

2D-SiC/SiC 复合材料的弹丸冲击损伤及冲击后拉伸性能

李广宇¹, 岳一凡¹, 王波^{1,2,3}, 张程煜⁴, 索涛^{1,2,3}, 李玉龙^{2,5}

(1. 西北工业大学 航空学院, 西安 710072; 2. 陕西省冲击动力学及工程应用重点实验室, 西安 710072; 3. 强度与结构完整性全国重点实验室, 西安 710065; 4. 西北工业大学 材料学院, 西安 710072; 5. 西北工业大学 民航学院, 西安 710072)

摘要: 连续纤维增韧陶瓷基复合材料以其良好的高温性能而被广泛应用在航空发动机等高温部件处, 但服役过程中容易受到异物碎片冲击, 这受到了广泛关注。研究采用轻气炮对化学气相渗透(CVI)技术制备的 2D-SiC/SiC 试样进行弹丸冲击, 利用高速摄像机记录冲击过程, 使用光学显微镜和 CT 观察异物损伤(FOD)的表面和内部结构, 探讨了 2D-SiC/SiC 复合材料的高速冲击损伤特性。结果表明, 2D-SiC/SiC 复合材料的高速冲击损伤形式包括锥形裂纹、层间分层、纤维断裂以及基体压溃等。通过表征损伤发现, 试件背部损伤和边缘处分层损伤由反射拉伸波造成, 随着冲击速度提升, 弹丸与拉伸波共同作用会造成试件穿透, 试件边缘分层损伤减弱。对高速冲击后的试件进行准静态拉伸试验, 明确了剩余力学性能与冲击速度、弹丸直径的关系, 表明剩余拉伸强度是表征冲击损伤程度的有效参数。同时, 采用数字图像相关(DIC)方法获得拉伸过程中的应变分布, 并结合不同弹丸直径、冲击速度冲击后的剩余拉伸强度, 进一步对比探究不同变量对冲击损伤的影响。研究结果表明弹丸直径是高速冲击损伤程度的主要影响因素。

关键词: 陶瓷基复合材料; 高速冲击; 异物损伤; 剩余拉伸强度; 数字图像相关技术

中图分类号: TQ174 文献标志码: A 文章编号: 1000-324X(2024)05-0494-07

Damage of 2D-SiC/SiC Composites under Projectile Impact and Tensile Properties after Impact

LI Guangyu¹, YUE Yifan¹, WANG Bo^{1,2,3}, ZHANG Chengyu⁴, SUO Tao^{1,2,3}, LI Yulong^{2,5}

(1. School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Shaanxi Key Laboratory of Impact Dynamics and Engineering Applications, Xi'an 710072, China; 3. National Key Laboratory of Strength and Structural Integrity, Xi'an 710065, China; 4. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 5. School of Civil Aviation, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Continuous fiber-reinforced ceramic matrix composites are widely used for high temperature components like aerospace engines due to their superior performance at elevated temperature. However, these materials are susceptible to damage from foreign object debris during service, which has become a significant concern. To investigate the impact damage characteristics of 2D-SiC/SiC composites, this study utilized a light gas gun to subject specimens prepared using chemical vapor infiltration (CVI) technology to ballistic impact. The impact processes were

收稿日期: 2023-10-13; 收到修改稿日期: 2023-12-04; 网络出版日期: 2023-12-25

基金项目: 强度与结构完整性全国重点实验室自主研究课题(LSSIZZYJ202302); 国家自然科学基金(11832015)

Independent Research Project of the National Key Laboratory of Strength and Structural Integrity (LSSIZZYJ202302); National Natural Science Foundation of China (11832015)

作者简介: 李广宇(1997-), 男, 硕士研究生。E-mail: liguangyu@mail.nwpu.edu.cn

LI Guangyu (1997-), male, Master candidate. E-mail: liguangyu@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 王波, 副教授。E-mail: b.wang@nwpu.edu.cn

WANG Bo, associated professor. E-mail: b.wang@nwpu.edu.cn

recorded with a high-speed camera, while the surface and internal structures of foreign object damage (FOD) were examined by optical microscopy and computed tomography (CT). This investigation revealed that conical cracks, interlaminar delamination, fiber fracture, and matrix collapse were the primary manifestations of high-speed impact damage. Damage characterization indicated that backside damage and edge delamination damage were caused by reflected tensile waves. As the impact velocity increased, the combined action of the projectile and tensile waves resulted in specimen penetration and weakening of edge delamination damage. Quasi-static tensile tests on high-speed impact specimens elucidated the relationship between residual mechanical properties and impact velocity, as well as projectile diameter. The results showed that residual tensile strength was a crucial parameter indicative of the severity of impact damage. Additionally, digital image correlation (DIC) was employed to determine strain distribution during tensile processes. By integrating residual tensile strength after impact with different projectile diameters and impact velocities, the study further explored the effect of varied parameters on impact damage. The research findings highlighted that projectile diameter as the primary factor influencing the extent of high-speed impact damage.

Key words: ceramic matrix composite; high-speed impact; foreign object damage; residual tensile strength; digital image correlation technology

连续纤维增韧陶瓷基复合材料(CMCs)采用陶瓷基体与各种纤维增强体复合^[1-2], 是新发展起来的一种高温热结构材料, 成为高推重比航空发动机、火箭、核反应堆等重要装备高温部件的理想材料^[3]。在实际应用中, CMCs 的相关部件易受到意外冲击(如自身降解, 以及小异物如沙子、金属或其他颗粒), 这种现象被称为异物损伤(FOD)^[4]。

CMCs 遇到的 FOD 是一种高度随机且复杂的现象, 影响因素众多, 例如材料特性、冲击条件和环境等。Kedir 等^[5]评估了 9 种 CMCs 受到不同粒度石榴石颗粒的冲击损伤情况。姚磊江等^[6]针对 2D-C/SiC 复合材料进行低速冲击试验, 发现冲击后材料压缩性能显著降低。Presby 等^[7]确定了不同连锁方式对 3D-SiC/SiC 抗冲击性能的影响, 研究了曲率效应对 SiC/SiC 复合材料冲击损伤形态的影响。Bhatt 等^[8-9]发现涂有较厚环境障涂层(EBC)的 SiC/SiC 复合材料可以减少损伤, 保持更好的力学性能; 并且无 EBC 覆盖的试样较有 EBC 覆盖的试样更早地出现损伤。Choi 等^[10-11]测定了不同 CMCs 中钙镁铝硅酸盐(CMAS)腐蚀和 FOD 的复合效应, 发现部分支撑结构中的损伤程度大于完全支撑结构中的损伤程度。Kedir 等^[12]研究发现预加大于 30% 拉伸强度的拉伸载荷会显著降低材料的抗冲击性能。Yang 等^[13]通过专门设计的同步加热冷却系统发现, 高温下 2D-C/SiC 复合材料的临界穿透能略高于室温下的临界穿透能。而 Ogi 和 Yashiro 等^[14-15]分别研究了 SiC/SiC 复合材料在热暴露和热载荷条件下的高速冲击损伤特性。

材料冲击后的剩余强度研究, 可以有效验证材

料在服役过程中的可靠性。Choi 等^[16]通过研究 SiC/SiC 复合材料冲击后的四点弯曲强度, 明确了试样的支撑模式在冲击损伤中起主要作用。Hu 等^[17]认为剩余强度是反映冲击损伤程度的一个有效参数。Baker 和 Morscher 等^[18-19]通过测试电阻率的变化表征材料受损程度, 以及采用声发射技术检测冲击前后的试样, 将损伤与冲击过程相关联。

鉴于 SiC/SiC 复合材料构件面临复杂服役环境(高温、高速异物冲击等), 以及当前对 SiC/SiC 复合材料层合板冲击失效特性的研究相对较少, 针对 SiC/SiC 复合材料高速冲击下损伤失效机理和冲击后剩余强度开展研究具有重要意义。本工作不仅研究了钢球弹丸以 110~260 m/s 的速度冲击部分支撑物中的 2D-SiC/SiC 试样的损伤模式, 还研究了试件冲击后的力学行为, 表征损伤形态, 完善了 SiC/SiC 复合材料在 FOD 作用下的动态响应研究。

1 实验方法

1.1 实验材料

二维平纹编织的 SiC/SiC 复合材料具有预制体纺织加工成本低以及优异的面内力学性能等特点^[20], 广泛应用在航空航天领域大型平板结构的复合材料的设计, 因此采用此种预制体制备材料, 开展后续试验研究。

实验材料均采用由化学气相渗透(CVI)工艺制备而成的同一批次二维平纹编织 SiC/SiC 复合材料。经向和纬向纤维束相互交织, 织物纤维预制体结构如图 1 所示。

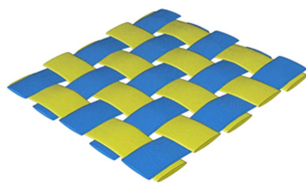


图 1 纤维预制体的结构示意图
Fig. 1 Structural diagram of fiber preform

冲击试验中使用的试样为狗骨形试样, 试样尺寸如图 2 所示。标距段尺寸为 25 mm×10 mm×3 mm, 在厚度方向上, 有 10 层以 0°/90°的平衡上铺方式铺设的织物纤维。

1.2 高速冲击试验

高速冲击试验在单级轻气炮上进行, 为保证实验过程记录的完整性, 在轻气炮基础上添加高速相机等相关实验设备, 实验装置示意图如图 3 所示。在实验开始前, 高压压缩气体储存在储气罐中, 钢球弹丸放置在弹托前, 同时在气炮炮管和弹托的接口处使用橡胶圈, 以确保实验过程的气密性。实验开始时, 装置系统启动, 压缩气体快速释放到炮管使弹丸加速, 弹托在脱弹器处被阻挡, 钢球从炮口飞出并撞击被支架固定的试样。

用高速摄像机记录冲击过程, 通过分析高速摄影中弹丸像素点的运动情况, 测量弹丸的撞击和反弹速度。当冲击速度保持在 90 m/s 以下, 试样损伤肉眼不可见; 当冲击速度保持在 280 m/s 以上, 试样被完全穿透。因此, 试验冲击速度分别设定在 110、170 和 260 m/s。冲击能量定义为弹丸的动能, 不同弹丸直径对应的冲击速度及能量如表 1 所示。

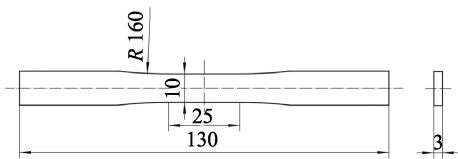


图 2 冲击试验试样的示意图(单位: mm)
Fig. 2 Schematic of specimen for impact test (Unit: mm)

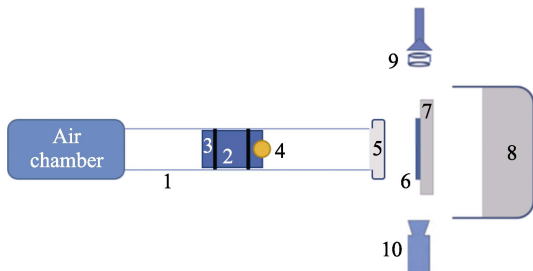


图 3 冲击试验装置示意图
Fig. 3 Schematic diagram of impact test device
1: Gun barrel; 2: Projectile holder; 3: Rubber ring; 4: Spherical projectile; 5: Projectile catcher; 6: Specimen; 7: Specimen fixture; 8: Recovery system; 9: Light source; 10: High-speed camera

表 1 不同直径弹丸的冲击速度与能量
Table 1 Impact velocity and energy of bullet with different diameters

Bullet diameter/mm	Velocity/(m·s ⁻¹)	Energy/J
3	110	0.67
	170	1.60
	260	3.73
2	260	1.11
4	170	3.78

1.3 准静态拉伸试验

在中机试验电子万能试验机 DDL100 上进行常温准静态拉伸试验。该试验机最大载荷为 100 kN。采用位移加载方式, 试验机横梁移动速度保持为 0.3 mm/min, 载荷采集频率为 10 Hz。

1.4 数字图像相关技术

数字图像相关(DIC)技术是一种非接触式的光学测量全场应变的方法, 通过追踪被测试件表面散斑像素点的变形进而计算全场的位移和应变。研究采用 DIC 技术获取不同冲击速度下层合板在拉伸过程中的应变变化情况, 进而研究其失效过程。为了使 DIC 技术测量更加精准, 在试样颜色的基础上, 采用白色喷漆进行喷斑, 绘制好的试样散斑及实验现场照片如图 4 所示。

2 结果与讨论

2.1 SiC/SiC 复合材料的高速冲击试验

图 5 为光学显微镜拍摄的试样在不同冲击速度下的损伤形态图。冲击速度为 110 m/s 时, 试件在冲击面上出现微小弹痕, 形状近似为圆形; 背部几乎没有损伤, 但有裂纹产生; 侧面出现可见分层裂缝, 并在厚度方向上产生锥形裂纹。冲击速度为 170 m/s 时, 弹丸在冲击面造成凹痕且形状近似为圆形, 同时周围出现少量纤维断裂, 基体发生压缩破坏; 背部则发生明

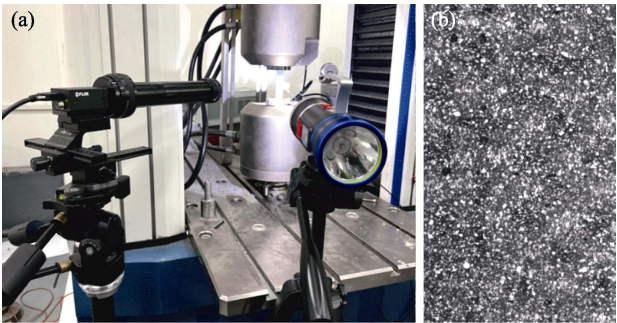


图 4 DIC 装置照片(a)及喷斑试样图(b)
Fig. 4 Picture of DIC device (a) and image of spray spot specimen (b)

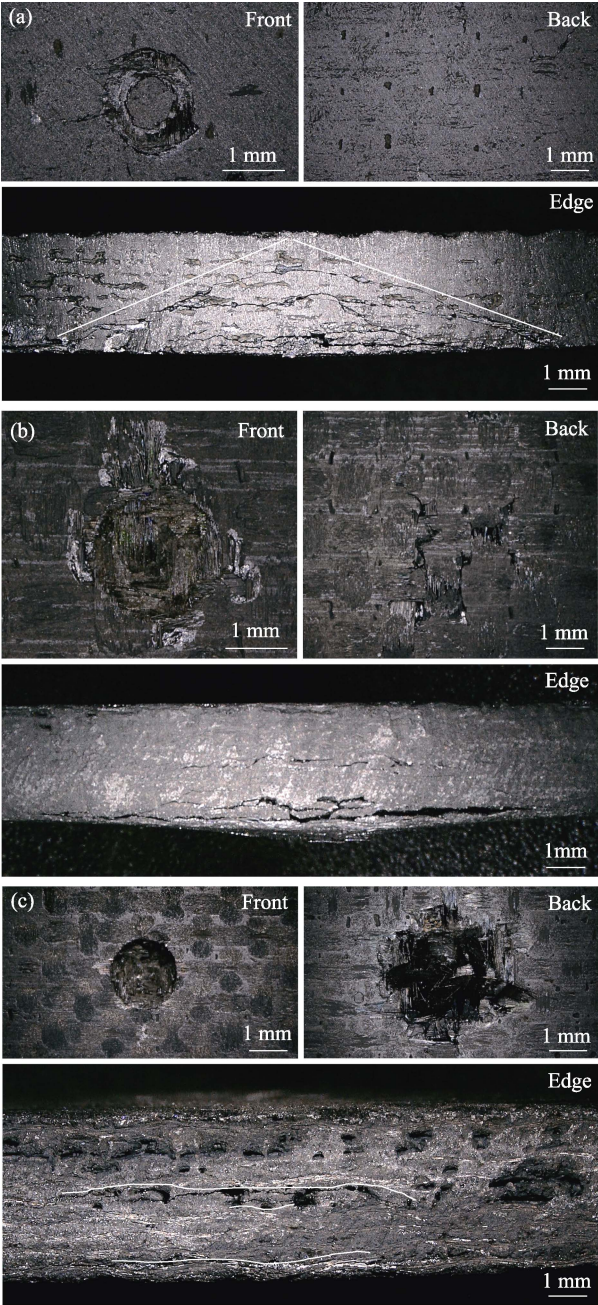


图 5 不同冲击速度下试样的光学损伤形态图
Fig. 5 Optical damage morphologies of specimens under different impact velocities
(a) 110 m/s; (b) 170 m/s; (c) 260 m/s

显的损伤,产生裂纹的同时表面伴有碎片剥落,冲击点背部附近有少量纤维发生断裂;侧面出现明显分层裂缝,靠近背面分层较为严重,并伴有隆起。冲击速度达到 260 m/s 时,弹丸在冲击面产生明显的凹坑,形状为圆形,圆内纤维和基体发生明显压缩破坏,并产生压溃现象,弹坑周围发生了基体和纤维的剪切破坏;背部损伤严重,冲击点中心表面呈穿透性损伤,纤维和基体完全去除,周围大量纤维断裂;相比 170 m/s 冲击速度产生的损伤,侧面并未出现明显分层,只产生少量裂纹。

损伤阻抗是用来评定复合材料抗冲击能力的一项重要指标^[21]。研究采用冲击凹坑深度和前表面损伤直径来表征 2D-SiC/SiC 复合材料高速冲击损伤阻抗,对比分析冲击速度对于损伤阻抗的影响。表 2 显示了不同冲击速度下试样前表面的损伤直径。当冲击速度从 110 m/s 增大到 260 m/s 时,前表面损伤直径单调增加,且在冲击速度较低时,损伤直径增加较快;在 110 m/s 速度冲击下,损伤直径为 1.67 mm;当冲击速度达到 260 m/s 时,损伤直径为 2.90 mm,近似达到钢球弹丸的直径,损伤直径增加了 74%。

表 2 还显示了不同冲击速度下试样的凹坑深度。当冲击速度从 110 m/s 增大到 260 m/s 时,凹坑深度单调增加,且近似呈线性相关。冲击速度为 110、170、260 m/s 时,凹坑深度分别为 0.35、0.57、1.03 mm。

在冲击试验后,通过 CT 检测试样内部损伤形态。图 6 显示了穿过冲击坑中心位置的 SiC/SiC 试样

表 2 不同冲击速度下试样前表面的损伤直径和凹坑深度
Table 2 Damage diameters of front surface and dent depths of specimens under different impact velocities

Impact velocity/ (m·s ⁻¹)	Front surface damage diameter/mm	Dent depth/ mm
110	1.67	0.35
170	2.30	0.57
260	2.90	1.03

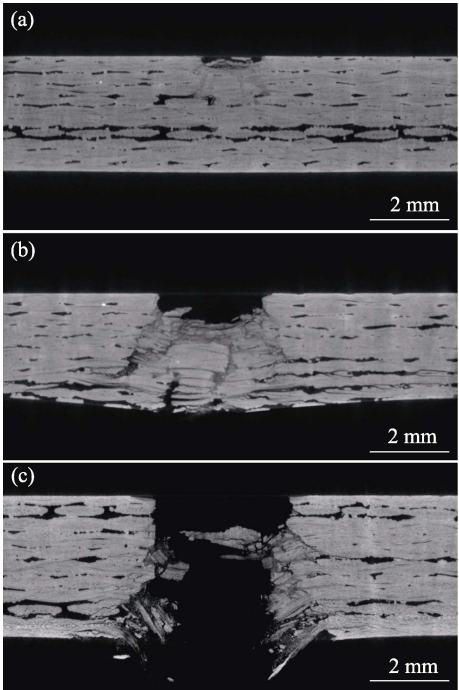


图 6 不同冲击速度下 SiC/SiC 试样的 CT 切片图像
Fig. 6 CT section images of SiC/SiC specimens under different impact velocities
(a) 110 m/s; (b) 170 m/s; (c) 260 m/s

的 CT 扫描切片。可以发现, 以 110 m/s 较低速度冲击时, 除正面弹丸撞击位置出现了较小的凹坑外, 未见其他损伤; 但在 170 和 260 m/s 速度冲击下, 出现明显的锥形损伤区域。在 170 m/s 速度冲击下, 前表面凹坑深度进一步加深, 周围纤维和基体出现明显的压溃现象, 而在背部发生了明显的分层损伤, 同时产生大量裂纹, 并伴有隆起。有趣的是, 在 260 m/s 更高速度冲击下, 试件边界处的分层损伤消失不见, 只在靠近背部区域存在少量裂纹, 取而代之的是更多的材料去除和剥落。

试件边界处不发生分层损伤的原因在于 260 m/s 冲击速度下, 试件损伤过程发生了变化。随着试件冲击速度增大, 弹丸冲击能量与应力波强度均增大。在弹丸冲击压溃过程中, 应力波传播速度比弹丸更快, 其首先在试件中传递并在背部反射产生拉伸波, 拉伸波在反射过程中对波面经过的范围造成分层损伤, 但随着弹丸冲击能量增大, 压溃深度增大, 弹丸与拉伸波波面相遇, 二者共同作用引起背部分层区域剥落, 造成穿透损伤。在背部剥落后拉伸波不再继续作用, 因此试件边缘处未出现拉伸波造成的分层损伤。

在弹丸冲击作用下, 试件表面产生压溃圆形损伤, 产生的应力波在试件中传递, 并在背部反射形成拉伸波。由于试件面内为平纹编织结构, 面内的裂纹产生与扩展都会受到一定程度的抑制; 又因为层间性能较弱, 在拉伸波作用下容易产生分层损伤。在低速冲击下, 试件表面首先形成压溃损伤, 由于低速冲击时应力波强度较低, 经过传递过程的损耗, 强度逐渐减弱, 因此在试件侧面仅出现少量分层缝隙, 但产生较为明显的分层裂纹, 其裂纹区域呈锥形, 与拉伸波传递波面形状相近, 表明裂纹损伤来自拉伸波作用。随着冲击速度增大, 弹丸冲击能量增强, 试件表面损伤增大, 试件侧面产生更加严重的分层缝隙。当冲击速度增大到一定程度时, 试件损伤过程发生改变, 拉伸波在试件背部反射后波面与弹丸冲击部位相遇, 弹丸与拉伸波共同作用造成背部材料的剥落, 形成穿透。背部剥落损伤造成拉伸波能量耗散, 拉伸波不再继续传播形成损伤。

2.2 SiC/SiC 复合材料高速冲击后的拉伸试验

为研究冲击载荷对剩余强度的影响, 在准静态载荷(0.3 mm/min)下进行了单轴拉伸试验。用 FLIR 摄像机(5 f/s)捕捉每个试件的表面, 并通过 DIC 方法获得应变, DIC 选取计算区域为去掉孔洞后的 7.5 mm×10 mm 矩形区域。图 7 显示了预损伤 2D-SiC/SiC 试件的剩余拉伸强度与冲击速度的关系。随着冲击速度增大, 剩余强度单调下降。由

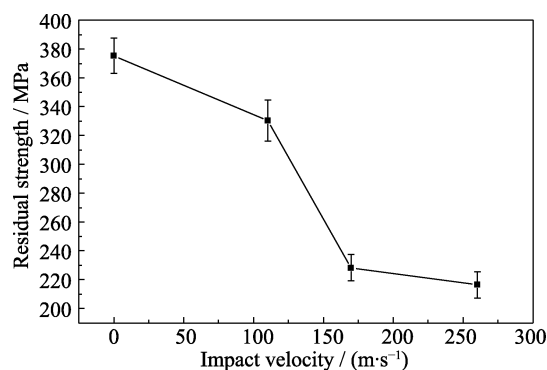


图 7 冲击后 2D-SiC/SiC 试件的剩余拉伸强度曲线

Fig. 7 Residual tensile strength curve of 2D-SiC/SiC specimen after impact

图 7 看出, 在 110~170 m/s 之间, 曲线下趋势更明显。如前所述, 110 与 170 m/s 冲击速度下的损伤模式不同, 使其拉伸性能也发生了改变。因此, 剩余强度的转折点与损伤模式变化相关, 剩余强度成为评定冲击损伤程度的参数之一。经较低速度 110 m/s 冲击后, 2D-SiC/SiC 试样剩余强度有 330.0 MPa, 达到原试样强度的 88% 左右, 而即使经过 260 m/s 速度冲击后, 试件的剩余强度仍有 216.5 MPa, 保留了近 60% 的原有强度。

冲击后的拉伸损伤形态如图 8 所示, 原始试样的断口较为平整, 但存在少量短纤维拔出, 且拔出长度短, 试样在细观上表现出一定塑性断裂的特点, 但宏观上塑性表现不明显。经 110 m/s 速度冲击后, 断裂情况与原始试样相似, 但有更多的纤维拔出, 断口有些许不平整, 表明弹丸冲击引起的预损伤面积很小。而当冲击速度达到 170 m/s 后, 断口不再齐整, 但仍在预损伤区域断裂, 损伤区域出现孔洞, 两侧有大量纤维拔出, 表明弹丸造成了更大的损伤。

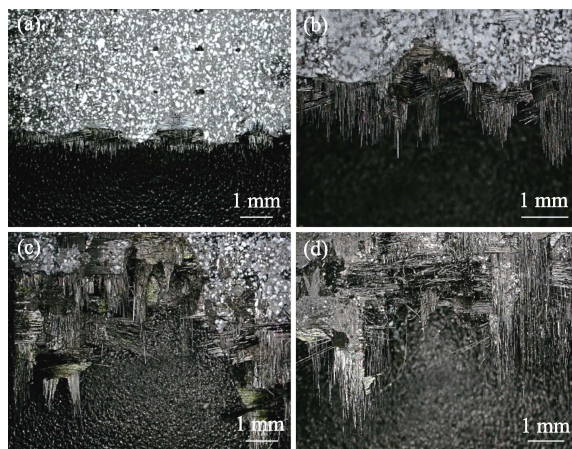


图 8 不同冲击速度冲击后试件的拉伸损伤形态图

Fig. 8 Tensile damage morphologies of specimens after impact at different velocities

(a) Unimpacted; (b) 110 m/s; (c) 170 m/s; (d) 260 m/s

2.3 弹丸直径对 SiC/SiC 复合材料高速冲击的影响

为探究弹丸直径对冲击损伤的影响, 在不改变冲击速度的条件下, 将冲击弹丸直径由 3 mm 改为 2 和 4 mm, 并结合冲击能量的影响分析损伤状态。图 9 为光学显微镜下不同直径弹丸冲击试样的损伤形态图。在弹丸直径 4 mm、冲击速度 170 m/s 下, 弹丸在冲击面造成的损伤与弹丸直径 2 mm、冲击速度 260 m/s 时相似, 产生明显的圆形凹坑; 背部发生明显损伤, 冲击区域周围出现纤维断裂和基体碎化, 但损伤区域增大; 侧面出现明显分层裂缝, 靠近背部分层较为严重, 并伴有隆起。

表 3 是冲击后 SiC/SiC 试样的 DIC 应变云图。拉伸过程中 DIC 应变云图主要分为三个阶段。第 I 阶段, 整个区域应变分布趋于均匀, 且几乎无变化。第 II 阶段, 由于基体内部微裂纹扩展和冲击预损伤渐进累积, 因此材料内部产生不均一的现象, 并且在冲击预损伤凹坑周围呈现明显的应变集中现象。第 III 阶段, 凹坑应变集中区域进一步扩展至试样边缘区域, 且颜色逐渐加深, 应变增大直至断裂。对比不同弹丸直

表 3 冲击后 SiC/SiC 试样的 DIC 应变云图
Table 3 DIC strain nephograms of SiC/SiC specimens after impact

Stage	ε_{yy}	$D=2\text{ mm}, V=260\text{ m/s}$	$D=3\text{ mm}, V=110\text{ m/s}$	$D=3\text{ mm}, V=260\text{ m/s}$	$D=4\text{ mm}, V=170\text{ m/s}$
I	$0.1\varepsilon_{yy}$				
	$0.4\varepsilon_{yy}$				
III	$0.8\varepsilon_{yy}$				
	$0.9\varepsilon_{yy}$				

径、不同冲击速度的预损伤可以发现, 弹丸直径对应变集中的影响要大于冲击速度对应变集中的影响。图 10 为不同直径弹丸冲击后 SiC/SiC 试样的应力-应变曲线。弹丸直径 3 mm、冲击速度 110 m/s 时的冲击能量为 0.67 J, 而弹丸直径 2 mm、冲击速度 260 m/s 时的冲击能量为 1.11 J。减小弹丸直径, 提高其冲击速度, 可以获得更大的冲击能量。从图 10(a)可以看出, 二者曲线趋势极其相似, 与未进行冲击预损伤的 SiC/SiC 复合材料的应力-应变曲线趋势一致, 具有明显的双线性。但就剩余强度而言, 弹丸直径 3 mm、冲击速度 110 m/s 时的剩余拉伸强度为 324.5 MPa, 低于弹丸直径 2 mm、冲击速度 260 m/s 时的剩余拉伸强度(350.1 MPa)。另一方面, 弹丸直径 3 mm、冲击速度 260 m/s 时的冲击能量为 3.73 J, 而弹丸直径 4 mm、冲击速度 170 m/s 时的冲击能量为 3.78 J。二者的弹丸直径虽不相同, 但改变冲击速度, 两者的冲击能量相近。从图 10(b)中可以看出, 二者的应力-应变曲线的前半段趋势相同, 后半段差异较大, 这可能是由冲击对纤维造成的损伤程度不同所导致。就剩余强度而言, 弹丸直径 3 mm、冲击速度 260 m/s 时的剩余拉伸强度为 235.6 MPa, 高于弹丸直径 4 mm、冲击速度 170 m/s 时的剩余拉伸强度(182.7 MPa)。对比两组结果发现, 弹丸直径对于剩余拉伸强度的影响在冲击速度、弹丸直径中占主导地位, 而弹丸质量与弹丸直径呈立方正比例关系, 即损伤程度主要受弹丸质量影响。通过观测损伤, 在弹丸直径 2 mm、低速冲击时表面损伤目视不可见, 因此可以认为试件破坏的临界条件为弹丸直径 2 mm、冲击速度 110 m/s。

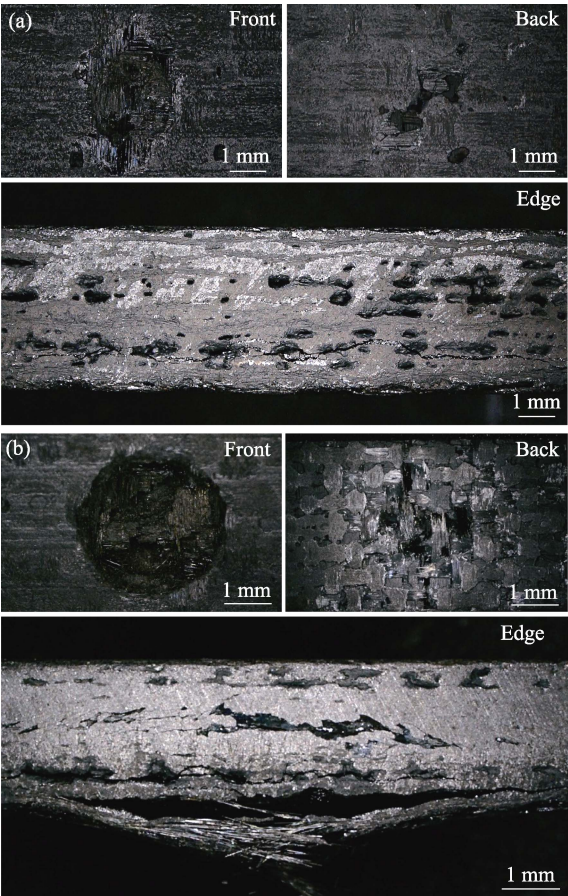


图 9 不同直径弹丸冲击试样的损伤状态图
Fig. 9 Damage morphologies of specimens impacted by different projectile diameters
(a) $D=2\text{ mm}, V=260\text{ m/s}$; (b) $D=4\text{ mm}, V=170\text{ m/s}$

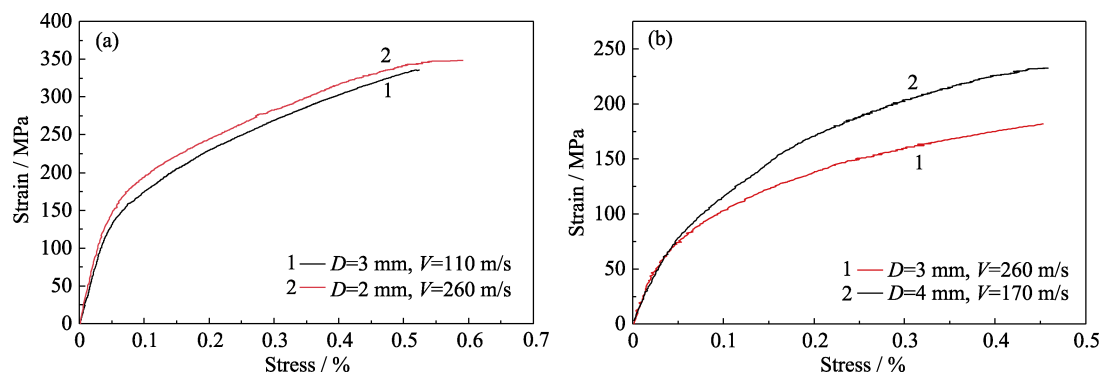


图 10 不同直径弹丸冲击后 SiC/SiC 试样的应力-应变曲线

Fig. 10 Stress-strain curves of SiC/SiC specimens impacted by projectiles with different diameters

(a) $D=3$ mm, $V=110$ m/s; $D=2$ mm, $V=260$ m/s; (b) $D=3$ mm, $V=260$ m/s; $D=4$ mm, $V=170$ m/s

3 结论

1) 2D-SiC/SiC 复合材料高速冲击的典型失效模式包括锥形裂纹、分层、纤维的断裂以及基体的压溃等。在较低冲击速度(110 m/s)下, 试样产生锥形裂纹; 在中等冲击速度(170 m/s)下, 试样产生明显的背部分层; 而当冲击速度达到 260 m/s 时, 分层损伤消失不见, 主要损伤是基体压溃和纤维断裂。

2) 随着冲击速度增大, 剩余拉伸强度降低, 但冲击速度达到 260 m/s 时, 剩余拉伸强度仍能保留原有强度的 60%。剩余拉伸强度下降的快慢对应着损伤模式的转变, 当冲击速度在 110~170 m/s 时, 强度下降较快, 这与冲击速度 170 m/s 出现的分层损伤模式相对应。因此剩余拉伸强度能够反映高速冲击损伤模式随冲击速度的变化规律, 是表征冲击损伤程度的有效参数。

3) 通过 DIC 记录材料拉伸损伤过程, 结合冲击后剩余拉伸强度分析, 发现弹丸直径相对于冲击速度对试样损伤程度的影响更大。

参考文献:

- [1] 王鸣, 董志国, 张晓越, 等. 连续纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料在航空发动机上的应用. 航空制造技术, 2014(6): 10.
- [2] 陈明伟, 谢巍杰, 邱海鹏. 连续碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料研究进展. 现代技术陶瓷, 2016, 37(6): 393.
- [3] 邱海鹏, 陈明伟, 谢巍杰. SiC/SiC 陶瓷基复合材料研究及应用. 航空制造技术, 2015(14): 94.
- [4] BANSAL N, LAMON J. Ceramic Matrix Composites (Materials, Modeling and Technology). Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2014: 551.
- [5] KEDIR N, GONG C, SANCHEZ L, et al. Erosion in gas-turbine grade ceramic matrix composites. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2019, 141(1): 011.
- [6] YAO L J, LI Z S, CHENG Q Y, et al. Damage behavior of 2D C/SiC composites under low velocity impact. *Journal of Inorganic Materials*, 2010, 25(3): 311.
- [7] PRESBY M J, MANSOUR R, MANIGANDAN K, et al. Characterization and simulation of foreign object damage in curved and flat SiC/SiC ceramic matrix composites. *Ceramics International*, 2019, 45(2): 2635.
- [8] BHATT R T, CHOI S R, COSGRIFF L M, et al. Impact resistance of uncoated SiC/SiC composites. *Materials Science & Engineering A*, 2008, 476(1/2): 20.
- [9] BHATT R T, CHOI S R, COSGRIFF L M, et al. Impact resistance of environmental barrier coated SiC/SiC composites. *Materials Science & Engineering A*, 2008, 476(1/2): 8.
- [10] CHOI S R, FAUCETT D C, ALEXANDER D J. Foreign object damage by spherical steel projectiles in an N720/Alumina oxide/oxide ceramic matrix composite. *Journal of the American Ceramic Society*, 2014, 97(12): 3926.
- [11] CHOI S R, ALEXANDER D J, KOWALIK R W. Foreign object damage in an oxide/oxide composite at ambient temperature. *Journal of Engineering for Gas Turbines & Power*, 2009, 131(2): 249.
- [12] KEDIR N, FAUCETT D, SANCHEZ L, et al. Foreign object damage in an oxide/oxide ceramic matrix composite (CMC) under prescribed tensile loading. Proceedings of ASME Turbo Expo 2016: Turbomachinery Technical Conference and Exposition, Seoul, 2016, GT2016-58058.
- [13] YANG Y, XU F, GAO X, et al. Impact resistance of 2D plain-woven C/SiC composites at high temperature. *Materials & Design*, 2016, 90: 635.
- [14] OGI K, OKABE T, TAKAHASHI M, et al. Experimental characterization of high-speed impact damage behavior in a three-dimensionally woven SiC/SiC composite. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2010, 41(4): 489.
- [15] YASHIRO S, OGI K, OSHITA M. High-velocity impact damage behavior of plain-woven SiC/SiC composites after thermal loading. *Composites Part B: Engineering*, 2012, 43(3): 1353.
- [16] CHOI S R. Foreign object damage phenomenon by steel ball projectiles in a SiC/SiC ceramic matrix composite at ambient and elevated temperatures. *Journal of the American Ceramic Society*, 2008, 91(9): 2963.
- [17] HU W, GUAN T, GAO M, et al. High-velocity impact behaviors and post-impact tension performance of 2D-C/SiC composite beams. *Ceramics International*, 2020, 46(9): 13282.
- [18] BAKER C R, MAILLET E, MORSCHER G N, et al. High velocity impact damage assessment in SiC/SiC composites. ASME Turbo Expo 2014: Turbine Technical Conference and Exposition, Düsseldorf, 2014: GT2014-26955.
- [19] MORSCHER G N, BAKER C, GYEKENYESI A, et al. Damage Detection and Tensile Performance of Various SiC/SiC Composites Impacted With High Speed Projectile. ASME Turbo Expo 2013: Turbine Technical Conference & Exposition, San Antonio, 2013.
- [20] 刘时剑, 邱海鹏, 刘善华, 等. SiC 缝合纤维的引入方式对 2D SiC/SiC 复合材料性能的影响. 陶瓷学报, 2021, 42(5): 801.
- [21] 王俭, 沈真. 复合材料冲击损伤阻抗性能的试验研究. 航空制造技术, 2009(S1): 161.