第 49 卷第 2 期
2021 年 2 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 49，No. 2
February，2021

http://www.gxyb.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20200404

层状 SiC/BN 陶瓷的制备及抗冲击性能

成来飞[1]，孙孟勇[2]，范尚武[1]，张亚妮[1]，李良军[3]

(1. 西北工业大学，超高温结构复合材料重点实验室，西安 710072；2. 中国兵器工业第五二研究所烟台分所，山东 烟台 264003；3. 中国人民解放军国防科学技术大学，新型陶瓷纤维及其复合材料重点实验室，长沙 410073)

摘 要：为发展高性能结构功能一体化的新型陶瓷装甲防护材料，采用流延法结合热压烧结法制备了不同结构设计的层状 SiC/BN 陶瓷，研究了材料的烧结特性、显微结构、力学性能及抗冲击性能。结果表明：层状结构设计可以实现陶瓷材料的强韧化效果，其失效模式为非脆性断裂，保持结构完整性的能力明显提升；弯曲强度 410 MPa，断裂韧性 7.6 MPa·m$^{1/2}$。打靶结果表明层状结构具有较好的动态吸能效果与保持结构完整性的能力，可以抵抗多发弹丸冲击:凹陷深度为 7.5 mm，破碎锥直径 40 mm，动态损伤以环向为主，综合防护能力得到明显提升。

关键词：层状陶瓷；结构设计；抗冲击性能；装甲防护
中图分类号：TB332　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2021)02–0239–07
网络出版时间：2020–10–22



Fabrication and Impact Resistance of Laminated SiC/BN Ceramic

CHENG Laifei[1], *SUN Mengyong*[2], *FAN Shangwu*[1], *ZHANG Yani*[1], *LI Liangjun*[3]

(1. Science and Technology on Thermostructural Composite Materials Laboratory, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. No. 52 Institute of China North Industry Group, Yantai 264003, Shandong, China; 3. Science and Technology on Advanced Ceramic Fibers and Composites Laboratory, National University of Defense Technology, Changsha 410073, China)

Abstract: Laminated SiC/BN ceramics with different structures were prepared *via* tape casting and hot pressing sintering to develop high-performance ceramic armor with structural and functional designs. The sinter ability, microstructure, mechanical properties and impact resistance of the prepared ceramics were investigated. The results show that the laminated structure of the ceramics can achieve the strengthening and toughening effects, and the failure mode is non-brittle fracture, and its ability to maintain the structural integrity is improved. The flexural strength of 410 MPa and the fracture toughness of 7.6 MPa·m$^{1/2}$ can be obtained. The bullet shooting results show that the laminated ceramic has a good energy absorption effect and an ability to maintain the structural integrity, which can resist the impact of multiple projectiles. The impact depth is 7.5 mm, the diameter of crushing cone is 40 mm, and the dynamic damage is mainly circumferential damage. The comprehensive protection ability is improved.

Keywords: laminated ceramic; structural design; impact resistance; armor

随着高能武器弹药的发展，为满足装甲防护材料的抗冲击要求，材料需兼具轻量化与强韧化性能，因此迫切需要发展结构功能一体化的新型装甲防护材料[1–2]。陶瓷材料的低密度、高硬度、高强度等优异性能使抗冲击材料由单组元的“以钢克刚”的金属材料时代进入了“刚柔并济”的多元化复合材料时代[3–4]。但陶瓷材料的低韧性对裂纹敏感，使其在失效时发生粉碎性损伤，限制了其抵抗多次冲击的能力。近年来，由于仿生技术的发展，根据生物的微观结构而制备的各种仿生材料应运而生，极大的提升了材料的断裂韧性。其中，层状仿生陶瓷材料具有高缺陷容忍性、高吸能以及结构可设计等优点，具有满足抗高速高能冲击要求的潜力[5–7]。

国内外学者[8–14]通过研究自然界中具有良好抗冲击性能的贝壳、甲壳类等生物的微观结构，利用仿生技术制备了具有相似界面结构设计的层状仿生陶瓷材料，其微观结构由硬质层与软质层交替叠加而成，延长了裂纹扩展路径，显著提高了材料的断

收稿日期：2020–06–09。　修订日期：2020–07–19。
基金项目：国家自然基金重点项目(51632007)资助。
第一作者：成来飞(1962—)，男，博士，教授。

Received date: 2020–06–09.　**Revised date:** 2020–07–19.
First author: CHENG Laifei (1962–), male, Ph.D., Professor.
E-mail: chenglf@nwpu.edu.cn

裂韧性与吸能。李翠伟[15]研究了热压烧结制备的Si_3N_4/BN陶瓷，通过对不同设计的层状陶瓷进行打靶试验测试，发现层状结构设计提高了材料的断裂韧性，明显提高了材料的抗冲击性能，且破坏模式区别于块体陶瓷的脆性失效。Al_2O_3/多孔 Al_2O_3 层状陶瓷的抗冲击实验结果表明[16]，多孔层的存在使动态加载过程中出现时间缓冲效应，延长了应力波的加载时间，提高了材料的动态吸能。但关于层厚比与界面效应对层状结构的动态失效过程与损伤机理未进行充分的研究。

本实验采用流延法结合热压烧结法制备层状SiC/BN 陶瓷，研究结构设计对材料的静态和动态力学性能的影响规律，制备高强韧化的陶瓷结构材料，获得层状陶瓷材料的动态失效过程对材料抗冲击性能的影响规律，实现抗多次弹丸冲击效果，提升综合防护性能，为层状陶瓷的抗冲击应用提供实验与技术储备。

1 实验

1.1 样品制备

1.1.1 流延浆料 以SiC、BN、Al_2O_3和Y_2O_3为原料(粒径均为 1~3 μm)，酒精与丁酮为溶剂，磷酸三乙酯(TEP)为分散剂，聚乙烯醇缩丁醛(PVB)为黏结剂，丙三醇为增塑剂。按照一定配方比例，将陶瓷粉与有机物球磨混合 12 h，经真空除泡后制得分散均匀的 SiC、BN 浆料，烧结助剂添加量为粉料质量的10% (质量分数，下同)(Al_2O_3与Y_2O_3质量比=3:2)。

1.1.2 陶瓷制备 将固相含量为40%的SiC、BN浆料在流延机上流延成型，控制前刮刀高度为0.6 mm，后刮刀为0.9 mm，分别制备SiC与BN单层薄片。浆料干燥后裁剪成一定的形状，按照设计的层厚比叠层，经 30 MPa 压力成型后制备层状陶瓷素坯。素坯经排胶后置于石墨模具中烧结，烧结温度为1 800 ℃，保压压力 30 MPa，保温时间 1 h，升温速率为 20 ℃/min，最终制得层状 SiC/BN 陶瓷。

1.2 性能表征

采用 Archimedes 法测试层状陶瓷的密度与气孔率。利用X射线衍射仪(D8 ADVANCE)对陶瓷材料的相组成进行分析。通过场发射扫描电子显微镜(日立 S-4700)观察层状陶瓷的微观结构。采用三点弯曲方法测试材料的弯曲强度，试样尺寸为40 mm×4 mm×3 mm，跨距为 30 mm，加载速率为0.5 mm/min。用单边切口梁法测试层状陶瓷的断裂韧性；测试样品尺寸为26 mm×4 mm×3 mm，跨距为16 mm，加载速率为0.05 mm/min。通过Vickers硬度计(美国LECO公司)测试层状陶瓷的显微硬度。通过霍普金森杆测试材料的动态冲击性能，样品尺寸为4 mm×4 mm× 5 mm。通过打靶测试材料的防护效果，打靶测试标准：样品尺寸为120 mm×120 mm×14 mm，经复合后的面密度为26 kg/m^2，包括5.5 mm的层状SiC/BN陶瓷、7.5 mm的PE背板与止裂层，弹丸直径5.8 mm口径钢芯弹，距离15 m，0°入射角，着靶速度~920 m/s，采用专用胶泥鉴证打靶的凹陷深度，打靶后采用X射线数字直接成像检测系统探测材料失效情况。

2 结果与讨论

2.1 物相分析

图1为层状SiC陶瓷在1 800 ℃烧结后的XRD谱。由图1可以看出，当助烧剂含量为10%，物相包括SiC与钇铝石榴石(YAG)。结果表明，烧结助剂在高温下形成的液相环境加速了SiC的传质速率，实现了材料的致密化烧结，烧结后形成了YAG相。利用软件对热压烧结制备的SiC陶瓷的物相种类进行了半定量分析，其中SiC占92%，YAG占8%，反应式(1)与反应式(2)在高温下产生的气体挥发造成了与初始配比的差值[17–18]。

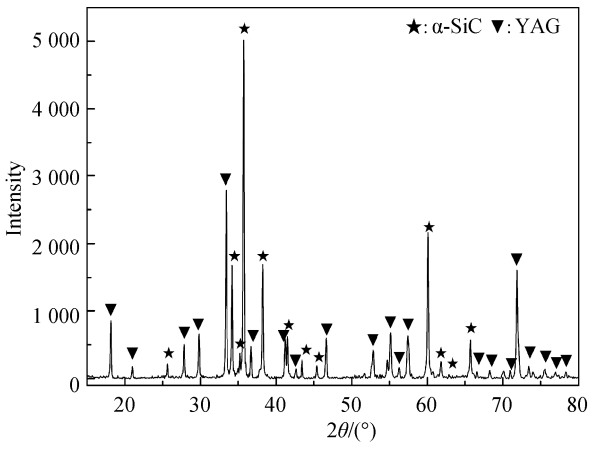


图 1 热压烧结 SiC 陶瓷的 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of SiC ceramics fabricated by hot pressing sintering

$$SiC(s)+Al_2O_3(s)\rightarrow SiO(g)+Al_2O(g)+CO(g) \quad (1)$$

$$SiC(s)+2Y_2O_3(s)\rightarrow SiO(g)+4YO(g)+CO(g) \quad (2)$$

2.2 力学性能分析

通过热压烧结制备了 3 种结构设计的陶瓷材料，分别为块体陶瓷、层厚比 5:1 和 10:1。3 种结构设计的力学性能见表 1，由表 1 结果可知，结构设计改变了材料的力学性能，BN 软质层的引入降

低了材料的弯曲强度，但在一定程度上提高了材料的断裂韧性。当层厚比为 10:1 时，弯曲强度为 410 MPa，断裂韧性为 7.6 MPa·m$^{1/2}$，此时的强韧化效果较优。当层厚比减小至 5:1，材料的弯曲强度减小为 387 MPa，断裂韧性增加至 8.3 MPa·m$^{1/2}$，这是由于体系内 BN 软质相的增加，使材料抵抗裂纹扩展的能力增加。因此，合适的层厚比设计是实现材料强韧化的关键。

表 1　不同结构设计的层状 SiC/BN 陶瓷的性能

Table 1　Properties of laminated SiC/BN ceramics with different structural designs

Sample	Density/(g·cm^{-3})	Flexural strength/MPa	Fracture toughness/(MPa·m$^{1/2}$)
Bulk	3.20	650±20	6.5±0.5
5:1	3.10	387±20	8.3±0.3
10:1	3.15	410±15	7.6±0.3

图 2 为 3 种结构的材料断裂失效时的三点弯曲强度试验。由图 2 可见：块体 SiC 陶瓷为典型的脆性失效，SiC/BN 层状陶瓷为非脆性失效，具有阶梯式的失效模式，这是由于裂纹进入 BN 软质层时发生了偏转，轴向裂纹偏转为层间裂纹，随着应力的继续增加，在某些应力集中点出现裂纹扭结，裂纹继续向下一层偏转，整个失效过程未出现贯穿性裂纹，材料依然保持一定的结构完整性并具有一定的承载能力。块体陶瓷的失效位移为 0.15 mm，层状 SiC/BN 陶瓷的失效位移均大于 0.3 mm，这说明软硬结合的层状结构设计极大的提高了材料抵抗贯穿性裂纹的能力，使材料的失效模式由脆性转变为非脆性失效。

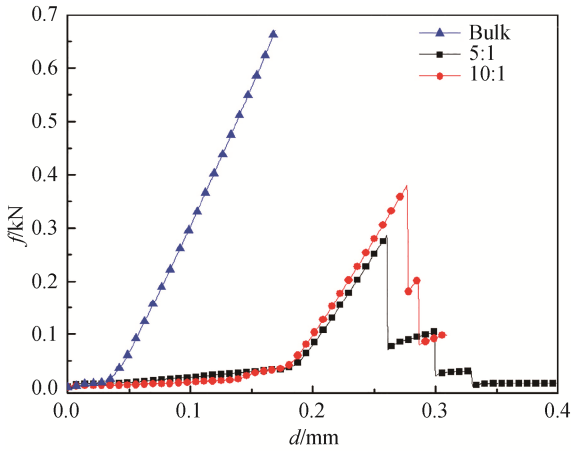
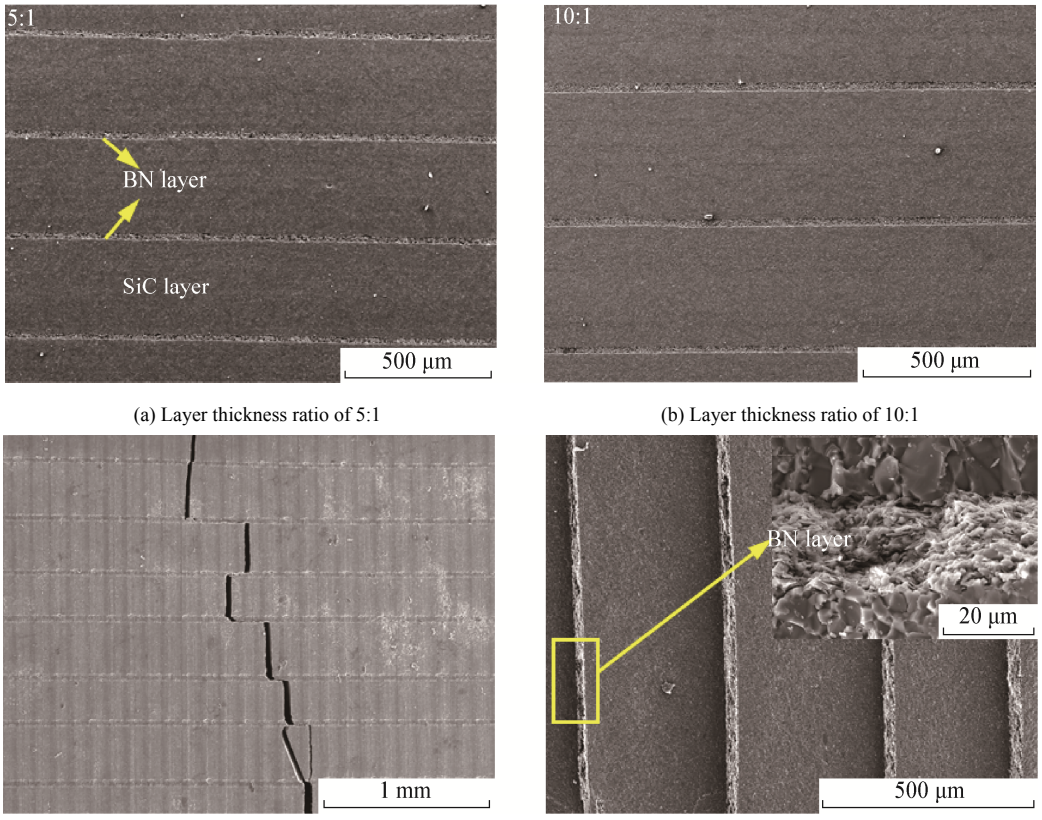


图 2　不同结构设计层状 SiC/BN 陶瓷的力(*f*)–位移(*d*)曲线

Fig. 2　Force(*f*)–displacement(*d*) curves of laminated SiC/BN ceramics with different structural designs

2.3　微结构分析

图 3 为层状 SiC/BN 陶瓷的结构设计及裂纹扩



(a) Layer thickness ratio of 5:1

(b) Layer thickness ratio of 10:1

(c) Crack deflection

(d) Morphology of laminated fracture and interface

图 3　不同结构设计层状 SiC/BN 陶瓷 SEM 图片及裂纹扩展

Fig. 3　SEM photographs and crack growth of laminated SiC/BN ceramics with different structural designs

展 SEM 照片。由图 3a 和图 3b 可知，BN 层厚为 30 μm 左右，通过改变 SiC 层的厚度实现材料层厚比的调控。由图 3c 可知，裂纹在层状陶瓷内部的扩展具有明显的偏转现象，偏转主要发生在 BN 软质层，这是由于弱界面结合强度及弹性模量差异引起的。由图 3d 与图 3e 可知，BN 层在材料失效时呈现一定的拔出效应，界面结合良好，增加了材料在失效过程中的能量消耗。合适的界面结合强度即保证了材料不发生严重的层间开裂又减小了裂纹扩展尖端的应力集中效应，使材料不发生贯穿性的裂纹，进而降低了材料的裂纹敏感度，提高了材料的断裂吸能及断裂韧性。

2.4 抗冲击性能分析

实验制备的层状 SiC/BN 陶瓷的硬度为 21 GPa，密度~3.10 g/cm^3，致密度高于 99%。层状结构的声阻抗设计是提高材料抗冲击性能的重要方式，通过引入不同声阻抗的材料界面，使应力波在界面处发生反射，减少透射应力峰值与移动速度，减小应力集中，因此，界面效应对应力波有明显的衰减与耗散作用(图 4 所示)，通过计算发现，材料阻抗比与单元层数设计可以影响应力波的衰减，声阻抗失配使应力波在界面处相互作用引起质点的速度波动，进而控制材料的整体性能。为了简化结果分析，仅选取透射应力进行计算，计算过程根据透射应力计算式(3)进行，在以弹性波传播的前提下，应力波损耗能力随着声阻抗比与层数的增加而增加，层状 SiC/BN 结构设计的声阻抗理论比值为 2.8:1，根据透射衰减应力式(3)，衰减至 20%的应力波所需的结构单元为 7~9。

$$\sigma_T = T\sigma_I = \frac{2\sigma_I(\rho_0 C_0)_1}{(\rho_0 C_0)_1 + (\rho_0 C_0)_2} \tag{3}$$

式中：σ_T 为透射应力，MPa；σ_I 为入射应力，MPa；T 为透射系数；$\rho_0 C_0$ 为声阻抗，g/(cm^2·s)；ρ_0 为材料密度，g/cm^3；C_0 为波在材料中的传播速度，km/s。

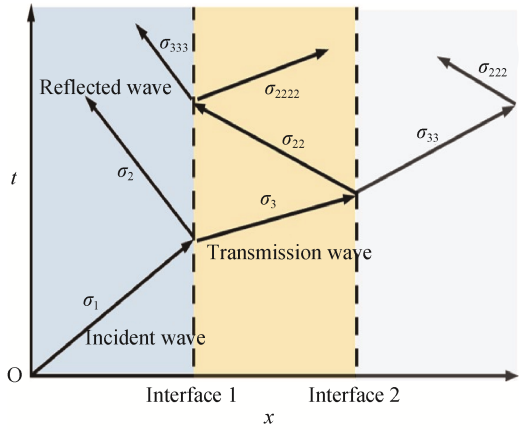


图 4 弹性波在界面处的反射与透射

Fig. 4 Reflection and transmission of elastic waves at the interface

图 5 为流延法结合热压烧结制备的 SiC 陶瓷的动态力学性能。图 5a 与图 5b 分别为块体 SiC 陶瓷的应力-时间与应力-应变曲线。由图 5a 可知，材料的冲击加载时间为 18.5 μs，应变强度峰值为 1 900 MPa。图 5b 的应力-应变/模量曲线将冲击过程分为初始加载段、应变强化-损伤积累阶段与材料失效段的 3 段式失效模式：

1) 初始加载阶段的应变强度与模量随应变的增加而增加，并且高应变率下的临界应力明显高于低应变率；

2) 应变强化-损伤积累阶段的应力大于临界应力，裂纹开始成核、生长，应变模量逐渐减小；随着应变继续增加，惯性效应开始主导材料变形，微裂纹之间相互独立，使强度快速增加至最大值，当长大的裂纹逐渐开始汇集，应变强度开始下降，整个阶段内材料内部的裂纹成长过程使材料的应变模量不断下降至最低点；

3) 材料失效阶段的微裂纹已经完成了汇集，材料出现粉碎化失效，此阶段应变强度一直减小，迅速下降至零，应变模量出现的波动是由于材料发生粉碎化失效后被压实或者金属入射杆与透射杆发生碰撞接触。

图 5c 与图 5d 分别是层状 SiC/BN 陶瓷的应力-时间与应力-应变曲线。与块体陶瓷相比，其动态失效过程可以分为 4 个阶段：初始加载阶段、应变硬化-损伤积累阶段、二次应变硬化阶段、材料失效阶段。由以上分析可知，层状陶瓷材料动态加载失效过程多了二次应变硬化阶段，此阶段内应变模量由第 1 个波谷开始先增加至波峰，后减小至第 2 个波谷，此阶段内出现了第 2 个应变强化峰。层状陶瓷声阻抗设计使应力波在界面处发生多次反射与透射，层状结构设计使材料具有较好的保持结构完整性的能力，最终使层状结构材料在经历第 1 次应变硬化阶段后，仍然具有一定结构完整性与承载能力，实现了二次应变强化，提高了材料的抗冲击性能。

图 6 为层状 SiC/BN 陶瓷打靶后的 SEM 照片。由图 6a 可知，材料在微观尺度下的动态失效模式为沿晶断裂，这是由于液相烧结制备的 SiC 陶瓷存在 SiC-YAG 弱界面，动态冲击条件下发生 SiC 晶粒拔出效应及沿晶断裂失效，提高了材料的能量吸收和消耗。陶瓷材料的防弹机理主要包括陶瓷对弹丸的钝化变形、磨蚀弹体、改变入射角，由图 6b 可知，高速旋转的弹丸在弹着点区域发生了剧烈的摩擦，产生的热能使金属弹壳发生熔蚀现象，消耗了大量的动能。

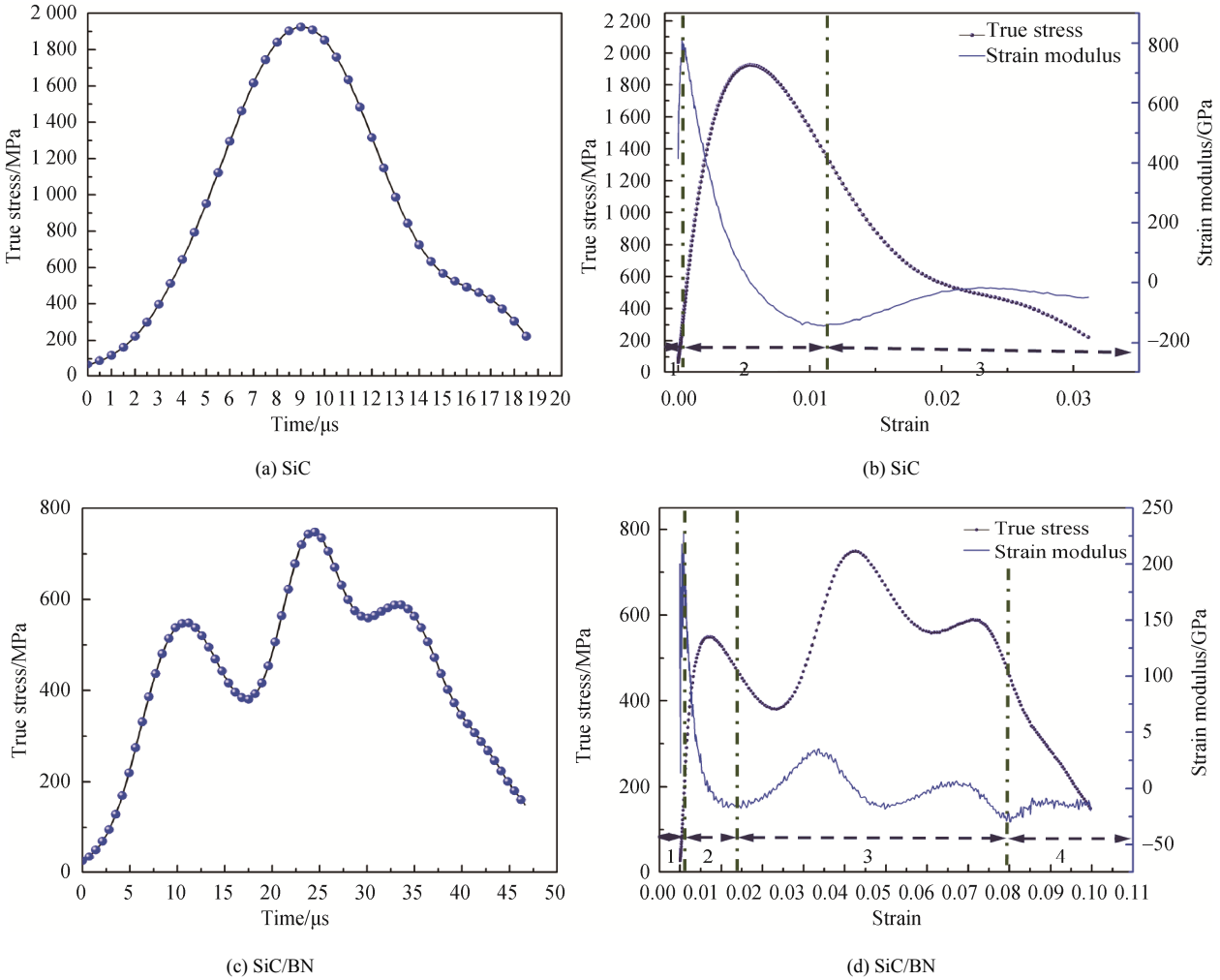


图 5　陶瓷材料在应变率 2 000/s 时的应力-时间与应力-应变曲线

Fig. 5　Stress-time curves and stress-strain curves of ceramics at 2 000/s strain rate

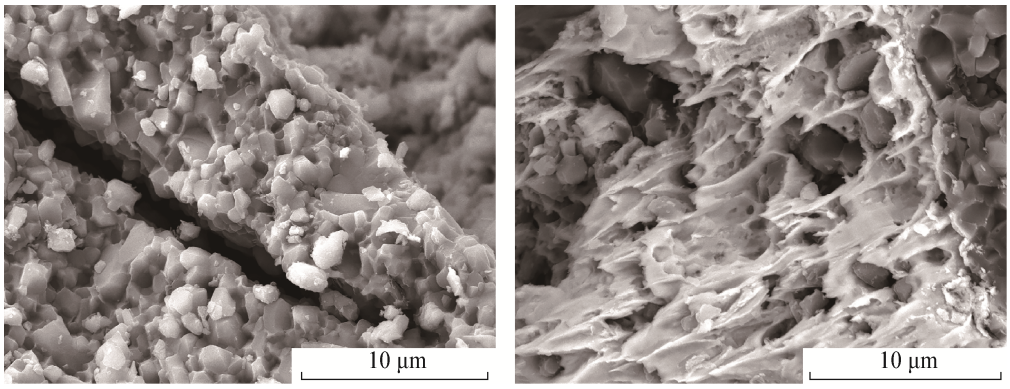
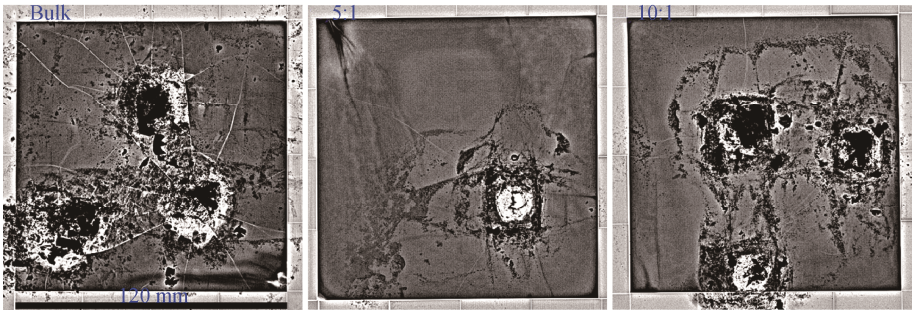


图 6　层状 SiC/BN 陶瓷打靶后的 SEM 照片

Fig. 6　SEM photographs of laminated SiC/BN ceramics after bullet shooting test

图 7 为不同结构设计的层状陶瓷打靶后的 X 光照片。由材料失效时的宏观裂纹扩展可知：块体陶瓷可抵抗多发弹冲击并出现大量的径向贯穿式裂纹，保持结构完整性的能力较弱；层厚比 5:1 的 SiC/BN 陶瓷被击穿，且基本无径向贯穿性裂纹；层厚比 10:1 的 SiC/BN 陶瓷抵抗 2 发弹冲击，裂纹模式以环向为主，径向裂纹较少，结构完整性保持较好。陶瓷材料的防弹性能由硬度、抗弯强度、韧

性、压缩强度、模量等多种因素共同决定，虽然 BN 软质层的引入提高了断裂韧性，但在一定程度上降低了材料的抗弯强度与压缩强度。对于 5:1 的 SiC/BN 陶瓷材料的韧性较高，强度较低，防弹性能最差，10:1 的 SiC/BN 陶瓷材料同时具有高韧性与高强度，防弹效果较好。层状陶瓷结构设计实现了材料的强韧化，极大的提升了材料保持结构完整性的能力；界面声阻抗设计提高了材料对应力波的反射与损耗，提升了材料的动态吸能与综合防护能力。



(a) Block ceramics (b) Layer thickness ratio of 5:1 (c) Layer thickness ratio of 10:1

图 7 不同结构设计层状 SiC/BN 陶瓷打靶后的 X 光照片

Fig. 7 X-ray photographs of laminated SiC/BN ceramics with different structural designs after bullet shooting test

表 2 为不同结构设计的层状 SiC 陶瓷打靶结果统计。动态性能评价内容包括凹陷深度、破碎锥直径、防护能力与裂纹种类。由表 2 结果可知：块体陶瓷的凹陷深度为 9.5 mm，层厚比 10:1 的层状 SiC/BN 陶瓷仅为 7.5 mm，层厚比 5:1 的陶瓷被击穿；破碎锥直径随 BN 软质相含量的增加而降低，块体陶瓷的破碎锥直径为 42 mm，层厚比 10:1 陶瓷的为 40 mm，层厚比 5:1 的陶瓷为 34 mm；综合各评价指标知，层厚比 10:1 的 SiC/BN 陶瓷具有最优的防护效果。

表 2 不同结构设计的层状 SiC/BN 陶瓷打靶结果

Table 2 Bullet shooting results of laminated SiC/BN ceramics with different structural designs

Sample	Impact depth/mm	Crushing cone diameter/mm	Crack direction	Protection ability
Bulk	9.5	42	Radial	Good
5:1	Penetration	34	Ring	Weak
10:1	7.5	40	Ring	Exellent

3 结论

采用流延法结合热压烧结制备了层状 SiC/BN 陶瓷，层结构设计与声阻抗设计提高了材料的强韧化效果与综合防护能力：

1) 块体 SiC 陶瓷的断裂韧性为 6.3 $MPa·m^{1/2}$，弯曲强度为 650 MPa；层厚比为 5:1，断裂韧性为 8.3 $MPa·m^{1/2}$，弯曲强度为 387；层厚比为 10:1，断裂韧性为 7.6 $MPa·m^{1/2}$，弯曲强度为 410 MPa；

2) 层厚比 10:1 的层状 SiC/BN 陶瓷具有最优的综合防护效果，这种刚柔并济的吸能机理极大的提高了陶瓷装甲的抗侵彻能力，凹陷深度为 7.5 mm，破碎锥直径为 40 mm，可以抵抗多发弹丸冲击，裂纹扩展以环向损伤为主，结构完整性较好。

参考文献:

[1] KARANDIKAR P G, EVANS G, WONG S, et al. A Review of ceramics for armor applications[J]. Ceram Eng Sci Proc, 2009, 29(6): 163–175.

[2] LI L J, CHENG L F, FAN S W, et al. Dynamic pseudoplastic behavior of laminated ceramics with soft and hard interbedded dense layers[J]. Mater Lett, 2015, 152: 268–271.

[3] FLINDERS M, RAY D, ANDERSON A, et al. High-toughness silicon carbide as armor[J]. J Am Ceram Soc, 2005, 88(8): 2217–2226.

[4] 陈娟, 彭蜀晋. 现代防弹材料发展概观[J]. 化学教育, 2018, 39(8): 7–12.
CHEN J, PENG J S. Chin J Chem Educt(in Chinese), 2018, 39(8): 7–12.

[5] 田华, 张存新. 我国兵器新材料技术的发展方向与重点[J]. 兵器装备工程学报, 2010, 31(7): 147-150.
TIAN Hua, ZHANG Cunxin. J Ordn Equip Eng (in Chinese), 2010, 31(7): 147–150.

[6] SARVESTANI H Y, MIRKHALAF M, AKBARZADEH A H, et al. Multilayered architectured ceramic panels with weak interfaces: energy

absorption and multi-hit capabilities[J]. Mater Design, 2019, 167: 107627.

[7] TASDEMIRCI A, HALL I. The effects of plastic deformation on stress wave propagation in multi-layer materials[J]. Int J Impact Eng, 2007, 34(11): 1797–1813.

[8] XIE Y P, CHENG L F, LI L J, et al. Fabrication of laminated SiC_W/SiC ceramic composites by CVI[J]. J Eur Ceram Soc, 2013, 33(10): 1701–1706.

[9] CLEGG W J, KENDALL K, ALFORD N M, et al. A simple way to make tough ceramics[J]. Nature, 1990, 347(6292): 455–457.

[10] WINDSHEIMER H, TRAVITZKY N, HOFENAUER A, et al. Laminated Object manufacturing of preceramic-paper-derived Si-SiC composites[J]. Adv Mater, 2007, 19(24): 4515–4519.

[11] CHEGN L F, SUN M Y, YE F, et al. Structure design, fabrication, properties of laminated ceramics: A Review[J]. Int J Light Mater Manuf, 2018, 1(3): 126–141.

[12] KOVAR D, THOULESS M D, HALLPRAN J W. Crack deflection and propagation in layered silicon nitride/boron nitride ceramics[J]. J Am Ceram Soc, 2010, 81(4): 1004–1112.

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

[14] KIEFER T, MOON H, LANGE F F. Compressive surface layer to avoid edge cracking in laminar ceramic composite[J]. J Am Ceram Soc, 2005, 88(10): 2855–2858.

[15] 李翠伟, 汪长安, 黄勇, 等. Si_3N_4/BN 层状复合陶瓷抗穿甲破坏实验研究[J]. 无机材料学报, 2005, 20(1): 99–104.
LI Cuiwei, WANG Changan, HUANG Yong, et al. J Inorg Mater (in Chinese), 2005, 20(1): 99–104.

[16] SWLLAPPAN P, WANG E, SANTOS, et al. Wave propagation through alumina-porous alumina laminates[J]. J Eur Ceram Soc, 2015, 35(1): 197–210.

[17] SHE J H, UENO K. Effect of additive content on liquid-phase sintering on silicon carbide ceramics[J]. Mater Res Bull, 1999, 34: 1629–1636.

[18] CAN A, HERRMANN M, MCLACHLAN D S, et al. Densification of liquid phase sintered silicon carbide[J]. J Eur Ceram Soc, 2006, 26: 1707–1713.