第 48 卷第 6 期　　硅　酸　盐　学　报　　Vol. 48，No. 6
2020 年 6 月　　JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY　　June，2020
http://www.gxyb.cbpt.cnki.net　　DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20200033

SiC、B_4C 及层状 SiC/BN 复合结构与防弹性能关系

沈志伟[1]，李伟萍[1]，黄献聪[1]，王汝江[2]，马　天[1]
(1. 军事科学院系统工程研究院军需工程技术研究所，北京 100010；2. 山东金鸿新材料股份有限公司，山东 潍坊 262100)

摘　要：通过有限元分析及弹击实验验证，研究了 SiC、B_4C 块体陶瓷及 SiC/BN 层状陶瓷复合装甲在 5.8 mm 钢芯弹 920 m/s 速率打击下的损伤破坏机制。结果表明：具有弱界面结构的层状 SiC/BN 陶瓷断裂韧性可达 7.6 MPa·$m^{1/2}$，其在经受子弹打击时，靠近迎弹面以基体及夹层剪切断裂为主，靠近背弹面呈现分层及折状断裂等破坏机制，随着夹层质量分数增加，基体断裂沿晶断裂向穿晶断裂转变。层状陶瓷由迎弹面至背弹面基体层厚度呈梯度递减的结构有利于减小鉴证靶凹陷深度。当 BN 夹层质量分数为 6.9%时，SiC/BN 层状陶瓷防护性能较好，而 SiC、B_4C 块体陶瓷在抗多发弹打击时表现出更优防护性能。

关键词：层状陶瓷；复合装甲；功能梯度；抗冲击；断裂机理
中图分类号：TQ174.1+5　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2020)06–0841–08
网络出版时间：2020–02–27



Relationship of Ballistic Performance Between SiC, B_4C and Laminated Composite Structure of SiC/BN Ceramics

SHEN Zhiwei[1], *LI Weiping*[1], *HUANG Xiancong*[1], *WANG Rujiang*[2], *MA Tian*[1]
(1. Institute of Quartermaster Engineering Technology of PLA Academy of Military Science, Beijing 100010, China;
2. Shandong Jinhong New Material Shares Co., Ltd, Weifang 262100, Shandong, China)

Abstract: The failure mechanisms of SiC, B_4C ceramic and the laminated SiC/BN composite armor under ballistic impacts of 5.8 mm steel bullet at 920 m/s were investigated by the finite element analysis and ballistic experiments. The results show that the fracture toughness of laminated SiC/BN ceramic with weak interfaces is 7.6 MPa·$m^{1/2}$. The shear fractures of substrate and interlayer appear on the ballistic impact surface, and the delamination and folding fractures occur at the back. The more transgranular fractures occur when the interlayers increase, compared to the intergranular fractures. The shallower impact craters are generated when the thickness of the SiC substrate layers decreases along the impact direction. SiC/BN laminated ceramic has a better ballistic performance when the mass fraction of BN interlayer is 6.9%, and SiC and B_4C block ceramics exhibit a better ballistic performance under multiple bullet impact condition.

Keywords: laminated ceramic; composite armor; functional gradient; impacts resistance; fracture mechanism

SiC、B_4C 及 Al_2O_3 块体陶瓷具有较高的强度和硬度，被广泛应用于防弹复合装甲中[1–3]。但是，在高速子弹冲击下块体陶瓷容易发生碎裂，且其动态力学行为对缺陷及损伤较为敏感，导致陶瓷复合装甲抗多发弹打击能力不足。研究表明：采用流延、电泳沉积、增材制造等方法[4–5]制备的多层结构陶瓷，通过模仿生物结构在基体中引入界面[6–7]来增加陶瓷韧性，从而提高陶瓷复合装甲抗多发弹打击能力。

层状陶瓷的基体、夹层及其连接界面特性均影响其动态力学行为。Clegg 等和 Kovar 等研究[8–9]表明：由于夹层及界面能够捕捉主要裂纹并使裂纹偏转，

收稿日期：2020–01–16。　修订日期：2020–02–04。
基金项目：国家重点研发计划(2017YFB1103505)；武警后勤科研项目(WHKL15-1)。
第一作者：沈志伟(1990—)，男，博士，博士后。
李伟萍(1987—)，女，硕士，工程师。
通信作者：马　天(1975—)，男，博士，高级工程师。

Received date: 2020–01–16.　**Revised date:** 2020–02–04.
First author: SHEN Zhiwei (1990–), Ph.D., Postdoctor.
LI Weiping (1987–), Master, Engineer.
E-mail: shenzhiwei@hnu.edu.cn
lwp566@163.com
Correspondent author: MA Tian (1975–), Ph.D., Senior Engineer.
E-mail: wangxhbjfu@163.com

层状陶瓷的断裂韧性明显高于块体陶瓷，并且层状陶瓷对缺陷及损伤的敏感性较低。Sun 等和 Bueno 等[10–11]通过混合基体与夹层材料组分来调控基体/夹层界面的力学特性。Meyers 等和 Gu 等研究[12–13]表明：功能梯度结构可实现材料在特定方向上性能的增强；随着基体及夹层结构的变化，层状陶瓷可呈现功能梯度特性。李翠伟等和咎青峰等研究[14–15]表明：层状陶瓷动态破坏机理与材料力学性能及基体、夹层的结构分布特性有关。

高速子弹冲击下层状陶瓷基体、夹层、界面之间相互作用，其动态破坏过程较为复杂。因此，需对其瞬态破坏机制进行深入研究，才能建立陶瓷材料结构特性与防弹性能之间的关系，为高性能层状陶瓷复合装甲设计提供依据。

采用有限元方法建立块体及层状陶瓷复合装甲弹击侵彻数值模型，对复合装甲瞬态破坏过程进行仿真计算，分析了多种陶瓷材料结构特征与防弹性能之间的关系；制备了 SiC、B_4C 块体陶瓷及 SiC/BN 层状陶瓷材料，并测试其力学性能；将各种陶瓷分别与超高分子量聚乙烯(UHMWPE)纤维层合板复合制成复合装甲板，采用弹道枪对装甲板进行了实弹测试，并对仿真计算结果进行了验证分析。

1 数值模型建立

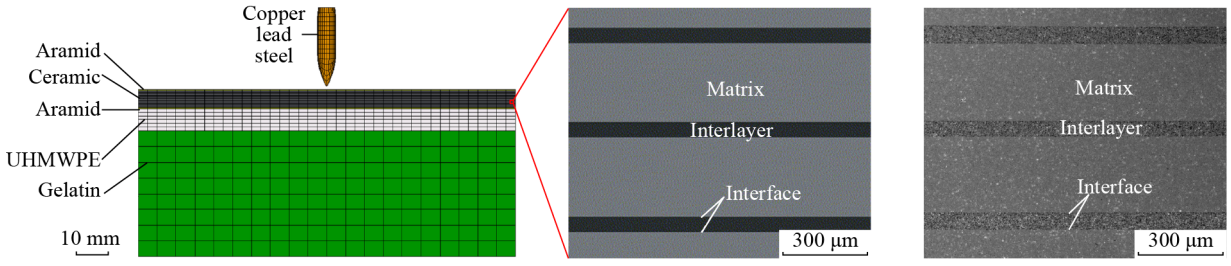
在 ANSYS® AUTODYN® 18.0 中建立子弹打击复合装甲有限元模型(图 1)。图 1a 为有限元模型的网格划分，子弹由钢芯、铅套及铜壳组成；复合装甲结构顺序为芳纶机织物、陶瓷、芳纶机织物、UHMWPE 纤维层合板；陶瓷为 SiC、B_4C 块体陶瓷或 SiC/BN 层状陶瓷，层状陶瓷的结构模型和典型样品结构特征如图 1b、图 1c 所示。有限元模型六面体单元总数为 65 588 个，通过单元瞬时几何应变控制网格畸变导致的能量误差，有限元模型能量误差累计控制在 15%内。采用 Johnson-Holmquist 强度及破坏模型描述陶瓷材料动态力学行为，其中压力与应变率和损伤参数的关系可通过分段函数(JH-1)与光滑函数(JH-2)描述。JH-1 模型中 Von Mises 等效应力定义为：

$$\sigma=\sigma_0(1.0+C\ln\dot{\varepsilon}^*) \tag{1}$$

式中：$\dot{\varepsilon}^*=\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$ 为无量纲应变率，且 $\dot{\varepsilon}_0$=1.0 s^{-1}；σ_0 为 $\dot{\varepsilon}^*$ 等于 1.0 时的等效应力，完好材料的压力和应力曲线由点(T, 0)，(P_1, C_1)和 (P_2, C_2)定义；T 为材料能承受的最大拉伸应力；C_1 和 C_2 分别为完好材料在压力 P_1 和 P_2 下的强度。JH-2 模型中完好时材料强度描述如下：

$$\sigma_i^*=A(P^*+T^*)^n(1+C\ln\varepsilon_p^*) \tag{2}$$

式中：P^*为 Hugoniot 弹性极限归一化的压力；T^*为 Hugoniot 弹性极限归一化的最大拉伸压力；ε^*为等效塑性应变率；A 和 n 为强度常数；C 为应变率常数。SiC，B_4C 及 BN 的材料参数见文献[16–17]，包括状态方程(见表 1)、强度模型(见表 2)及损伤模型(见表 3)。采用多项式形式的状态方程和塑性渐进损伤本构模型描述超高分子量聚乙烯层合板失效行为，具体参数见文献[18]。其余参数来自 AUTODYN®材料库。



(a) Meshes of FEM model (b) laminated structure in model (c) SEM photograph of typical sample

图 1 陶瓷装甲弹击数值模型

Fig. 1 Numerical model of ceramic armor impacted by bullet

表 1 SiC, B_4C 及 BN 有限元模型密度、状态方程参数

Table 1 Density and EOS parameters of SiC, B_4C and BN for the FEM model

Material	ρ_0/(g·cm^{-3})	A_1/GPa	A_2/GPa	A_3/GPa	T/GPa	G/GPa
SiC	3.22	232	361		220	174
B_4C	2.52	258	–593	2 800	233	197
BN	2.53	45	–138	290	45	30

ρ_0—Density; A_1—Bulk modulus; A_2—Pressure coefficient; A_3—Pressure coefficient; T—EOS paramter; G—Shear modulus.

表 2　SiC, B_4C 及 BN 有限元模型强度模型参数

Table 2　Strength model parameters of SiC, B_4C and BN for the FEM model

Material	*HE*/GPa	C_1/GPa	P_1/GPa	C_2/GPa	P_2/GPa	*C*/GPa	*A*/GPa	*N*/GPa	*B*/GPa	*M*/GPa
SiC	11.7	7.1	2.5	12.2	10	0.009				
B_4C	19.0					0.005	0.93	0.67	0.700	0.85
BN	6.0					0.003	0.93	0.77	0.088	0.35

HEL—Hugoniot limit; C_1—Strength constant; P_1—Strength constant; C_2—Strength constant; P_2—Strength constant; *C*—Strain rate constant; *A*—Strength constant; *N*—Strength constant; *B*—Strength constant; *M*—Strength index.

表 3　SiC, B_4C 及 BN 有限元模型损伤模型参数

Table 3　Damage model parameters of SiC, B_4C and BN for the FEM model

Material	*T*/GPa	α^f/GPa	P_3/GPa	D_1/GPa	D_2/GPa
SiC	–0.75	0.8	99.75		
B_4C	–0.73			0.001	0.50
BN	–0.15			0.053	0.85

T—Tensile limit; α^f —Maximum damage strain; P_3—Damage constant; D_1—Damage constant; D_2—Damage constant.

2　实验

2.1　样品制备

采用反应烧结工艺制备 SiC 块体陶瓷，流延成型结合热压烧结工艺制备 B_4C 块体陶瓷，流延成型结合热压烧结工艺制备 SiC/BN 层状陶瓷，陶瓷厚度约为 5~6 mm。将制备的陶瓷分别与 UHMWPE 层合板进行复合获得陶瓷复合装甲板，装甲板总厚度约 13~14 mm。SiC 块体陶瓷、B_4C 块体陶瓷复合装甲板尺寸 300 mm×250 mm。为避免边界效应对弹击测试产生影响，弹击范围控制在陶瓷板中心部位。由于成型工艺限制，制备的 SiC/BN 层状陶瓷尺寸为 120 mm×120 mm，为使弹击区域约束条件与块体陶瓷一致，层状陶瓷边界约束由围绕在测试陶瓷块周围的六边形 SiC 块体陶瓷组成，块体陶瓷与层状陶瓷装甲试样尺寸见图 2。

2.2　样品表征

采用 AG-2000A 型材料试验机测试样品的三点弯曲强度和断裂韧性，强度测量跨距为 30 mm，加载速率为 0.5 mm/min；韧性测量采用单边切口梁法，切口为试样高度的 1/3，切口宽度为 0.2 mm。采用 HVS-5 型 Vickers 硬度仪对样品的显微硬度进行测试，测试载荷为 1 kg，加载时间 15 s。采用 S-570 型扫描电子显微镜对陶瓷样品进行观察。

2.3　实弹测试

采用弹道枪发射 87 式 5.8 mm 口径钢芯弹，对复合装甲进行弹击测试，实验装置见图 3。通过红外测速装置测量子弹速度，通过装药量控制子弹速率为(920±10) m/s；弹击完成后，采用精度为 1 mm 的专用测规测量胶泥鉴证靶的凹陷深度；采用 NV-22C 型 X 射线数字直接成像检测系统对复合装甲内部损伤情况进行检测。

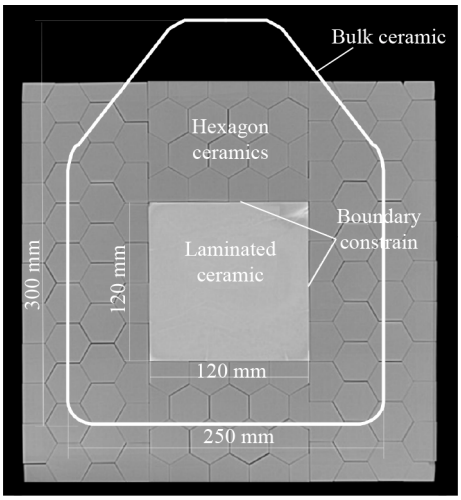


图 2　SiC, B_4C 陶瓷与层状陶瓷试样尺寸

Fig. 2　Sample sizes of SiC, B_4C ceramic and laminated ceramic

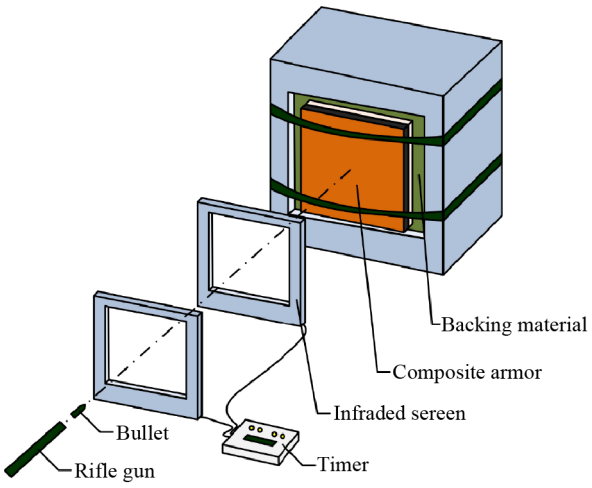


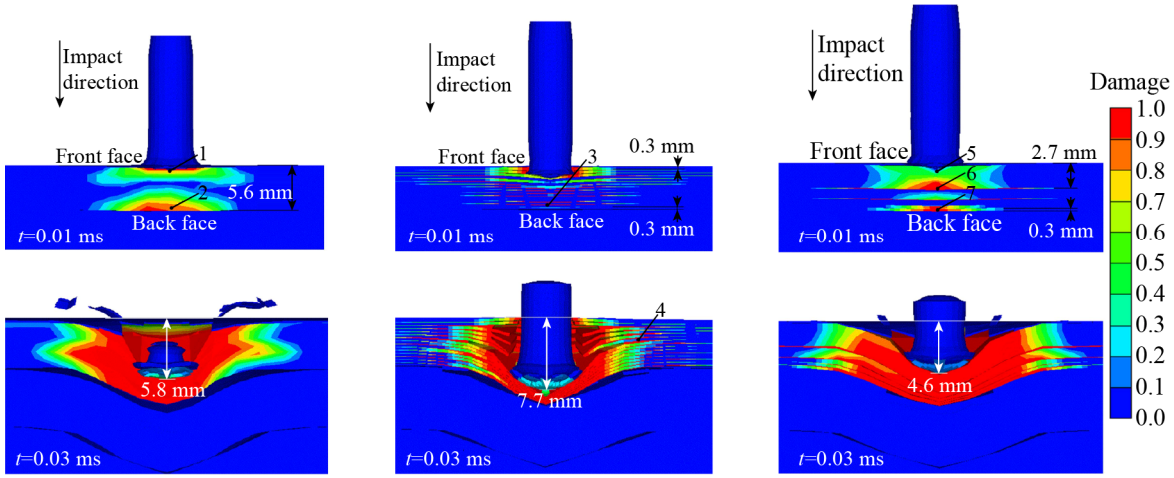
图 3　弹道实验示意图

Fig. 3　Diagram of the ballistic experiment

3 结果与讨论

3.1 数值模拟结果与分析

3.1.1 陶瓷装甲侵彻破坏过程 为研究 SiC 块体陶瓷、SiC/BN 均匀层状陶瓷和 SiC/BN 梯度层状陶瓷复合装甲侵彻破坏过程，通过有限元模型得到了 t=0.01 和 0.03 ms 瞬态时刻的损伤云图(见图 4)。图 4a 为子弹高速冲击 SiC 块体陶瓷产生的冲击应力在陶瓷内部传播情况。当 t=0.01 ms 时，随着子弹侵彻变形，子弹与陶瓷接触区域的冲击应力超过了陶瓷抗压强度，在迎弹面形成损伤断裂(点 1)并向背弹面扩展。当冲击应力传播至陶瓷与 UHMWPE 层合板界面时，由于界面阻抗效应，冲击波在界面处发生反射，产生的反向拉应力导致陶瓷背弹面形成损伤断裂(点 2)，并迅速向迎弹面扩展。当上述两种损伤贯穿陶瓷厚度方向时，陶瓷发生断裂从而整体刚度突降，子弹开始侵彻陶瓷断裂体。当 t=0.03 ms 时，子弹侵彻深度为 5.8 mm。图 4b 为基体厚度均匀分布的 SiC/BN 层状陶瓷。当 t=0.01 ms 时，层状陶瓷靠近迎弹面以基体及夹层剪切断裂为主，靠近背弹面仅出现沿平行层间方向扩展的裂纹(点 3)。当 t=0.03 ms 时，裂纹在基体及夹层界面处(点 4)出现多次折状断裂，子弹侵彻深度为 7.7 mm。图 4c 为 SiC/BN 层状陶瓷基体层厚度呈梯度变化时的情况，其迎弹面与背弹面基体厚度之比为 9:1，背弹面基体厚度与图 4b 一致。当 t=0.01 ms 时，迎弹面基体中点 5、点 6 与图 4a 中点 1、点 2 破坏机制类似，背弹面(点 7)受反向拉应力影响的产生损伤，但裂纹仅在平行于层间方向扩展。当 t=0.03 ms 时，子弹侵彻深度为 4.6 mm，小于前述两种情况。以上结果表明：层状陶瓷夹层能够捕捉冲击应力产生的裂纹，背弹面因反向拉应力而产生的损伤小于块体陶瓷；梯度结构层状陶瓷在迎弹面及背弹面的破坏机制分别与块体陶瓷及均匀层状陶瓷类似，因而可充分发挥基体材料抗侵彻作用，使弹击凹陷变形较小。

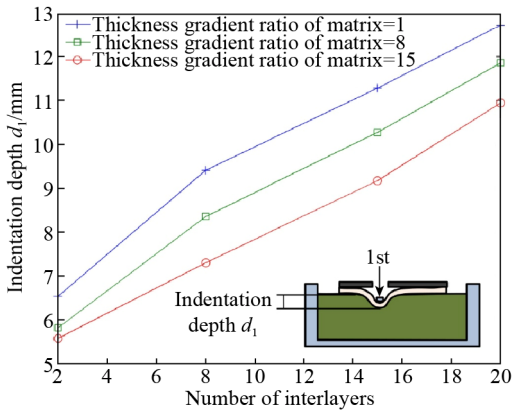


(a) Bulk SiC ceramic (b) Laminated SiC/BN ceramic with uniform matrix (c) Laminated SiC/BN ceramic with gradient matrix

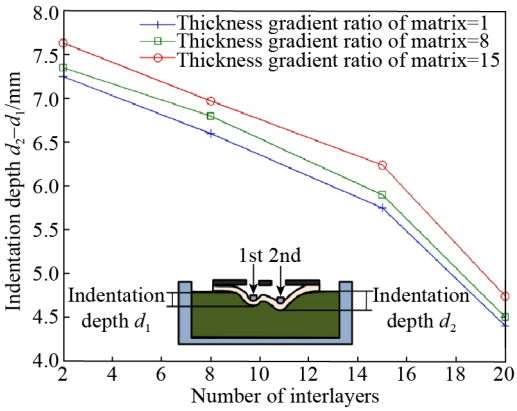
图 4 不同结构陶瓷装甲侵彻过程损伤云图

Fig. 4 Damage contours of ceramic armors with different structure during penetration

3.1.2 结构参数对弹击凹陷影响 为研究层状陶瓷中夹层数量及基体厚度梯度对复合装甲防单发及多发弹性能的影响，通过有限元模型计算 SiC/BN 层状陶瓷单发子弹及两发子弹打击下胶泥鉴证靶凹陷深度，结果见图 5。从图 5a 可以看出，当 BN 夹层数量由 2 变化到 20，鉴证靶凹陷深度从 5.5~6.5 mm 增加到 11.0~12.5 mm，增量 5~6 mm，说明夹层数量增加不利于减小鉴证靶凹陷深度，容易造成非惯穿性损伤。基体厚度梯度用迎弹面基体厚度与背弹面基体厚度的比值来衡量，当基体厚度梯度比由 1 变化至 15，鉴证靶凹陷深度平均降低 2~3 mm，说明基体厚度梯度增加有利于减小鉴证靶凹陷深度。两发子弹打击的计算结果见图 5b，当 BN 夹层数由 2 变化到 20，第 2 发弹与第 1 发弹打击的鉴证靶凹陷深度差值(d_2–d_1)从 7.5 mm 下降到 4.5 mm，2 发弹击的凹陷深度差减小约 3 mm；而基体厚度梯度对两发弹打击时鉴证靶凹陷深度差影响较小(差值≤2 mm)。上述计算结果表明：SiC/BN 层状陶瓷中，夹层数量增加使鉴证靶凹陷深度变大，在 2 发弹着点距离为 20 mm 时，层状陶瓷第 2 发弹击凹陷深度差随夹层个数增加而降低，从迎弹面到背弹面基体由厚变薄的梯度结构有利于减小鉴证靶凹陷变形。



(a) Indentation depth of the first impact



(b) Indentation depth difference of continuous twice impacts

图 5　夹层数量及基体梯度比对弹击凹陷深度的影响

Fig. 5　Influence of interlayer number and matrix gradient ratio on the indentation depth

3.2　力学性能测试结果

陶瓷在复合装甲中的主要作用是钝化、侵蚀和破碎弹体，其强度、硬度及断裂韧性对抗弹性能具有重要影响[19–20]。几种碳化物陶瓷的结构及力学性能测试结果见表 4。样品 A 和样品 B 分别为 SiC 和 B_4C 块体陶瓷。样品 C 为无夹层的纯 SiC 层状陶瓷，由 120 张 SiC 流延膜叠放后热压烧结而成。样品 D~样品 F 为有 BN 夹层的 SiC 层状陶瓷，样品 D 夹层质量分数为 4.2%，从迎弹面至背弹面，其基体层的厚度由厚逐渐变薄，呈梯度递减趋势，迎弹面与背弹面基体层的厚度比为 9:1；样品 E、样品 F 为均匀叠层，夹层质量分数分别为 6.9%和 12.8%。力学性能测试结果显示，具有弱界面的层状陶瓷(样品 D~样品 F)其断裂韧性(6.9~7.6 MPa·$m^{1/2}$))明显高于块体陶瓷试样 A、样品 B (3.8、2.9 MPa·$m^{1/2}$)，与无夹层的均匀层状 SiC 陶瓷(7.1 MPa·$m^{1/2}$)相当，说明引入的夹层结构对提升陶瓷韧性发挥了重要作用。对比样品 D~样品 F 可以看出，陶瓷弯曲强度受夹层质量分数及叠层结构影响不显著，在 387~434 MPa 范围内变化。另外，SiC 块体陶瓷及 SiC 为基体的层状陶瓷的硬度差异不大，而与 B_4C 陶瓷硬度最大，说明层状陶瓷硬度主要由基体材料决定。

3.3　弹击实验结果

弹击后复合装甲穿透情况及胶泥鉴证靶凹陷深度结果见表 5，其中：CP 代表完全穿透；PP 代表部分穿透。由表 5 可见，样品 A(SiC 块体陶瓷)、样品 B(B_4C 块体陶瓷)皆防住 3 发子弹连续打击；样品 C 为 SiC 流延膜叠放后热压烧结而成，烧结体中亦无层状结构，经 3 发连续弹击后没有击穿。说明块体结构陶瓷对防多弹连续打击具有较好的效果。而对于具有弱界面的层状陶瓷(样品 D~样品 F)，其防弹能力较弱，当其中 BN 夹层的质量分数为 6.9%时，(样品 E)防护能力较好，可以防住 2 发子弹打击；而当夹层质量分数增加到 12.8%时(样品 F)，第 1 发弹击即完全穿透，说明其防护能力较差，这主要归因于该材料相对较低的弯曲强度(表 2)。另外，对于基体层厚度呈梯度变化的层状陶瓷(样品 D)，经过弹击后其胶泥鉴证靶的凹陷深度最小(5.4 mm)，说明应用该种陶瓷制备的复合装甲可有效减小非贯穿性损伤。

表 4　块体陶瓷及层状陶瓷材料参数

Table 4　Material parameters of monolithic ceramic and laminated ceramic

Sample No.	Material	Mass ratio of interlayer	Stacked structure	Flexural strength/MPa	Fracture toughness/ (MPa·$m^{1/2}$)	Vickers hardness/GPa
A	SiC			445	3.8	23.0
B	B_4C			543	2.9	33.0
C	SiC uniform laminated		120SiC	437	7.1	22.0
D	SiC/BN gradient laminated	4.2%	45SiC/BN/20SiC/BN/10SiC/BN/5SiC/BN/5SiC/BN/5SiC	434	6.9	22.0
E	SiC/BN uniform laminated	6.9%	10SiC/BN/7×(10SiC/BN)/5SiC	392	7.6	21.5
F	SiC/BN uniform laminated	12.8%	5SiC/BN/14×(5SiC/BN)/5SiC	387	7.3	21.0

表 5 实弹射击后复合装甲情况及胶泥鉴证靶凹陷深度

Table 5 Penetration and indentation depth of composite armors after multi-impacts tests

Sample No.	Ceramic	Back plate	Length×width/mm	Penetration State			Maximum depth/mm
				1st	2nd	3rd	
A	SiC	UHMWPE[a]	300×250	PP[b]	PP	PP	10.7
B	B_4C	UHMWPE	300×250	PP	PP	PP	7.4
C	SiC uniform laminated	UHMWPE	120×120	PP	PP	PP	9.0
D	SiC/BN gradient laminated	UHMWPE	120×120	PP	CP		5.4
E	SiC/BN uniform laminated	UHMWPE	120×120	PP	PP	CP	7.5
F	SiC/BN uniform laminated	UHMWPE	120×120	CP[b]			

a. UHMWPE—Ultra-high molecular weight polyethylene. b. PP—Partial penetration; CP—Complete penetration.

3.4 结果与讨论

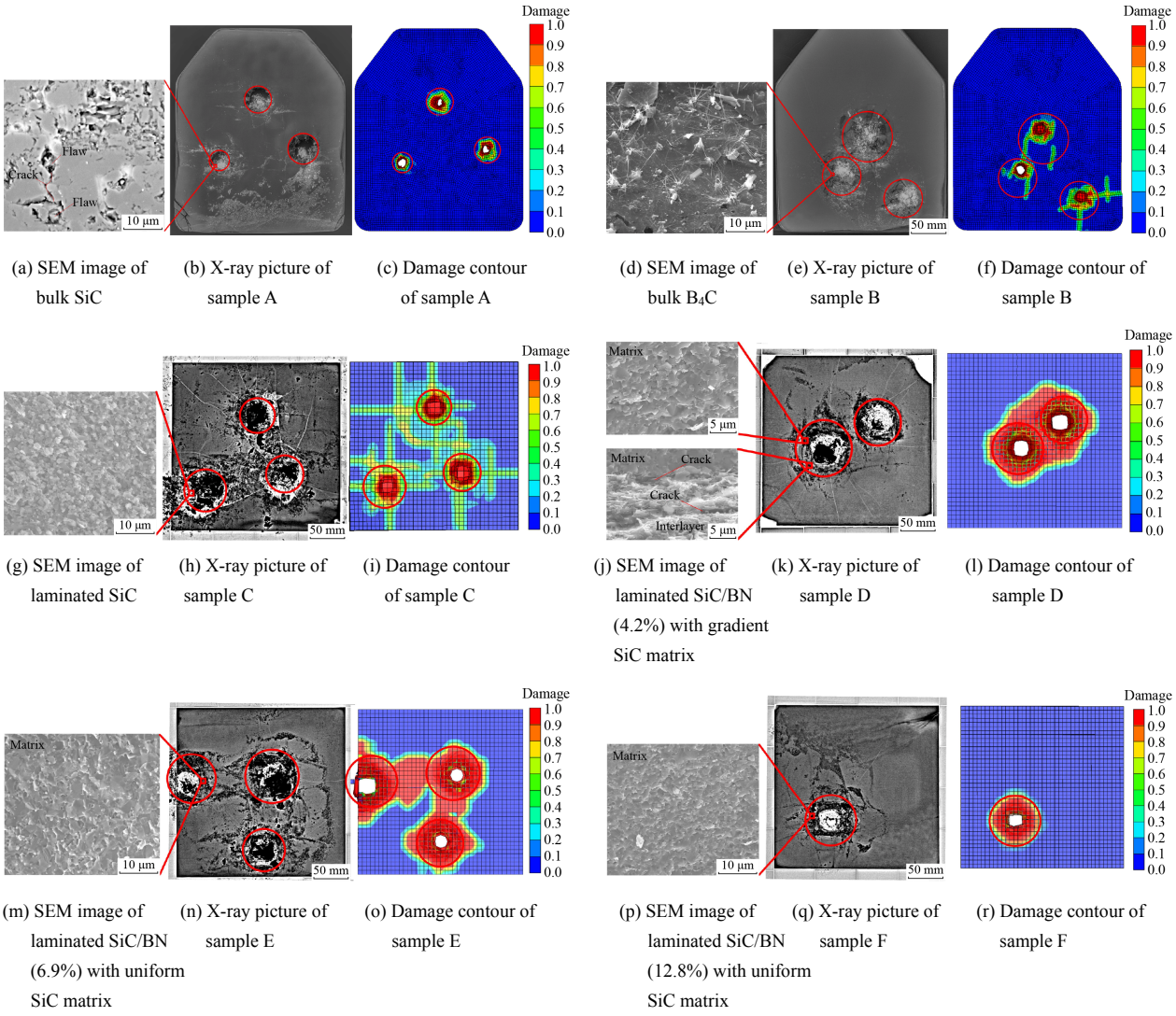
图 6 为陶瓷复合装甲断口显微形貌、X 射线检测及有限元模拟损伤云图结果，其中，图 6b、图 6e、图 6h 分别为 SiC 块体陶瓷(样品 A)、B_4C 块体陶瓷(样品 B)及无夹层均匀层状 SiC 陶瓷(样品 C)复合装甲弹击后的 X 射线检测结果。实弹测试中样品 A~样品 C 均防住 3 发子弹打击，样品 A 弹着点陶瓷破碎区域呈规整的圆形，破碎面积较小(ϕ30~40 mm)，弹着点周围没有裂纹向外延展。样品 B 弹着点陶瓷破碎区域形状不规则，面积相对较大(ϕ50~60 mm)，相邻弹孔之间有部分裂纹贯通。这主要是因为 SiC 与 B_4C 相比具有较好的韧性(表 2)，使其受到子弹打击时表现出更好的抗碎裂特性。样品 C 弹着点陶瓷破碎区域面积较小(ϕ20~30 mm)，在弹着点周围形成辐射状微裂纹，扩展到周边 40~50 mm 范围内。

图 6a、图 6d、图 6g 为测试后分别在样品 A~样品 C 弹着点边缘搜集到的陶瓷碎片断口 SEM 照片。由图 6a 可见，反应烧结工艺制备的 SiC 块体陶瓷中存在众多微孔缺陷，在子弹冲击作用下，裂纹从微孔缺陷处产生并迅速扩展，在相邻微孔间交汇贯通，最终导致材料失效。由图 6d 可见，热压烧结工艺制备的 B_4C 块体陶瓷断口较为平整，说明陶瓷失效以脆性沿晶断裂为主；另外，在断口表面粘结了金属拉丝，这是由于 B_4C 硬度很高，陶瓷对子弹磨蚀作用较强。由图 6g 可见，无夹层均匀层状 SiC 陶瓷晶粒细小，与图 6a 相比微孔缺陷很少，陶瓷受子弹打击失效时需要消耗更大的晶界断裂能量；经高温热压烧结后，该陶瓷断口已看不出层状结构，但采用流延成型结合热压烧结工艺，使该陶瓷与样品 A 相比具有优异的断裂韧性(表 1)，加之其晶粒细小，因此断裂组织较为均匀。图 6c、图 6f、图 6i 分别为样品 A~样品 C 的数值模拟损伤云图，图 6c、图 6f、图 6i 中蓝色代表陶瓷处于完好状态，红色代表陶瓷处于完全碎裂状态。对比图 6b、图 6e、图 6h，表明实弹测试结果较好地验证了数值模拟损伤云图结果。

图 6j、图 6m、图 6p 为测试后分别在层状 SiC/BN 样品 D~样品 F 弹着点边缘搜集到的陶瓷碎片断口 SEM 照片。由图 6j 可见，基体致密无缺陷，在夹层内部及基体/夹层界面处存在裂纹，裂纹沿平行于层间方向扩展，说明夹层及其界面捕捉裂纹扩展是其失效/耗能的重要机制。从图 6g、图 6j、图 6m、图 6p 可见，随着样品 C~样品 F 中 BN 夹层质量分数增加(0、4.2%、6.9%、12.8%)，陶瓷基体断口组织颗粒状特征逐渐减弱，说明基体晶界应力集中逐渐减弱，基体主要断裂机制由沿晶断裂向穿晶断裂转变。图 6k、图 6n、图 6q 为层状 SiC/BN 复合装甲弹击后的 X 射线检测结果。由图 6k 可见，SiC/BN 梯度层状陶瓷弹着点破碎区域面积较小(ϕ20~ϕ30 mm)，出现辐射状微细裂纹，扩展范围约 40~50 mm，与图 6h(样品 C)类似。与图 6n 比较，SiC/BN 均匀层状陶瓷弹着点破碎区面积亦较小(~30mm)，但出现的辐射状微裂纹明显减少，对应的模拟计算损伤云图(图 6o)显示，弹着点周边及弹着点之间红色损伤区域，为陶瓷内部夹层及界面耗散能量所致。由于样品 F 在测试中被击穿，所以其对应的 X 射线检测结果(图 6q)及模拟计算损伤云图(图 6r)皆显示损伤面积较小。

4 结论

1) 建立有限元模型对 SiC、B_4C 陶瓷及层状 SiC/BN 复合装甲抗弹性能进行仿真分析，发现陶瓷内部夹层及界面可有效耗散弹击能量，靠近迎弹面以基体及夹层剪切断裂为主，靠近背弹面为分层及折状断裂等破坏机制；由迎弹面至背弹面基体层厚度呈梯度递减的结构有利于减小的鉴证靶凹陷深度(2~3 mm)。



(a) SEM image of bulk SiC　(b) X-ray picture of sample A　(c) Damage contour of sample A

(d) SEM image of bulk B_4C　(e) X-ray picture of sample B　(f) Damage contour of sample B

(g) SEM image of laminated SiC　(h) X-ray picture of sample C　(i) Damage contour of sample C

(j) SEM image of laminated SiC/BN (4.2%) with gradient SiC matrix　(k) X-ray picture of sample D　(l) Damage contour of sample D

(m) SEM image of laminated SiC/BN (6.9%) with uniform SiC matrix　(n) X-ray picture of sample E　(o) Damage contour of sample E

(p) SEM image of laminated SiC/BN (12.8%) with uniform SiC matrix　(q) X-ray picture of sample F　(r) Damage contour of sample F

图 6　陶瓷复合装甲断口显微形貌、X 射线检测及有限元模拟损伤云图

Fig. 6　Fracture morphology, X-Ray detecting and FEM simulation results of ceramic composite armors

2) 具有弱界面结构的层状 SiC/BN 陶瓷断裂韧性可达 7.6 MPa·$m^{1/2}$，明显高于 SiC、B_4C 块体陶瓷(2.9~3.8 MPa·$m^{1/2}$)；其弯曲强度受夹层质量分数及叠层结构影响不显著，变化范围为 387~434 MPa；层状陶瓷硬度主要由基体材料决定。

3) 在 5.8 mm 钢芯弹 920 m/s 弹速测试条件下，SiC、B_4C 块体陶瓷复合装甲可防 3 发子弹连续打击。随夹层质量分数增加，基体断裂机制由沿晶断裂向穿晶断裂转变，有利于耗散弹击能量，当 SiC/BN 层状陶瓷中 BN 夹层质量分数为 6.9%时，防护能力较好，可以防住 2 发子弹打击。对于基体层厚度呈梯度变化的层状陶瓷，经过弹击后其胶泥鉴证靶的凹陷深度最小(5.4 mm)。

参考文献:

[1] ONG C, BOEY C, ROBERT S, et al. Advanced layered personnel armor[J]. Inter J Impact Eng, 2011, 38(5): 369–383.

[2] 崔凤单, 马天, 李伟萍, 等. SiC 和 B_4C 防弹装甲板抗多发弹打击损伤特性研究[J]. 无机材料学报, 2017, 32(9): 967–972.
CUI Fengdan, MA Tian, LI Weiping, et al. J Inorg Mater, 2017, 32(9): 967–972.

[3] HU D A, ZHANG Y M, SHEN Z W, et al. Investigation on the ballistic behavior of mosaic SiC/UHMWPE composite armor systems[J]. Ceram Inter, 2017, 43(13): 10368–10376.

[4] CHENG L, SUN M, YE F, et al. Structure design, fabrication, properties of laminated ceramics: A review[J]. Inter J Lightweight Mater Manuf, 2018, 1(3): 126–141.

[5] LIU C, SUN J, LI G, et al. Fabrication, mechanical properties and fracture behaviors of the laminated Al_2O_3–ZrB_2–MgO/Al_2O_3–TiN–MgO ceramic composite[J]. Ceram Inter, 2020, 46(1): 857–865.

[6] GAO H L, CHEN S M, MAO L B, et al. Mass production of bulk artificial nacre with excellent mechanical properties[J]. Nature Commun, 2017, 287(8): 1–8.

[7] 成来飞, 莫然, 殷小玮, 等. 吸波结构型陶瓷基复合材料[J]. 硅酸盐学报, 2017, 45(12): 1738–1747.
CHENG L F, MO R, YIN X W, et al. J Chin Ceram Soc, 2017, 45(12):

1738–1747.

[8] CLEGG W J. Controlling Cracks in Ceramics[J]. Science, 1999, 286(5442): 1097–1099.

[9] KOVAR D, THOULESS M D, HALLORAN J W. Crack deflection and propagation in layered silicon nitride/boron nitride ceramics[J]. J Am Ceram Soc, 1998, 81(4): 1004–1012.

[10] SUN M, BAI Y, LI M, et al. Structural design and energy absorption mechanism of laminated SiC/BN ceramics[J]. J Eur Ceram Soc, 2018, 38(11): 3742–3751.

[11] BUENO S, BAUDÍN C. Design and processing of a ceramic laminate with high toughness and strong interfaces[J]. Compos Part A: Appl Sci Manuf, 2009, 40(2): 137–143.

[12] MEYERS A M, CHEN P Y, LIN Y M, et al. Biological materials: Structure and mechanical properties[J]. Progr Mater Sci, 2008, 53(1): 1–206.

[13] GU G X, TAKAFFOLI M, BUEHLER M J. Hierarchically enhanced impact resistance bioinspired composites[J]. Adv Mater, 2017, 29(28): 1–7.

[14] 李翠伟, 汪长安, 黄勇. Si_3N_4/BN 层状复合陶瓷的防弹结构设计[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(1): 350–353.
LI Cuiwei, WANG Changan, HUANG Yong. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(1): 350–353.

[15] ZAN Q, WANG C A, HUANG Y, et al. Effect of geometrical factors on the mechanical properties of Si_3N_4/BN multilayer ceramics[J]. Ceram Inter, 2004, 30(3): 441–446.

[16] HOLMQUIST T J, JOHNSON G R. Response of silicon carbide to high velocity impact[J]. J Appl Phys, 2002, 91(9): 5858–5866.

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

[18] LONG H N, LÄSSIG T R, RYAN S, et al. A methodology for hydrocode analysis of ultra-high molecular weight polyethylene composite under ballistic impact[J]. Compos Part A: Appl Sci Manuf, 2016, 84: 224–235.

[19] MEDVEDOVSKI E. Ballistic performance of armour ceramics: Influence of design and structure. Part 1[J]. Ceram Inter, 2010, 36(7): 2103–2115.

[20] SHEN Z W, HU DA, YANG G, et al. Ballistic reliability study on SiC/UHMWPE composite armor against armor-piercing bullet[J]. Compos Struct, 2019, 213: 209–219.