研究论文 DOI: 10.15541/jim20230302

SiC/SiC 复合材料层板低速冲击及其剩余强度试验研究

吴 军[1,2], 徐培飞[1,2], 荆 瑞[1,2], 张大海[1,2], 费庆国[1,2]

(1. 东南大学 机械工程学院, 南京 211189; 2. 高速飞行器结构与热防护教育部重点实验室, 南京 211189)

摘 要: 高速飞行器中的陶瓷基复合材料结构在服役过程中不可避免地会遇到低速冲击问题, 低速冲击后的损伤形式以及剩余承载能力是影响飞行器结构安全的关键问题。本研究以二维编织 SiC/SiC 复合材料板件为研究对象, 在不同能量下开展了低速冲击试验, 分析了低速冲击载荷下试验件的表面损伤状态, 通过计算机断层扫描技术观察了试验件内部的损伤形貌, 结合冲击过程中的冲击响应曲线以及应变历史曲线, 分析了 SiC/SiC 复合材料低速冲击过程的损伤机理。针对含勉强目视可见损伤的试验件开展了冲击后剩余强度试验, 研究了勉强目视可见损伤对 SiC/SiC 复合材料剩余承载性能的影响。结果表明, 在低速冲击载荷的作用下, 试验件的表面损伤主要包括无表面损伤、勉强目视可见损伤、半穿透损伤以及穿透损伤, 试验件的内部损伤主要有锥形体裂纹、纱线断裂以及分层损伤。低速冲击损伤会严重影响 SiC/SiC 复合材料的剩余性能, 虽然试验件损伤勉强目视可见, 但其剩余压缩强度为无损件 81%, 剩余拉伸强度仅为无损件的 68%。

关 键 词: SiC/SiC; 陶瓷基复合材料; 低速冲击; 损伤特性; 剩余强度

中图分类号: TB332 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-324X(2024)01-0051-10

Experimental Study on Low-velocity Impact and Residual Strength of SiC/SiC Composite Laminates

WU Jun[1,2], XU Peifei[1,2], JING Rui[1,2], ZHANG Dahai[1,2], FEI Qingguo[1,2]

(1. School of Mechanical Engineering, Southeast University, Nanjing 211189, China; 2. Key Laboratory of Structure and Thermal Protection for High-Speed Aircraft, Ministry of Education, Nanjing 211189, China)

Abstract: Low-velocity impact is an inevitable problem in the service of ceramic matrix composites structures in high speed aircraft. Therefore, the damage type and residual bearing capacity after low-velocity impact are critical factors for ensuring the safety of the aircraft structures. In this study, two-dimensional braided SiC/SiC composite laminates were taken as the research objects, and low-speed impact tests under different energies were carried out. The damage morphology of SiC/SiC composites was observed by computed tomography, and the damage mechanism of SiC/SiC composites during the impact process was revealed by analyzing the load history curve and strain history curve. Post-impact residual strength tests were carried out on specimens with barely visible damage and the effect of

收稿日期: 2023-06-29; **收到修改稿日期:** 2023-08-30; **网络出版日期:** 2023-09-12

基金项目: 国家杰出青年科学基金(52125209); 国家自然科学青年基金(52005100); 江苏省科技厅重点研发产业前瞻项目(BE2022158); 江苏省科协青年科技人才托举工程(TJ-2022-043); 东南大学“至善青年学者”支持计划(2242021R41169)。

National Science Fund for Distinguished Young Scholars (52125209); National Natural Science Foundation of China (52005100); Key R&D Plan of Jiangsu Province (BE2022158); Jiangsu Association for Science and Technology Young Talents Lifting Project (TJ-2022-043); Zhishan Youth Scholar Program of SEU (2242021R41169)

作者简介: 吴 军(1999–), 男, 博士研究生. E-mail: 220200292@seu.edu.cn

WU Jun (1999–), male, PhD candidate. E-mail: 220200292@seu.edu.cn

通信作者: 张大海, 副教授. E-mail: dzhang@seu.edu.cn

ZHANG Dahai, associate professor. E-mail: dzhang@seu.edu.cn

barely visible damage on the residual strength of SiC/SiC composites was investigated. The results showed that under low-velocity impact load, surface damage of specimens mainly included no surface damage, barely visible damage, semi-penetrating damage and penetrating damage. Internal damage of specimens mainly included cone cracks, yarn breakage and delamination. The residual properties of SiC/SiC composites were found to be severely affected by low velocity impact damage. The residual compressive strength of the specimen with barely visible damage was 81% of that of the undamaged specimens, and the residual tensile strength was only 68% of that of the undamaged specimens.

Key words: SiC/SiC; ceramic matrix composites; low-velocity impact; damage characteristics; residual strength

陶瓷基复合材料(Ceramic Matrix Composites, CMCs)具有低密度、高强度、高温抗氧化、耐高温等优异性能，可以满足航空航天飞行器轻质、隔热、承载一体化设计的应用需求，近年来被广泛应用于航空航天领域的高温结构中[1-3]。CMCs 由于结构的特殊性，对冲击载荷十分敏感，而其在制造和维修等过程中经常会遇到一些低速冲击问题，比如维修工具掉落、落石飞溅等。相较于 CMCs 结构高速冲击下直接发生贯穿性肉眼可见的破坏，低速冲击往往会造成肉眼不可见的损伤，即材料表面看不见损伤或者只有轻微的凹陷，但是材料内部可能已经出现大面积的基体开裂和纤维损伤，导致材料的力学性能发生退化，降低材料的寿命和结构的稳定性。低速冲击引起的损伤虽然不易察觉，却会对 CMCs 结构的完整性和稳定性造成破坏，因此，研究低速冲击损伤对 CMCs 力学性能的影响，对结构安全服役具有重要意义。

针对冲击引起的 CMCs 损伤问题，国内外学者已采用试验和数值模拟的方法进行了大量的研究[4-7]。研究结果表明，冲击物的硬度和形状[8-10]、冲击对象的尺寸和形状[11]、编织形式、冲击速度[12-14]以及冲击角度[15]等是影响 CMCs 在冲击载荷下损伤形式的主要因素。开展 CMCs 结构冲击试验研究时，研究人员通过观察 CMCs 结构的表面损伤以及内部损伤形貌来分析 CMCs 的冲击损伤机理，观测方式包括光学显微镜[14]、计算机断层扫描[16]以及扫描电子显微镜[13]等。CMCs 由冲击引起的损伤主要包括分层、基体开裂、纤维断裂和弯曲[14]等，这些损伤会严重降低结构的完整性和稳定性。对含冲击损伤的 CMCs 开展冲击后拉伸(Tensile Strength After Impact, TAI)试验以及冲击后压缩(Compressive Strength After Impact, CAI)试验，用以研究冲击损伤对材料后续承载能力的影响。采用试验方式研究冲击问题对于揭示冲击损伤机理具有重要的科学意义，但是也具有很强的局限性，CMCs 试验件的制备成本非常高昂，并且复合材料的性能通常会表现出明显的离散性特征[17]，因此研究复合材料冲击问题需要进行大量的试验。近年来，研究人员逐渐采用数值模拟的方式作为分析 CMCs 冲击问题的主要手段[18-22]。

碳化硅增强碳化硅(SiC Reinforced SiC, SiC/SiC)复合材料具有高比强度、高比模量、耐高温以及高温性能优异等一系列优点，作为耐高温结构材料在航空航天领域有着十分广阔的应用前景[3, 23]，是近年来国内外研究工作的热点之一。SiC/SiC 复合材料对冲击载荷也非常敏感，在工程应用中已经观测到由冲击载荷引起的 SiC/SiC 结构失效问题[24-26]，因此研究 SiC/SiC 复合材料的抗冲击性能具有重要的意义。目前针对 SiC/SiC 材料冲击问题的研究主要集中于高速冲击，而对于低速冲击引起的损伤问题研究得较少。为了指导 SiC/SiC 复合材料的安全使用，本研究聚焦 SiC/SiC 低速冲击问题，采用落锤冲击法对 2D SiC/SiC 复合材料试验件在不同冲击能量下进行冲击试验，研究 SiC/SiC 复合材料的损伤特征。利用 CT 扫描观察 SiC/SiC 复合材料受冲击载荷下内部微观结构的损伤形貌和损伤模式。根据观察结果，获取造成 SiC/SiC 复合材料出现勉强目视可见损伤(Barely Visible Damage, BVID)的临界能量值，并测试含 BVID 试验件的冲击后剩余性能，研究 BVID 对于 SiC/SiC 复合材料剩余力学性能的影响。

1 实验方法

1.1 试样制备

研究使用二维平纹编织 SiC/SiC 复合材料，SiC 预制体是通过将连续 SiC 纤维在 x、y 方向上以 1 : 1 的体积分数编织而成。采用化学气相沉积工艺制备了纤维表面的 BN 界面以及 SiC 基体。所制备的 SiC/SiC 复合材料的密度约为 2.7 g/cm^3，纤维体积分数约为 41%，基体体积分数约为 46%，孔隙率约为 13%。为了研究 SiC/SiC 复合材料在低速冲击载荷下的损伤特性，参考标准 ASTM D7136/D7136M-12，设计了如图 1 所示的试验件，试验件的尺寸为 145 mm×

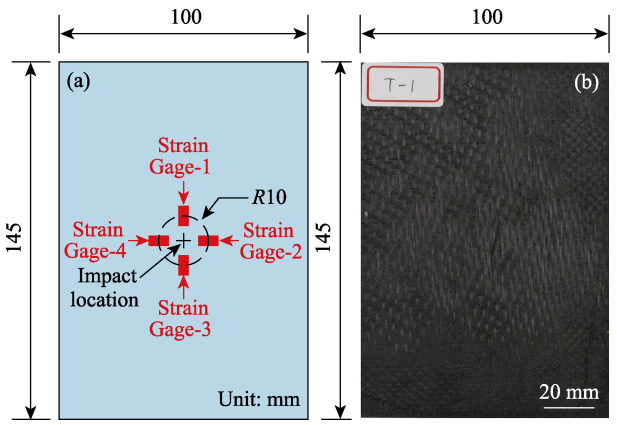

图 1　SiC/SiC 试验件冲击位置和应变片位置(a)及试验件实物图(b)

Fig. 1　Impact position and strain gauge position (a), and picture of the specimen of SiC/SiC laminate (b)

100 mm×4 mm，每个试验件均采用 4 个应变片采集冲击过程中的应变信息，安装在试验件正面冲击位置四周，应变片的粘贴位置如图 1(a)所示。

1.2　低速冲击试验

冲击试验参照标准 ASTM D7136/D7136M-12 进行，采用图 2 所示的落锤试验装置对 SiC/SiC 复合材料试验件开展低速冲击试验。冲头的形状为半球形，直径为 16 mm，最大冲击高度为 1.5 m，可以通过调整配重来变更落锤的质量。研究中通过控制落锤距离试验件的高度来控制冲击的能量，落锤质量为 5.5 kg，将落锤提升到指定高度后，使用电磁铁固定并释放落锤进行冲击。

试验过程中，使用数据采集系统收集应变和接触力数据。采用 CT 扫描检测低速冲击载荷下 SiC/SiC 复合材料内部结构的损伤形式。扫描设备为德国 YXLON 生产的 X 射线及工业 CT 系统 Y.CT PRECISON。

1.3　冲击后剩余性能试验

为了研究 BVID 对 SiC/SiC 复合材料后续承载性能的影响，分别对冲击后的试验件开展拉伸试验和压缩试验。其中，对部分试验件进行适当裁减后开展 CAI 试验，裁减后的压缩试验件尺寸如图 3(a)所示。图 4(a)给出了 CAI 试验系统照片，夹具按照标准 ASTM D7137/D7137M-17 设计，防止加载过程中试验件发生弯曲，避免不必要的加载偏差。所使用的试验机为 MTS C43 万能材料试验机，CAI 试验为准静态试验，加载速度为 0.3 mm/min。

图 4(b)给出了 TAI 试验系统照片，试验机为 INSTRON 8082 液压试验机，为了防止试验件出现夹持破坏，开展拉伸试验前每个试验件的两端粘贴加强片，加强片的尺寸大小如图 3(b)所示。与 CAI 试验一样，以 0.3 mm/min 的准静态加载速度进行 TAI 试验。

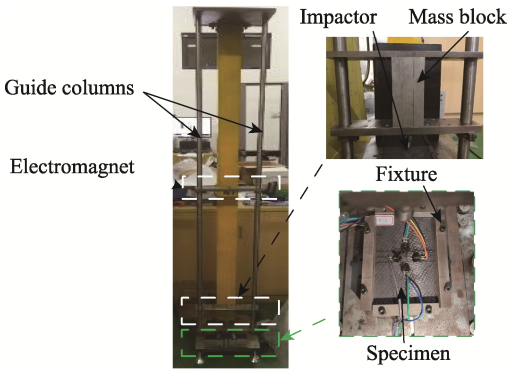

图 2　冲击试验装置及夹具工装

Fig. 2　Impact test machine and specimen fixture

1.4　试验规划

采用不同冲击能量对 SiC/SiC 复合材料板件进

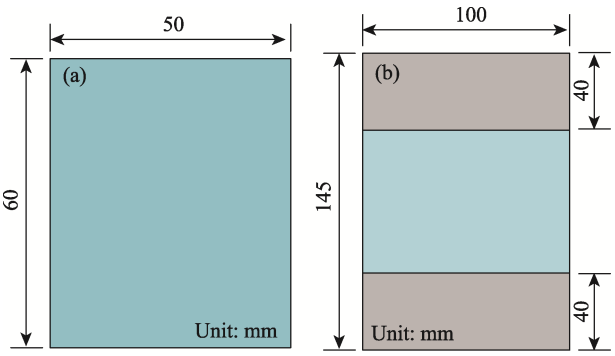

图 3　冲击后压缩试验件尺寸(a)及拉伸试验加强片尺寸(b)

Fig. 3　Size of CAI specimens (a) and TAI reinforcement piece (b)

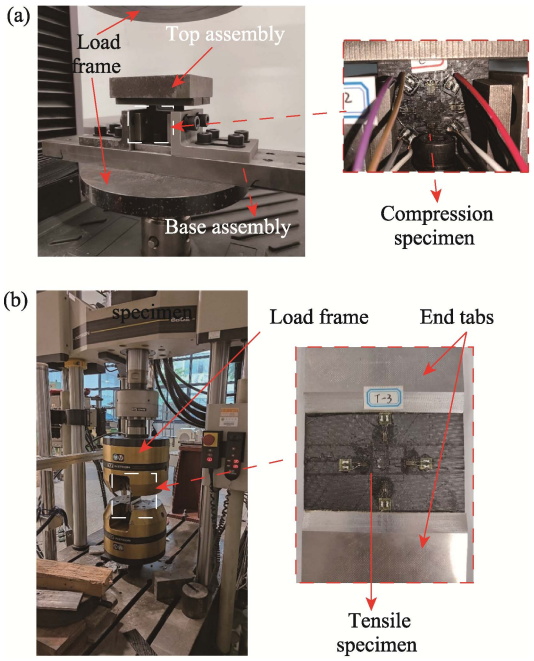

图 4　冲击后压缩试验系统(a)和冲击后拉伸试验系统(b)的照片

Fig. 4　Pictures of post-impact compression test system (a) and post-impact tensile test system (b)

行低速冲击试验，并对冲击后的试验件分别开展冲击后压缩试验以及冲击后拉伸试验，具体的试验规划如表 1 所示。

2 结果与讨论

2.1 冲击损伤形貌

2.1.1 表面损伤

图 5 为试验件经不同能量冲击后前后表面的损伤图，从图中可以看出，在冲击载荷的作用下，SiC/SiC 试验件正面形成了类似陨石坑的损伤形貌，随着冲击能量增大，试验件正面的损伤逐渐加重。当冲击能量为 1 J 时，试验件正面看不见任何损伤。当冲击能量为 3 J 时，正面出现了 BVID 冲击凹痕。而当冲击能量为 5 和 10 J 时，试验件正面出现了很明显的半球形凹坑，如图 5(c, d)所示。图 5(e)为冲击能量为 20 J 时试验件正面的损伤情况，可以看出，此时试验件已出现穿透性的损伤，但是凹坑周围的断口十分均匀，只在边缘附近出现了少量基体开裂损伤(图中红色 A 标记的区域)。SiC/SiC 复合材料冲击正面的损伤区域集中在冲击位置附近，远离冲击中心几乎没有观察到损伤，这表明，在冲击载荷的作用下，试验件正面的损伤主要归因于剪切力的作用。

表 1 冲击试验件安排以及冲击后剩余强度试验规划

Table 1 Impact test arrangement and residual strength test after impact

Impact energy/J	Number of specimen	Residual strength
0	3	TAI
	3	CAI
3	5	TAI
	5	CAI
1, 2, 4, 5, 10, 20	2	TAI
	2	CAI

如图 5(f)所示，当冲击能量为 1 J，试验件背面无可视损伤。而当冲击能量增大到 3 J 时，试验件背面出现了轻微的基体裂纹，并且基体裂纹随着冲击能量增大而不断增加和扩展。另外，从图 5(i)可以看出，当冲击能量为 10 J 时，试验件背面出现较为明显的分层损伤以及基体剥落，且不同于正面损伤只局限在凹坑附近较小的区域内，试验件背面的分层损伤扩展的范围比较大，这一现象当冲击能量为 20 J 时更加明显。综合不同冲击能量下试验件背面的损伤形貌来看，在冲击载荷的作用下，试验件背面的损伤模式为分层损伤以及基体的开裂和剥落。

2.1.2 内部损伤

图 6 为冲击能量为 3 和 5 J 时试验件沿厚度方向的 CT 扫描图像，其中，初始面为冲击正面。从图 6A 可以看出，冲击能量为 3 J 时，距离冲击正面 0.5 mm (h=0.5 mm)处的损伤形貌为一个圆形凹坑，凹坑周围的纤维出现了局部断裂损伤，但是该纤维层没有在冲头的作用下完全断裂，这表明冲头没有穿透该纤维层；当 h=2.0 mm 时，该纤维层呈现出圆环形的断裂损伤(如图 6A(b)所示)，这意味着靠近背面的损伤不是由冲头直接接触造成的。由图 6A(c, d)

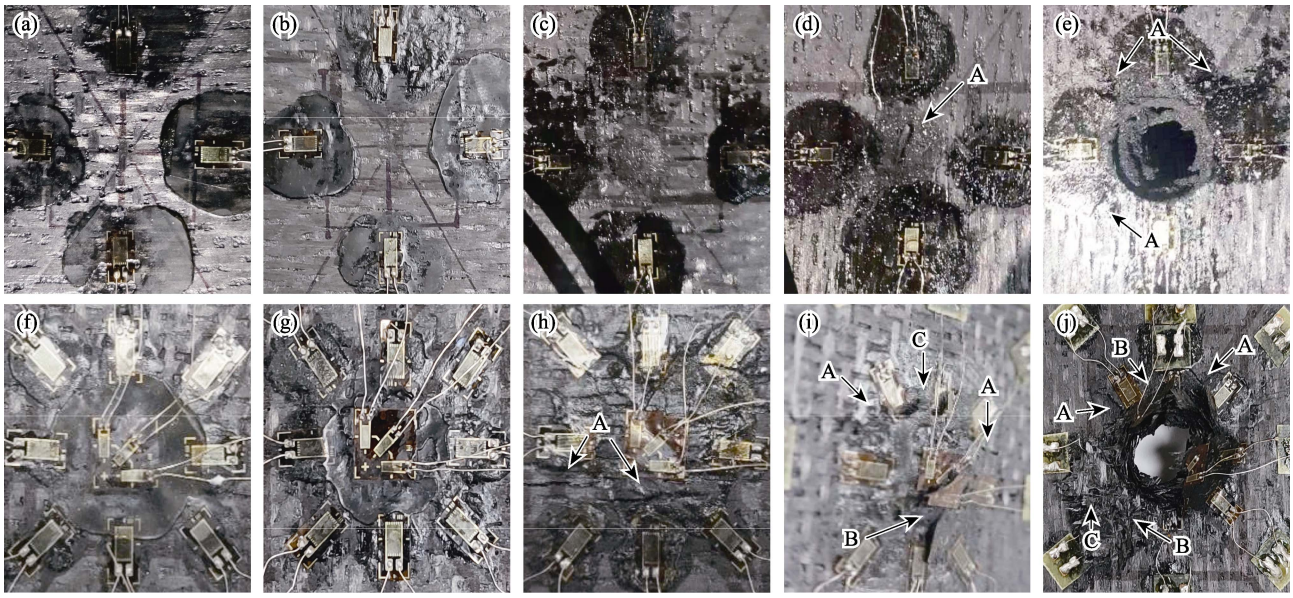

图 5 冲击试验后试验件正面(a~e)和背面(f~j)表面损伤形貌

Fig. 5 Front (a-e) and back (f-j) damage morphologies of the specimens after being impacted with different energies

(a, f) 1 J; (b, g) 3 J; (c, h) 5 J; (d, i) 10 J; (e, j) 20 J

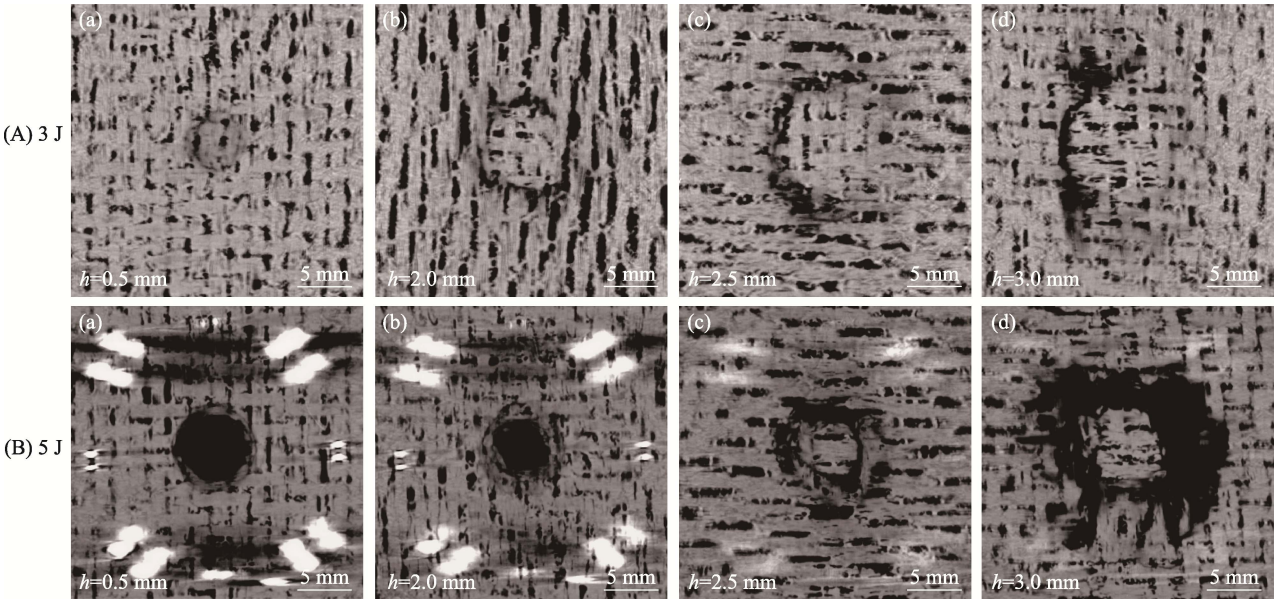

图 6　冲击能量为 3(A)和 5 J(B)时试验件沿厚度方向的 CT 图像

Fig. 6　CT images of the specimens with impact energy of 3 (A) and 5 J (B) along the thickness direction

还可以看出，随着深度增加，纤维损伤的区域也逐渐增大。从 5 J 冲击能量下不同深度的 CT 扫描结果可以得出相同的结论。如图 6B(a, b)所示，这两层靠近冲击正面的纤维层的损伤形式为圆形孔洞，冲击中心的纤维在冲头作用下被整体切断，而靠近冲击背面的纤维层的损伤形式为圆环形的纤维断裂损伤，且纤维断裂损伤的区域沿厚度方向逐渐增大，如图 6B(c, d)所示。这表明 SiC/SiC 的冲击损伤沿厚度方向存在两种由不同因素引起的损伤形式。

图 7 为 3 和 5 J 冲击能量下试验件沿宽度方向的 CT 扫描图像，各个图片对应的切片位置如图 8 所示，以试验件冲击正面为主视图，将试验件沿宽

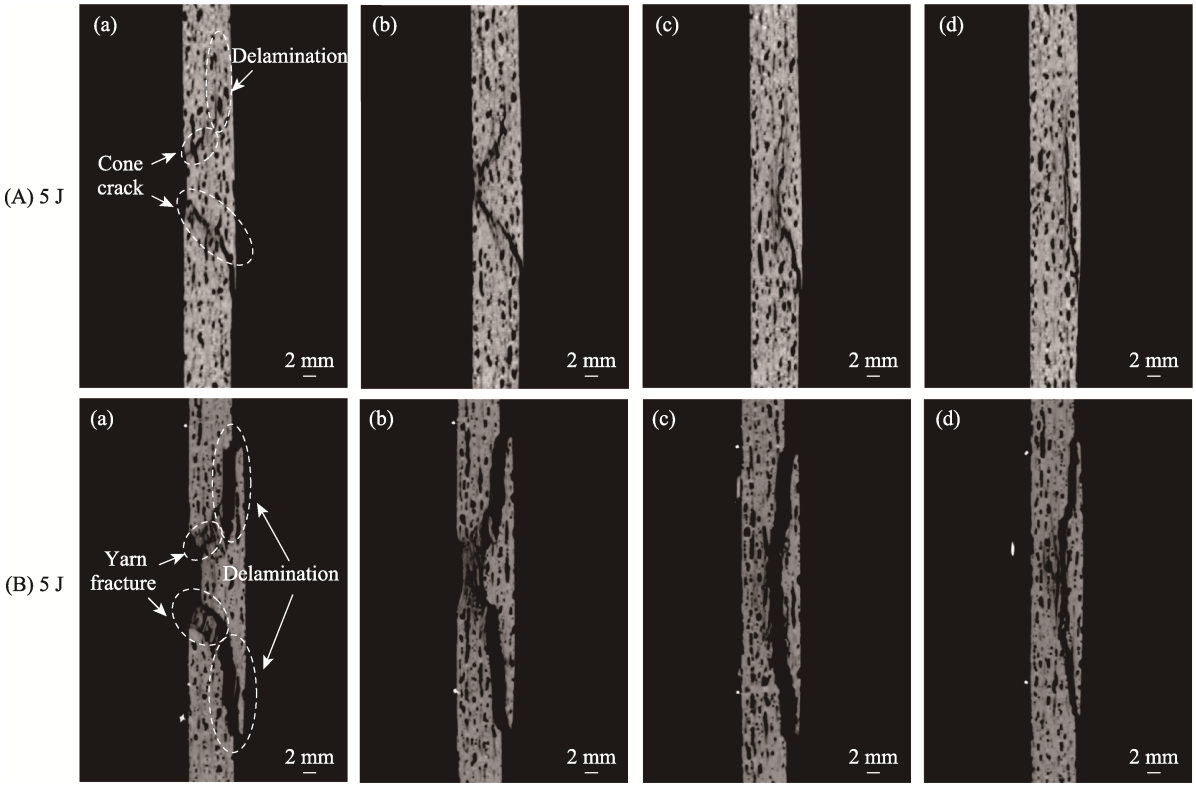

图 7　冲击能量为 3(A)和 5 J(B)时试验件沿宽度方向的 CT 图像

Fig. 7　CT images of the specimens with impact energy of 3(A) and 5 J(B) along the width direction

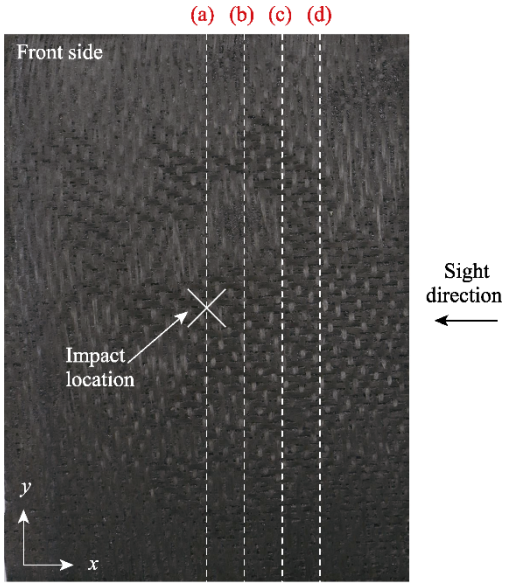

图 8 试验件沿宽度方向 CT 扫描图像位置示意图

Fig. 8 Position diagram of CT images of the specimen along width direction

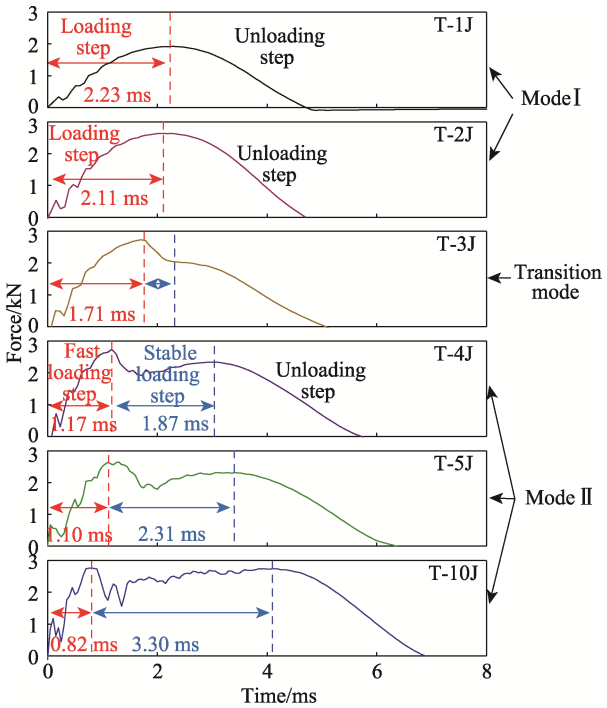

图 9 SiC/SiC 试验件在不同冲击能量下的冲击响应

Fig. 9 Impact responses of SiC/SiC specimen under different impact energy

度方向即 x 方向剖开，从右侧观察即可得到图 7A\B(a~d)，其中图 7A\B(a)均为经过试验件冲击中心的截面，其余截面彼此相距 2 mm。

由图 5 中试验件的表面损伤形貌可知，冲击能量为 3 J 时 SiC/SiC 复合材料出现了 BVID。在这种条件下，试验件从冲击正面至背面呈现出锥形的损伤形貌。当冲头开始作用时，锥形体裂纹从试验件的正面蔓延至其背面，下侧形成了完整的从正面至背面的裂纹，上侧的锥形裂纹在扩展时被孔隙阻挡未能蔓延至背面，而是在孔隙处形成了分层损伤(如图 7A(a)所示)。图 7A(c, d)为远离冲击中心的截面图像，这两张 CT 图像中试验件正面没有观测到损伤，损伤集中在试验件背面，且主要为分层损伤。

当冲击能量为 5 J 时，试验件经过冲击中心的 CT 图像如图 7B(a)所示，试验件的损伤同样沿锥形扩展，但是冲击正面和背面的损伤形式并不一样。正面区域的损伤是以纤维断裂和拉出为主的纤维损伤，而背面区域的损伤主要为分层损伤。

2.2 冲击响应

图 9 为冲击试验过程中试验件在不同冲击能量下的冲击响应。从图 9 可以看出，接触力–时间曲线根据冲击能量的变化呈现两种模式。当冲击能量较低(1 和 2 J)时，接触力–时间曲线可以分为加载阶段和卸载阶段，曲线整体为一条光滑的曲线，只在接触力上升的初始阶段存在少许的振荡，说明在该冲击能量下，试验件并没有产生较大的损伤，标记该曲线形式为模式Ⅰ。而随着冲击能量增大，接触力–时间曲线可以分为三个阶段(如图 9 中 T-4J 曲线)，分别是快速加载阶段、平稳加载阶段和卸载阶段，将这种曲线模式标记为模式Ⅱ。当曲线处在快速加载阶段时，接触力快速升高直至达到峰值，在上升过程中会伴随着接触力振荡。而当接触力达到峰值后，接触力会骤降进入平稳加载阶段，此时接触力基本保持为一个稳定值，这个阶段接触力的振荡也会加剧。当接触力保持平稳加载一段时间后，落锤冲头开始回弹，此时接触力开始慢慢降低进入卸载阶段。相较于模式Ⅰ，模式Ⅱ的显著特征是曲线出现了“拐点”，这意味着试验件的结构刚度出现了骤变，这可能是由于冲击能量较大时，SiC/SiC 复合材料纤维承受的应力超过了纤维的强度极限，导致部分纤维层断裂，试验件出现了较大的损伤，其承载能力也随之骤降。随着冲击过程继续进行，接触力-时间曲线进入平稳加载阶段，此时试验件在落锤冲头的后续作用下连续出现新的损伤，因此该阶段的接触力呈现幅值大小稳定的平台。

当冲击能量为 3 J 时，接触力-时间曲线图出现了类似模式Ⅱ中接触力达到峰值出现骤降的“拐点”特征(如图 9 中的 T-3J 曲线)，但是却没有明显的平稳加载阶段，因此可以看做是介于模式Ⅰ与模式Ⅱ的过渡状态，而 3 J 为引起 SiC/SiC 层板出现肉眼可见损伤的临界能量值，因此冲击响应曲线的“拐点”现象可以作为区分 SiC/SiC 冲击损伤状态的特征。

通过比较图 9 中模式Ⅰ的曲线，可以看出接触力的峰值随着冲击能量的增大而增大，1 和 2 J 的冲击峰值力分别为 1.9 和 2.5 kN；而当冲击能量增大至 3 J 时，冲击峰值力达到了 2.7 kN，此时接触力曲线形式转变为过渡模式；然而当接触力曲线进入模式Ⅱ，冲击峰值力没有随着冲击能量的增大而进一步增大，而是存在明显的阈值现象，三种工况下的冲击峰值力均在 2.7 kN 左右。除了冲击峰值力随冲击能量的变化规律，在模式Ⅰ下，完成整个冲击过程所需要的时间基本没有变化，而在模式Ⅱ下，冲击持续时间却随着冲击能量的增大而不断延长。分析 4、5 以及 10 J 的三个冲击阶段的时间历程可以发现，当冲击能量不断增大时，快速加载阶段即接触力到达峰值所需要的时间在不断缩短，而卸载阶段花费的时间基本没有变化。冲击过程时间不断延长是由于平稳加载阶段的时间随着冲击能量增大而大幅度延长。接触力–时间历程曲线的包络面积即为冲击过程中的能量损耗，曲线的快速加载阶段的持续时间非常短，接触力–时间历程曲线的包络面积很小，冲击能量只消耗了很小一部分。而平稳加载阶段具有幅值较大且相对稳定的平台，大部分冲击能量耗散发生在该阶段，因此平稳加载阶段是冲击能量耗散的主要阶段。

为了深入研究冲击过程中 SiC/SiC 板件的损伤机理，使用应变片采集冲击试验过程中试验件表面的应变信息。图 10 为试验件冲击试验过程中表面四个位置的应变-时间关系曲线图，可以看出，#1、#2、#3 和#4 应变曲线存在相同的趋势，但是#1、#3 应变片的幅值均小于#2、#4 应变片的幅值，这来自于尺寸效应的影响，#1、#3 测量的是试验件的长边应变，#2、#4 测量的是试验件的短边应变，因此在应变大小上会有差异。结合图 9 和图 10 可以看出，同接触力–时间曲线一样，试验件在冲击过程中应变–时间曲线也具有两种模式，当冲击能量较低时，应变–时间曲线由两段圆滑的曲线组成，对应着模式Ⅰ接触力–时间曲线中的加载和卸载阶段，如图 10(a)所示；而当冲击能量较大时，该曲线类似于模式Ⅱ下接触力随时间的变化同样具有三个阶段：第一阶段负应变快速增加，对应模式Ⅰ的快速加载阶段，达到负应变极值后出现“拐点”；进入第二阶段,负应变不断减少甚至出现了正应变值；而当接触力开始下降进入卸载阶段时，应变值同样进入卸载阶段，沿一条光滑的曲线开始降低(如图 10(d)中的冲击能量为 10 J 的应变–时间曲线)。

应变曲线出现波动通常意味着出现损伤，在应变曲线达到“拐点”前总是伴随着较小的振荡，而出现“拐点”是因为纤维层产生较大的损伤，因此应变曲线在“拐点”前的振荡主要是因为基体发生损伤。从图 10(b)可以看出，试验件在临界能量 3 J 的冲击作用下，到达“拐点”后基本没有出现后续损

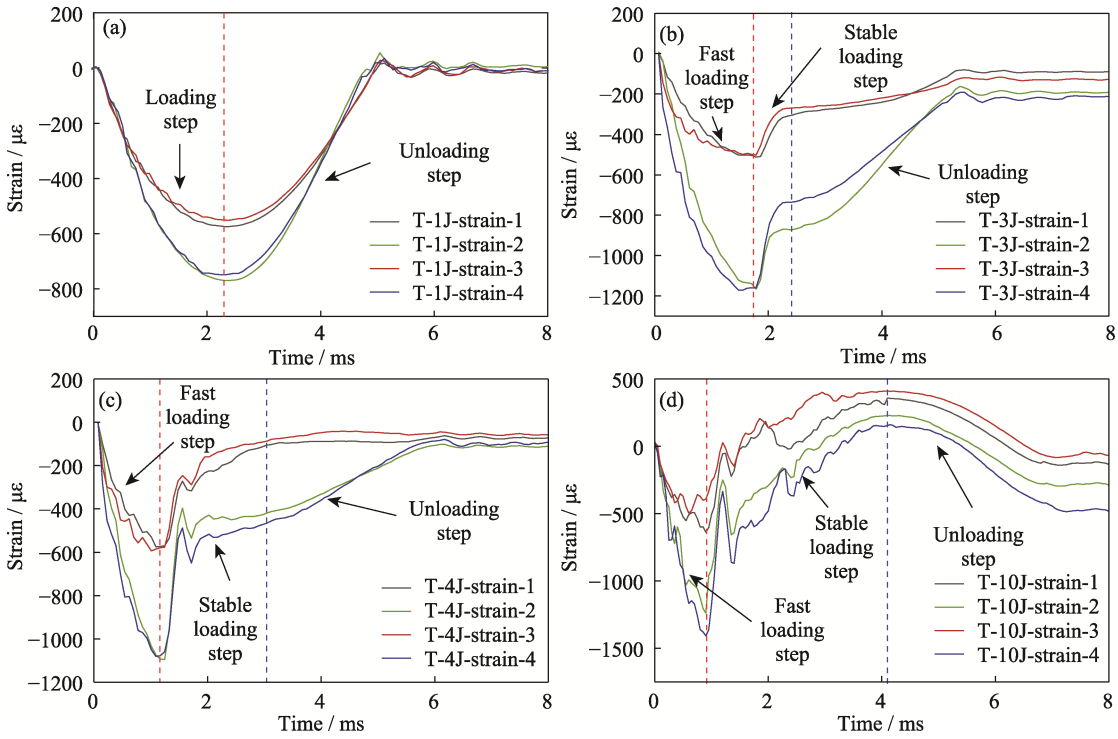

图 10　试验件冲击过程中的应变–时间曲线

Fig. 10　Strain-time curves of specimen during the impact process

(a) 1 J; (b) 3 J; (c) 4 J; (d) 10 J. Colorful figures are available on website

伤而直接进入了卸载阶段，而图 7A 中 3 J 冲击能量下试验件的 CT 图像表明，此时试验件内部已经出现了明显的锥形体裂纹，因此锥形体裂纹出现在“拐点”之前。在应变曲线到达“拐点”之后，应变曲线的振荡幅度远大于“拐点”前，这是因为该阶段试验件的损伤除了基体裂纹外还混杂了纤维断裂以及分层损伤。

2.3 冲击损伤机理

基于前文对 SiC/SiC 冲击损伤形貌的观察以及冲击响应的分析，对 SiC/SiC 层合板的冲击损伤机理进行讨论。如图 11(a)所示，当冲头开始接触试验件时，在接触拉应力的作用下，试验件内部形成锥形裂纹[27]，由于纤维的强度远高于基体，锥形裂纹只出现在基体中，随着冲击的进行而不断扩展。分析冲击过程中的应变–时间曲线时，注意到应变在“拐点”前为不断增加的负应变，这是因为冲击过程中试验件剖面的受力状态类似于三点弯曲，此时冲击载荷刚开始作用，试验件在连续变形的条件下处于两侧受拉伸、中间受压缩的弹性变形状态，图 11(a)中的绿色虚线则表示试验件上表面的变形，此时应变片测到的应变为负应变。

当冲头继续挤压试验件时，冲击载荷不断增加，直至达到冲击阈值力，超过了纤维承载的极限，表层纤维在剪切力的作用下发生断裂，如图 11(b)所示。该过程对应于应变曲线的“拐点”，此时由于试验件表层纤维被破坏，试验件上表面在中心处不需要满足连续变形条件，在冲击中心处也呈现受拉伸的状态，如图 11(b)的绿色虚线所示，所积蓄的负应变被骤然释放。

当冲击能量较大时，冲头能够继续击穿试验件表层下方的纤维层，如图 11(c)所示，这也是 10 J 应变–时间曲线在“拐点”之后出现较大幅度振荡的原因。在这一过程中，试验件背面的基体在冲头的挤压作用下萌生出裂纹，并随着后续冲击过程不断扩展，最终引起背面的分层和基体剥落现象。

冲头对试验件的挤压力会在锥形裂纹的前端产生如图 11(d)中所示的弯矩，它会引起纤维沿着锥形

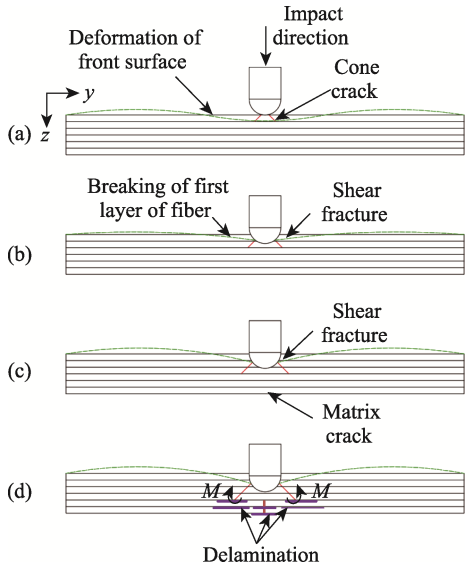

图 11 SiC/SiC 试验件冲击损伤行为

Fig. 11 Impact damage behaviors of SiC/SiC laminates

裂纹发生弯曲，当纤维层数较多时，试验件抵抗弯曲载荷的能力较强，因此试验件正面没有观察到弯曲失效现象，主要表现为剪切失效。而当冲头逐渐穿透试验件的纤维层，抵抗弯曲载荷的纤维层不断减少，直至无法抵抗弯曲载荷时，锥形裂纹前端的纤维沿着锥形裂纹被切断，形成环形损伤形貌，而当锥形裂纹的扩展途中遇到试验件中孔隙时则会引起分层损伤。

2.4 冲击后剩余性能

2.4.1 CAI 强度

图 12 为 SiC/SiC 试验件在 3 J 冲击能量的作用下进行 CAI 试验的断裂瞬间图像，在加载过程中，裂纹从冲击损伤区域萌生，并沿着垂直于加载方向的纤维缝隙向两侧扩展，伴随着纤维断裂以及基体开裂，当达到最大压缩载荷时试验件沿裂纹突然断裂。SiC/SiC 复合材料的名义拉伸/压缩强度定义如下：

$$\sigma = F_{\max} / S \tag{1}$$

其中，$F_{\max}$ 为最大拉伸/压缩载荷，S 为试验件的横截面积。

表 2 为无损以及 BVID 的 SiC/SiC 试验件剩余

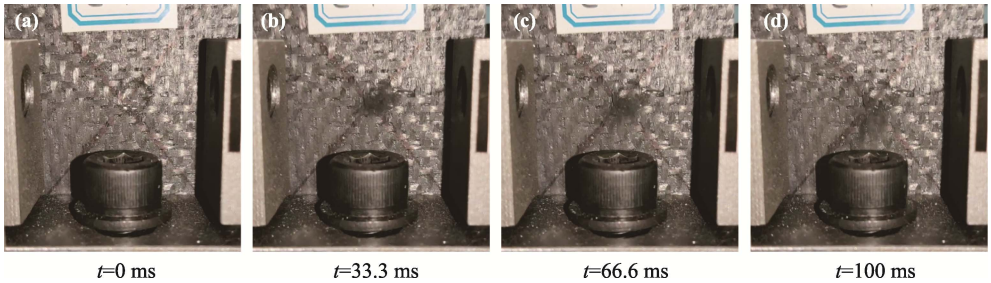

图 12 3 J 冲击能量下试验件压缩断裂瞬间

Fig. 12 Moment of compression fracture of specimen under 3 J impact energy

表 2　无损和 BVID 试验件的 CAI 强度

Table 2 CAI strength of undamaged and BVID specimens

Specimen	Impact energy/J	F_{max}/kN	CAI strength/MPa
C-0J-1	0	42.18	210.9
C-0J-2	0	37.38	186.9
C-0J-3	0	40.66	203.3
C-3J-1	3	35.13	175.7
C-3J-2	3	34.88	174.4
C-3J-3	3	32.28	166.6
C-3J-4	3	28.34	141.7
C-3J-5	3	31.22	156.1

名义压缩强度。无损试验件的压缩强度为 200.4 MPa, BVID 试验件的剩余压缩强度约为 162.9 MPa，仅为无损试验件的 81%。因此，即使试验件表面只能勉强观察到损伤，冲击行为仍然造成 SiC/SiC 复合材料的机械性能大幅度下降。

2.4.2　TAI 强度

图 13 为不同冲击能量作用后的 SiC/SiC 试验件进行拉伸试验的破坏形貌。从图 13 可以看出，在 TAI 试验过程，含冲击损伤试验件的破坏往往从冲击损伤区域开始，沿着纤维缝隙垂直于加载方向向两侧衍生，最终在试验件中部发生断裂。

表 3 为无损试验件以及 BVID 试验件的冲击后剩余拉伸强度。其中, BVID 试验件的 TAI 强度均值为 111.5 MPa，无损试验件的拉伸强度均值为 163.6 MPa，即在冲击载荷的作用下，试验件表面勉强能观察到

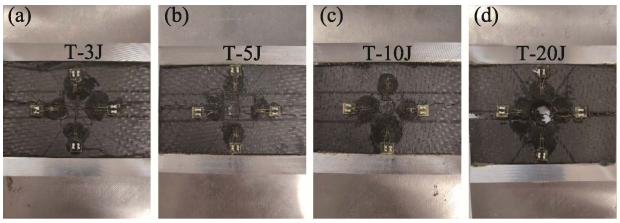

图 13　不同冲击能量下试验件拉伸破坏形貌

Fig. 13　Tensile failure morphologies of specimens under different impact energies

表 3　无损和 BVID 试验件的 TAI 强度

Table 3　TAI strength of undamaged and BVID specimens

Specimen	Impact energy/J	F_{max}/kN	TAI strength/MPa
T-0J-1	0	58.77	146.9
T-0J-2	0	65.94	164.5
T-0J-3	0	71.79	179.5
T-3J-1	3	43.62	109.1
T-3J-2	3	45.16	112.9
T-3J-3	3	43.72	109.3
T-3J-4	3	45.48	113.7
T-3J-5	3	45.01	112.5

损伤时，试验件的 TAI 强度仅为无损件的 68%。因此，低速冲击所引起的 BVID 对 SiC/SiC 复合材料拉伸性能的影响是灾难性的。

3　结论

本研究以 SiC/SiC 复合材料层板为研究对象，研究了该材料在不同冲击能量作用下的损伤特征，分析其在冲击过程中的损伤机理以及 BVID 对 SiC/SiC 复合材料拉伸/压缩性能的影响，具体结论如下：

1) SiC/SiC 复合材料受低速冲击作用的主要失效形式包括锥体裂纹、纱线断裂、分层以及基体剥落。冲击正面的损伤形式是由剪切力引起的纱线断裂，冲击背面附近的损伤主要由沿着锥形体裂纹弯曲载荷引起，主要表现为环形纱线断裂以及分层损伤。

2) SiC/SiC 复合材料的低速冲击损伤区域主要集中在冲击中心附近，随着冲击能量增加，冲击正面的穿透损伤以及冲击背面的分层损伤区域逐渐增大。对于本研究中 SiC/SiC 复合材料，造成其出现 BVID 的临界冲击能量为 3 J。

3) SiC/SiC 复合材料的低速冲击响应曲线具有明显阈值现象，曲线的“拐点”可以作为复合材料出现目视可见损伤的特征。冲击载荷未达到阈值力时，复合材料无明显损伤；冲击载荷达到阈值力时，复合材料开始出现目视可见损伤。

4) 低速冲击损伤会引起 SiC/SiC 复合材料的承载性能严重下降，且冲击损伤对材料拉伸性能的影响远大于其对材料压缩性能的影响。冲击载荷使 SiC/SiC 复合材料出现 BVID 时，其剩余压缩强度为无损试验件的 81%，而其剩余拉伸强度仅为无损试验件的 68%。

参考文献：

[1] HAN D, GAO X G, ZHANG H J, *et al*. Dynamic and fluid-structure interaction simulations of a ceramic matrix composite plate. *Composite Structures*, 2020, **243:** 112177.

[2] MEYER P, WAAS A M. Experimental results on the elevated temperature tensile response of SiC/SiC ceramic matrix notched composites. *Composites Part B: Engineering*, 2018, **143:** 269.

[3] WANG L Y, LUO R Y, CUI G Y, *et al*. Oxidation resistance of SiC_f/SiC composites with a PyC/SiC multilayer interface at 500 °C to 1100 ℃. *Corrosion Science*, 2020, **167:** 108522.

[4] DU C L, XIA R Z, LIU P, *et al*. On the impact damage characteristics of spread-tow woven composites: from high velocity to hyper velocity. *Engineering Failure Analysis*, 2023, **146:** 107109.

[5] JIANG D, QIAN H, XU Y, *et al*. Residual strength of C/SiC composite after low-velocity impact. *Materials Today Communications*,

2022, **30:** 103140.

[6] ZHOU J W, LIAO B B, SHI Y Y, *et al*. Low-velocity impact behavior and residual tensile strength of CFRP laminates. *Composites Part B: Engineering*, 2019, **161:** 300.

[7] HU W, GUAN T H, GAO M T, *et al*. High-velocity impact behaviors and post-impact tension performance of 2D-C/SiC composite beams. *Ceramics International*, 2020, **46(9):** 13282.

[8] HH W, HUANG J Z, LI Y H, *et al*. High-temperature compressive performance of the pre-impacted 2D-C/SiC composites: coupling effect of pre-impact energy, temperature, temperature-keeping duration, and strain rate. *Carbon*, 2021, **184:** 728.

[9] ICTEN B M, KIRAL B G, DENIZ M E. Impactor diameter effect on low velocity impact response of woven glass epoxy composite plates. *Composites Part B: Engineering*, 2013, **50:** 325.

[10] KAZEMIANFAR B, ESMAEELI M, NAMI M R. Response of 3D woven composites under low velocity impact with different impactor geometries. *Aerospace Science and Technology*, 2020, **102:** 105849.

[11] 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.

[12] YANG Y, XU F, GAO X Y, *et al*. Impact resistance of 2D plain-woven C/SiC composites at high temperature. *Materials & Design*, 2016, **90:** 635.

[13] YAO L J, LYU P, BAI G D, *et al*. Influence of low velocity impact on oxidation performance of SiC coated C/SiC composites. *Ceramics International*, 2019, **45(16):** 20470.

[14] HERB V, MARTIN E, COUEGNAT G. Damage analysis of thin 3D-woven SiC/SiC composite under low velocity impact loading. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2012, **43(2):** 247.

[15] MEI H, YU C K, XU Y W, *et al*. Effect of impact energy on damage resistance and mechanical property of C/SiC composites under low velocity impact. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, **687:** 141.

[16] HAN D, JIA X, ZHANG H J, *et al*. Foreign object damage and post-impact tensile behavior of plain-woven SiC/SiC composites. *Composite Structures*, 2022, **295:** 115767.

[17] NARESH K, SHANKAR K, VELMURUGAN R, *et al*. Statistical analysis of the tensile strength of GFRP, CFRP and hybrid composites. *Thin-Walled Structures*, 2018, **126:** 150.

[18] RUIVOFUGA F, DONADON M V. Low velocity impact on pre-loaded composite plates: a novel standard-based experimental apparatus. *Composite Structures*, 2021, **261:** 113315.

[19] LI B, HOO FATT M S. Impact damage and residual strength predictions of 2D woven SiC/SiC composites. *Finite Elements in Analysis and Design*, 2016, **113:** 30.

[20] ZHAO Q L, WANG W H, LIU Y T, *et al*. Multiscale modeling framework to predict the low-velocity impact and compression after impact behaviors of plain woven CFRP composites. *Composite Structures*, 2022, **299:** 116090.

[21] LI T, YANG Y, YU X, *et al*. Micro-structure response and fracture mechanisms of C/SiC composites subjected to low-velocity ballistic penetration. *Ceramics International*, 2017, **43(9):** 6910.

[22] KIM E H, RIM M S, LEE I, *et al*. Composite damage model based on continuum damage mechanics and low velocity impact analysis of composite plates. *Composite Structures*, 2013, **95:** 123.

[23] SINGH A K, KAHLE K, JAMES H, *et al*. Environmental effects on the strength and impact damage resistance of alumina based oxide/oxide ceramic matrix composites. *Ceramics International*, 2021, **47(12):** 17268.

[24] HAN Y F, YUAN M E, TANG E L, *et al*. Experimental study on flash radiation and damage characteristics of C/SiC composites induced by hypervelocity impact. *International Journal of Impact Engineering*, 2021, **155:** 103902.

[25] 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.

[26] 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.

[27] LAWN B R. Indentation of ceramics with spheres: a century after Hertz. *Journal of the American Ceramic Society*, 1998, **81(8):** 1977.