DOI: 10.11858/gywlxb.20261034

聚氨酯胶体含量对预浸 PBO 纤维复合板弹道性能的影响

苏子涵[1], 李翔宇[1], 梁民族[1,2], 王 洁[1], 林玉亮[1], 张玉武[1]

（1. 国防科技大学理学院, 湖南 长沙 410073;
2. 军事科学院国防工程研究院目标易损性评估全国重点实验室, 北京 471000）

摘要: 针对聚对苯撑苯并二噁唑（poly-p-phenylene ben-zobisthiazole, PBO）纤维表面化学惰性导致的复合材料界面结合弱、弹道性能不足的问题, 采用水性聚氨酯预浸与热压工艺, 制备了不同胶体质量分数（18.40% 和 20.45%）和纤维层数（10、20、30）的 PBO 复合板, 通过准静态拉伸、弹道实验和 X 射线计算机断层扫描技术, 研究了复合材料的拉伸性能、弹道极限、失效模式及能量吸收机制。结果表明: 该工艺可有效改善 PBO 纤维复合板的成形与防护性能; 与胶体质量分数为 20.45% 的试样相比, 胶体质量分数为 18.40% 的 30 层试样的抗拉强度提升了 14.86%, 弹性模量提升 28.33%; 弹道极限随胶体质量分数的增加而提高, 10、20 层试样中 20.45% 胶体质量分数试样的弹道极限分别提升了 9.9%、5.3%, 但随着层数增加的幅度逐渐减弱, 30 层时二者差值不足 1%; 复合板的主要失效模式包括纤维剪切断裂、基体破裂分层及纤维拉伸断裂; 能量吸收通过纤维压缩变形、剪切与拉伸断裂协同实现, 吸能效率随冲击速度提高呈下降趋势, 随层数增加而增强, 而胶体质量分数的影响在高层数时减弱。研究结果可为 PBO 纤维复合材料的弹道防护设计提供参考。

关键词: PBO 纤维; 聚氨酯胶体; 弹道极限; 失效模式; 能量吸收

中图分类号: O521.2; O347 **文献标志码:** A

在现代战场环境中, 防护装甲性能对装备和人员的安全至关重要。传统装甲材料虽然具备较高的防护能力, 但其质量大、灵活性差的缺点限制了装备的机动性和作战效能。纤维增强树脂基复合材料因其高比强度、高比模量以及轻质化特性, 成为替代传统装甲的重要选择[1]。如何进一步提高纤维增强树脂基复合材料的防弹性能, 实现装备的轻质高强防护, 仍是当前研究的关键挑战。近年来, 聚对苯撑苯并二噁唑（poly-p-phenylene ben-zobisthiazole, PBO）纤维因其卓越的力学性能和耐高温、阻燃特性, 在防弹材料领域备受关注[2−3]。然而, PBO 纤维极高的表面化学惰性导致其与树脂基体的界面结合强度不足, 严重制约了在复合材料中充分发挥其优异的力学性能[4], 导致 PBO 纤维复合材料的实际弹道性能往往低于理论预期。

近年来, 为改善 PBO 纤维的界面性能, 国内外学者针对 PBO 纤维复合材料进行了大量研究, 并取得了一系列进展。在 PBO 纤维力学性能方面, Lei 等[5] 通过实验研究了 PBO 纤维的准静态和动态力学性能, 发现随着应变速率的增大, PBO 纤维发生了韧-脆转变, 在高应变速率下, PBO 纤维中出现明显的径向劈裂和纤维化现象。Xie 等[6] 通过不同功率和时间的氧气等离子体处理对 PBO 纤维进行表面改

* **收稿日期:** 2026-03-05; **修回日期:** 2026-05-29
基金项目: 国家自然科学基金（12522215, 12272410）; 湖南省重点研发计划（2025JK2084）; 目标易损性评估全国重点实验室开放基金（YSX2024KFXY009）
第一作者: 苏子涵（2002—）, 男, 硕士研究生, 主要从事高效毁伤与防护研究. E-mail: zihansu@nudt.edu.cn
通信作者: 梁民族（1989—）, 男, 博士, 教授, 主要从事高效毁伤与防护研究. E-mail: mzliang@nudt.edu.cn

性，显著提升了 PBO 纤维与树脂的界面剪切强度。Tang 等[7] 通过表面接枝改性制备的复合材料的抗弯强度与层间剪切强度均获得大幅提升。Liu 等[8] 以 PBO 纤维作为增强材料，制备了波透明层压复合材料，层间剪切强度和弯曲强度分别为 50.7 和 682.5 MPa。王斌等[9] 通过引入纳米纤维膜构建梯度界面，以增强层间性能。Peng 等[10] 将一系列具有不同刚度和韧性的环氧树脂与 PBO 纤维结合，评价其准静态力学性能，分析其抵抗弹道冲击的有效性，发现基体韧性在提高防弹性能方面发挥着关键作用，它促进了更好的能量分配，减轻了纤维损伤。在复合材料抗冲击领域，He 等[11] 以高性能 PBO 纤维作为增强材料，将 PBO 纤维经过氧气等离子体表面处理，并与环氧树脂三聚体相结合，设计了一种具有多尺度耗能结构的新型复合材料，复合材料表现出优异的界面黏合性能。Chen 等[12] 采用能量法结合应力波传播和弹丸运动分析，构建了目标损伤工程分析模型，通过弹道测试测量 PBO 复合材料层压板穿孔后钢圆柱形弹丸的残余速度，并将其与分析模型预测值进行比较，误差小于 2.6%。宫平等[13] 采用铺层模压的方式制备了 PBO 纤维织物增强复合材料，并研究了其防弹特性，分析了不同树脂基体、纤维含量及铺层方式等因素对 PBO 纤维复合材料抗弹性能的影响。陆瑶等[14] 通过静电纺丝在 PBO 平织织物上涂覆了一层聚丙烯腈（polyacrylonitrile, PAN）纳米纤维膜，分层固化获得复合材料，在 PBO 纤维与环氧树脂之间形成梯度界面，从而提高复合材料的界面强度。Guo 等[15] 在 PBO 纤维表面开发了一种刚柔过渡界面，以增强其界面黏附并改善碳纤维层压板的层间增韧效果，这种刚柔结构还为界面载荷传递提供了平滑的模量梯度，有效利用了 PBO 纤维的优异机械性能，并耗散更多的断裂能量。

以上研究表明，PBO 纤维具有良好的抗冲击性能，可作为增强材料与树脂相结合形成复合材料，通过改变树脂的种类和含量、纤维的铺层方式以及对纤维本身进行改性，可以改善 PBO 纤维弹道的防护性能。然而，已有研究主要集中于通过定性方法改善 PBO 纤维复合材料的防护性能。对于决定装甲设计的关键定量参数，如弹道极限速度、能量吸收率及纤维随冲击速度变化的规律缺乏系统性的实验研究与机理分析，特别是关于聚氨酯基体中胶体含量与复合材料铺层层数如何协同影响 PBO 纤维复合材料的弹道性能与失效机理尚缺乏深入探讨，极大地限制了其在弹道防护工程中的应用。

为了探明 PBO 纤维弹道极限性能和能量吸收机制，解决现有研究对聚氨酯胶体含量与纤维铺层层数的作用规律揭示不足的问题，为现代战争中急需的具有良好弹道防护性能的靶板提供新的解决方案。本研究将采用水性聚氨酯预浸与热压工艺，制备不同胶体含量及纤维布层数的 PBO 纤维复合材料，系统分析其弹道响应、损伤失效模式及能量吸收规律。在界面调控机理上，明确聚氨酯胶体含量与纤维层数对 PBO 纤维-基体界面结合及应力传递的协同影响规律，补充聚氨酯基体下两者耦合调控界面性能的定量研究；在弹道吸能机制上，厘清胶体含量与层数共同作用下复合板多失效模式的吸能协同机制，完善弹道极限、能量吸收率等关键参数的系统性分析；在工艺优化应用上，优化水性聚氨酯预浸 PBO 纤维的热压工艺参数，为 PBO 纤维复合材料在弹道防护领域的工程应用提供参考。

1　材料和试样

PBO 纤维采用浙江中科金绮新材料公司生产的 AS 1100/330 高强纤维平纹布，面密度为 140 g/m^2，性能参数见表 1。水性聚氨酯采用安徽远辰新材料公司生产的 YC-2 阴离子聚酯型脂肪族聚氨酯分散液，性能参数见表 2。

表 1　PBO 纤维性能参数

Table 1　Performance parameters of PBO fibers

Density/(g·cm^{-3})	Tensile strength/GPa	Tensile modulus/GPa	Breaking elongation/%
1.54	3.80	129.71	3.98

表 2　YC-2 水性聚氨酯性能参数

Table 2　Performance parameters of YC-2 waterborne polyurethane

Solid mass fraction/%	pH value	Tear resistance/MPa	Elastic modulus/MPa
40	6.8–7.5	33–45	3.2–5.6

试样制备前对 PBO 纤维布进行预浸处理。首先，对纤维平纹布进行电晕处理，以提升表面活性；随后，将其浸入调配好的水性聚氨酯胶液中，使胶体充分浸润纤维；接着，用精密轧辊均匀挤除多余胶料后，将纤维布送入多段控温烘道，先以较低温度温和脱除大部分水分，再逐步升温使聚氨酯乳胶粒子聚结、成膜并固化，形成聚氨酯含量（质量分数）分别为 18.40% 和 20.45% 的 PBO 纤维布预浸料。

采用激光光束将 PBO 预浸纤维布裁剪成尺寸为 150 mm×150 mm 的方形试样，采用热压工艺制备复合板，流程如图 1 所示。含胶量分别为 20.45% 与 18.40% 的 2 类试样均在接触压力下升温至 160 ℃，随后执行不同的热压过程。对于含胶量为 20.45% 的试样，直接施加 8 MPa 并保压；对于含胶量为 18.40% 的试样，先加压至 10 MPa 并保压 10 min，再升压至 24 MPa 继续保压。所有试样的保压时间均根据纤维布层数确定，其中 10、20 和 30 层分别保压 15、20 和 30 min。保压结束后对试样进行水冷处理，最终得到具有不同面密度与含胶量的 PBO 纤维复合板，具体参数见表 3。

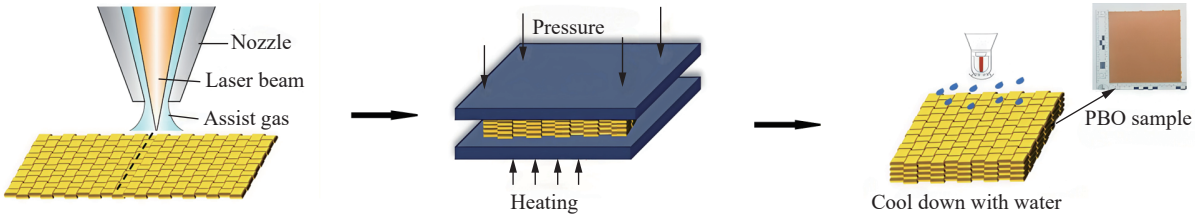


图 1　试样制备流程

Fig. 1　Specimen preparation procedure

表 3　PBO 纤维复合板参数

Table 3　Parameters of PBO fiber composite laminates

Specimen No.	Number of fabric layers	Colloid mass fraction/%	Area density/(kg·m^{-2})
S1	10	20.45	1.77
S2	20	20.45	3.48
S3	30	20.45	5.21
S4	10	18.40	1.75
S5	20	18.40	3.43
S6	30	18.40	5.16

2　实验方法

2.1　拉伸实验

参照国家标准 GB/T 1447—2005，采用电子万能试验机对 PBO 复合材料试样进行准静态拉伸实验。试样尺寸为 205 mm×10 mm×4.32 mm，有效拉伸区长度为 60 mm，两端夹持区长度为 45 mm，夹持区宽度为 20 mm，如图 2 所示。以 2 mm/min 恒定横梁位移速率进行单轴拉伸，直至试样失效。实验全程

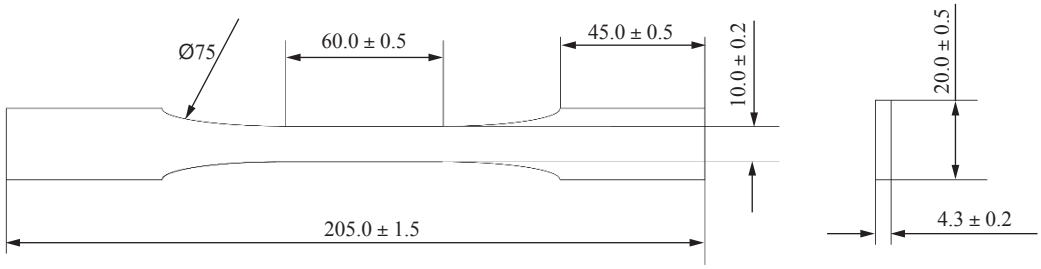


图 2　拉伸试样尺寸（单位：mm）

Fig. 2　Dimensions of the tensile specimen (Unit: mm)

同步采集载荷及位移数据，基于标距段原始尺寸计算得到材料的应力-应变曲线，从而获取其弹性模量、拉伸强度及断裂伸长率等力学性能参数。

2.2　弹道实验

采用 20 mm 口径的轻气炮加载系统开展弹道性能实验，实验布置如图 3 所示。弹体为钢制球形弹丸，直径为 10 mm，质量为 4.16 g。为满足发射密封要求并确保弹丸达到预定速度，弹丸外部包覆特制的聚四氟乙烯弹托。在炮口与复合靶板之间设置的分离装置作用下，弹托于出膛后与弹丸分离，从而保证弹丸以设定的速度飞行。在弹道一侧垂直布置高速摄影机（帧频 30 000 幅/秒，快门 1/60 000 s）及照明系统，用于观测 PBO 纤维复合靶板的变形过程与弹丸运动姿态。实验中通过电磁传感器触发示波器与高速相机，示波器的触发电压设置为 920 mV。

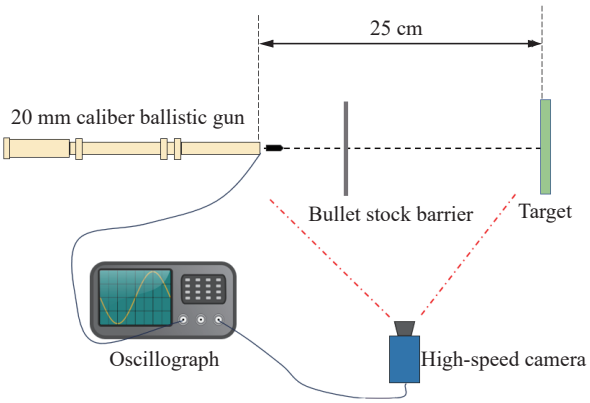


图 3　弹道性能测试的实验布置

Fig. 3　Experimental setup for ballistic performance testing

剩余速度是评估 PBO 纤维复合板弹道防护性能与能量吸收效率的关键参数。本实验采用单目视觉测量方法，基于高速摄影获取弹体的初始速度与剩余速度。利用高速相机的高帧频特性，连续记录弹丸在已知距离内的运动过程。距炮口 25 cm 处设置尺度参考靶板，通过图像处理获取弹丸在相邻帧之间的像素位移。

3　结果与讨论

3.1　拉伸性能

图 4 给出了 2 组 30 层 PBO 纤维复合板试样的拉伸应力-应变曲线，其聚氨酯胶体质量分数分别为 20.45%（试样 S3）和 18.40%（试样 S6）。由曲线初始线性段可知，试样 S3 的弹性模量和抗拉强度分别为 4913 和 370 MPa，试样 S6 则分别为 6305 和 425 MPa。胶体质量分数为 18.40% 的试样 S6 的树脂占比更低，相应的 PBO 纤维体积分数更高，在准静态拉伸载荷下，纤维能直接承担主要载荷，充分发挥其高模量、高强度的固有力学特性，因此，抗拉强度与弹性模量显著更优，其抗拉强度较试样 S3 提升了 14.86%，弹性模量提升了 28.33%。在拉伸过程中，2 种试样均表现出明显的弹性变形特征，且试样 S6 的线性段斜率更大，在相同铺层数下，胶体质量分数较低的试样在弹性阶段具有更强的抗变形能力。此外，胶体质量分数为 20.45% 的复合板表现出更高的极限应变，其延展性更好。准静态加载下应变率低、载荷传递充分，力学性能主要由纤维体积分数决定，纤维占比越高，强度与模量越优。

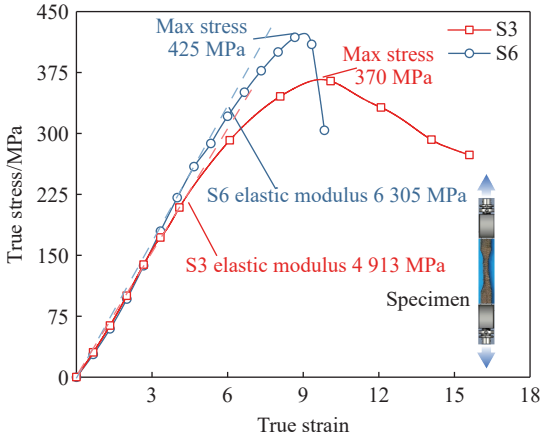
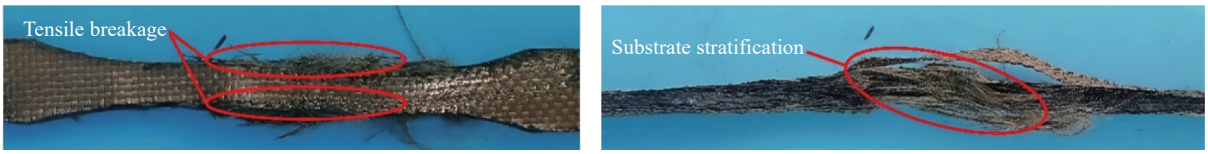


图 4　试样的拉伸应力-应变曲线

Fig. 4　Tensile stress-strain curves of specimens

在拉伸载荷作用下，试样变形形貌如图 5 所示，主要失效模式包括层间剥离、局部塑性变形及纤维断裂。层间界面受剪切应力与法向拉应力的共同作用，当其超过层间结合强度时，引发界面脱黏与分层现象，表现为典型的层间开裂形貌。试样中段因应力集中，基体材料发生了明显的局部塑性拉伸变形，该区域形貌呈现颈缩或局部延展特征。试样边缘区域的纤维在应力达到其抗拉强度极限后出现断

裂，纤维拔出与拔断痕迹清晰可见。以上破坏模式共同反映了材料在复杂应力状态下的渐进失效过程，变形失效形貌与材料的界面性能、基体延性及纤维强度密切有关。



(a) Front view of the specimen　　(b) Side view of the specimen

图 5　准静态拉伸后的试样形貌

Fig. 5　Morphology of specimens after quasi-static tensile testing

3.2　弹道性能

为研究 PBO 纤维层数与靶板胶体含量对弹道性能、变形失效模式和能量吸收特性的影响规律，开展了 26 发弹道侵彻实验，其中参与数据计算的有效实验为 17 发。实验采用对比设计，将试样按胶体含量分为 2 组，T1～T10 为高胶体含量组（20.45%），T11～T17 为低胶体含量组（18.40%）。每组调整纤维铺层数来考察层数效应，实现对胶体含量和纤维层数 2 个关键参数分析。实验结果及对应的冲击速度、剩余速度、变形量、能量吸收量等数据见表 4。

表 4　复合板弹道极限性能测试结果

Table 4　Ballistic limit performance test results of composite panels

Test No.	Specimen	Number of layers	Colloid mass fraction/%	Impact velocity/ ($m\cdot s^{-1}$)	Residual velocity/ ($m\cdot s^{-1}$)	Energy absorption/J	Deformation/ mm	Penetrated or not
T1	S1	10	20.45	238	−26	116.5	14.38	No
T2	S1	10	20.45	297	−24	182.3	18.48	No
T3	S1	10	20.45	313	−14	203.4	20.28	No
T4	S1	10	20.45	319	0	211.7	21.04	No
T5	S1	10	20.45	327	229	113.5	9.34	Yes
T6	S1	10	20.45	333	244	106.8	9.48	Yes
T7	S2	20	20.45	333	−13	230.3	19.08	No
T8	S2	20	20.45	339	147	194.1	13.28	Yes
T9	S3	30	20.45	342	0	243.3	15.52	No
T10	S3	30	20.45	349	111	227.7	13.04	Yes
T11	S4	10	18.40	292	−21	176.4	25.00	No
T12	S4	10	18.40	296	210	90.5	11.50	Yes
T13	S4	10	18.40	333	262	87.5	11.50	Yes
T14	S5	20	18.40	319	−13	211.3	25.58	No
T15	S5	20	18.40	320	129	178.4	15.26	Yes
T16	S6	30	18.40	339	0	239.0	16.06	No
T17	S6	30	18.40	349	144	210.2	15.16	Yes

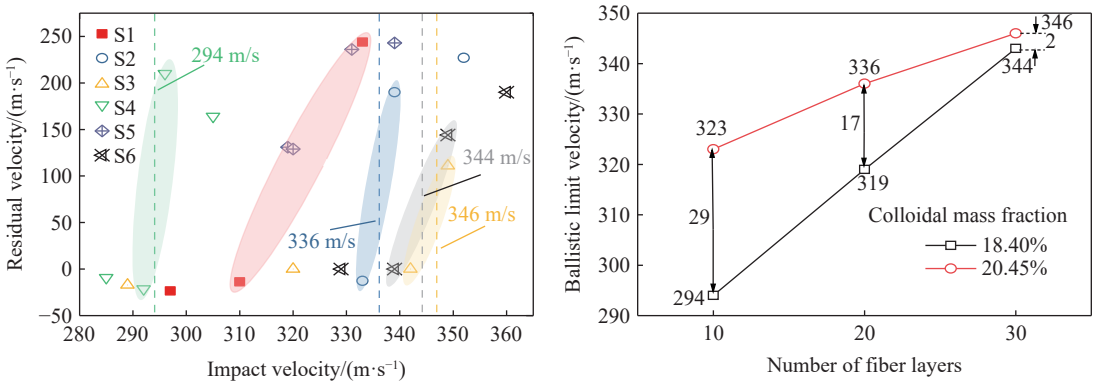
通过 V50 法[16] 计算复合板的弹道极限速度，采用平均 2 次撞击速度（一次为穿透的最小速度，一次为未穿透的最大速度）方法进行计算，并要求其差值在 15 m/s 以内，以确保数据的一致性。弹道极限速度可表示为

$$v_{50} = (v_{\mathrm{p,min}} + v_{\mathrm{np,max}})/2 \tag{1}$$

$$v_{\mathrm{p,min}} - v_{\mathrm{np,max}} \leqslant 15 \tag{2}$$

式中：v_{50} 为弹道极限速度，$v_{\mathrm{p,\,min}}$ 为弹丸击穿复合板时的最小初始撞击速度，$v_{\mathrm{np,\,max}}$ 为弹丸未击穿复合板时的最大初始撞击速度。

图 6 展示了不同胶体含量和铺层数下 PBO 纤维复合板的弹道极限。实验测得胶体质量分数为 18.40% 的 10、20、30 层复合板的弹道极限分别为 294、319 和 344 m/s。胶体质量分数为 20.45% 的 10、20 和 30 层复合板的弹道极限分别为 323、336 和 346 m/s。随着纤维铺层数增加，复合板弹道极限持续提高，但提升幅度逐渐减小，呈现明显的层合板厚度饱和效应[17−18]。当层数由 10 增至 20、30 时，靶板整体刚度与厚度显著提升，冲击应力波在板内的传播距离增加、应力衰减加快，难以在厚度方向形成充分的拉伸变形区。



(a) Projectile impact velocity-residual velocity　　(b) Ballistic limit velocity

图 6　PBO 复合板的弹道极限

Fig. 6　Ballistic limit of the composite laminates

在层数相同时，适当提高胶体质量分数可提升弹道极限：当层数较低（10 层）时，提升幅度最为明显，提升了 29 m/s，增幅为 9.9%；20 层时，弹道极限提升了 17 m/s，增幅为 5.3%；30 层时，2 类复合板的弹道极限相近，仅增加 2 m/s，增幅不足 1%。基体对弹道极限性能的影响逐渐减弱，层数较少时，复合板的抗侵彻性能主要依赖于纤维-基体界面的应力传递效率和基体对纤维的支撑作用。较高的胶体含量能形成更连续、强韧的树脂基体，增强层间黏结，从而更有效地激发纤维的拉伸变形与断裂等能量吸收机制，因此，胶体质量分数在 18.40%～20.45% 区间内，弹道极限呈现随胶体质量分数增加而提高的趋势。

准静态力学性能与弹道冲击性能呈现不同规律，其根本原因在于加载速率与主导机制的显著差异。在准静态条件下，性能由纤维体积分数主导，低胶体含量因纤维占比高而强度与模量更优；高速冲击属于高应变率动态加载，应力波在极短时间内传播，能量耗散不依赖静态强度，而是由界面黏结效率、层间约束能力和基体韧性共同决定。结合图 7 靶板损伤形貌可以看出：低胶体质量分数（18.40%）试样的界面结合较弱，高速冲击下易出现早期层间分层与纤维-基体脱黏，试样 S6 中迎弹面无明显局部凹陷，仅呈现大范围面内屈曲及星芒状放射褶皱，褶皱扩展范围大，纤维层松散翘起，呈现明显的层间剥离痕迹，纤维拔出长度较长、分布分散，无局部压实变形特征，应力无法快速传递至深层纤维，参与吸能的纤维数量有限，能量耗散不充分，因此，弹道性能偏低；而高胶体质量分数（20.45%）试样的界面黏结更强，基体连续性更好，可有效抑制层间提前分层，保证应力在厚度方向快速传递，试样 S3 中弹点周围呈现明显的局部侵彻凹陷，迎弹面以星芒状放射裂纹为主，褶皱扩展范围更收敛、多集中在侵彻点周边，纤维拔出长度短、分布紧凑，层间界面未发生明显脱黏与分层，使多层纤维协同变形、协同断裂吸能，从而获得更高的弹道极限。

随着纤维层数的增加，胶体含量对弹道极限的影响逐渐减弱，在 30 层时，2 种胶体含量复合板的弹道极限只相差不足 1%。随着复合板层数增加，材料的整体厚度和面密度均变大，靶板厚度效应与多层纤维的协同承载作用占据主导，成为抗侵彻的主要因素。纤维的承载作用和层间应力波耗散机制增强，胶体含量在能量分配中的相对贡献下降，导致其对弹道极限的影响随层数增加而趋于弱化。在

PBO 纤维复合材料弹道设计时：对于薄型结构，应注重优化胶体含量以强化界面；而对于较厚复合板，则需更加注重纤维铺层架构与整体刚度性能。

3.3　失效模式

图 7 为典型工况中 PBO 纤维复合板迎弹面的破坏形貌。在弹丸速度为 327 m/s 的侵彻工况下，弹丸发生回弹，此时靶板背弹面变形量为 20.28 mm。当侵彻速度提高至 333 m/s 时，弹丸贯穿靶板，背弹面变形量降至 9.48 mm，较 327 m/s 工况降低了 53.25%。此时，厚度方向已被贯穿，复合板中的横向应力波尚未充分扩展至远处，因此对弹丸后续运动的影响显著减弱。当弹丸速度超过弹道极限后，侵彻速度越高，纤维主导的失效模式越倾向于瞬时剪切断裂，而纤维拉伸变形与界面分层等吸能机制的作用减弱，导致复合板整体吸能效率下降。该现象与季海波等[19]在研究芳纶层合板抗平头弹侵彻性能时所得的结论一致。弹丸初始速度超过靶板弹道极限后，残余速度随初始速度近似线性递增。此时，靶板吸能机制由纤维拉伸主导转向由剪切主导，吸能效率降低。结果表明，当侵彻速度超过弹道极限时，复合板的主要失效机理会发生转变。

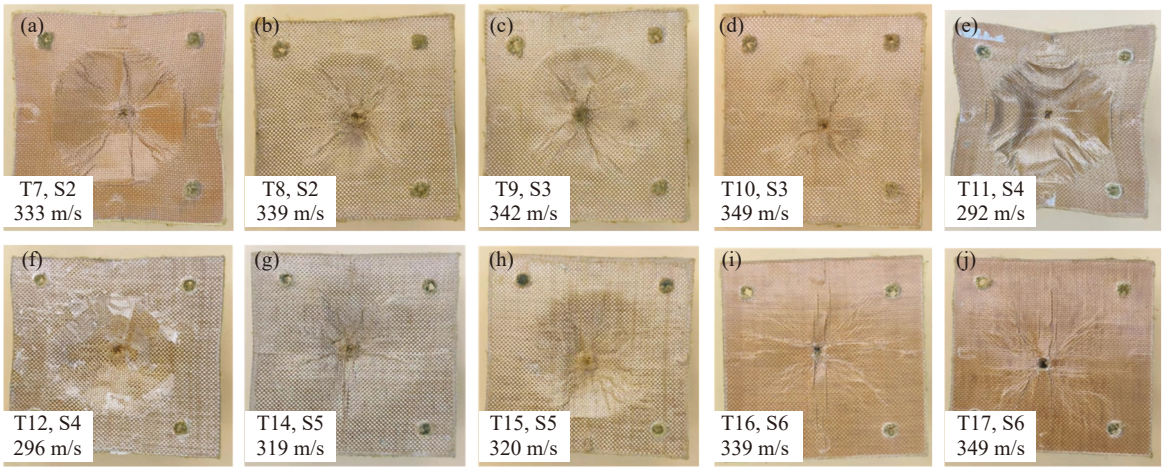


图 7　典型工况中 PBO 纤维复合板迎弹面的破坏形貌

Fig. 7　Failure morphology of the strike face of the PBO fiber composite laminates under typical service conditions

受实验条件限制，以及复合板较小、弹道散布等问题，弹丸击中复合板的位置存在微小偏移，这对复合板的抗冲击宏观表现会产生一定的影响，但失效区域都未延伸到复合板边缘，因此忽略此微小影响。在弹道侵彻实验后，观察到所有复合板外观均出现了损伤，主要表现为复合板穿孔、背面凸起以及整体弯曲，这些现象反映了复合板在吸收弹丸能量过程中的响应特征。

本研究制备的 PBO 纤维复合材料界面结合行为与传统高性能纤维复合材料基本一致：界面附着力升高，层间界面结合强度随之增强，应力传递效率与层间抵抗分层能力也相应提升[20]。可以看出，图 7 中迎弹面褶皱以星芒状放射形为主，该形貌由弹丸侵彻产生的面内剪切应力沿弹着点呈放射状扩散所致，应力传导过程中引发纤维与基体的协同变形，形成规律性星芒状褶皱。在弹丸侵彻作用下，S2、S3 组（含胶量为 20.45%）试样的迎弹面均出现较为明显的凹陷，因胶体含量较高，形成了更连续的树脂基体，层间黏结力更强，冲击能量更多集中于侵彻局部区域，引发基体与纤维的局部压实变形；而 S5、S6 组（含胶量为 18.40%）试样的迎弹面除出现部分面内屈曲褶皱变形外，无明显凹陷，源于较低胶体含量下纤维体积分数更高，基体对纤维的约束相对较弱，冲击能量更易通过面内屈曲与褶皱变形耗散，而非局部压实。相同弹速、相同胶体质量分数下，20 层靶板的放射裂纹扩展范围更大，30 层靶板的放射褶皱长度更短、扩展范围更收敛且多集中在侵彻点周边小区域内，这是因为靶板层数增加使层间约束与多层纤维协同承载能力显著增强，应力波的传播与扩散被有效抑制，难以向远场传递。褶皱产生的原因是冲击应力超过层间界面结合强度引发的分层现象，纤维层数增加可通过层间的相互约束提升结构抗变形能力，从而有效抑制复合板分层失效的扩散。含胶量 20.45% 的靶板呈现侵彻凹陷的破坏模

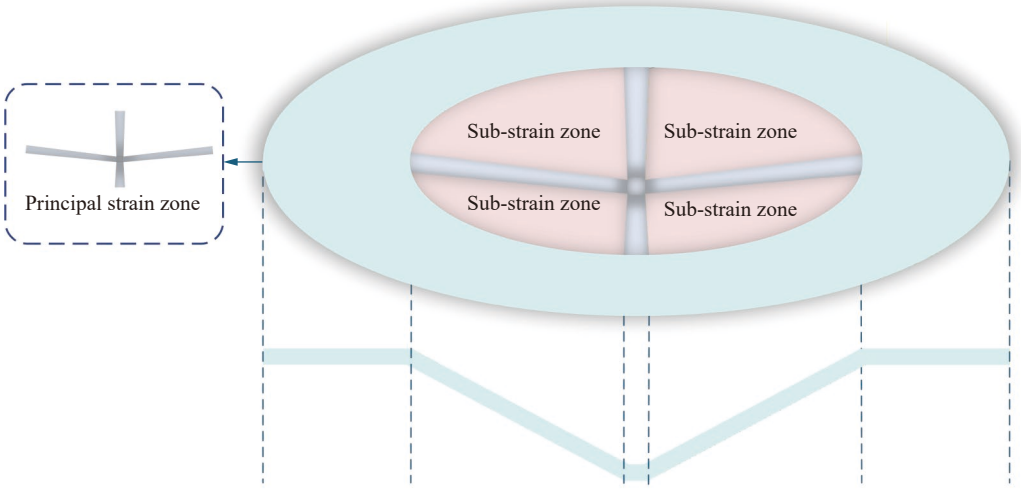
式，这是因为高胶含量下强界面黏结使靶板以局部塑性压实为主要能量吸收方式；而含胶量为18.40% 的靶板呈现局部压痕、面内屈曲和褶皱变形的复合破坏模式，因低胶含量下界面黏结相对温和，冲击能量可通过局部压痕、面内屈曲及层间褶皱等多种形式协同耗散，与该含量下靶板的变形与吸能特性匹配。

图 8 展示了 PBO 纤维复合板在弹道实验后的典型失效形貌。破坏模式主要表现为纤维的宏观拉伸变形与断裂、基体材料的变形与破裂，该特征与文献 [21] 中硬质合金破片侵彻超高分子量聚乙烯（ultra-high-molecular-weight polyethylene, UHMWPE）层合板所报告的失效行为具有一致性。具体而言，在迎弹面弹孔周边区域，纤维断口平齐，呈现典型的剪切断裂特征；而在复合板内部及背面，可观察到纤维的显著拉伸变形、颈缩乃至拉断现象，并伴有基体碎裂产生的碎片分布（图 8(a) 和图 8(b)），这分别对应了以纤维剪切和纤维拉伸为主导的 2 种失效机制，反映了冲击过程中材料响应的应变率效应与应力状态差异。



(a) Front side of failure morphology of the PBO fiber composite laminate

(b) Back side of failure morphology of the PBO fiber composite laminate



(c) Schematic diagram of primary deformation zone and secondary deformation zone

图 8　PBO 纤维复合板失效形貌及主/次变形区示意图

Fig. 8　Schematic diagram of failure morphology and primary/secondary deformation zones of fiber composite laminates

进一步地，根据损伤区域的力学响应特征，可将失效区域划分为主变形区和次变形区（图 8(c)）。将以弹着点为中心的十字形区域定义为主变形区，该区域内纤维与弹体直接相互作用，承受极高的压

缩与剪切应力，导致材料压实、剪切破坏与背部凹陷。主变形区外围为次变形区，其变形主要来源于应力波的传播与复合板的整体弯曲响应，形貌上表现为纤维的褶皱变形与层间的轻微分离，能量吸收以纤维的拉伸变形和界面脱黏为主。失效模式表明，PBO 纤维复合板的抗侵彻性能与其在局部冲击下的多模式失效机制密切相关，不同区域主导的破坏形式共同决定了整体能量耗散效率。

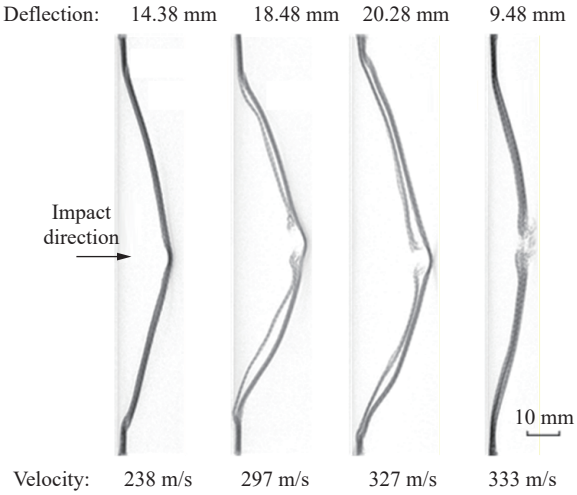


图 9　10 层 PBO 纤维复合板在不同弹速侵彻下的 CT 扫描结果

Fig. 9　CT scanning results of 10-layer PBO fiber composite laminates subjected to penetration at different impact velocities

在不同弹丸速度侵彻下 PBO 纤维复合板的 CT 扫描结果如图 9 所示。当弹丸初速度为 238 和 297 m/s 时，未达到复合板弹道极限，PBO纤维复合板在弹丸侵彻作用下发生明显的背凸变形，挠度分别达到 14.38 和 18.48 mm。复合板达到最大背凸后开始回弹，在弹靶开始接触时以剪切失效为主要失效模式，随后复合板失效模式逐渐转变为基体破裂和纤维拉伸变形。当弹丸初速度为 327 m/s，高于复合板弹道极限时，在弹靶接触初期，依旧以剪切失效为主要失效模式，背凸挠度可达 20.28 mm，随着弹丸与复合板的持续作用，复合板基体发生破裂分层，纤维出现拉伸变形，当拉伸变形达到极限后，随着弹丸继续侵彻，纤维发生拉伸断裂，最终弹丸击穿复合板。当弹丸初速度为 333 m/s，远大于复合板弹道极限时，复合板失效以剪切失效为主，背凸变形明显减少，挠度仅为 9.48 mm。

图 10 展示了弹丸侵彻 PBO 纤维复合板过程中应力波传播主导的动态失效机理。弹靶接触瞬间，由于相对速度极高，在接触界面法向激发出强烈的压缩应力波，同时在面内方向产生显著的剪切应力分量。该剪切应力导致表层纤维发生瞬时剪切断裂，形成初始弹孔。压缩应力波传播至复合板背面自由面后发生反射，转化为拉伸应力波反向传播。在拉伸波作用下，背弹面附近纤维发生明显的拉伸变形。同时，弹丸持续侵入，接触区前沿的纤维继续承受高剪切载荷而发生断裂。随着入射压缩波与反射拉伸波在板内特定位置交汇，其叠加产生的拉应力超过层间界面强度，引发基体分层失效，表现为典型的层间剥离现象。在侵彻后期，弹靶相对速度逐渐减小，纤维主要承受拉伸载荷并发生大变形。当

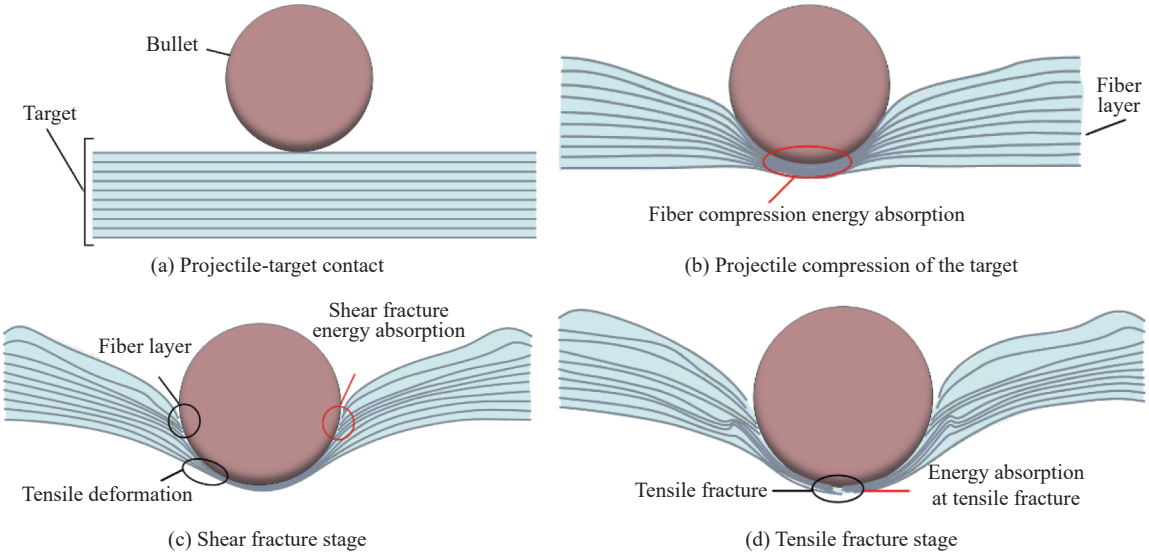


图 10　复合板失效与吸能机理

Fig. 10　Failure and energy absorption mechanism of composite laminates

纤维变形达到其极限应变时，最终发生拉伸断裂，完成整个侵彻穿孔过程。该过程表明，PBO 纤维复合板在高速冲击下的失效是多种应力波共同作用、多种破坏模式时序叠加的结果，能量吸收机制依次体现为纤维剪切、层间分层与纤维拉伸断裂。

3.4　能量吸收

弹丸侵彻 PBO 复合板过程中，复合板的能量吸收 E_a 等于弹丸动能的降低量，可以表示为

$$E_a = \frac{1}{2}mv_i^2 - \frac{1}{2}mv_r^2 \tag{3}$$

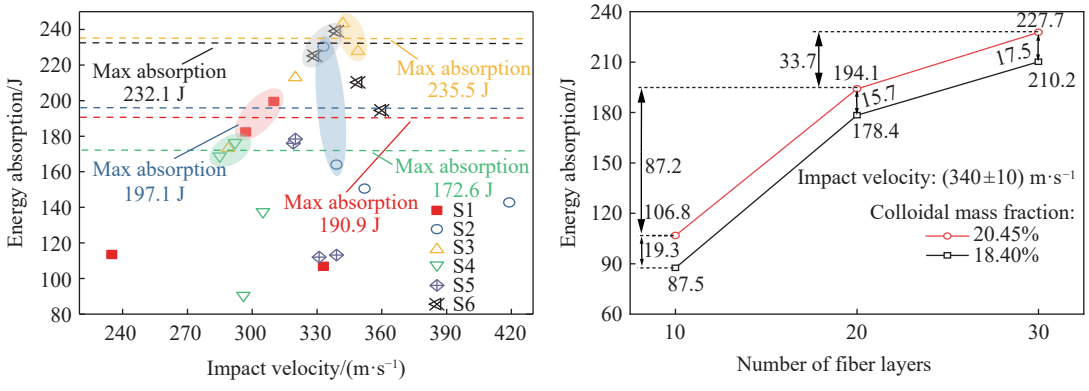
式中：m 为弹丸质量。

考虑到弹丸速度通过轻气炮气压调控难以实现完全一致，本实验将相近工况下的弹速误差控制在 10% 以内，该误差范围不会对能量吸收特性的分析结果产生显著影响。

图 11(a) 展示了不同撞击速度下 PBO 纤维复合板的能量吸收情况。对于 10 层胶体质量分数为 20.45% 的复合板，撞击速度为 333 m/s 时吸收能量为 106.8 J；相比之下，胶体质量分数为 18.40% 的 10 层复合板的能量吸收为 87.5 J，整体较低。在相同冲击速度下，胶体质量分数较高（20.45%）的复合板普遍表现出更优的能量吸收性能。这种差异主要源于较高胶体含量所提供的更强界面黏结与应力传递能力，从而更有效地调动纤维的拉伸变形与断裂机制进行能量耗散。随着冲击速度的提高，2 组试样的能量吸收量均有所上升，但高胶体含量体系的增长幅度更为显著，表明其在高速冲击下仍能维持较高的能量转化效率。因此，胶体含量是影响 PBO 纤维复合板弹道吸能性能的关键因素之一，通过调节胶体质量分数可有效调控复合板在动态冲击过程中的能量吸收行为。

如图 11(b) 所示，随着纤维层数的增加，以胶体质量分数为 20.45% 的复合板为例，在弹速为 340 m/s 左右的工况下：10 层试样的能量吸收为 106.8 J；20 层试样的能量吸收提升至 194.1 J，提升了 87.3 J，提升幅度为 81.6%；当进一步增至 30 层时，吸收能量为 227.7 J，提升了 33.6 J，提升幅度降至 17.3%，吸能能力的提升幅度显著放缓。这一现象的本质机制在于，复合板中纤维布层数的增加会增大板材厚度，从而提升其抗弹性能，但随着纤维布层数增加，复合板整体刚度增强，弹丸侵彻过程中结构整体变形能力下降，导致弹丸与靶板达到速度一致所需时间延长，剪切作用阶段相应拉长。由于能量吸收主要依赖于纤维拉伸变形与断裂，可参与该过程的纤维数量随厚度增加而趋于饱和，因此，吸能效率的提升逐渐放缓。

对比图 11(b) 中的 2 个折线，胶体含量对能量吸收能力的影响随着纤维层数增加表现出逐渐弱化的趋势。在 10 层纤维复合板中，胶体质量分数为 18.40% 的试样的能量吸收为 87.5 J，而胶体质量分数 20.45% 的试样的能量吸收为 106.8 J，提升了 19.3 J，提升约 22.1%；20 层纤维复合板中，胶体含量



(a) Energy absorption of six types of composite laminates

(b) Influence of fiber layer count and colloidal mass fraction on energy absorption

图 11　复合板的能量吸收特性

Fig. 11　Energy absorption characteristics of composite laminates

18.40% 的试样的吸收能量为 178.4 J, 胶体质量分数 20.45% 的试样的吸收能量为 194.1 J, 提升了 15.7 J, 提升约 8.8%; 在 30 层纤维复合板条件下, 试样 S6 和 S3 的能量吸收分别为 210.2 和 227.7 J, 升高了 17.5 J, 能量吸收提升约 8.3%。该变化趋势表明, 胶体质量分数对能量吸收的增强效应随纤维层数增加而逐渐减弱。

该现象主要与应力波在复合材料中的传播特性及复合材料刚度有关。当层数较少时, 由冲击激发的压缩波与背面反射的拉伸波交会显著, 有利于诱发基体分层; 此时, 适当提高胶体含量可增强界面黏结, 从而提升分层阶段的能量耗散效率。随着层数增加, 靶板厚度增大导致应力波传播距离延长、波系交互作用减弱, 分层吸能机制的贡献下降。同时, 结构整体刚度显著提高, 基体发生断裂所需能量阈值上升, 使得胶体含量变化对最终吸能表现的影响相对降低。因此, 在低层数体系中, 提高胶体含量可通过促进分层变形与优化界面传力有效提升吸能; 而在高层数条件下, 由于复合材料刚度成为主导吸能行为的关键因素, 胶体含量的调控作用则趋于有限。

4　结　论

通过开展准静态拉伸、弹道侵彻和 CT 扫描实验, 分析了不同胶体质量分数和铺层数 PBO 纤维复合板的拉伸性能、弹道极限、失效模式和能量吸收规律, 得到以下主要结论。

(1) 水性聚氨酯预浸与热压工艺可有效改善 PBO 纤维界面结合状态, 解决了 PBO 纤维布成形难题, 并提升了复合板的综合防护性能。与胶体质量分数为 20.45% 的试样相比, 18.40% 胶体质量分数 30 层试样的抗拉强度、弹性模量分别提升了 14.86%、28.33%, 抗变形能力更强, 高胶体含量试样则极限应变更高, 延展性更好。

(2) 在本研究选取的 18.40%～20.45% 胶体质量分数区间内, 弹道极限呈现随胶体含量增加而提高的趋势, 该效应随纤维层数增加明显弱化, 20.45% 胶体质量分数的 10、20 层试样的弹道极限较 18.40% 试样分别提升 9.9%、5.3%, 30 层时两者差值不足 1%。层数低时, 抗侵彻性能依赖界面应力传递与基体支撑, 胶体含量高可强化层间黏结; 层数高时, 多层纤维协同承载与厚度效应占据主导, 胶体含量贡献大幅降低。

(3) 复合板的动态失效模式主要为纤维剪切断裂、基体破裂分层及纤维拉伸断裂, 且随弹速呈现明显转变特征。弹速低于弹道极限时, 以基体破裂、纤维拉伸为主, 并出现背凸回弹; 超过弹道极限后, 纤维剪切断裂占主导, 吸能效率下降。

(4) 复合板能量吸收由纤维压缩、剪切及拉伸断裂协同实现, 吸能特性受冲击速度、纤维层数与胶体含量共同影响。相同冲击速度下, 吸能能力随层数增加而增强, 但增幅减缓; 胶体含量的影响程度具有层数依赖性, 层数少时可通过强化界面提升吸能效率, 层数高时多层纤维协同承载与厚度效应占据主导, 胶体含量影响显著弱化。

参考文献:

[1] 董彬, 魏汝斌, 王小伟, 等. 高性能有机纤维在防弹复合材料领域应用研究现状 [J]. 复合材料科学与工程, 2023(1): 116–123.
DONG B, WEI R B, WANG X W, et al. Review of high performance organic fibers in ballistic composite fields [J]. Composites Science and Engineering, 2023(1): 116–123.

[2] 刘夏清, 邹德华, 牛捷, 等. PBO 纤维复合材料的研究及进展 [J]. 工程塑料应用, 2017, 45(3): 138–141.
LIU X Q, ZOU D H, NIU J, et al. Research and development of PBO fiber composites [J]. Engineering Plastics Application, 2017, 45(3): 138–141.

[3] 史纪友, 李磊, 缪金根, 等. PBO 纤维的开发及应用 [J]. 合成纤维工业, 2017, 40(3): 56–62.
SHI J Y, LI L, MIAO J G, et al. Development and application of PBO fiber [J]. China Synthetic Fiber Industry, 2017, 40(3): 56–62.

[4] 王静, 杨爽, 陈平, 等. PBO 纤维复合材料界面性能研究进展 [J]. 航空制造技术, 2024, 67(22): 28–39.
WANG J, YANG S, CHEN P, et al. Research progress of interfacial properties of PBO fiber composites [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(22): 28–39.

[5] LEI X D, XIAO K L, WU X Q, et al. Dynamic mechanical properties of several high-performance single fibers [J]. Materials, 2021, 14(13): 3574.

[6] XIE Y C, LYU Z Q, LI Y Y, et al. The effect of interfacial properties of PBO fiber surface modified by oxygen plasma on quasi-static and dynamic mechanical properties of monofilament composites [J]. Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects, 2024, 691: 133952.

[7] TANG L, YANG Z Y, TANG Y S, et al. Facile functionalization strategy of PBO fibres for synchronous improving the mechanical and wave-transparent properties of the PBO fibres/cyanate ester laminated composites [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2021, 150: 106622.

[8] LIU Z, FAN X L, ZHANG J L, et al. PBO fibers/fluorine-containing liquid crystal compound modified cyanate ester wave-transparent laminated composites with excellent mechanical and flame retardance properties [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 152: 16–29.

[9] 王斌, 王文静, 吕钧炜, 等. 碳纤维/PBO 纤维层间混杂复合材料性能 [J]. 固体火箭技术, 2019, 42(6): 741–746.
WANG B, WANG W J, LYU J W, et al. Mechanical properties of unidirectional carbon-PBO fiber reinforced hybrid composite [J]. Journal of Solid Rocket Technology, 2019, 42(6): 741–746.

[10] PENG X J, HE H W, LIU Y L, et al. Ballistic performance analysis of PBO fiber-reinforced epoxy composites through resin matrix rigidity and toughness modulation [J]. Polymer Composites, 2025, 46(10): 9540–9552.

[11] HE H W, LIU Y L, PENG X J, et al. Design of high impact-resistant PBO fiber/epoxy vitrimer composites: multi-scale energy dissipation strategy [J]. Chemical Engineering Journal, 2025, 505: 159215.

[12] CHEN C X, WANG X C, PENG G, et al. Analysis model for damage of PBO composite laminate target by high-velocity projectile penetration [J]. Journal of Physics: Conference Series, 2023, 2460(1): 012080.

[13] 宫平, 段剑, 虢忠仁, 等. PBO 纤维复合材料抗弹性能研究 [J]. 工程塑料应用, 2013(4): 21–24.
GONG P, DUAN J, GONG Z R, et al. Study on anti-bullet properties of PBO fabrics composites [J]. Engineering Plastics Application, 2013(4): 21–24.

[14] 陆瑶, 赵玉芬, 田荟霞, 等. 聚丙烯腈纳米纤维膜对聚对苯撑苯并双噁唑织物增强复合材料层间剪切性能的影响 [J]. 复合材料学报, 2022, 39(12): 6130–6138.
LU Y, ZHAO Y F, TIAN H X, et al. Effect of polyacrylonitrile nanofiber membrane on interlaminar shear properties of poly-p-phenylene benzobisoxazole fabric reinforced composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2022, 39(12): 6130–6138.

[15] GUO S K, JI Y X, WANG T T, et al. Boosting the interlaminar toughening capacity of PBO microfiber for carbon fiber laminates through the interface regulation of interleaving layer [J]. Composites Part B: Engineering, 2025, 299: 112404.

[16] 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. 纤维增强复合材料抗破片模拟弹性能试验方法 V50 法: GB/T 32497—2016 [S]. 北京: 中国标准出版社, 2016.

[17] 王晓强, 朱锡, 梅志远, 等. 超高分子量聚乙烯纤维增强层合厚板抗弹性能实验研究 [J]. 爆炸与冲击, 2009, 29(1): 29–34.
WANG X Q, ZHU X, MEI Z Y, et al. Ballistic performances of ultra-high molecular weight polyethylene fiber-reinforced thick laminated plates [J]. Explosion and Shock Waves, 2009, 29(1): 29–34.

[18] GUNES R, AL-BEHADILI D S. Damage behaviors of thin and thick laminated composites under ballistic effect [J]. Mechanics of Composite Materials, 2024, 60(2): 243–258.

[19] 季海波, 王昕, 赵振宇, 等. 带攻角平头弹侵彻不同厚度芳纶层合板的数值模拟 [J]. 爆炸与冲击, 2023, 43(6): 063302.
JI H B, WANG X, ZHAO Z Y, et al. Simulation on penetration of a flat-nosed projectile with attack angle into aramid laminates having varying thickness [J]. Explosion and Shock Waves, 2023, 43(6): 063302.

[20] 肖寒, 段卓平, 李荣, 等. 典型纤维复合材料组合靶板抗破片性能研究 [J]. 北京理工大学学报, 2025, 45(10): 1011–1020.
XIAO H, DUAN Z P, LI R, et al. Study on fragment impact resistance of fiber-reinforced composite targets [J]. Transactions of Beijing Institute of Technology, 2025, 45(10): 1011–1020.

[21] 董方栋, 杨耿, 王舒, 等. 刚性破片侵彻层合板运动模型 [J]. 兵工学报, 2022, 43(9): 2350–2359.
DONG F D, YANG G, WANG S, et al. Kinematic model of penetration of rigid fragments into UHMWPE laminates [J]. Acta Armamentarii, 2022, 43(9): 2350–2359.

Effect of Polyurethane Colloid Content on the Ballistic Performance of Prepreg PBO Fiber Composite Laminates

SU Zihan[1], LI Xiangyu[1], LIANG Minzu[1,2], WANG Jie[1], LIN Yuliang[1], ZHANG Yuwu[1]

（1. *College of Science*, *National University of Defense Technology*, *Changsha* 410073, *Hunan*, *China*;
2. *State Key Laboratory of Target Vulnerability Assessment*, *Defense Engineering Institute*, *ASM*, *Beijing* 471000, *China*）

Abstract: To address the issue of weak interfacial bonding and insufficient ballistic performance in poly-p-phenylene ben-zobisoxazole (PBO) fiber composites caused by the chemically inert fiber surface, the waterborne polyurethane impregnation followed by a hot-pressing process was employed to fabricate PBO composite laminates with varying resin mass fractions (18.40% and 20.45%) and numbers of fiber layers (10, 20, and 30 layers). The tensile properties, ballistic limit, failure modes, and energy absorption mechanisms of the composites were investigated through quasi-static tensile testing, ballistic experiments, and X-ray computed tomography (CT). The results indicate that this process can effectively improve the formability and protective performance of the PBO fiber composite laminates. In comparison with the specimen exhibiting a resin mass fraction of 20.45%, the 30-layer specimen with a resin mass fraction of 18.40% demonstrated a 14.86% increase in tensile strength and a 28.33% increase in elastic modulus. The ballistic limit increases with resin content. The ballistic limit of the 10-layer and 20-layer specimens with a resin mass fraction of 20.45% increases by 9.9% and 5.3%, respectively. However, the increasing effect diminishes with a greater number of layers. For the 30-layer specimens, the difference in resin mass fraction between the two resins was less than 1%. The primary failure modes of the composite laminates include fiber shear fracture, matrix cracking and delamination, and fiber tensile fracture. Energy absorption is achieved through the synergistic mechanisms of fiber compressive deformation, shear, and tensile fracture. Efficiency of the energy absorption decreases with increasing impact velocity, while it increases with the number of layers under the same impact velocity. The effect of colloid content diminishes significantly for numerous layers. The study can provide a reference for the design of ballistic protection using PBO fiber composites.

Keywords: poly-p-phenylene ben-zobisoxazole fiber; polyurethane colloid; ballistic limit; failure mode; energy absorption