024.118172.
- [30] 许国娟,等. *复合材料科学与工程*, 2022(4):104–110. XU Guojuan, et al. *Composites Science and Engineering*, 2022(4): 104–110.
- [31] 周庆,等. *复合材料学报*, 2019, 36(10):2 235–2 246. ZHOU Qing, et al. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2019, 36 (10):2 235–2 246.
- [32] ECKHOFF D, et al. *Thin-Walled Structures*, 2025, 213. DOI:

- 10.1016/j.tws.2025.113265.
- [33] MARTIN V A, et al. *Fibers and Polymers*, 2024, 25(2):619–630.
- [34] HAQUE B Z G, et al. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2023, 36(4):1 361–1 381.
- [35] BAJYA M. *Fibers and Polymers*, 2024, 25(2):737–749.
- [36] 何业茂,等. *复合材料学报*, 2022, 39(4):1 570–1 581.  
HE Yemao, et al. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2022, 39(4): 1 570–1 581.
- [37] HAN F L, et al. *Chemical Engineering Journal*, 2023, 478. DOI: 10.1016/j.cej.2023.146391.
- [38] BANDARU A K, et al. *Materials & Design*, 2025, 252. DOI: 10.1016/j.matdes.2025.113706.
- [39] DIAS R R, et al. *Journal of Composites Science*, 2024, 8(10). DOI:10.3390/jcs8100385.
- [40] YANG Y F, et al. *Composite Structures*, 2023, 321. DOI:10.1016/j.compstruct.2023.117232.
- [41] YANG Y F, et al. *Composite Structures*, 2024, 344. DOI:10.1016/j.compstruct.2024.118327.
- [42] 彭刚,等. *弹道学报*, 2007, 19(3):10–14.  
PENG Gang, et al. *Journal of Ballistics*, 2007, 19(3):10–14.
- [43] 何业茂,等. *复合材料学报*, 2021, 38(5):1 331–1 347.  
HE Yemao, et al. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2021, 38(5): 1 331–1 347.
- [44] 岳航宇,等. *高分子学报*, 2024, 55(10):1 365–1 380.  
YUE Hangyu, et al. *Acta Polymerica Sinica*, 2024, 55(10):1 365– 1 380.
- [45] WEI Q S, et al. *International Journal of Damage Mechanics*, 2020, 29(9):1 465–1 484.
- [46] VAN DER WERFF H, et al. High-performance ballistic fibers: Ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) [M]// *Advanced fibrous composite materials for ballistic protection*. Woodhead Publishing, 2016:71–107.
- [47] MELIANDE N M, et al. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25:3 943–3 956.
- [48] ZHANG J, et al. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2025, 286. DOI:10.1016/j.ijmecsci.2024.109896.
- [49] CHU T L, et al. *Composite Structures*, 2017, 159:267–277.
- [50] 韩朝锋,等. *纺织学报*, 2014, 35(8):116–123, 132.  
HAN Chaofeng, et al. *Journal of Textile Research*, 2014, 35(8): 116–123, 132.
- [51] ZHANG C, et al. *Thin-Walled Structures*, 2023, 191. DOI: 10.1016/j.tws.2023.111056.
- [52] JING K K, et al. *Thin-Walled Structures*, 2025, 213. DOI:10.1016/j.tws.2025.113262.
- [53] ZHANG R, et al. *International Journal of Impact Engineering*, 2022, 159. DOI:10.1016/j.ijimpeng.2021.104035.
- [54] ZHAO C Z, et al. *Composite Structures*, 2025, 357. DOI:10.1016/j.compstruct.2025.118919.
- [55] MA B L, et al. *Composites Part B: Engineering*, 2024, 271. DOI: 10.1016/j.compositesb.2023.111133.
- [56] YANG Y F, et al. *Composite Structures*, 2019, 224. DOI:10.1016/j.compstruct.2019.111015.
- [57] 陈磊,等. *材料工程*, 2010(11):94–100.  
CHEN Lei, et al. *Journal of Materials Engineering*, 2010(11): 94–100.
- [58] BANDARU A K, et al. *International Journal of Impact Engineering*, 2016, 89:1–13.
- [59] GOWDA D, et al. *Materials Today Communications*, 2024, 38. DOI:10.1016/j.mtcomm.2024.108343.
- [60] WANG H X, et al. *Polymer Testing*, 2021, 103. DOI:10.1016/j.polymeresting.2021.107348.
- [61] VARGAS-GONZALEZ L R, et al. Impact and ballistic response of hybridized thermoplastic laminates[R]. ARL-MR-0769. U. S. Army Research Laboratory:Aberdeen Proving Ground, MD, 2011.
- [62] VARGAS-GONZALEZ L R, et al. Examining the relationship between ballistic and structural properties of lightweight thermoplastic unidirectional composite laminates[R]. ARL-RP-0329. U. S. Army Research Laboratory: Aberdeen Proving Ground, MD, 2011.
- [63] ZHANG T G, et al. *Composite Structures*, 2015, 133:191–201.
- [64] KARTHIKEYAN K, et al. *International Journal of Impact Engineering*, 2016, 88:227–237.
- [65] CHEN W, et al. *Materials Today Communications*, 2024, 39. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.108703.
- [66] ZHAO S, et al. *Composites Science and Technology*, 2024, 254. DOI:10.1016/j.compscitech.2024.110692.
- [67] BAO J W, et al. *Defence Technology*, 2022, 18(10):1 822–1 833.
- [68] ZULKIFLI F, et al. *International Journal of Impact Engineering*, 2019, 129:119–127.
- [69] 周庆,等. *复合材料学报*, 2019, 36(4):837–847.  
ZHOU Qing, et al. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2019, 36(4): 837–847.
- [70] YANG Y F, et al. *Composite Structures*, 2021, 272. DOI:10.1016/j.compstruct.2021.114211.
- [71] YANG Y F, et al. *Composite Structures*, 2017, 174:233–243.
- [72] TIRILLÒ J, et al. *Composite Structures*, 2017, 168:305–312.
- [73] KARBALAIE M, et al. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2012, 25(4):403–414.
- [74] QIAO Y, et al. *Composites Part C: Open Access*, 2024, 14. DOI: 10.1016/j.jcomc.2024.100497.
- [75] 张大兴,等. *北京航空航天大学学报*, 1999, 25(4):378–380.  
ZHANG Daxing, et al. *Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics*, 1999, 25(4):378–380.
- [76] 孙志杰,等. *复合材料学报*, 2001, 18(2):46–49.  
SUN Zhijie, et al. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2001, 18(2): 46–49.
- [77] LÄSSIG T R, et al. *Composites Part B: Engineering*, 2018, 147: 47–55.