DOI: 10.11858/gywlxb.20261037

高速撞击下不同背板碳化硼陶瓷复合靶板的陶瓷锥形成机制

王新德[1,2], 李明树[1,2], 王仁杰[1,2], 王永刚[1,2], 蒋招绣[1,2]

（1. 宁波大学力学与工程科学学院, 浙江 宁波 315211;
2. 宁波大学冲击与安全工程教育部重点实验室, 浙江 宁波 315211）

摘要: 陶瓷锥是轻型陶瓷复合装甲实现抗弹侵彻能量耗散的关键物理机制。为此, 针对碳化硼陶瓷复合装甲, 选取 6061 铝合金、7075 铝合金、T300 碳纤维板及超高分子量聚乙烯板（ultra-high molecular weight polyethylene, UHMWPE）4 种典型背板材料, 采用一级轻气炮弹道冲击实验与 LS-DYNA 数值模拟相结合的方法, 系统研究了背板屈服强度、刚度及波阻抗对陶瓷锥形态及演化的影响规律。结果表明: 陶瓷锥对背板的载荷传递并非仅依赖单一外锥, 而是通过外锥与内锥等多条裂纹的共同作用实现; 背板的屈服强度对主要锥形的裂纹扩展无明显影响; 在刚度方面, 外锥角随弹性模量的增加而线性减小, 内锥角则呈指数增大; 波阻抗通过调控应力波反射/透射改变陶瓷内部应力场变化, 致使内锥角随着波阻抗的增加呈线性增大, 外锥角则随之呈指数减小。

关键词: 陶瓷锥; 碳化硼; 陶瓷复合装甲; 高速撞击; 侵彻

中图分类号: O385; O521.9 **文献标志码:** A

现代高技术战争对装备防护性能与机动能力的双重严苛要求, 使得传统均质金属装甲因面密度过高而严重制约作战平台效能的问题日益凸显[1−3]。轻型陶瓷复合装甲通过高硬度陶瓷面板的破碎钝化效应与高韧性纤维增强背板的拉伸吸能机制协同耗散弹丸动能, 成为实现高效轻量化防护的主流方案[4−5]。在该陶瓷复合装甲体系中, 陶瓷层形成的“陶瓷锥”是实现弹体钝化、侵蚀、破碎与能量耗散的关键物理机制[6−7], 其形态与演化受材料属性、载荷条件、结构参数以及界面与边界条件等多种因素耦合影响[8−11]。其中, 背板作为陶瓷层的直接支撑, 其力学特性与界面性质直接影响应力波传播及约束状态, 显著影响背板处的反射、透射及能量传递[12]。

当前研究已证实, 背板的阻抗匹配特性、刚度及韧性通过影响应力波的传播路径与陶瓷层的约束状态, 对陶瓷锥形态产生显著的调控作用[13−14]。例如, 高光发等[15−17] 研究发现, 添加高抗弯强度的碳纤维作为中间过渡层可改善复合装甲的刚度梯度, 延长陶瓷锥体形成后与面板脱离的时间, 从而抑制拉伸波造成的断裂。除背板材料本身的力学特性外, 结构参数的优化匹配同样对陶瓷锥行为起着关键作用。例如, 陶瓷层与背板的厚度配比直接影响能量吸收效率, 过厚的陶瓷层反而阻碍能量向背板传递[18]。由此可见, 背板的动态力学特性(阻抗、刚度等)通过调控应力波传播与界面约束条件, 深刻影响碳化硼陶瓷锥的形态演化和能量耗散效率。然而, 当前的研究大多关注外锥的演化规律以及背板材料对侵彻过程的影响, 对于陶瓷内部其他裂纹的扩展行为以及不同背板材料如何影响陶瓷内锥的几何形

* **收稿日期:** 2026-03-05; **修回日期:** 2026-05-14
基金项目: 国家自然科学基金(12102213, U2530210)
第一作者: 王新德(2005—), 男, 本科, 主要从事爆炸与冲击动力学研究. E-mail: wangxinhao1999@foxmail.com
通信作者: 蒋招绣(1986—), 男, 博士, 副研究员, 主要从事爆炸与冲击动力学研究.
E-mail: jiangzhaoxiu@nbu.edu.cn

态或裂纹扩展路径，尚缺乏深入的机理性认识。

本工作以碳化硼陶瓷为研究对象，选取 6061 铝合金、7075 铝合金、T300 碳纤维板、超高分子量聚乙烯（ultra-high molecular weight polyethylene, UHMWPE）纤维板 4 种具有不同屈服强度、刚度和波阻抗的典型背板材料，通过弹道冲击实验与数值模拟相结合的方法，研究不同背板条件下陶瓷锥的形成机制；采用一级轻气炮驱动直径为 10.8 mm 的高强钢平头弹对陶瓷复合靶板进行撞击实验，运用三维扫描技术表征陶瓷锥的几何形态，同时结合数值模拟分析，研究背板条件对碳化硼陶瓷锥形成的影响。

1　弹道冲击实验

1.1　实验方法

图 1 显示了测试中使用的碳化硼陶瓷复合装甲结构，靶板尺寸为 200 mm×200 mm，由 12 mm 厚的碳化硼（B_4C）陶瓷与 5 mm 厚背板构成，有 4 种不同材料的背板，即 6061 铝合金、7075 铝合金、T300 碳纤维板（CF-T300）和 UHMWPE。鉴于陶瓷材料的脆性，在运输过程中其与尖锐物体的碰撞可能导致陶瓷砖产生裂纹，为减少此类损伤并保护靶板，在靶板表面整体封装了一层树脂固化的织物材料（单层 UHMWPE 防撕裂层，厚度约为 0.05 mm）。为对比实验结果，采用几乎相同的冲击速度 v_0 对 B_4C/6061Al、B_4C/7075Al、B_4C/CF-T300、B_4C/UHMWPE 靶板进行加载，v_0 分别为 245.1、249.6、247.8、252.3 m/s。

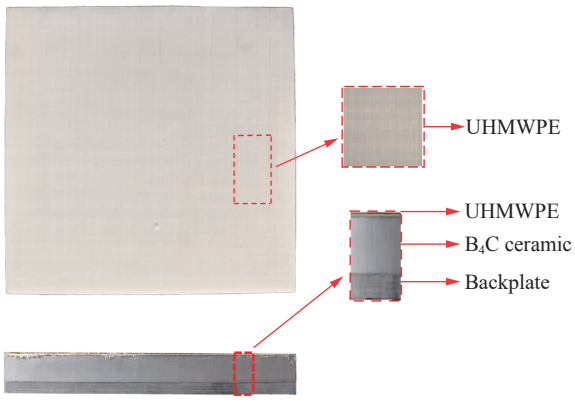


图 1　陶瓷复合装甲结构

Fig. 1　Components of ceramic composite armor

为实现钢弹对陶瓷复合靶板的高速侵彻，采用一级轻气炮作为加载装置，如图 2 所示。由于钢弹尺寸为⌀10.8 mm×52 mm，远小于炮管口径，无法直接装填，因此，设计了专用弹托，弹托材料选用聚醚醚酮（polyetherether ketone, PEEK）。为防止弹体在高压气体驱动下从弹托底部逆向穿出，在弹体底部增设钛合金底座，以提供额外支撑，确保弹体在加速过程中保持稳定姿态并顺利通过炮管，组装后的弹体如图 2 所示。实验时，承载弹体的弹托在高压气体推动下沿发射管加速，当弹体经过磁测速系统时，系统实时记录其出射速度。随后，弹体穿过滤弹孔，弹托被阻挡于靶架之外，确保仅弹体进入靶室，与靶板撞击。靶架内部铺设硅胶垫和木块，以回收弹体和陶瓷碎块，同时避免碎块飞溅造成二次损伤。

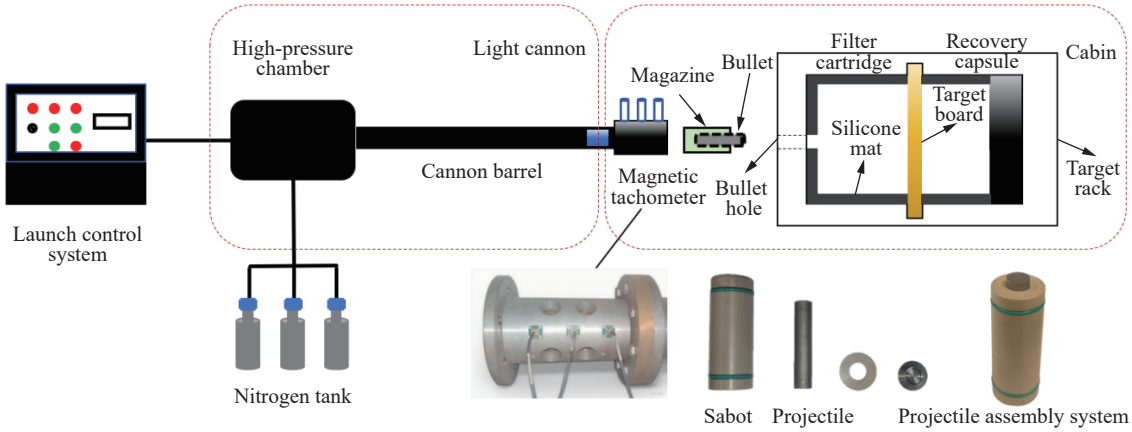
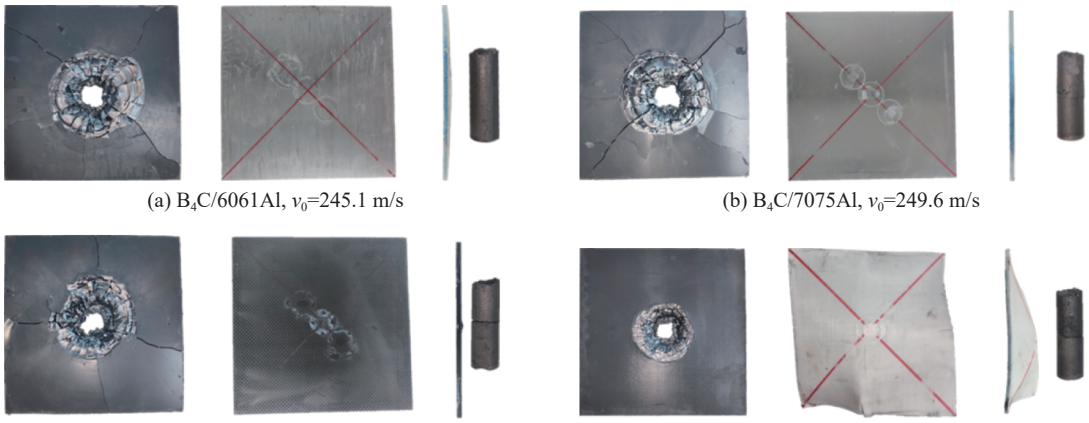


图 2　弹靶侵彻实验装置示意图

Fig. 2　Schematic diagram of the projectile-target penetration experimental setup

1.2　实验结果

回收的陶瓷靶体、背板与剩余弹体的照片如图 3 所示。在约 250 m/s 的速度撞击下，4 种不同背板材料的陶瓷复合装甲均被弹体穿透，且产生的锥形形貌存在明显的不同。为定量化表征背板条件对陶瓷锥角大小的影响，采用具有高空间分辨率的手持式三维激光扫描仪（型号 HSCAN701）进行表征，通过配套软件 Geomagic Design X 进行分析处理。其中，陶瓷锥角的统计按“米”字形进行采样（共 16 组采样数据）统计，如图 4(a) 所示，将锥角平均值作为最终底锥锥角[7]。



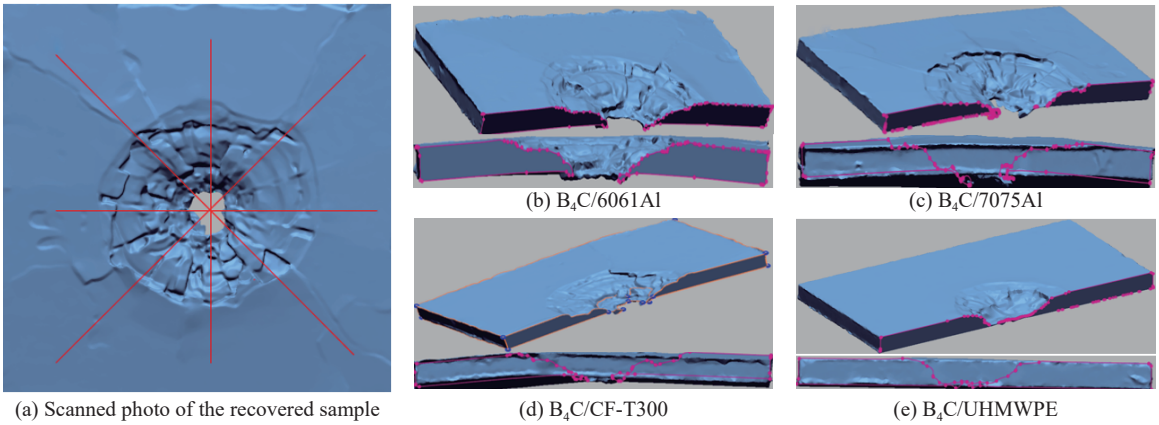
(a) B_4C/6061Al, v_0=245.1 m/s　　(b) B_4C/7075Al, v_0=249.6 m/s

(c) B_4C/CF-T300, v_0=247.8 m/s　　(d) B_4C/UHMWPE, v_0=252.3 m/s

图 3　回收靶板与剩余弹体的照片

Fig. 3　Photographs of the recovered target plate and residual projectile

图 4(b) 和图 4(e) 为 4 种不同背板下碳化硼陶瓷靶体的三维椎体断裂面重构与二维切面轮廓图片。可以看出，不同背板材料碳化硼陶瓷复合靶板在 250 m/s 的冲击速度下均展现出相对完整的几何形状和清晰的断裂边界，形成的陶瓷锥轮廓均较为陡峭，且存在一定的不均匀性，但不同背板材料的锥体呈现出明显不同的形态特征。通过 Geomagic Design X 软件，获得了锥体的几何参数，包括锥角 β_1、体积 V_c、锥底直径 d，统计结果如表 1 所示，其中，Δ 为锥角的测量不确定度。



(a) Scanned photo of the recovered sample　　(b) B_4C/6061Al　　(c) B_4C/7075Al

(d) B_4C/CF-T300　　(e) B_4C/UHMWPE

图 4　不同背板条件下碳化硼陶瓷复合靶板的三维锥体重构断裂面

Fig. 4　Fracture surfaces of 3D reconstructed cones of boron carbide ceramic composite target plates under different backplate conditions

表 1 所列数据显示，采用金属背板（6061Al 和 7075Al）的靶板的锥体体积和锥底直径显著大于采用复合材料背板的靶板。其中，B_4C/6061Al 组合的锥体体积最大，达到 55 942.11 mm^3，锥底直径达到 95.10 mm，表明其损伤区域最大，能量吸收可能更多地通过陶瓷破碎来实现。相比之下，B_4C/CF-T300 组合和 B_4C/UHMWPE 组合的锥体体积和直径显著减小，表明 UHMWPE 背板的低阻抗和高变形能力有效

限制了陶瓷锥体的横向扩展，将损伤集中在更小的区域内。从陶瓷锥角来看，不同背板材料的影响有所不同。总之，在冲击速度相近的条件下，背板材料不仅决定了陶瓷锥的损伤范围，还影响锥体的几何形态，为后续分析背板对靶板抗侵彻机理的影响以及验证数值模拟的可靠性提供了重要的几何特征依据。

表 1　不同背板陶瓷靶体的失效特征

Table 1　Failure characteristics of ceramic targets with different backplates

Target materials	v_0/(m·s^{-1})	β_1/(°)	Δ/(°)	V_c/mm^3	d/mm
B_4C/6061Al	245.1	76.7	1.3	55942.11	95.10
B_4C/7075Al	249.6	83.8	2.1	41108.19	86.88
B_4C/CF-T300	247.8	73.8	2.4	37152.59	74.50
B_4C/UHMWPE	252.3	85.1	1.9	21263.85	64.46

2　数值模拟

2.1　模型构建

为模拟不同背板条件下碳化硼陶瓷复合靶板的抗冲击行为，基于非线性显式动力学有限元软件 LS-DYNA 建立了二维轴对称有限元模型。如图 5 所示，在构建的模型中，靶板由 0.05 mm 厚单层聚乙烯（polyethylene, PE）、12 mm 厚陶瓷层和 5 mm 厚背板层组成，陶瓷层为 B_4C 材料，背板分别设置为 6061Al、7075Al、CF-T300 和 UHMWPE 4 种材料，各层厚度与实验设置一致。陶瓷层与背板之间采用面面接触算法。弹体按实验尺寸 1∶1 构建。弹-靶之间采用侵蚀面-面接触。为准确捕捉陶瓷锥形裂纹的萌生与扩展，最小单元尺寸控制在 0.1 mm 左右，网格总数为 182492。在边界条件方面，靶板左侧（对应靶板外缘）施加无反射边界（non-reflecting boundary, NRB），对称轴（右侧）则设置轴对称约束，子弹冲击速度 v_0 设为 250 m/s。

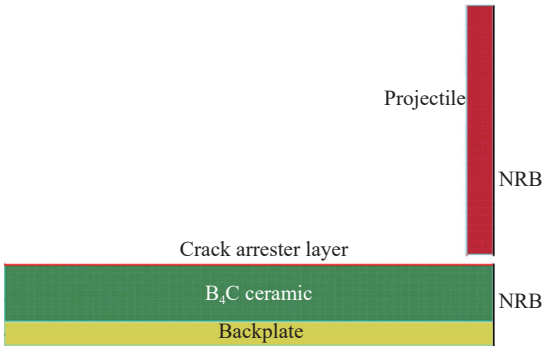


图 5　弹道冲击模拟的数值模型示意图

Fig. 5　Schematic diagram of the ballistic impact simulation model

在弹体撞击陶瓷靶体实验中，弹体选用的超高强钢材料为脆性材料，是一种率不敏感、拉压不对称材料，在拉伸载荷下呈脆性破坏特征。因此，构建该材料的本构模型时，主要考虑硬化行为，忽略应变率效应和温度软化效应，即采用随动硬化模型[19]对该材料进行描述

$$\sigma_1 = A_1 + B_1\varepsilon_p^{n_1} \tag{1}$$

式中：σ_1为等效应力，A_1为初始屈服强度，B_1为强度系数，ε_p为等效塑性应变，n_1为应变硬化系数。

失效模型则采用同时考虑应力三轴度η与 Lode 角参数ξ的断裂损伤模型[19]，其表达式为

$$\varepsilon_f^* = 3^{-1.5\eta}\left[C_1 - (C_1 - C_2)(1-\xi^2)^{1/2}\right] \tag{2}$$

式中：C_1、C_2为 Lode 角参数与应力三轴度相关的材料常数，ε_f^*为断裂时的等效塑性应变。本构模型参数取值见表 2[19]，其中：ρ为密度，E为弹性模量，ν为泊松比。

6061 和 7075 铝合金背板材料模型均采用 Johnson-Cook 本构模型和失效模型描述。本构模型的表达式为

$$\sigma = \left(A + B\varepsilon_p^n\right)\left(1 + C\ln\dot{\varepsilon}_p^*\right)\left(1 - T^{*m}\right) \tag{3}$$

式中：σ为等效流动应力；A 为屈服强度参数；B 为模型参数；n 为硬化指数；$\dot{\varepsilon}_{\mathrm{p}}^{*}=\dot{\varepsilon}_{\mathrm{p}}/\dot{\varepsilon}_{0}$为归一化塑性应变率，$\dot{\varepsilon}_{\mathrm{p}}$为等效塑性应变率，$\dot{\varepsilon}_{0}$为参考应变率；$C$为应变率敏感参数；$T^{*}=(T-T_{\mathrm{r}})/(T_{\mathrm{m}}-T_{\mathrm{r}})$为归一化温度，$T$、$T_{\mathrm{r}}$、$T_{\mathrm{m}}$分别为当前温度、室温和熔点；$m$ 为温度软化参数。Johnson-Cook 失效模型的表达式为

$$\varepsilon_{\mathrm{f}}=\left[D_1+D_2\exp\left(D_3\eta\right)\right]\left(1+D_4\ln\dot{\varepsilon}_{\mathrm{p}}^{*}\right)\left(1+D_5T^{*}\right) \tag{4}$$

式中：ε_{f}为断裂应变，D_1、D_2、D_3、D_4、D_5均为模型参数。此外，状态方程采用 Grüneisen 状态方程。6061 和 7075 铝合金的状态方程参数和本构参数如表 3[20−21] 所示，其中：G 为剪切模量，c 和 S_1 为冲击波速度-粒子速度曲线的截距和斜率。

表 2　弹体材料的模型参数[19]

Table 2　Material model parameters of the projectile[19]

Material	ρ/(g·cm^{-3})	E/GPa	ν	A_1/MPa	B_1/MPa	n_1	C_1	C_2
CDX2 steel	7.850	252.3	0.295	3 544	5 606	0.85	0.012	0.086

表 3　金属背板材料的模型参数[20−21]

Table 3　Material model parameters of the metal backplate[20−21]

Materials	ρ/(g·cm^{-3})	G/GPa	A/MPa	B/MPa	C	m	n	T_{m}/K
6061Al	2.704	26.69	256	113.8	0.002	1.350	0.420	877.6
7075Al	2.810	27.00	568	327.0	0.014	1.015	0.378	893.0
Materials	T_{r}/K	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	c/(m·s^{-1})	S_1
6061Al	293	−0.770	1.450	−0.47	0	1.6	5 240	1.40
7075Al	293	0.059	0.246	0	0	0	5 190	1.33

碳纤维层合板均满足正交各向异性本构关系，当受到钢弹撞击时，层合板内的纤维损伤模式主要为纤维拉伸断裂、分层、基体压溃以及纤维束之间的劈裂。损伤准则采用基于应力描述的 Hashin 损伤准则[22]，以此作为纤维层合板内部损伤的判断依据，具体表达式如下

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_{\mathrm{T}}}\right)^2+\left(\frac{\tau_{12}}{S_{xy}}\right)^2\geqslant 1\qquad(\sigma_{11}>0,\ \text{fiber breakage}) \tag{5}$$

$$\sigma_{11}=-X_{\mathrm{C}}\qquad(\sigma_{11}\leqslant 0,\ \text{fiber compression}) \tag{6}$$

$$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y_{\mathrm{T}}}\right)^2+\left(\frac{\tau_{12}}{S_{xy}}\right)^2=1\qquad(\sigma_{22}>0,\ \text{matrix crack}) \tag{7}$$

$$\frac{\sigma_{22}}{Y_{\mathrm{C}}}\left[\left(\frac{Y_{\mathrm{C}}}{2S_{yz}}\right)^2-1\right]+\left(\frac{\sigma_{22}}{2S_{yz}}\right)^2+\left(\frac{\tau_{12}}{S_{xy}}\right)^2\geqslant 1\qquad(\sigma_{22}\leqslant 0,\ \text{matrix extrusion}) \tag{8}$$

式中：σ_{11}、σ_{22} 和 τ_{12} 分别为钢球撞击层合板时层合板受到的纵向正应力、横向正应力以及剪切应力，X_{T}、X_{C}、Y_{T}、Y_{C} 分别为纤维抗拉强度、纤维抗压强度、基体抗拉强度以及基体抗压强度，S_{xy} 和 S_{yz} 分别为层合板的面内剪切强度和单层板沿垂直纤维方向的剪切强度。T300 碳纤维板的材料参数如表 4[23] 所示，其中：下标 1、2 和 3 分别表示纤维层的纤维轴向、径向和板的面外法向。UHMWPE 纤维层合板选用经典层合理论与 Chang-Chang 失效准则，具体模型见文献 [24]，相关参数如表 5[25] 所示，其中：S_{N} 和 S_{C} 分别为法向拉伸强度与压缩强度，S_{xz} 为层合板的面外剪切强度；S_{23} 和 S_{13} 为横向剪切强度，S_{C} 为剪切强度。

表 4　T300 碳纤维板的材料模型参数[23]

Table 4　Material model parameters of T300 carbon fiber board[23]

E_1/GPa	E_2/GPa	E_3/GPa	G_{12}/GPa	G_{13}/GPa	G_{23}/GPa	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}
140	9.0	9.0	4.6	4.6	3.082	0.32	0.28	0.21
ρ/(kg·m^{-3})	X_T/MPa	X_C/MPa	Y_T/MPa	Y_C/MPa	S_{xy}/MPa	S_{xz}/MPa	S_{yz}/MPa	
1 750	1 760	1 100	51	130	70	60	60	

表 5　UHMWPE 纤维板的材料模型参数[25]

Table 5　Material model parameters of UHMWPE fiber board[25]

E_1/GPa	E_2/GPa	E_3/GPa	G_{12}/GPa	G_{13}/GPa	G_{23}/GPa	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}
40.6	40.6	2.6	174	548	548	0.008	0.044	0.044
S_N/MPa	S_C/MPa	X_T/MPa	Y_T/GPa	Y_C/GPa	S_{23}/MPa	S_{13}/MPa	ρ/(kg·m^{-3})	
900	0.5	3.6	3.6	3.0	900	900	1 006	

陶瓷采用 JH-2 材料本构方程，该方程主要描述材料的强度、压力与损伤之间的关系。通常情况下，陶瓷材料在低于破坏强度时可被视为弹性材料，而当陶瓷材料发生破坏时，可被视为强度随损伤累积变化的完整材料。陶瓷材料的强度包括无损伤材料强度和完全损伤材料强度 2 种。根据损伤的变化，可以将含损伤陶瓷材料的等效应力σ^*表示为

$$\sigma^* = \sigma_i^* - D(\sigma_i^* - \sigma_f^*) \tag{9}$$

式中：σ_i^*为归一化无损伤材料的等效强度；σ_f^*为归一化完全损伤材料的等效强度；D 为损伤量，$0 \leqslant D \leqslant 1$。

归一化无损伤材料（D=0）的等效强度可表示为

$$\sigma_i^* = A_i(p^* + t^*)^N(1 + C_i \ln \dot{\varepsilon}^*) \tag{10}$$

归一化完全损伤材料（D=1）的等效强度可表示为

$$\sigma_f^* = B_i p^{*M}(1 + C_i \ln \dot{\varepsilon}^*) \tag{11}$$

材料损伤因子可表示为

$$D = \sum \Delta\varepsilon_p / \varepsilon_p^f \tag{12}$$

其中

$$\varepsilon_p^f = D_{p1}(p^* + t^*)^{D_{p2}} \tag{13}$$

式中：A_i、B_i、C_i、M、N 为材料常数，D_{p1}、D_{p2} 为损伤常数；p^*和t^*分别为归一化静水压力和归一化最大拉伸静水压力，$p^*=p/p_{HEL}$，$t^*=t_{max}/p_{HEL}$，其中，t_{max}为最大拉伸静水压力，p_{HEL}为 Mises 准则中由 Hugoniot 弹性极限（Hugoniot elastic limit, HEL）σ_{HEL}得到的静水压力；$\dot{\varepsilon}^*$为归一化等效应变率；ε_p^f为静水压 p 下的损伤塑性应变，$\Delta\varepsilon_p$ 为每一次积分循环中的等效塑性应变，且 $p = K_1\mu + K_2\mu^2 + K_3\mu^3$，其中，$K_1$为体积模量，$K_2$、$K_3$为拟合模量参数，$\mu$为体应变。碳化硼陶瓷的材料模型参数如表 6[26] 所示，其中，β为弹性能量损

表 6　碳化硼材料模型参数[26]

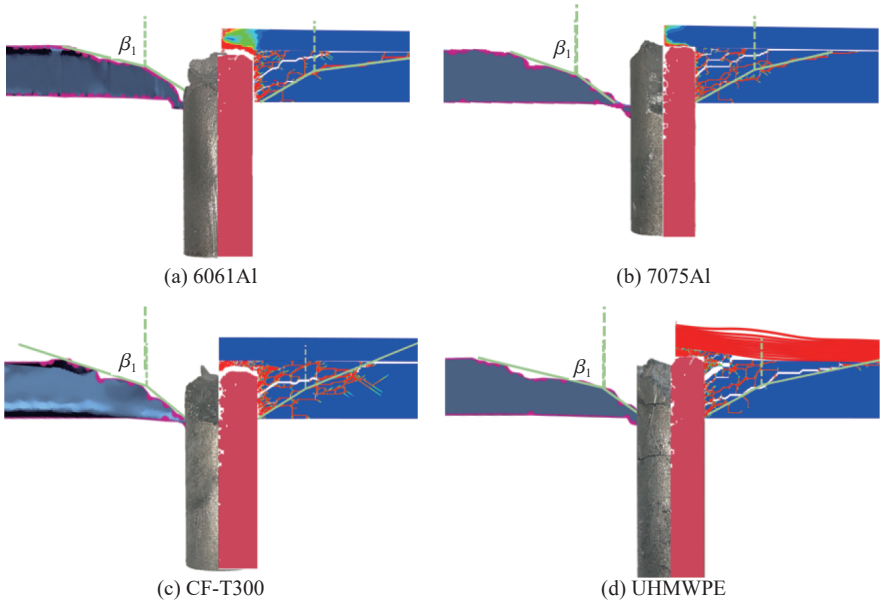
Table 6　Model parameters of boron carbide material[26]

ρ/(kg·m^{-3})	G/GPa	A_i	B_i	C_i	M	N	$\dot{\varepsilon}_0$/s^{-1}	t_{max}/GPa
2510	462	0.927	0.7	0.005	0.85	0.67	1	0.26
σ_{HEL}/GPa	p_{HEL}/GPa	β	K_1	K_2	K_3	D_{p1}	D_{p2}	F_s
15.44	8.71	1	233	−593	2 800	0.001	0.5	0.8

失转化为静水压能的比例，F_s为断裂判据，因为F_s>0，所以当单元累积的塑性应变大于设定值时，删除该单元。

2.2　模拟验证

为验证数值模拟方法的可靠性，将仿真计算结果与弹道冲击实验获得的陶瓷复合靶板损伤形貌及关键几何参数进行对比分析。图 6 展示了 4 种不同背板条件下实验回收的陶瓷面板剖面与模拟所得损伤轮廓及背板的对比。从图 6 可以直观地看出，模拟结果较好地再现了陶瓷锥的主体形态，包括主裂纹扩展路径、陶瓷锥的边界轮廓以及粉碎区的分布范围。两者在宏观损伤模式上表现出高度的一致性，验证了有限元模型在捕捉陶瓷动态断裂与锥形损伤演化方面的有效性。同时，测量了回收弹体的残余长度，并与模拟结果进行对比。可见，模拟得到的弹体侵蚀形态与实验观测吻合良好。



(a) 6061Al　(b) 7075Al

(c) CF-T300　(d) UHMWPE

图 6　模拟与实验结果的对比

Fig. 6　Comparison of simulated and experimental results

为进一步定量评估模拟精度，选取了 3 个关键几何特征参数进行对比，包括弹体残余长度 L_r、陶瓷锥角 β_1 以及陶瓷锥底直径 d，对比结果如表 7 所示。从统计误差来看，子弹残余长度的模拟误差均在 10% 以内，整体较为稳定。值得注意的是，针对陶瓷的损伤破坏行为，如锥底直径，6061 铝合金背板和 UHMWPE 背板的实验与模拟结果的相对偏差较大，可能受 2 种背板材料大变形迭代计算误差累计所致[27]。总体而言，数值模拟结果与实验数据在变化趋势上保持一致，且定量误差较小，表明本研究所建立的有限元模型及材料参数能够较为准确地描述钢弹高速侵彻陶瓷复合靶板的动态响应过程，可用于后续的机理分析与参数讨论。

表 7　实验与模拟结果的对比

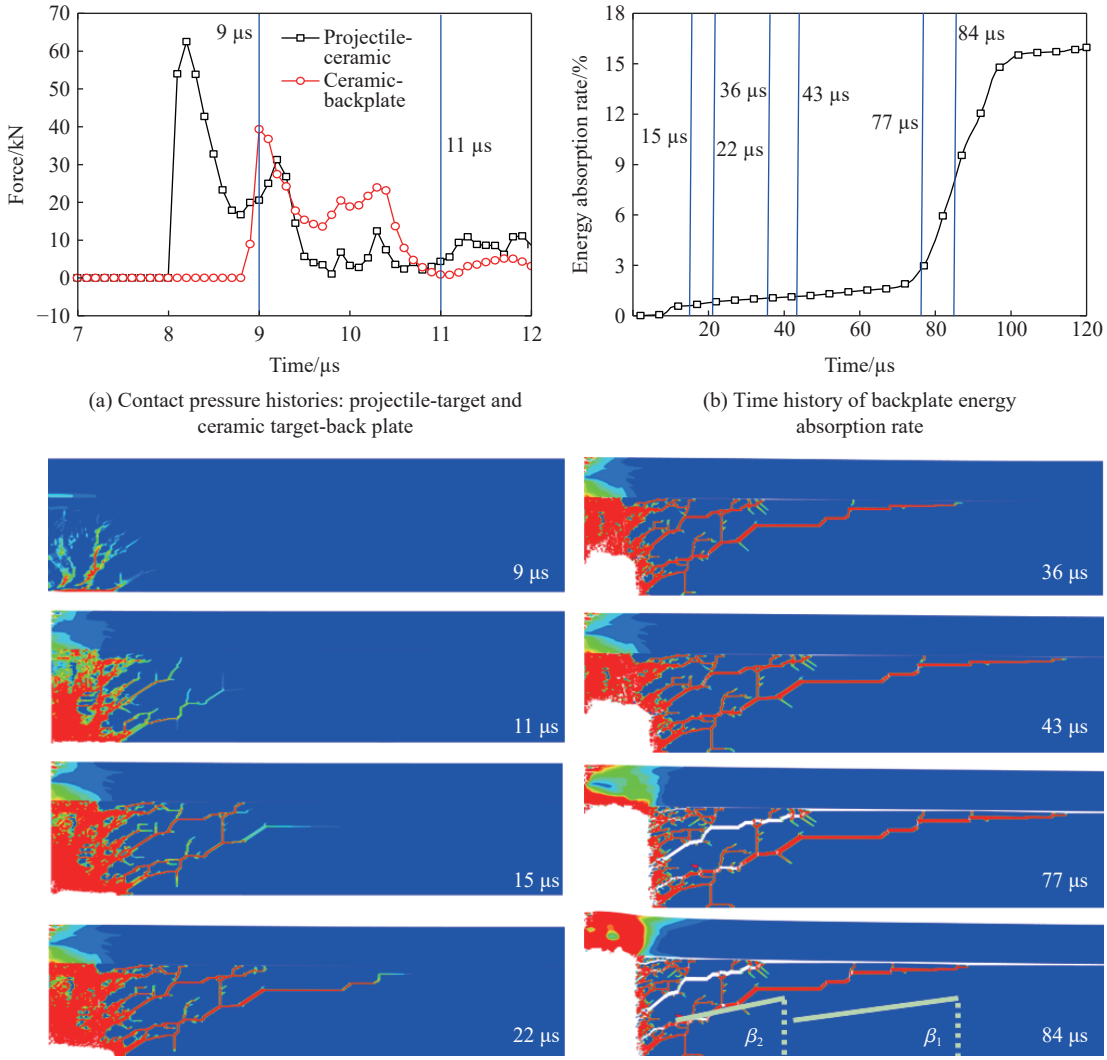
Table 7　Comparison of experimental and simulated results

Blackplate materials	L_r			β_1			d		
	Exp./mm	Sim./mm	Error/%	Exp./(°)	Sim./(°)	Error/%	Exp./mm	Sim./mm	Error/%
6061Al	34.3	36.8	7.3	76.7	80.1	4.4	95.1	81.6	14.1
7075Al	31.6	33.2	5.1	83.8	76.1	9.2	86.9	77.2	11.1
CF-T300	32.7	34.8	6.4	73.8	68.5	7.2	74.5	70.2	5.8
UHMWPE	38.4	41.2	7.3	85.1	84.5	0.7	68.5	59.1	13.7

2.3　模拟结果与讨论

2.3.1　锥形裂纹扩展行为

陶瓷锥作为弹体侵彻过程中陶瓷面板内部形成的锥形破碎区，在成形后充当载荷传递与能量分配的中间载体，其锥顶承接弹体冲击，锥底则通过界面将压力传递至背板，迫使背板发生变形或破坏等响应。首先，以 6061 铝合金为背板的碳化硼陶瓷复合靶板数值模拟结果为例，研究弹-靶作用过程中的裂纹扩展行为与陶瓷锥体对背板载荷的传递作用。图 7 展示了以 6061 铝合金为背板的碳化硼陶瓷复合靶板在弹道冲击下的动态响应，包含 3 个关键子图：弹体-陶瓷界面与陶瓷-背板界面的压力演化曲线、背板能量吸收百分比随时间的变化曲线，以及不同时刻陶瓷材料内部损伤状态的可视化图像。基于数值模拟数据与陶瓷锥演化机制分析，6061 铝合金背板的碳化硼陶瓷复合靶板在冲击响应过程中呈现显著的阶段性特征，且陶瓷锥对背板的载荷传递作用由多条裂纹共同主导。



(a) Contact pressure histories: projectile-target and ceramic target-back plate

(b) Time history of backplate energy absorption rate

(c) Damage evolution history of the ceramic target

图 7　6061 铝合金/碳化硼陶瓷复合靶板的冲击响应

Fig. 7　Impact response of a boron carbide ceramic composite target with a 6061 aluminum alloy backplate

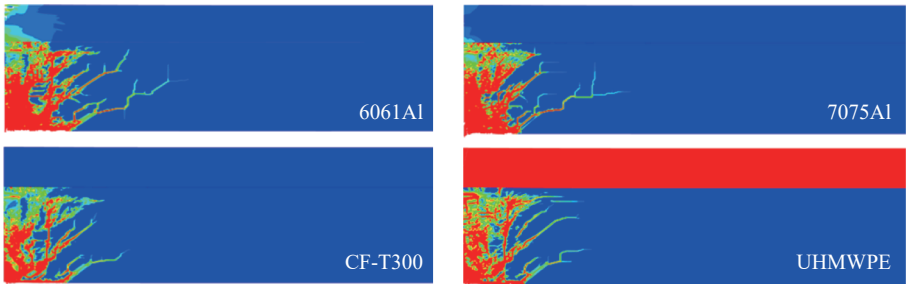
如图 7 所示，冲击前期（0～15 μs），受卸载波影响，陶瓷内部形成层裂裂纹和初始锥形裂纹，背板吸能效率较低：其中，9 μs 时，子弹-陶瓷接触压力达到峰值，标志着子弹开始侵蚀靶板并推动陶瓷锥形成；11 μs 时，背板附近的陶瓷发生层裂，导致陶瓷-背板接触力瞬时卸载，但背板吸能效率处于恒定的增长阶段。随着时间推移，锥形裂纹向背板持续扩展，在 36 μs 时，外锥裂纹（锥角为β_1）抵达背板表面，此时

子弹侵蚀进入第 2 条锥形裂纹(锥角为β_2)区域，背板吸能效率进入恒定增长阶段。此后，外锥(实验中获得的陶瓷锥)裂纹张开位移接近于停滞状态，而在 77 μs 时则明显观察到内锥(第 2 条锥形裂纹)裂纹显著张开，之后弹体与背板直接接触，背板进入快速变形阶段，陶瓷内部损伤演化不再发生明显变化。由此可知，陶瓷锥对背板的载荷传递并非仅依赖单一外锥，而是通过外锥与内锥等多条裂纹的协同作用实现：外锥初期承担载荷扩散功能，将点接触转化为环向分布载荷，降低背板局部应力峰值；内锥后期通过自身张开位移持续传递压力，迫使背板发生塑性变形，并延长吸能时间。因此，陶瓷锥作为动态演化的中间载体，通过裂纹网络逐步将冲击载荷分散至背板，既避免了背板早期局部失效，又为后续塑性吸能创造了条件。

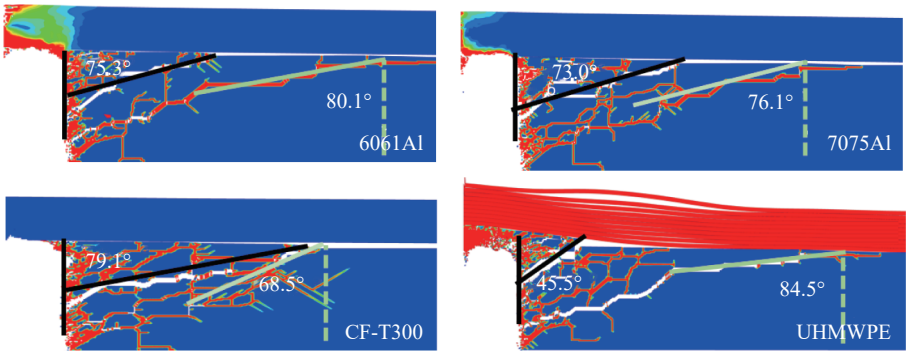
2.3.2　背板条件的影响

在陶瓷复合靶板的抗侵彻过程中，背板不仅起到结构支撑作用，更是影响陶瓷锥生成与演化的关键因素。背板通过其力学属性(强度、刚度、波阻抗)直接控制应力波在陶瓷/背板界面的传播与反射，同时通过自身的变形与失效改变陶瓷底部的边界条件，从而决定锥形裂纹的起裂位置、扩展路径以及最终形态。下面将从屈服强度、刚度和波阻抗 3 个维度，结合实验数据与模拟结果展开分析。

图 8 对比了 6061 和 7075 2 种铝合金背板对碳化硼陶瓷复合靶板破坏行为的影响。两者的弹性模量与波阻抗基本相同，但 7075 铝合金的屈服强度(568 MPa)高于 6061 铝合金(256 MPa)。图 8 显示，不论在初始时刻，还是在弹体与背板接触时刻，陶瓷锥的内外锥角基本一致，正如 11 μs 时刻的裂纹扩展行为，表明陶瓷锥体的形成与背板屈服强度无直接关联。然而，背板的抗塑性变形能力直接决定了对陶瓷层的支撑效果。对于 6061 铝合金，其屈服强度较低，在冲击下易发生局部塑性变形，不仅吸收了部分侵彻能量，更削弱了对陶瓷锥底部的刚性支撑，导致锥形裂纹因支撑不足而提前“塌陷”。相比之下，高屈服强度的 7075 铝合金背板在锥形裂纹形成前能提供更强的刚性支撑，迫使弹体动能更集中地作用于陶瓷板，加剧了陶瓷的碎裂程度，正如图 8 中 77 μs 时刻，在内、外锥区间，7075 铝合金的裂纹密集程度明显高于 6061 铝合金材料。因此，尽管 2 种铝合金背板内外锥角较为接近，但 7075 铝合金陶瓷



(a) 11 μs



(b) 77 μs

图 8　不同时刻不同背板碳化硼陶瓷复合靶板的陶瓷破坏行为

Fig. 8　Failure behavior of ceramics in boron carbide ceramic composite plates with different backplates at different time

内部损伤程度明显更剧烈。该现象在能量分配方面有着明显的体现，7075 铝合金因变形小缩短了弹靶接触时间，导致背板吸收能量占比较低，即弹体总动能更多地转化为陶瓷碎块的飞溅动能与陶瓷内部的断裂能，使得 7075 铝合金背板的吸能明显低于 6061 铝合金背板，正如图 9 拓展计算结果所示，铝合金背板的吸能占比随着屈服强度的增加呈线性递减趋势。

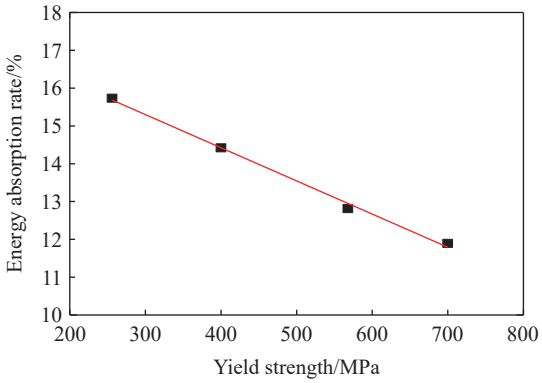


图 9　背板的能量吸收率与屈服强度的相关性

Fig. 9　Correlation between energy absorption rate of backplate and yield strength

在厚度不变的情况下，背板刚度大小主要取决于材料的弹性模量。如图 10 所示，陶瓷锥的形成机制受背板刚度调控显著，外锥与内锥呈现相反的演化趋势，其中：外锥角随着弹性模量 E 的增加呈线性减小，$\beta_1 = 89.7 - 0.16E$；而内锥角随着弹性模量的增加呈指数增长，$\beta_2 = 88.9 - 817\mathrm{e}^{-E/13.6}$。由此可见，外锥的扩展主要取决于背板对陶瓷底部的横向支撑能力，低刚度背板（如 UHMWPE）在冲击下易发生挠曲变形，对陶瓷底部的横向约束较弱，使得陶瓷锥在形成过程中充分向外扩展，锥底直径增大，外锥母线相对于靶面更平缓，致使外锥角显著增大；随着背板刚度提升，背板的抗弯能力增强，对陶瓷底部的横向约束增强，导致陶瓷锥难以充分向外扩展，锥底直径较小，外锥母线相对于靶面更陡峭，外锥角减小。内锥随刚度的变化呈相反的趋势，其形成过程更依赖于背板在冲击过程的刚性支撑强度，低刚度背板（如 UHMWPE）因挠曲显著，对陶瓷底部的支撑不足，导致内锥裂纹在形成过程中缺乏足够的径向约束，裂纹母线相对于靶面更陡峭，内锥角显著减小。高刚度背板（如碳纤维增强复合材料（carbon fiber reinforced polymer, CFRP）、铝合金）能有效抑制背板挠曲，为陶瓷底部提供强有力的瞬时刚性支撑，迫使内锥裂纹沿更平缓的方向发展，内锥角随之增大。

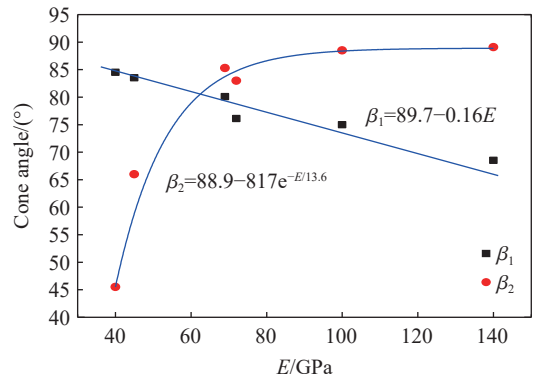


图 10　陶瓷锥角与弹性模量的相关性

Fig. 10　Correlation between ceramic cone angle and elastic modulus

在厚度不变的条件下，背板刚度虽主导陶瓷内、外锥的演化趋势，但波阻抗通过调控应力波在陶瓷/背板界面的反射和透射行为，从应力场层面进一步强化或修正这一调控机制，两者共同决定了陶瓷锥的最终形态，如图 11（W_r 为背板波阻抗与陶瓷波阻抗的比值）中波阻抗对外锥和内锥的影响所示，两者同样与波阻抗呈现相反的变化趋势：$\beta_1 = 84.7 - 0.003\,8\mathrm{e}^{-W_\mathrm{r}/0.055}$，$\beta_2 = 15.4 + 164.3W_\mathrm{r}$。对于外锥而言，其扩展依赖的横向约束能力不仅与背板刚度相关，还受界面应力波传递效率的影响。当背板的波阻抗远低于陶瓷的波阻抗时，大部分冲击应力波在界面处反射，形成的拉应力波向陶瓷内部传播，削弱了陶瓷底部的结构稳定

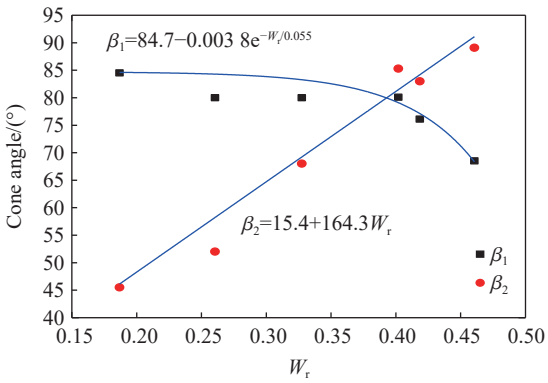


图 11　陶瓷锥角与波阻抗的相关性

Fig. 11　Correlation between ceramic cone angle and wave impedance

性。同时，透射至背板的应力波能量不足，难以有效激发背板的承载能力，进一步加剧了低刚度背板的挠曲变形，使得外锥的横向扩展受到双重限制，外锥角显著增大。反之，当背板的波阻抗与陶瓷更匹配时，应力波透射系数显著提升，更多冲击能量被有效传递至背板，增强了其瞬时承载能力，与高刚度带来的强约束效应形成协同，迫使外锥裂纹沿着原来的方向充分扩展，锥角减小。对于内锥来说，其形成所依赖的刚性支撑强度同样受到波阻抗的调控。低波阻抗背板（如 UHMWPE）在界面处反射的拉应力波会削弱陶瓷底部的支撑基础，使得在内锥裂纹缺乏有效径向约束的条件下裂纹扩展母线较为陡峭，锥角进一步减小；而高波阻抗背板（如铝合金、CFRP）则通过高效的应力波传递，为陶瓷底部提供更强的瞬时刚性支撑，与高刚度的抑制挠曲效应协同作用，强化对内锥裂纹的径向约束，迫使裂纹沿更平缓的方向发展，内锥角随之显著增大。综上，波阻抗通过调控界面应力波的反射和透射，与背板刚度形成协同调控机制：低波阻抗会放大低刚度的不利影响，加剧外锥扩展受限与内锥支撑不足；而高波阻抗则强化高刚度的积极效应，促进外锥的充分扩展与内锥的陡峭发展。

3　结　论

通过弹道冲击实验与 LS-DYNA 数值模拟，系统研究了 6061 铝合金、7075 铝合金、T300 碳纤维板及 UHMWPE 4 种典型背板材料对碳化硼陶瓷复合装甲陶瓷锥形成机制的影响，得到以下主要结论：

(1) 陶瓷锥对背板的载荷传递并非仅依赖单一外锥裂纹，而是通过外锥与内锥等多条裂纹的共同作用实现，外锥在冲击前期承担载荷扩散功能，将弹体的点接触转化为环向分布载荷，降低背板局部应力峰值，内锥在冲击后期通过自身张开位移持续传递压力，迫使背板发生塑性变形并延长吸能时间；

(2) 背板的屈服强度对陶瓷主锥形裂纹的扩展角度无明显影响，但显著影响陶瓷的碎裂程度与能量分配，高强度背板（如 7075 铝合金）提供更强的刚性支撑，加剧陶瓷碎裂，而低强度背板（6061 铝合金）通过塑性变形吸收更多能量，但削弱了对陶瓷底部的支撑；

(3) 背板刚度是调控陶瓷锥角的关键因素，且对外锥和内锥的影响相反，外锥角随背板弹性模量的增加呈线性减小，内锥角则呈指数增大，低刚度背板（如 UHMWPE）因挠曲变形显著，横向约束较弱，导致外锥角增大、内锥角减小，而高刚度背板（如 CFRP、铝合金）能有效抑制挠曲，增强径向约束，促使外锥角减小、内锥角增大。

(4) 背板波阻抗通过调控界面应力波的反射和透射，与刚度形成协同调控机制，内锥角随波阻抗比增加呈线性增大，外锥角呈指数减小，低波阻抗会放大低刚度的不利影响，加剧外锥扩展受限与内锥支撑不足，而高波阻抗则强化高刚度的积极效应，促进外锥充分扩展与内锥陡峭发展。

参考文献：

[1] 代春泉, 矫维成, 金浩正, 等. 拼接式陶瓷复合装甲的研究现状及发展趋势 [J]. 复合材料学报, 2026, 43(4): 1927–1957.
DAI C Q, JIAO W C, JIN H Z, et al. Research status and development trends of modular ceramic composite armor [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2026, 43(4): 1927–1957.

[2] 苏罗川, 宜晨虹, 刘文杰, 等. 轻质抗侵彻材料及结构研究现状 [J]. 兵器装备工程学报, 2018, 39(1): 157–167.
SU L C, YI C H, LIU W J, et al. Development of lightweight ballistic armor materials and structures [J]. Journal of Ordnance Equipment Engineering, 2018, 39(1): 157–167.

[3] TSIROGIANNIS E C, DASKALAKIS E, VOGIATZIS C, et al. Advanced composite armor protection systems for military vehicles: design methodology, ballistic testing, and comparison [J]. Composites Science and Technology, 2024, 251: 110486.

[4] DOU L L, HE L L, YIN Y H. Ballistic prediction of ceramic armor backed by thin metal plate against threats of small and medium-calibers [J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2024, 21(2): 1273–1285.

[5] HASSOUNA A, MEZLINI S, AMEUR T B. Numerical study of ballistic impact of hard bulletproof vests: effect of the multilayered armors design [J]. Polymer Composites, 2023, 44(12): 8496–8509.

[6] 张茂哲, 王智慧, 纪伟, 等. 约束陶瓷复合装甲的研究进展 [J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2024, 29(4): 255–262.

ZHANG M Z, WANG Z H, JI W, et al. Research progress on confined ceramic composite armor [J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2024, 29(4): 255–262.

[7] YUAN J C, HUA J Y, BIAN Y L, et al. Cone cracking and fragmentation of alumina plates under high-speed penetration: experiments and modeling [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2025, 314: 110733.

[8] CHAO Z L, WANG Z W, JIANG L T, et al. Ballistic performance and mechanism of a novel multi-scale bionic array gradient (SiC_c+B_4C_p)/Al armor [J]. Transactions of Materials Research, 2025, 1(2): 100022.

[9] YANG S L, LU L K, GAO Y, et al. Experimental and theoretical study of cone angle in alumina tiles under ballistic impact [J]. International Journal of Impact Engineering, 2024, 192: 105025.

[10] SIMONS E C, WEERHEIJM J, TOUSSAINT G, et al. An experimental and numerical investigation of sphere impact on alumina ceramic [J]. International Journal of Impact Engineering, 2020, 145: 103670.

[11] 侯海量, 朱锡, 李伟. 轻型陶瓷/金属复合装甲抗弹机理研究 [J]. 兵工学报, 2013, 34(1): 105–114.
HOU H L, ZHU X, LI W. Investigation on bullet proof mechanism of light ceramic/steel composite armor [J]. Acta Armamentarii, 2013, 34(1): 105–114.

[12] 高华, 熊超, 殷军辉, 等. 多层异质陶瓷复合靶板抗侵彻试验及数值模拟 [J]. 火炮发射与控制学报, 2019, 40(1): 89–93, 98.
GAO H, XIONG C, YIN J H, et al. Anti-penetration test and numerical simulation of multilayer heterogeneous ceramic composite target [J]. Journal of Gun Launch & Control, 2019, 40(1): 89–93, 98.

[13] 高华, 熊超, 殷军辉, 等. 多层异质复合结构的动力学响应及抗侵彻性能 [J]. 复合材料学报, 2019, 36(5): 1284–1294.
GAO H, XIONG C, YIN J H, et al. Dynamic response and anti-penetration performance of multi-layered heterogeneous composite structure [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2019, 36(5): 1284–1294.

[14] YU Y L, WANG X D, WU Y D, et al. The impact of backplate support conditions on ceramic fracture and energy absorption in the penetration resistance process of ceramic/metal composite armor [J]. Ceramics International, 2024, 50(7): 10325–10339.

[15] 武一丁, 王晓东, 余毅磊, 等. 纤维背板结构对 B_4C 陶瓷复合装甲抗侵彻破碎特性的影响 [J]. 爆炸与冲击, 2023, 43(9): 091411.
WU Y D, WANG X D, YU Y L, et al. Affection of fiber backboard structure on the penetration and crushing resistance of B_4C ceramic composite armor [J]. Explosion and Shock Waves, 2023, 43(9): 091411.

[16] 陆文成, 褚庆国, 王晓东, 等. 12.7 mm 穿燃弹侵彻 603 装甲钢行为研究 [J]. 兵器材料科学与工程, 2023, 46(4): 8–14.
LU W C, CHU Q G, WANG X D, et al. Penetration behavior of 12.7 mm armor piercing incendiary into 603 armor steel [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2023, 46(4): 8–14.

[17] 张天星, 余毅磊, 蒋招绣, 等. 薄板氧化铝陶瓷复合装甲抗侵彻行为规律研究 [J]. 兵器材料科学与工程, 2022, 45(4): 24–29.
ZHANG T X, YU Y L, JIANG Z X, et al. Anti-penetration behavior of thin plate alumina ceramic composite armor [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2022, 45(4): 24–29.

[18] 陆文成, 武一丁, 余毅磊, 等. 不同厚度比的 SiC 陶瓷-纤维增强树脂基复合材料装甲的损伤失效及其抗弹性能 [J]. 复合材料学报, 2025, 42(2): 1125–1139.
LU W C, WU Y D, YU Y L, et al. Damage failure and ballistic performance of SiC ceramic-fiber reinforced resin-based composite armor with different thickness ratios [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2025, 42(2): 1125–1139.

[19] 赵永青, 余毅磊, 高光发, 等. 超高强钢弹侵彻陶瓷复合靶数值模拟研究 [J]. 宁波大学学报 (理工版), 2025, 38(1): 54–62.
ZHAO Y Q, YU Y L, GAO G F, et al. Numerical simulation study on penetrating ceramic composite target by ultra-high strength steel bullets [J]. Journal of Ningbo University (NSEE), 2025, 38(1): 54–62.

[20] 武一丁, 高光发, 王晓东. 不同速度下 B_4C 陶瓷/铝合金轻型复合靶板抗侵彻行为研究 [J]. 南京理工大学学报, 2023, 47(4): 503–513.
WU Y D, GAO G F, WANG X D. Research on the penetration resistance behavior of B_4C ceramic/aluminum alloy lightweight composite target at different speeds [J]. Journal of Nanjing University of Science and Technology, 2023, 47(4): 503–513.

[21] ZHANG D N, SHANGGUAN Q Q, XIE C J, et al. A modified Johnson-Cook model of dynamic tensile behaviors for 7075-T6 aluminum alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 619: 186–194.

[22] HASHIN Z, ROTEM A. A fatigue failure criterion for fiber reinforced materials [J]. Journal of Composite Materials, 1973, 7(4): 448–464.

[23] LIU J H, XU Y X, YI X B, et al. Experimental and numerical simulation study on near-edge/on-edge low-velocity impact and residual compressive strength of T300/69 laminates [J]. Composite Structures, 2022, 280: 114887.

［24］CHANG K Y, LIU S, CHANG F K. Damage tolerance of laminated composites containing an open hole and subjected to tensile loadings [J]. Journal of Composite Materials, 1991, 25(3): 274–301.

［25］ZHANG X Z, WANG R T, HOU H D, et al. Numerical simulation analysis on anti-penetration characteristics of Al/UHMWPE composite plates against tungsten alloy fragment [J]. Journal of Physics: Conference Series, 2024, 2891(16): 162029.

［26］JOHNSON G R, HOLMQUIST T J. Response of boron carbide subjected to large strains, high strain rates, and high pressures [J]. Journal of Applied Physics, 1999, 85(12): 8060–8073.

［27］位伟, 姜清辉, 周创兵. 基于有限变形理论的数值流形方法研究 [J]. 力学学报, 2014, 46(1): 78–86.
WEI W, JIANG Q H, ZHOU C B. Study on numerical manifold method based on finite deformation theory [J]. Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics, 2014, 46(1): 78–86.

Formation Mechanism of Ceramic Cones in Boron Carbide Ceramic Composite Targets with Different Backplates under High-Velocity Impact

WANG Xinde[1,2], LI Mingshu[1,2], WANG Renjie[1,2], WANG Yonggang[1,2], JIANG Zhaoxiu[1,2]

（1. *School of Mechanics and Engineering Science*, *Ningbo University*, *Ningbo* 315211, *Zhejiang*, *China*;
2. *MOE Key Laboratory of Impact and Safety Engineering*, *Ningbo University*, *Ningbo* 315211, *Zhejiang*, *China*）

Abstract: To investigate the influence of backplate mechanical properties on the formation mechanism of ceramic cones in boron carbide ceramic composite armor, four typical backplate materials, including 6061 aluminum alloy, 7075 aluminum alloy, T300 carbon fiber board, and ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) were selected. A combination of ballistic impact experiments conducted via a one-stage light gas gun and numerical simulations performed with LS-DYNA was adopted to systematically study the effects of backplate yield strength, stiffness, and wave impedance on the morphology and evolution of ceramic cones. The results indicate that: the load transfer from the ceramic cone to the backplate is not solely dependent on a single outer cone but is achieved through the synergistic action of multiple cracks, including the outer and inner cones; the yield strength of the backplate has no significant effect on the crack propagation of the main cone; regarding stiffness, the outer cone angle decreases linearly with increasing elastic modulus, while the inner cone angle increases exponentially; wave impedance alters the internal stress field of the ceramic by modulating stress wave reflection/transmission, resulting in a linear increase in the inner cone angle and an exponential decrease in the outer cone angle with increasing impedance.

Keywords: ceramic cone; boron carbide; ceramic composite armor; high-velocity impact; penetration