

DOI: 10.11858/gywlxb.20261138

聚脲涂覆陶瓷装甲的抗弹性能及增强效应*

王哲永¹, 梁博², 贺志凡¹, 范东宇³, 冯蕊³, 王永滨³, 贾贺³, 秦庆华^{1,4}

(1. 西安交通大学极端环境服役性能与防护技术西安市重点实验室, 复杂服役环境重大装备结构强度与寿命国家重点实验室(西安交通大学), 陕西 西安 710049;

2. 中车长春轨道客车股份有限公司, 吉林 长春 130062;

3. 北京空间机电研究所, 航天进入减速与着陆技术实验室, 北京 100094;

4. 北京理工大学爆炸科学与安全防护全国重点实验室, 北京 100081)

摘要: 陶瓷作为轻质高强防护材料, 在防弹领域具有重要应用价值, 但其固有的高脆性限制了抗弹效能, 故需与其它材料复合以增强抗弹性能。本文建立 7.62mm 穿甲燃烧弹侵彻聚脲涂覆层碳化硼陶瓷装甲的数值模型, 研究了涂覆层位置、厚度及弹体侵彻角对靶板抗弹性能的影响。结果表明: 聚脲涂覆陶瓷装甲的抗弹性能高度依赖于涂覆层的位置; 当聚脲涂覆层置于靶板背弹面时, 靶板的抗弹性能获得显著提升; 若将涂覆层置于迎弹面或作为夹芯结构面板层, 其抗弹效能反而劣于裸陶瓷靶板; 进一步能量吸收占比分析表明, 聚脲自身直接吸能占比较小, 但通过影响应力波的传播和侵彻响应, 进而影响靶板侵蚀吸能; 斜侵彻下, 靶板背弹面涂覆聚脲依然表现抗弹增益, 且弹体侵彻角越大, 抗弹增益越小。

关键词: 陶瓷装甲; 聚脲涂覆层; 抗弹性能; 侵彻; 有限元模拟

中图分类号: O347; O385; O521.9

文献标识码: A

陶瓷防弹装甲凭借优异的抗弹性能, 已广泛应用于航空装备^[1]、舰艇船体^[2]、个体防护^[3]及装甲车辆^[4]等诸多防护领域。随着现代穿甲武器技术的迭代升级, 装甲系统的抗弹性能指标不断提高, 轻量化、高强度、高抗毁伤特性已成为新型装甲的核心设计需求^[5,6]。然而传统金属装甲的材料力学性能已接近固有极限, 其抗弹性能的提升往往依赖于增厚结构或优化构型, 且金属材料密度较大, 与装甲轻量化的设计目标存在本质矛盾。在此背景下, 陶瓷材料凭借轻质、高强度、高硬度^[7]的独特力学优势, 成为新型抗弹装甲领域的重点研究对象。

陶瓷材料韧性低、抗拉强度弱, 单一陶瓷装甲的抗弹性能存在明显局限, 因此国内外学者普遍通过陶瓷与其他材料复合的方式提升其抗冲击性能。Yu 等^[8]设计陶瓷/金属复合装甲结构并开展抗弹性能研究, 证实高密度背板可对陶瓷层形成良好的惯性约束支撑, 有效提升靶板抗侵彻能力。Lu 等^[9]将超分子量聚乙烯(UHMWPE)与氧化铝陶瓷进行复合, 在保持装甲整体面密度恒定的条件下, 确定迎弹面 UHMWPE 厚度为 4 mm、层厚配比为 1:2 时, 复合装甲的综合抗弹性能最优。Shen 等^[10]进一步研制层压 SiC/BN 复合装甲, 试验表明其抗弹性能显著优于单一 SiC 陶瓷装甲。综上所述, 通过异种材料复合设计并制备多层复合结构, 可有效解决陶瓷韧性低、抗拉强度不足的问题, 是优化陶瓷装甲抗弹性能的重要技术路径。

聚脲是由异氰酸酯组分(简称 A 组分)与氨基化合物组分(简称 R 组分)反应制备的一种超弹性材料^[11], 其密度较低, 具有高强度、高韧性等良好的力学性能, 以及各类工程材料良好的粘接性^[12,13], 因此被广泛应用于防弹防爆等抗冲击领域^[14-16]。随着应变率的增加, 聚脲会从橡胶态转

*收稿日期: 2026-07-16; 修回日期: 2026-08-31

基金项目: 国家自然科学基金(12472391); 航天进入减速与着陆技术实验室开放基金(23-11-064-W); 爆炸科学与安全防护全国重点实验室(北京理工大学)开放基金(KFJJ26-16M)

作者简介: 王哲永(2002-), 男, 硕士研究生, 主要从事冲击动力学研究. E-mail: wzy3768@163.com

通讯作者: 秦庆华(1976-), 男, 博士, 教授, 主要从事冲击动力学研究. E-mail: qhqin@mail.xjtu.edu.cn

化为玻璃态^[17], 实现瞬时强化与高效吸能, 能有效提升结构抗冲击性能。2004 年, 美海军陆战队发现 Humvee 军车底部喷涂聚脲涂覆层可减小爆炸或榴霰弹对车辆和人员的伤害。Amini 等借助反向弹道冲击试验研究了均质钢板与钢-聚脲复合双层板在冲击载荷下的动态力学响应。研究表明: 聚脲涂覆于钢板背侧时, 可有效抑制结构失效并提升体系能量耗散能力; 而聚脲置于钢板迎弹面冲击时, 会加剧靶板的冲击破坏程度。学者们还对聚脲增强陶瓷复合装甲的抗弹性能进行了研究, Mohotti 等^[18]针对高速弹丸侵彻铝-聚脲复合层板的力学行为开展研究, 结果表明, 聚脲层能够有效降低弹丸穿透后的残余速度, 对复合板材的抗冲击性能具有显著增益效果。吴等^[19]针对平头弹冲击仿珍珠母陶瓷/聚脲梁进行了研究, 结果表明随着弹体冲击速度的增加, 相比于均质陶瓷梁, 仿珍珠母复合梁的损伤范围在冲击速度高于一定值后变化不大, 仅损伤程度增加。Si 等^[20-22]研发了聚脲增强陶瓷/金属复合装甲结构, 研究表明, 在复合靶板迎弹面和背弹面设置聚脲涂覆层可有效提升其弹道极限性能, 且聚脲涂覆层厚度的改变会诱发靶板整体失效机制发生转变。

综上所述, 目前关于聚脲涂覆层增强靶板抗弹性能已开展了一定的研究, 然而聚脲涂覆层对裸陶瓷靶板的强化效应和失效机理, 相关探索仍较为匮乏。本文拟建立 7.62mm 穿甲燃烧弹侵彻聚脲涂覆层碳化硼陶瓷装甲的数值计算模型, 研究弹体侵彻过程中靶板的抗弹性能与能量吸收机理, 分析聚脲涂覆层位置、厚度和弹体侵彻角度等因素对装甲抗弹性能的影响, 为聚脲涂覆层增强陶瓷装甲设计和工程应用提供技术支持和依据。

1 数值模型

1.1 结构模型

弹靶作用数值计算模型由靶板和子弹两部分组成, 如图 1 所示, 靶板由碳化硼陶瓷板和聚脲涂覆层构成, 陶瓷板尺寸 100mm×100mm×9mm, 兼顾实际抗弹的用途设定聚脲厚度不超过 3mm; 子弹为 7.62mm 穿甲燃烧弹, 由 T12A 钢弹芯和黄铜弹头壳组成。子弹以 854m/s 的初速度垂直入射靶板(正侵彻), 靶板边界条件为四周固支。

使用商业有限元分析软件 LS-Dyna 建立聚脲涂覆层陶瓷装甲弹道冲击有限元模型, 整个模型使用八节点六面体减缩积分单元, 单元尺寸 0.2mm。采用 SURFACE_TO_SURFACE_TIEBREAK 关键字模拟聚脲涂覆层与陶瓷板之间的粘接^[23], 其中 NFLS=10.14MPa, SLFS=9.98MPa。本模型子弹与靶板之间采用 CONTACT_ERODING_SURFACE_TO_SURFACE 侵蚀接触, 失效由本构方程确定, 沙漏设置为 Flanagan-Belytschko 粘性形式。

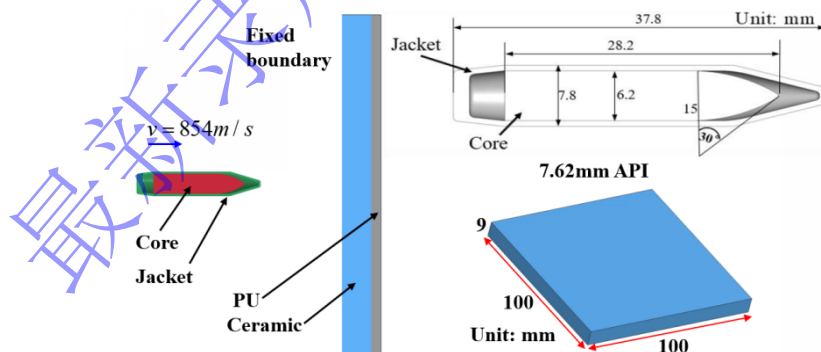


图 1 弹靶模型

Figure 1 Bullet-target model

1.2 材料本构模型

弹头壳和弹芯均采用 Johnson-Cook 本构模型, 该模型中, 流动应力为塑性应变硬化项, 应变率硬化项, 温度软化项的乘积, 三项相互独立无耦合:

$$\sigma = \left(A + B \varepsilon_p^n \right) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left[1 - \left(\frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}} \right)^m \right] \quad (1)$$

式中: A 为初始屈服强度, B 为应变硬化系数, ε_p 为等效塑性应变, $\dot{\varepsilon}_p$ 为塑性应变率, n 为应变硬化指数; $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率, $\dot{\varepsilon}$ 为材料应变率, C 为应变率硬化系数; T_{room} 为环境温度, T_{melt} 为材料融化温度, T 为当前材料温度, m 为温度软化指数。

J-C 本构使用累积损伤因子 D 描述材料的损伤, $D=0$ 表示材料完整, $D=1$ 代表材料完全失效, 表达式如下:

$$D = \sum \frac{\Delta \varepsilon_p}{\varepsilon_f} \quad (2)$$

式中 $\Delta \varepsilon_p$ 为每个积分循环中计算等效塑性应变增量, ε_f 表示材料断裂应变。断裂应变为应力三轴度, 应变率, 温度的函数:

$$\varepsilon_f = \left(D_1 + D_2 e^{D_3 \sigma^*} \right) \left(1 + D_4 \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left(1 + D_5 \frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}} \right) \quad (3)$$

式中: σ^* 为应力三轴度, 为平均应力和 von Mises 等效应力的比值, $\dot{\varepsilon}_p$ 为塑性应变率, $D_1 \sim D_5$ 为材料的损伤常数, 各材料参数取值见表 1。钢弹芯采用简化的 J-C 本构模型, 额外添加侵蚀最大主应力 3.6GPa, 最大主应变 0.1 来代替常规 J-C 本构中的失效方程。

表 1 弹芯和弹头壳的 J-C 本构模型参数

Parameters	Steel core ^[24]	Brass jacket ^[25]
$\rho_0 / (\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$	7.85	8.96
E / GPa	208	124
ν	0.3	0.34
G / GPa	80	46
A / GPa	1.976	0.090
B / GPa	2.856	0.292
n	0.2072	0.310
C	0.005	0.025
m	-	1.090
T_m / K	-	1356
T_r / K	-	300
$\dot{\varepsilon}_0 / \text{s}^{-1}$	0.008	1
$C_p / (\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$	450	386
D_1		0.54
D_2	Principal stress	4.89
D_3	3.6GPa	-3.03
D_4	Principal strain	0.014
D_5	0.1	1.12

J-C 本构还需结合状态方程 (EOS), 描述材料温度、压力、密度之间的关系, 选择 Gruneisen 状态方程:

$$p = \frac{\rho_0 c^2 \mu \left[1 + \left(1 - \frac{\gamma_0}{2} \right) \mu - \frac{\alpha}{2} \mu^2 \right]}{\left[1 - (S_1 - 1) \mu - S_2 \frac{\mu^2}{\mu + 1} - S_3 \frac{\mu^3}{(\mu + 1)^2} \right]^2} + (\gamma_0 + \alpha \mu) E \quad (4)$$

$$\mu = \frac{\rho}{\rho_0} - 1 \quad (5)$$

式中 ρ_0 为初始材料密度, ρ 为当前材料密度, c 为弹性波波速, γ_0 为 Gruneisen 系数, α 为一阶体积修正系数, E 为材料内能, S_1, S_2, S_3 为状态方程的拟合参数, EOS 各参数取值见表 2。

表 2 黄铜弹头壳的状态方程参数^[25]

Table 2 Parameters of the equation of state for brass jacket

Parameters	$c / (\text{m} \cdot \text{s}^{-1})$	S_1	S_2	S_3	γ	α
Value	3940	1.49	0	0	1.99	0

碳化硼陶瓷采用 Johnson-Holmquist II (JH2) 本构, 无量纲材料强度由完好材料强度和完全粉碎的材料强度线性插值得到:

$$\sigma^* = \sigma_i^* - D(\sigma_i^* - \sigma_f^*) \quad (6)$$

式中 σ_i^* 为无量纲完好材料强度, σ_f^* 为无量纲断裂材料强度, σ^* 为材料流动应力, 损伤因子

$D = \sum \frac{\Delta \varepsilon^p}{\varepsilon_f}$, 当 $D = 0$ 时, 材料完好, 强度为静水压力和应变率的函数:

$$\sigma_i^* = A(P^* + T^*)^n \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \quad (7)$$

式中 P^* 为无量纲静水压力, T^* 为无量纲拉伸强度, $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率, $\dot{\varepsilon}$ 为应变率, A, n 为材料常数。当 $D = 1$ 时, 材料完全粉碎, 断裂强度不包含拉伸强度项:

$$\sigma_f^* = B(P^*)^m \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \quad (8)$$

式中 B, C, m 为材料常数。断裂应变 ε_f 为净水压力的函数:

$$\varepsilon_f = D_1 (P^* + T^*)^{D_2} \quad (9)$$

其中 D_1, D_2 为材料损伤常数。JH2 本构自带状态方程如下:

$$P = \begin{cases} K_1 \mu + K_2 \mu^2 + K_3 \mu^3 & \text{压缩} \\ K_1 \mu & \text{拉伸} \end{cases}, \quad \mu = \frac{\rho}{\rho_0} - 1 \quad (10)$$

式中 P 为静水压力, K_1, K_2, K_3 为状态方程的拟合系数, 各参数详细数值见表 3。

表 3 陶瓷靶板的 JH-2 本构模型参数^[26]

Table 3 JH-2 Constitutive model parameters for ceramic target

Parameters	Value	Parameters	Value
$\rho_0 / (\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$	2.51	$\sigma_{f \max}$	0.2

E / GPa	197	HEL / GPa	19
A	0.927	P_{HEL} / GPa	8.71
B	0.7	β	1
C	0.005	D_1	0.001
m	0.85	D_2	0.5
n	0.67	K_1 / GPa	233
$\dot{\epsilon}_0 / \text{s}^{-1}$	1.0	K_2 / GPa	-593
T / GPa	0.26	K_3 / GPa	2800

聚脲是一种典型超弹性材料，可以用 Mooney-Rivlin 本构模型描述其大变形行为，但该本构未考虑应变率效应。因此使用 Cowper-Symonds 本构描述聚脲的动态力学行为：

$$\sigma_d(\epsilon, \dot{\epsilon}) = \sigma_s(\epsilon) \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{C} \right)^{\frac{1}{p}} \right] \quad (11)$$

式中， $\dot{\epsilon}$ 是材料应变率， C 和 p 是材料常数，动态应力 $\sigma_d(\epsilon, \dot{\epsilon})$ 是静态应力 $\sigma_s(\epsilon)$ 与增强因子的乘积。根据 Jiang 等^[27]的测试结果，取 0.003m/s^{-1} 的静态应力应变曲线通过应力增强因子来描述动态力学行为，其中 $C=65.45\text{s}^{-1}$ ， $p=4.35$ 。

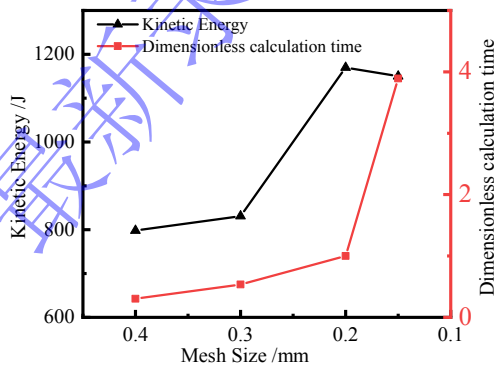
1.3 模型有效性验证

网格收敛性是保障数值模型收敛的重要条件，故采用 0.4mm ， 0.3mm ， 0.2mm ， 0.15mm 四种网格尺寸进行计算。如图 2(a)，当网格尺寸小于 0.2mm 时加细网格计算精度提升不大，但计算时间显著增加，为平衡精度与效率，选择 0.2mm 的网格尺寸进行研究。为验证计算模型的有效性，建立仿真模型与 Khan 等^[28]的实验结果与进行对比。如表 4 所示，弹芯残余速度和剩余长度的误差均在 5% 以内，且实验与仿真的靶板损伤模式（图 2(c)）一致。

表 4 数值模型验证

Table 4 Simulation Model Validation

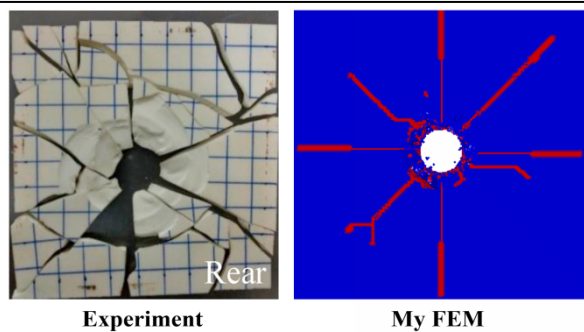
	Experiment ^[28]	Simulation	Error
Residual velocity	239m/s	244m/s	2.1%
Remaining length	47.5mm	48.2mm	1.5%



(a) Mesh Convergence



(b) Remaining Core Length



(c) Failure of Ceramic Target Plate

图 2 模型有效性验证

Figure 2 Model validation

2 结果与讨论

2.1 聚脲涂覆层位置

对于陶瓷靶板，聚脲涂覆层在靶板上的涂覆位置不同，抗弹性能也不相同。因此设置裸陶瓷靶板、背弹面涂覆聚脲陶瓷板、迎弹面涂覆聚脲陶瓷板三类构型，研究聚脲涂覆层位置对靶板抗弹性能的影响，三种配置分别记为 F0B0，F0B2 和 F2B0，字母 F 和 B 后的数字分别为迎弹面和背弹面聚脲涂覆层的厚度（单位：mm），若无聚脲涂覆层则记为 0mm。以上三种陶瓷靶板厚度均为 9mm，聚脲涂覆层厚均为 2mm。

图 3 为子弹侵彻裸陶瓷靶板过程，在 $10\mu\text{s}$ 时，陶瓷裂纹已经贯穿到陶瓷板背面，在 $20\mu\text{s}$ 时，背板略微鼓起，陶瓷锥完全形成，之后陶瓷碎片磨蚀弹芯直至子弹完全穿透靶板。对于聚脲位于背弹面的构型，前期侵彻过程与裸陶瓷靶板一致，也形成标准的陶瓷锥，在 $56\mu\text{s}$ 时，聚脲涂覆层陶瓷板发生了脱粘。当聚脲位于靶板迎弹面时，子弹先侵彻聚脲涂覆层，因此陶瓷锥的形成进程略微滞后于其他工况。三种工况下，陶瓷板背弹面均因为陶瓷锥的形成产生了径向裂纹和环向裂纹，当聚脲位于背弹面时，靶板损伤区域最大。

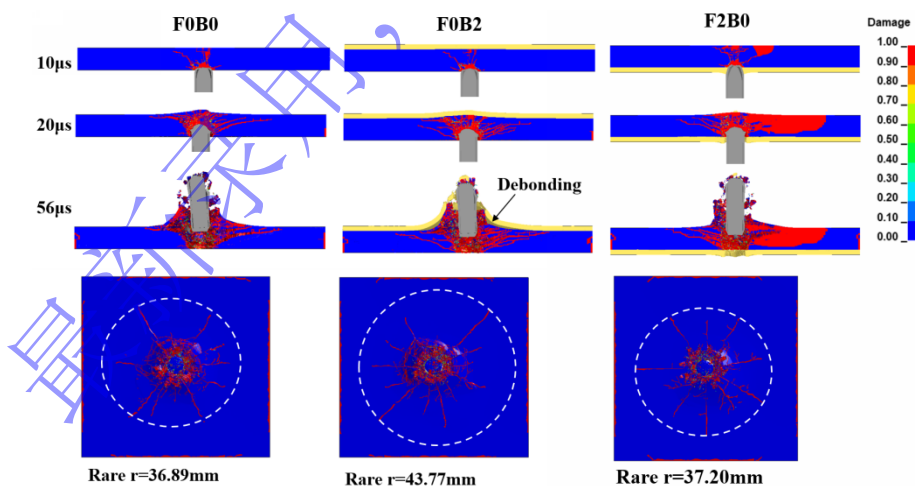


图 3 聚脲位于不同位置时的侵彻过程

Figure 3 Penetration process of polyurea at different locations

应力波在三种构型靶板中的传播过程如图 4 所示，在裸陶瓷靶板构型 F0B0 中， $0.8\mu\text{s}$ 时，压缩波到达陶瓷板背面， $1.2\mu\text{s}$ 时压缩波在陶瓷板背面反射为拉伸波， $1.6\mu\text{s}$ 时反射的拉伸波和入射的压缩波在陶瓷板内部叠加，随后应力波不断在靶板和子弹中传播，在 $12\mu\text{s}$ 时，压应力波传到弹芯的尾部，而后反射为拉伸波。聚脲位于背弹面时（F0B2），应力波传播过程与 F0B0 相同，这是因为聚脲的波阻低于陶瓷但高于空气，陶瓷背面界面处也为高波阻抗到低波阻抗的过渡，故应力波在

该界面反射效果与在 F0B0 背面自由面相似，但强度更低；同时背弹面的聚脲涂覆层也能约束破碎的陶瓷，因此 F0B2 抗弹性能更优。当迎弹面涂覆聚脲（F2B0）时，由于应力波在迎弹面聚脲陶瓷界面的多次反射，在 $0.8\mu\text{s}$ 时已经出现了拉伸波压缩波交替出现的情况，在 $1.2\mu\text{s}$ - $1.6\mu\text{s}$ 时应力波在陶瓷背弹面的自由面反射， $4\mu\text{s}$ 时背弹面出现明显的压应力区，随后应力波继续传播扩展，在 $18\mu\text{s}$ 时形成了贯穿陶瓷板前后的拉应力区。在 F2B0 中，当子弹侵入聚脲时，应力波已经传播到陶瓷中，对陶瓷造成了预损伤，且子弹和聚脲接触后聚脲立刻失效，缓冲吸能效果有限，故该构型抗弹性能较差。

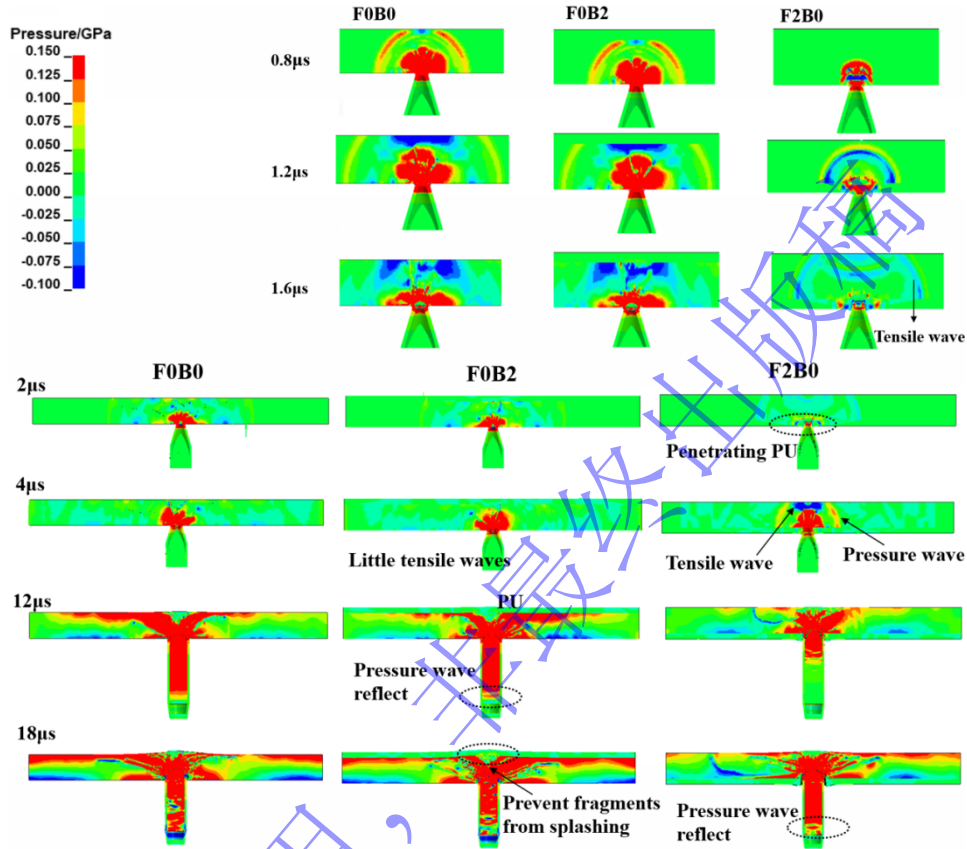
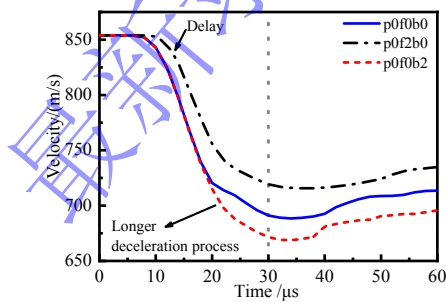
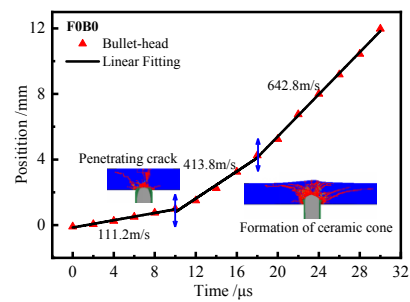


图 4 聚脲位于不同位置时的应力云图

Figure 4 Stress contour of polyurea at different locations



(a) Core velocity



(b) Fitting penetration velocity of bare target (F0B0)

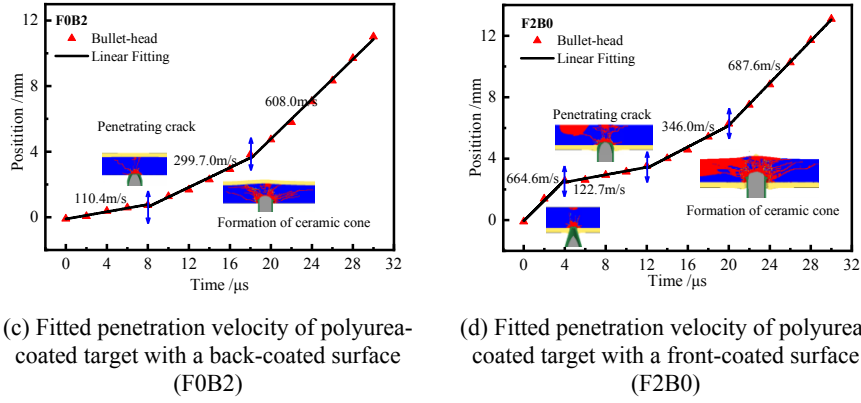


图 5 弹芯运动速度及弹芯侵入速度

Figure 5 Core velocity and penetration velocity

对于以上三种构型,子弹的初始速度相同,图 5 (a)给出了弹芯的速度时程曲线,该曲线分为三个阶段:初始阶段弹芯从与靶板未接触至建立接触,该阶段弹芯速度变化不大;随后是侵入阶段,随着弹芯不断侵入靶板其速度有明显的下降;最后是稳定阶段,弹芯头部基本贯穿靶板,之后靶板对弹芯几乎没有阻力,因此弹芯速度基本不变。三种构型的弹芯速度演化趋势相似,弹芯最终速度排序为迎弹面型高于裸陶瓷靶板高于背弹面型,即背弹面聚脲涂覆层陶瓷靶板抗弹性能最好。在 0-10 μ s 背弹面型和裸陶瓷靶板的弹芯均在初始阶段,速度不变;随后进入侵入阶段,10-20 μ s,两者的速度变化趋势相同,相比于裸陶瓷靶板,背弹面型的减速的加速度更大持续时间更长。而迎弹面型由于聚脲位于迎弹面,子弹侵入聚脲时也几乎不会减速,因此其侵入阶段的开始时间相比前两者有所滞后。

已有研究表明子弹侵入陶瓷可能存在驻留效应^[29],为分析以上构型在侵入时是否发生驻留,本文采用 Strassburger 等^[30]在 2016 年提出的利用分段线性拟合的方法得出子弹侵入靶板的速度的方法,认为侵入速度小于 100 m/s 时陶瓷靶板发生驻留现象。由于在 30 μ s 时三种构型的弹芯速度都进入了稳定阶段,弹芯头部已穿透靶板,故对侵入速度的分析仅取前 30 μ s 的数据。将靶板迎弹面位置设为 0,每 2 μ s 记录子弹尖端的位移,位移的数值即靶板的侵深,线性拟合散点得到的直线斜率即侵入速度。如图 5 (b),裸陶瓷靶板的侵入的线性拟合分三个阶段,第一分界点在 10 μ s,此时陶瓷裂纹贯穿陶瓷板,第二分界点在 18 μ s,此时陶瓷锥完全形成。背弹面型板的侵入速度线性拟合与裸陶瓷靶板相似,也分为三段,第一阶段的侵入速度与裸陶瓷靶板差别不大,但其第二、三阶段的侵入速度低于裸陶瓷靶板。而对于迎弹面型靶板,其侵入速度线性拟合分四个阶段,第一阶段为 0-4 μ s 侵入聚脲涂覆层,其二、三、四阶段对应裸陶瓷靶板侵入的一、二、三阶段。迎弹面型靶板第一阶段侵入速度高于裸陶瓷靶板的第二阶段,第四阶段的侵入速度最高,故该构型子弹残余速度更高。以上三种构型的拟合侵入速度没有小于 100m/s 的阶段,即均未发生驻留。

图 6 给出了侵入过程靶板各组件的内能和陶瓷侵蚀能。陶瓷侵蚀能指仿真中被侵蚀陶瓷单元的总能量,内能是单元发生变形、损伤、温度变化等所需要的能量,由于本文陶瓷和聚脲的本构均不考虑温度项,而损伤和失效由侵蚀算法决定,故这里的内能主要是单元变形所需要的能量。各构型陶瓷板的内能均呈现先增加后减少的趋势,即陶瓷板变形先增加后略微回弹变形减小,三者的陶瓷板变形能相差不大。图中聚脲的内能随时间一直增加,即聚脲在侵入中变形不断增大;背弹面型靶板 0-20 μ s 聚脲内能为 0 是因为此时子弹未直接与聚脲接触。如图 6(b)所示,陶瓷板的侵蚀吸能随时间先增加后不变,这是因为侵入是一个不可恢复的过程;背弹面型陶瓷板的最终侵蚀吸能最高,裸陶瓷靶板次之,迎弹面型最少。综合(a) (b)两图可得聚脲和陶瓷的内能远小于陶瓷侵蚀吸能,在考虑能量吸收时可忽略不计。

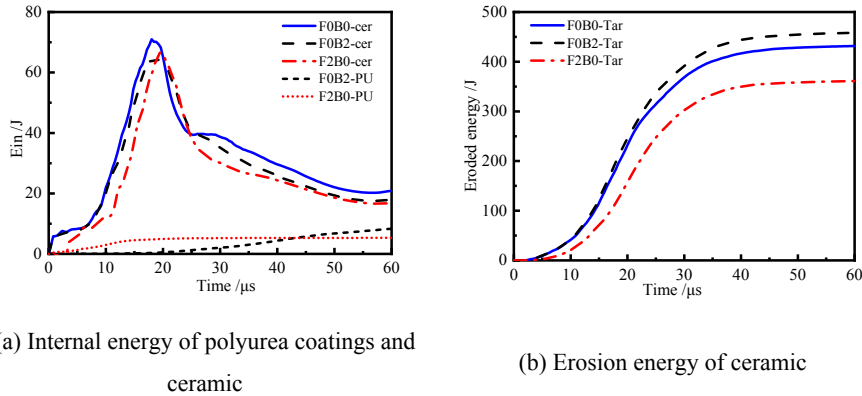


图 6 靶板的能量吸收时程曲线

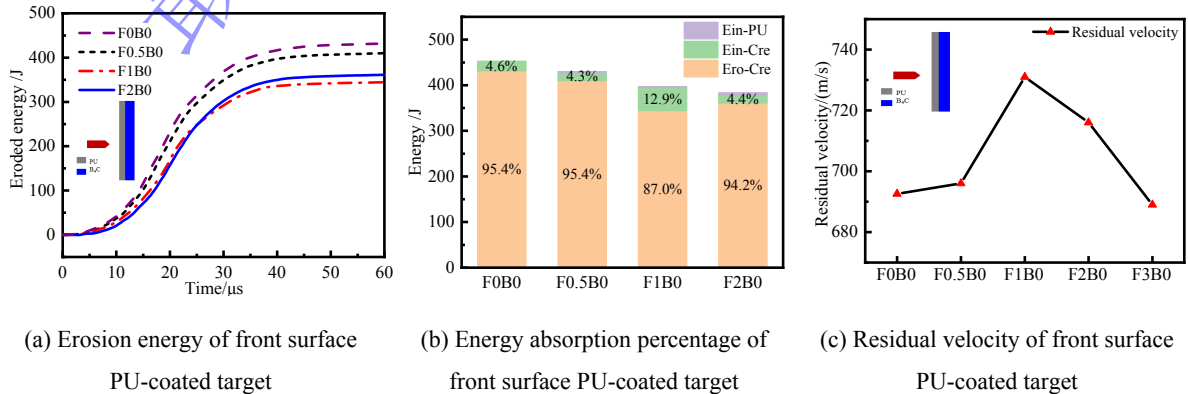
Figure 6 Energy absorption-time history curves of the target plate

2.2 聚脲涂覆层厚度

为分析聚脲涂覆层厚度对靶板抗弹性能的影响,假定陶瓷厚度为 9mm,设置迎弹面和背弹面聚脲涂覆层厚度在 0.25mm-3mm 变化。如图 7(a)所示,各厚度的迎弹面聚脲涂覆层靶板吸收的侵蚀能量均随时间先增加后不变,且存在迎弹面聚脲涂覆层的靶板的侵蚀能量均低于裸陶瓷靶板。靶板吸收的能量分三部分:陶瓷侵蚀吸能、陶瓷内能及聚脲涂覆层内能,图 7(b)给出了 60 μs 时的各部分能量,其中裸陶瓷靶板吸收的总能量最多,随着迎弹面聚脲涂覆层厚度增加,靶板吸收的总能量不断降低,即正面增加聚脲涂覆层不利于提升防弹效果。具体分析各部分能量占比可知聚脲本身吸能占比较小(小于 2%),侵蚀能量占靶板总吸能的比例在 90%左右,陶瓷板变形吸收能量在 4%-13%之间。在 F1B0 构型中,1mm 的聚脲层厚度诱导陶瓷发生较大的弹性变形,因此陶瓷内能在靶板吸能中占比略高,相应的侵蚀吸能占比略低,弹芯在侵蚀靶板后残余速度最大。由此可知迎弹面聚脲涂覆层通过影响陶瓷侵蚀吸能和陶瓷内能的方式来影响靶板的总吸能。

图 7(d) (e)中,各厚度背弹面聚脲涂覆层靶板的侵蚀能量均高于裸陶瓷靶板,当聚脲厚度从 0mm 增加到 1.5mm 时,靶板的侵蚀能量增加,而聚脲厚度再增加时靶板侵蚀吸能反而会下降。在背弹面型中,随着聚脲厚度增加,聚脲内能增加,但其本身占比小于 2%,故对靶板总吸能的影响有限;而陶瓷内能和陶瓷侵蚀吸能的占比分别约为 4%和 95%,故陶瓷吸能是该构型的主要吸能方式,而陶瓷吸能中又以陶瓷侵蚀吸能为主要耗能机制。

图 7(c) (f)给出了聚脲位于迎弹面、背弹面时弹芯的残余速度(取 40 μs 时的弹芯速度)。聚脲位于迎弹面时,弹芯残余速度随着聚脲厚度增加先增加后减少,在聚脲厚度 1mm 时残余速度最高,当聚脲厚 3mm 时残余速度与裸陶瓷靶板相近,整体上聚脲位于迎弹面时弹芯残余速度均不低于裸陶瓷靶板,故该构型在实际应用中意义不大。聚脲位于背弹面时,其厚度从 0mm 增加到 1.5mm 时,弹芯残余速度下降,当聚脲厚度从 1.5mm 增加到 3mm 时弹芯残余速度略有上升,但仍低于裸陶瓷靶板的弹芯残余速度。故迎弹面聚脲涂覆层有最佳厚度 1.5mm。



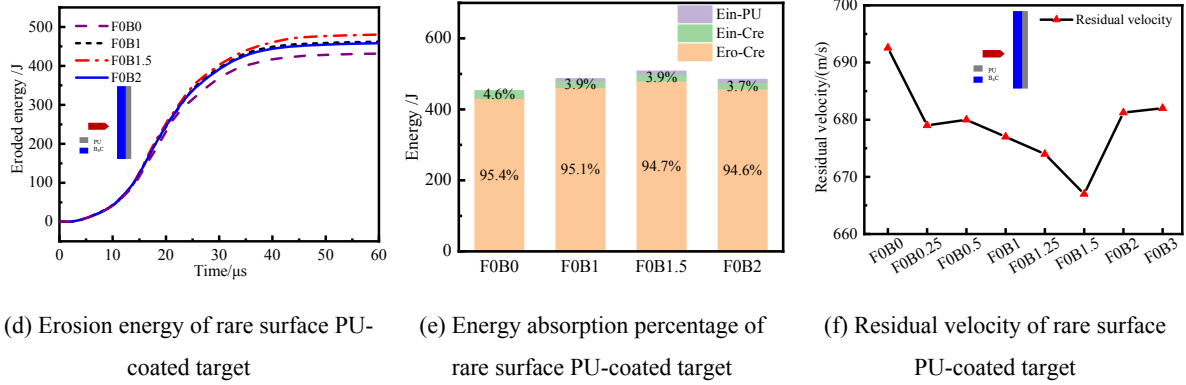


图 7 聚脲涂层厚度对靶板吸能及弹芯残余速度的影响

Figure 7 Effects of polyurea coating thickness on target energy absorption and core residual velocity

考虑陶瓷板迎弹面和背弹面均有聚脲涂覆层的夹芯结构,如图 8 所示,假定陶瓷板厚度和靶板总面密度不变,研究迎弹面和背弹面聚脲涂层厚度变化对抗弹性能的影响。设置总面密度 24.64kg/m^2 ,即聚脲涂层总厚度为 2mm ,具体厚度配置见表 5。

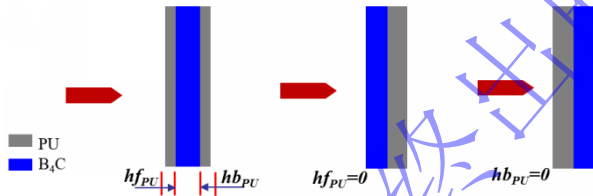


图 8 夹芯板

Figure 8 Sandwich panel

表 5 等面密度夹芯板的厚度配置

Table 5 Thickness configurations of sandwich target with equal surface density

	$h_{f_{PU}}/\text{mm}$	$h_{b_{PU}}/\text{mm}$	Thickness ratio	Equivalent density	Surface density
F2B0	2	0	-		
F1.5B0.5	1.5	0.5	3:1		
F1.25B0.75	1.25	0.75	5:3		
F1B1	1	1	1:1	2.24g/cm^3	24.64kg/m^2
F0.75B1.25	0.75	1.25	3:5		
F0.5B1.5	0.5	1.5	1:3		
F0B2	0	2	-		

以配置 F1B1 为例,研究夹芯结构侵彻过程。如图 9(a),在 $10\mu\text{s}$ 时,陶瓷裂纹贯穿陶瓷板,但由于背弹面聚脲涂覆层的存在整个靶板背面表面保持完好; $20\mu\text{s}$ 时陶瓷锥完全形成,因侵彻加深陶瓷损伤区域增大,背弹面聚脲略微鼓起; $56\mu\text{s}$ 时子弹大部分穿过靶板,背弹面聚脲涂覆层和陶瓷发生部分脱粘,靶板损伤区域大小与裸陶瓷靶板相近。在侵彻过程中迎弹面的聚脲呈现和子弹直径相当的贯穿孔;背弹面聚脲则由于拉伸失效出现直径远大于子弹的花瓣状孔。

图 9(b)给出了侵彻初期的应力云图,在 $0.6\mu\text{s}$ 时,由于应力波在迎弹面聚脲陶瓷界面的反射产生了拉应力,随着应力波的传播,在 $1.2\mu\text{s}$ 时应力波到达背弹面的聚脲陶瓷界面并再次发生反射,随后应力继续演化,至 $2.2\mu\text{s}$ 时形成迎弹面压缩为主背弹面拉伸为主的应力分布。图 9(c)为侵彻前 $30\mu\text{s}$ 侵彻速度的拟合图,由图可知整个侵彻过程分为四段,其分段方式于迎弹面聚脲涂覆层靶板相似,在侵彻过程中侵彻速度均大于 100m/s ,未发生驻留。

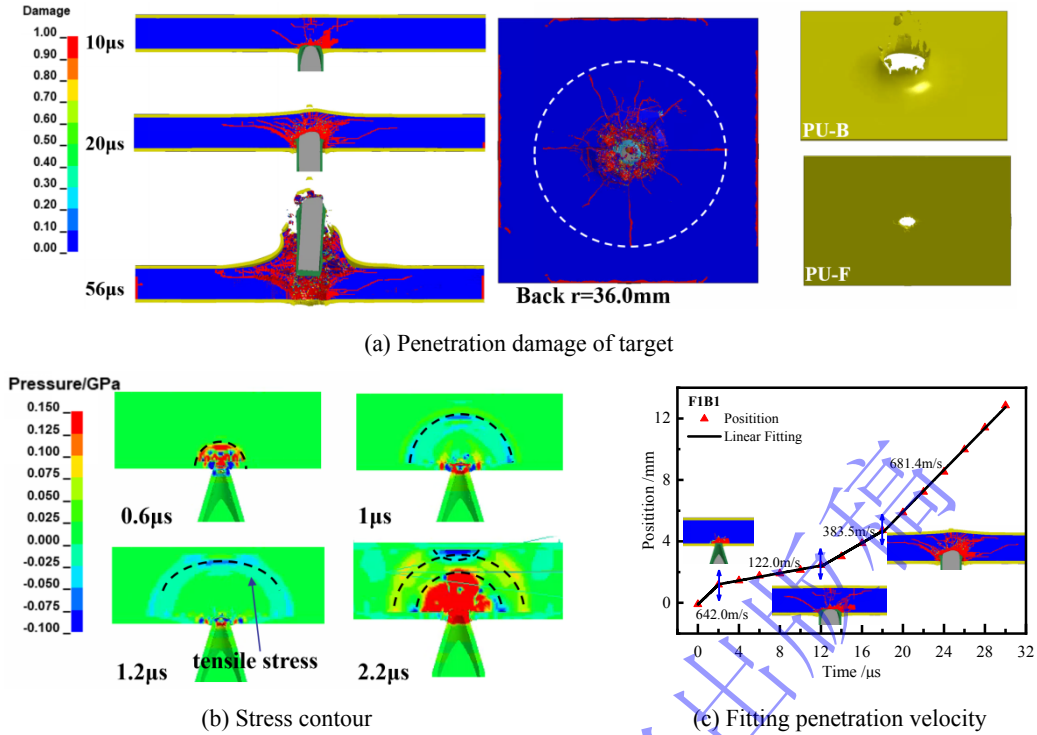
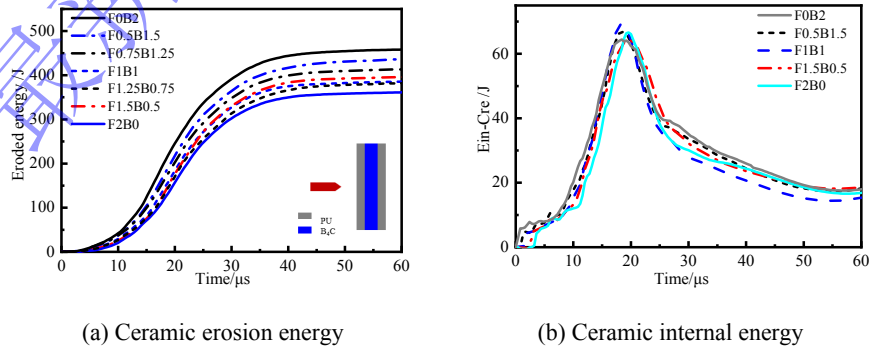


图 9 夹芯结构的侵彻过程 (F1B1)

Figure 9 Penetration process of sandwich structure (F1B1)

如图 10 所示, 夹芯靶板的陶瓷侵蚀能量介于相同面密度的迎弹面聚脲涂覆层靶板和背弹面聚脲涂覆层靶板之间, 且侵彻能量随时间呈现先增加后稳定的趋势; 陶瓷的内能随时间先从 0 增加达到峰值而后下降至一不为 0 的稳定值, 及陶瓷先产生微小变形后略微回弹, 且陶瓷内能随聚脲厚度比的变化不明显。靶板吸收的总能量在面密度不变时, 随背弹面聚脲涂覆层厚度增加 (同时迎弹面聚脲涂覆层厚度减小) 而下降, 这是由于背弹面聚脲涂覆层的增强作用和迎弹面聚脲涂覆层的削弱作用相叠加, 配置 F1B1 的异常是由于迎弹面聚脲涂覆层 1mm 时抗弹性能最弱, 而背弹面聚脲涂覆层厚度在 0.25mm-1mm 时对抗弹性能的提升不明显, 总体上削弱了靶板抗弹性能。在靶板吸收的总能量中, 陶瓷侵蚀吸能为主要部分, 且随着聚脲厚度比的变化占比始终保持在 94% 附近, 次之是陶瓷内能 (4% 左右) 和聚脲内能 (小于 2%)。随着迎弹面聚脲厚度的增加, 迎弹面聚脲吸能 (内能) 逐渐增加, 背弹面聚脲吸能 (内能) 不断减小, 但由于其总量太小, 厚度比变化对能量分配比例的影响可忽略不计。对于弹芯残余速度, 所有夹芯结构靶板均高于相同面密度背弹面聚脲涂覆层靶板, 即夹芯结构涂覆层并不利于增强抗弹性能。



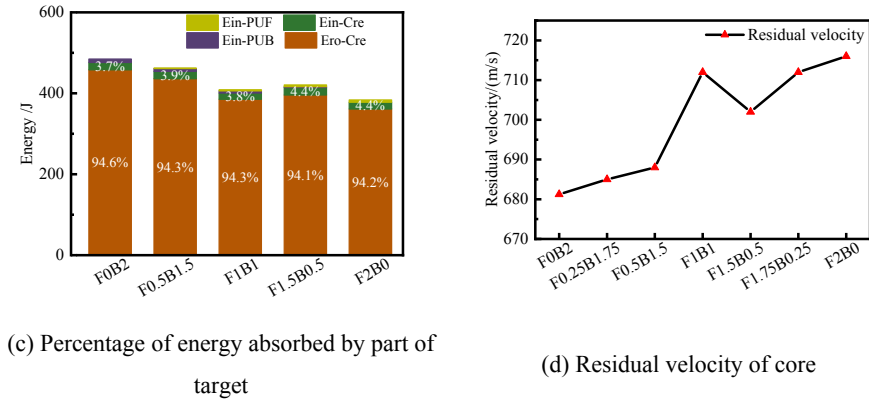


图 10 夹芯靶板各部分能量及弹芯残余速度
Figure 10 Energy in parts of sandwich target and residual velocity of core

2.3 弹体侵彻角

为分析弹体侵彻角变化对靶板抗弹性能的影响, 保持弹体速度大小 854m/s 不变, 设置弹体侵彻角 15°, 30°和 45°三类工况, 侵彻角的定义如图 11 所示, 为子弹的几何轴与靶板法向之间的夹角。弹体初始速度方向和弹体几何轴向相同, 即保证入射时子弹的攻角为零。

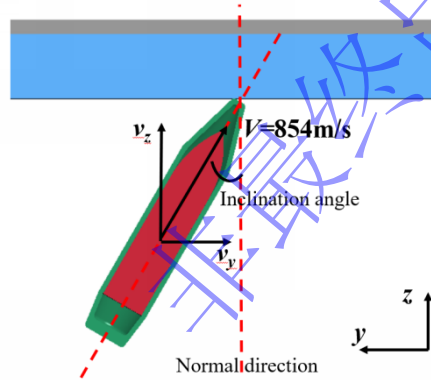


图 11 弹体侵彻角示意图
Figure 11 Sketch of oblique penetration

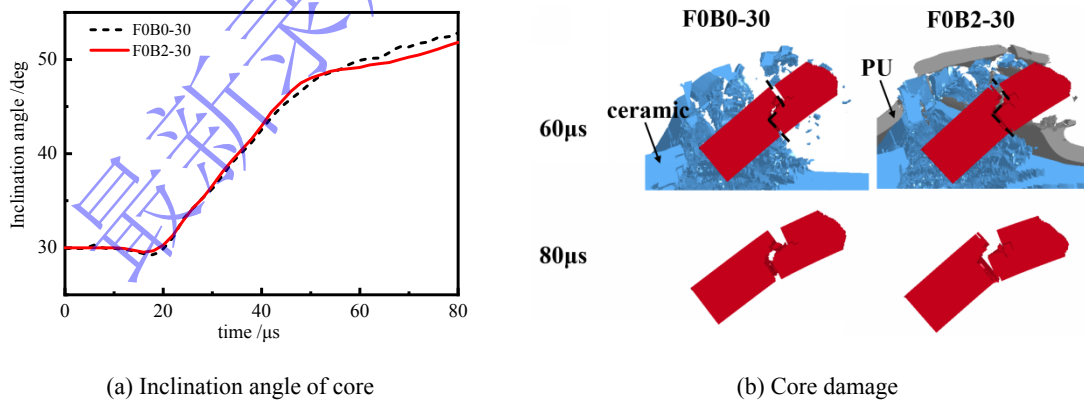


图 12 聚脲有无对弹芯倾角及弹芯折断的影响
Figure 12 Effects of polyurea on the inclination angle and core fracture

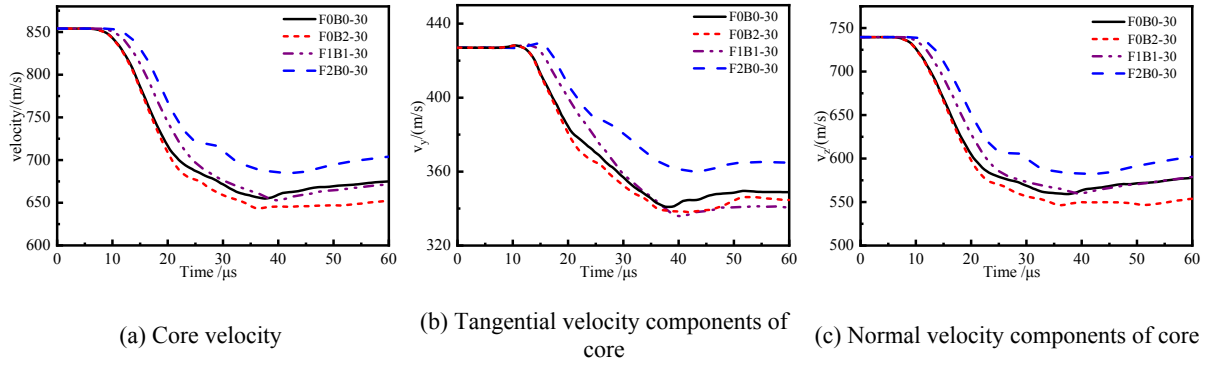


图 13 斜侵彻下聚脲涂覆层位置对抗弹性能的影响

Figure 13 Effect of polyurea coating location on ballistic performance of obliquely penetrating

图 12 研究了聚脲有无对弹芯偏转及断裂的影响。考虑到子弹在侵彻过程可能发生断裂，将倾角定义在弹芯后半段，初始侵彻角 30° ，侵彻背弹面涂覆聚脲靶板（F0B2-30）和裸陶瓷靶板（F0B0-30）。在 $0-60\mu\text{s}$ 时，两工况弹芯均侵彻陶瓷，倾角的变化趋势相似，在 $60-80\mu\text{s}$ 时，由于背弹面聚脲涂覆层对弹芯的作用，弹芯侵彻 F0B2-30 时弹芯倾角略小于 F0B0-30，弹芯断裂位置和裂纹形状与 F0B0-30 相同。因此聚脲涂覆层对子弹倾角和弹芯折断模式的影响很小。图 13 给出了弹体侵彻角为 30° 时聚脲位于不同位置时弹芯的速度演化，速度大小随时间先减小后稳定，速度演化趋势和正侵彻类似。夹芯结构（F1B1-30）的速度演化趋势和裸陶瓷靶板几乎相同，背弹面聚脲涂覆层靶板（F0B2-30）的残余速度低于裸陶瓷靶板（F0B0-30）和迎弹面聚脲涂覆层靶板（F2B0-30），且速度分量的演化趋势及大小排序与速度大小相同，故斜侵彻下背弹面聚脲涂覆层仍能显著提升靶板的抗弹性能。

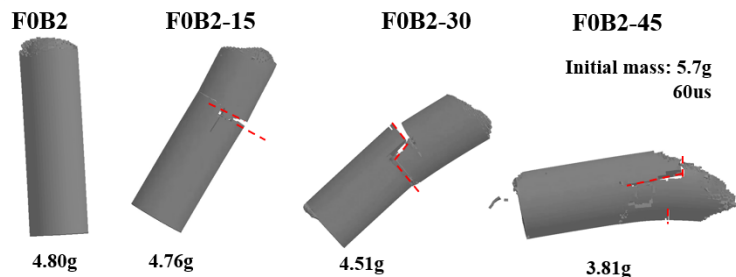
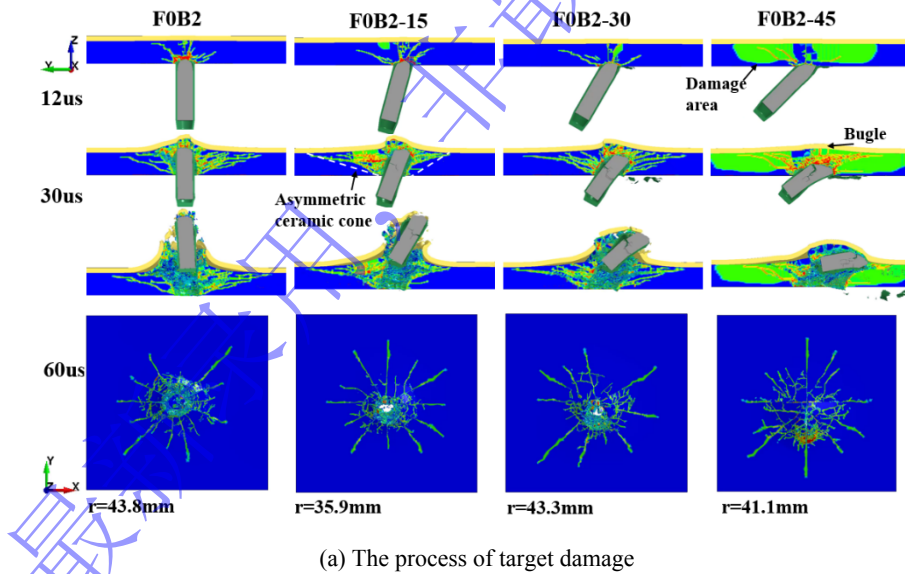


图 14 弹靶损伤形貌

Figure 14 Target and core damage morphology

如图 14, 与正侵彻相比 (侵彻角为 0°), 斜侵彻时裸陶瓷靶板会产生明显的不对称陶瓷锥, 靶板背弹面的裂纹也呈现明显的不对称分布。在斜侵彻时, 弹芯由于受到不对称作用力会发生折断, 侵彻角越大, 弹芯的偏转越明显, 弹芯的剩余质量越小。在图 15(a)中, 随着弹体侵彻角增大, 陶瓷的最终侵蚀越大; 在同一侵彻角下, 靶板背面涂覆聚脲时, 陶瓷侵彻能量更大。结合图 15(b) (c) (d)可知, 侵彻角越大弹芯的残余速度越小, 即靶板抗弹性能越强。在侵彻角相同时, 有无聚脲涂覆层对速度法向分量的影响更显著; 随着倾角增加, 有无聚脲涂覆层对速度变化的影响逐渐变小, 这是因为法向速度分量受聚脲涂覆层的影响更大, 弹倾角增加时法向速度分量会减小。

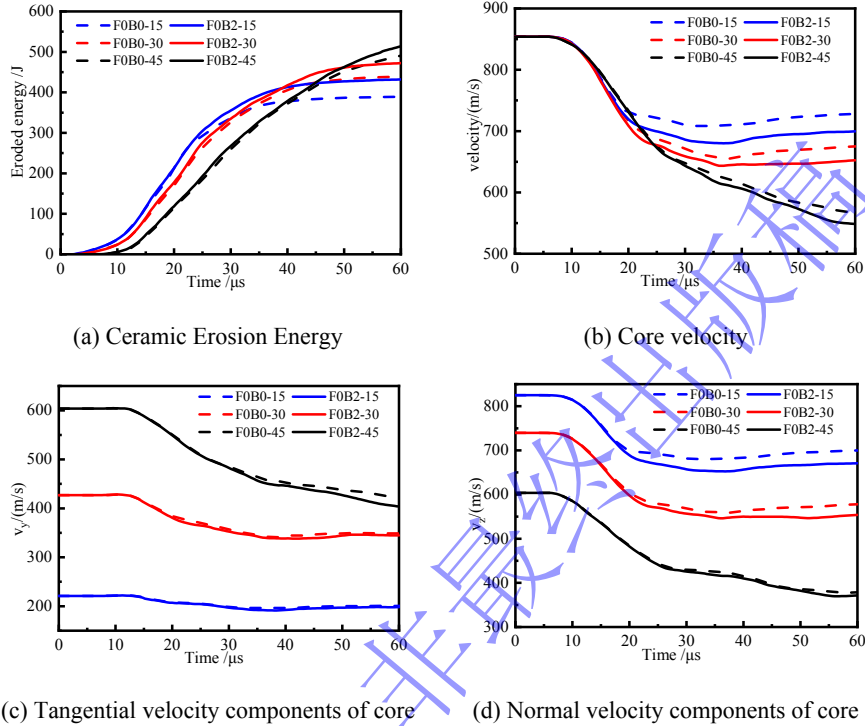


图 15 倾角对靶板抗弹性能的影响

Figure 15 The effect of inclination on the ballistic performance of target plates

3 结论

本文建立了 7.62 mm 穿甲燃烧弹侵彻聚脲涂覆层碳化硼陶瓷装甲的数值计算模型, 分析了聚脲涂覆层布设位置、涂覆层厚度、夹芯结构聚脲厚度配比及弹体侵彻角等关键参数对复合靶板抗弹性能的影响, 主要研究结论如下:

(1) 聚脲涂覆层的位置对靶板抗弹性能具有调控效应。聚脲涂覆于靶板背弹面时, 复合靶板的抗侵彻性能最优, 其损伤演化模式与应力波传播规律与裸陶瓷靶板相似; 而聚脲涂覆于靶板迎弹面时, 无法提升靶板抗弹性能, 反而会对抗弹效果产生负面影响; 当聚脲作为夹芯结构面板层时, 靶板抗弹性能弱于裸陶瓷靶板。

(2) 对于背弹面聚脲涂覆层结构, 随着涂覆层厚度的增加, 复合靶板抗弹性能呈现先提升后降低的变化趋势。

(3) 聚脲涂覆层裸陶瓷靶板的抗冲击吸能主要来源于陶瓷的侵蚀, 聚脲涂覆层自身的能量耗散占比较小。聚脲涂覆层主要通过影响应力波的传播进而影响陶瓷侵彻响应, 改变陶瓷的侵彻吸能水平, 进而影响复合靶板的整体抗弹性能。

(4) 弹体斜侵彻下, 背弹面聚脲涂覆层仍可有效提升裸陶瓷靶板的抗侵彻能力; 在 $0^\circ \sim 45^\circ$ 弹体侵彻角范围内随着倾角的增大, 聚脲涂覆层对靶板抗弹性能的影响逐渐减小。

参考文献

- [1] HE Y, ZHANG Z, LI Y, et al. Designing hybrid backplate structure for ceramic composite armor to resist armor-piercing incendiary projectiles[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2026, 311:13271.
- [2] 张艳玲, 王坤, 李旭, 等. 叠层式复合装甲结构抗弹性能分析与优化设计研究[J]. *兵工学报*, 2025, 1-13.
ZHANG Y, WANG K, LI X, et al. Ballistic Performance Analysis and Optimization of the Stacked Composite Armor[J]. *Acta Armamentarii*, 2025, 1-13.
- [3] WU W, ZHU Y, SUN H, et al. The internal deformation evolution of the ceramic/UHMWPE laminate body armor backface under ballistic impact[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 355:124-5136.
- [4] 武一丁, 陆文成, 余毅磊, 等. 背板对陶瓷复合装甲抗侵彻行为的影响[J]. *兵工学报*, 2026, 1-19.
WU Y, LU W, YU Y, et al. The Effect of Backplate on the Anti-penetration Behavior of Ceramic Composite Armor[J]. *Acta Armamentarii*, 2026, 1-19.
- [5] YU Y, WU Y, WANG B, et al. Review of the penetration resistance performance of lightweight ceramic composite armor under high-speed impact[J]. *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 2024, 1-23.
- [6] 秦庆华, 崔天宁, 施前, 等. 孔结构金属装甲抗弹能力的数值模拟[J]. *高压物理学报*, 2018, 32(5): 135-143.
QIN Q, CUI T, QIAN S, et al. Numerical Study on Ballistic Resistance of Metal Perforated Armor to Projectile Impact[J]. *Chinese Journal of High Pressure Physics*, 2018, 32(5): 135-143.
- [7] 王志远, 王凤英, 刘天生, 等. 基于FEM/SPH算法弹丸侵彻多孔陶瓷板的数值模拟[J]. *高压物理学报*, 2017, 31(01): 35-41.
WANG Z Y, WANG F Y, LIU T S, et al. Numerical Simulation of Projectile Penetration into Porous Ceramic Plates Based on FEM/SPH Algorithm[J]. *Chinese Journal of High Pressure Physics*, 2017, 31(01): 35-41.
- [8] YU Y, WANG X, WU Y, 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, Part A): 10325-10339.
- [9] LU W, WU Y, MA M, et al. Penetration resistance of Al₂O₃ ceramic-ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) composite armor: Experimental and numerical investigations[J]. *Theoretical and Applied Mechanics Letters*, 2024, 14(5): 100550.
- [10] SHEN Z, HUANG X, MA T, et al. Multiple ballistic damage of segmented SiC/BN laminated ceramic composite armor[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(24): 36326-36335.
- [11] AMIRKHZI A V, ISAACS J, MCGEE J, et al. An experimentally-based viscoelastic constitutive model for polyurea, including pressure and temperature effects[J]. *Philosophical Magazine*, 2006, 86(36): 5847-5866.
- [12] 龚臣成, 陈艳, 戴兰宏. 聚脲弹性体力学性能与本构关系研究进展[J]. *力学学报*, 2023, 55(01): 1-23.
GONG C, CHEN Y, DAI L. Review on mechanical behavior and constitutive relation of polyurea elastomer[J]. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2023, 55(01): 1-23.
- [13] 傅力衡, 姚象洋, 王鲁庆, 等. 纤维增强聚脲动态力学性能试验与本构模型[J]. *兵工学报*, 2025, 1-10.
FU L, YAO X, WANG L, et al. Experimental Study and Constitutive Model for the Dynamic

- Mechanical Properties of Fiber-Reinforced Polyurea Materials[J]. *Acta Armamentarii*, 2025, 1-10.
- [14] LIN W C, TSAI Y K, TSAI M D. Experimental and numerical study on the effect of polyurea coating position on the blast and impact resistance of metallic plates[J]. *Polymer Testing*, 2026, 161109262.
- [15] LIU J, WANG W, XU Z, et al. Experimental and numerical simulation investigation of reinforced concrete single-room structures under internal explosion loading[J]. *Structures*, 2026, 88111870.
- [16] LI Y W, REN Y, ZHANG S, et al. Experimental and numerical study on the out-of-plane low-velocity impact response of polyurea-coated corrugated steel plates[J]. *Thin-Walled Structures*, 2026, 227114985.
- [17] SARVA S S, DESCHANEL S, BOYCE M C, et al. Stress-strain behavior of a polyurea and a polyurethane from low to high strain rates[J]. *Polymer*, 2007, 48(8): 2208-2213.
- [18] MOHOTTI D, NGO T, RAMAN S N, et al. Analytical and numerical investigation of polyurea layered aluminium plates subjected to high velocity projectile impact[J]. *Materials & Design*, 2015, 821-17.
- [19] 吴和成, 肖毅华. 陶瓷和仿珍珠母陶瓷/聚脲复合结构的冲击损伤对比[J]. *高压物理学报*, 2020, 34(02): 75-81.
- WU H, YIHUA X. Comparison of Impact Damage between Ceramic Structure and Nacre-Like Ceramic/Polyurea Composite Structure[J]. *Chinese Journal of High Pressure Physics*, 2020, 34(02): 75-81.
- [20] SI P, LIU Y, YAN J, et al. Effect of polyurea layer on ballistic behavior of ceramic/metal armor[J]. *Structures*, 2023, 481856-1867.
- [21] SI P, LIU Y, YAN J, et al. Ballistic Performance of Polyurea-Reinforced Ceramic/Metal Armor Subjected to Projectile Impact[J]. *Materials*, 2022, 15(11): 3918.
- [22] SI P, LIU Y, LIU Z, et al. Elucidating ballistic resistance mechanism and pattern of polyurea-coated ceramic/metal composite structures: A numerical and theoretical approach[J]. *Structures*, 2025, 71108194.
- [23] WU G, WANG X, WANG Y, et al. Investigation into the ballistic characterization of polyurea-coated spliced-shaped multilayer ceramic plates[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2024, 185104867.
- [24] BURIAN W, ŻOCHOWSKI P, GMITRZUK M, et al. Protection effectiveness of perforated plates made of high strength steel[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2019, 12627-39.
- [25] KILİÇ N K, BEDİR S, ERDİK A L, et al. Ballistic behavior of high hardness perforated armor plates against 7.62mm armor piercing projectile[J]. *Materials & Design*, 2014, 63427-438.
- [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] JIANG Y, ZHANG B, WEI J, et al. Study on the impact resistance of polyurea-steel composite plates to low velocity impact[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2019, 133103357.
- [28] KHAN M K, IQBAL M A, BRATOV V, et al. An investigation of the ballistic performance of independent ceramic target[J]. *Thin-Walled Structures*, 2020, 154106784.
- [29] HAUVER G, GOOCH W, NETHERWOOD P, et al. Variation of Target Resistance During Long-Rod Penetration into Ceramics. Stockholm: 1992.
- [30] STRASSBURGER E, BAUER S, WEBER S, et al. Flash X-ray cinematography analysis of dwell and penetration of small caliber projectiles with three types of SiC ceramics[J]. *Defence Technology*, 2016, 12(3): 277-283.

Ballistic Performance and Reinforcement Effect of Polyurea-Coated Ceramic Armor

WANG Zheyong¹, LIANG Bo², HE Zhifan¹, FAN Dongyu³, FENG Rui³,
WANG Yongbin³, JIA He³, QIN Qinghua^{1,4}

(1. Xi'an Key Laboratory of Extreme Environment and Protective Technology, Xi'an Jiaotong University,
State Key Laboratory for Strength and Vibration of Mechanical Structures (Xi'an Jiaotong University),
Xi'an 710049, Shaanxi, China;

2. CRRC Changchun Railway Vehicles Co., Ltd., Changchun 130062, Jilin, China;

3. Beijing Institute of Space Mechanics & Electricity, Laboratory of Aerospace Entry, Descent and Landing
Technology, CASC, Beijing 100094, China;

4. State Key Laboratory of Explosion Science and Safety Protection, Beijing Institute of Technology,
Beijing 100081, China)

Abstract: Ceramic has high value due to the lightweight, high-strength properties as a protective material in ballistic applications. However, the inherent high brittleness limits the ballistic performance of ceramic, therefore it is necessary to combine with other materials to enhance the ballistic performance. In this paper, the numerical model was developed to simulate the penetration of 7.62 mm API projectiles into polyurea-coated boron carbide ceramic armor. The effects of the coating position, thickness, and projectile obliquity angle on the ballistic performance of the target were systematically investigated. It is shown that the ballistic performance of polyurea-coated ceramic armor strongly depends upon the position of the coating. The ballistic performance of ceramic armor is significantly enhanced when the polyurea layer is coated on the rear face of the target. Conversely, the ballistic performance is lower than that of the bare ceramic target when the polyurea layer is coated on the striking face or employed as the face sheets of a sandwich structure. The further analysis reveals that the energy absorption of the polyurea has a little ratio. Furthermore, the polyurea layer can change the erosion energy absorption of the target by affecting the stress wave propagation and the penetration. The polyurea coated on the rear face of target is benefit to the ballistic performance for the oblique penetration. Moreover, this advantage decreases with an increase in the projectile obliquity angle.

Keywords: ceramic armor; polyurea coating; ballistic performance; penetration; finite element simulation