

2D C/SiC 复合材料低速冲击损伤研究

姚磊江¹, 李自山², 程起有², 童小燕¹

(1. 西北工业大学 无人机特种技术重点实验室, 西安 710065; 2. 西北工业大学 航空学院, 西安 710072)

摘要: 通过 2D C/SiC 复合材料的低速冲击试验和冲击后压缩试验, 以及超声 C 扫描和红外热波两种无损检测方法, 研究了冲击能量与冲击损伤的关系及其对压缩性能的影响。结果表明: C/SiC 具有较好的损伤容限能力, 冲击能量低于 1.5J 时几乎无目视损伤, 高于 9J 时有被击穿的趋势。冲击后的名义压缩强度和压缩模量随着冲击能量的增加呈下降趋势, 最多分别下降了 44.7% 和 16.9%。

关键词: 陶瓷基复合材料; 2D C/SiC; 低速冲击; 冲击后压缩

中图分类号: TB332

文献标识码: A

Damage Behavior of 2D C/SiC Composites under Low Velocity Impact

YAO Lei-Jiang¹, LI Zi-Shan², CHENG Qi-You², TONG Xiao-Yan¹

(1. National Key Laboratory of Science and Technology on UAV, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710065, China; 2. School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Low velocity impact (LVI) damage behavior of 2D C/SiC composite was experimentally investigated. C/SiC laminates were impacted under various energy levels ranging from 1.5J to 9J by a dropping hammer. Impact damages were characterized by surface measurement and two non-destructive test (NDT) methods, which were ultrasonic C-scan and infrared thermal wave. The effect of impact energy on post-impact compressive performance was studied by static compress test. The results indicate that C/SiC behaves in a damage tolerant manner. While damage is produced under very low energy, but it is bounded in a limited area and no catastrophic failure occurs under all energy levels. LVI damage area increases with the impact energy. After impact of 1.5J, nearly no visible damage is found. When the impact energy increases to 9J, the specimen is nearly penetrated. LVI is a great threaten to the loading capacity of C/SiC, since the nominal compressive strength and modulus decreases maximum to 44.7% and 16.9%, respectively.

Key words: ceramic matrix composites; 2D C/SiC; low velocity impact; compress after impact (CAI)

C/SiC 复合材料具备优越的高温性能, 能够满足隔热-结构一体化设计的需要, 成为空天飞行器等领域关键热结构的重要候选材料^[1-2]。复合材料结构在服役和维护过程不可避免地受到外来物冲击的作用, 如工具掉落、冰雹、空间颗粒等, 从而对其服役性能产生影响。因此, 在复合材料低速冲击方面开展了大量的实验研究和数值模拟工作^[3-7]。由于 C/C、SiC/SiC、C/SiC 等新型热结构复合材料需要在高温氧化环境中服役, 冲击损伤带来材料力学性能和环境性能退化的双重影响, 因此其冲击损伤问题更加引起了关注^[8-14]。

C/SiC 复合材料的 SiC 基体和抗氧化涂层是典型的脆性材料, 加之孔隙率较大, 在较低的冲击能量作用下即可能开裂, 从而失去对纤维的保护, 因此, 冲击对于 C/SiC 复合材料的影响更为严重。Trabandt

等^[13-14]在“可重复使用热防护体系在地面和轨道环境的天气适应性 (WEPROT)”的研究计划中, 对 C/SiC 复合材料进行了 0.7 ~ 12J 的低速冲击试验, 发现在冲击能量 0.7J 以下时材料损伤不严重, 对于材料的环境性能没有太大的影响, 不需更换部件。冲击能量超过 1J 后, 材料内部有严重的分层。C/SiC 复合材料的低速冲击问题的相关研究目前开展的较少, 随着材料的不断发展和完善, 需要在损伤机理和规律、损伤检测、损伤评估等方面开展深入研究, 为结构的寿命预测、服役安全评价和维护等提供依据。

本工作研究 C/SiC 复合材料在低速冲击作用下的响应和损伤特征, 以及低速冲击对其压缩性能的影响, 验证材料的抗冲击损伤能力和冲击损伤的无损检测方法。

收稿日期: 2009-06-09, 收到修改稿日期: 2009-10-23

基金项目: 国家自然科学基金 (10702045)

作者简介: 姚磊江 (1973 -), 男, 副教授。E-mail: yaolj@nwpu.edu.cn

1 试验过程

1.1 材料

试验采用的 C/SiC 复合材料是由二维平纹编织的 T300 预制体叠层, 采用化学渗透工艺沉积热解碳界面层 (PyC) 和 SiC 基体制备而成. 材料的纤维含量约为 40vol%, 孔隙率约为 15%. 切割为 78mm × 65mm × 3mm 的试样.

1.2 低速冲击试验

采用落锤法进行 C/SiC 的低速冲击试验. 利用自行设计的冲击夹具将试样固定在冲击试验机的底座上, 采用质量为 1.445kg、 $\phi 20\text{mm}$ 的落锤, 从不同的高度落下, 分别产生 1.5、3、4.5、6 和 9J 的冲击能量. 在冲杆的顶部安装加速度传感器, 用于监测冲击过程中的接触力.

1.3 冲击损伤检测

对于冲击后的 C/SiC 试样, 采用外观检查和无损检测的方法进行损伤评估.

外观检查主要测量试样的正面和背面的可视损伤面积, 以及利用 Keyence 公司的 LK-G 激光位移传感器 (解析度 $0.05\mu\text{m}$) 测量冲击正面所产生的凹坑深度, 如图 1 所示.

由于低速冲击在复合材料内部产生分层等不可视损伤, 采用美国 PAC 公司的水浸式自动超声 C 扫描系统和 TWI 公司的红外热波检测系统进行冲击损伤的无损检测.

1.4 冲击后压缩试验 (CAI)

对冲击后的 C/SiC 试样, 在 Instron8801 试验机上沿着试样长度方向 (L 向) 施加压缩载荷, 直至试样断裂. 试验中采用防失稳夹具, 加载速率为 0.02mm/s .

2 结果及讨论

2.1 冲击过程响应

图2是3个冲击能量下冲头与C/SiC试样的接

触响应. 在低能量 (1.5J) 作用下, 接触力时间历程曲线近似为左右对称的, 说明试样的响应以弹性为主, 加载和卸载过程基本一致. 随着冲击能量的增加, 接触力峰值增加并左移, 总接触时间变短, 卸载接触时间相对增加, 说明在高能量冲击下, 出现纤维断裂等严重损伤. 卸载接触历程较长的原因是冲头侵入试样后与试样之间的摩擦延缓了冲头的反弹.

2.2 冲击损伤

冲击后的 C/SiC 试样, 在正面和背面均产生可见的损伤, 如图 3(a) 和 (b) 所示. 在冲击的正面产生圆形的凹坑, 背面则出现鼓起.

超声 C 扫描和红外热波的检测结果如图 3(c) 和 (d) 所示. 可以看出, 两者反映的损伤区域有很大不

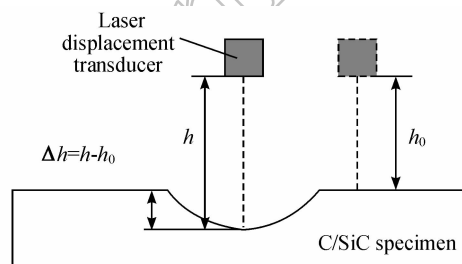


图1 冲击凹坑深度测量示意图

Fig. 1 Depth measurement of the impact pits

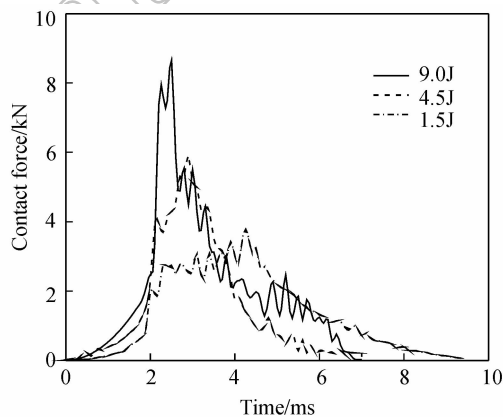


图2 不同能量冲击过程的接触响应

Fig. 2 Contact response during impact of various energy levels

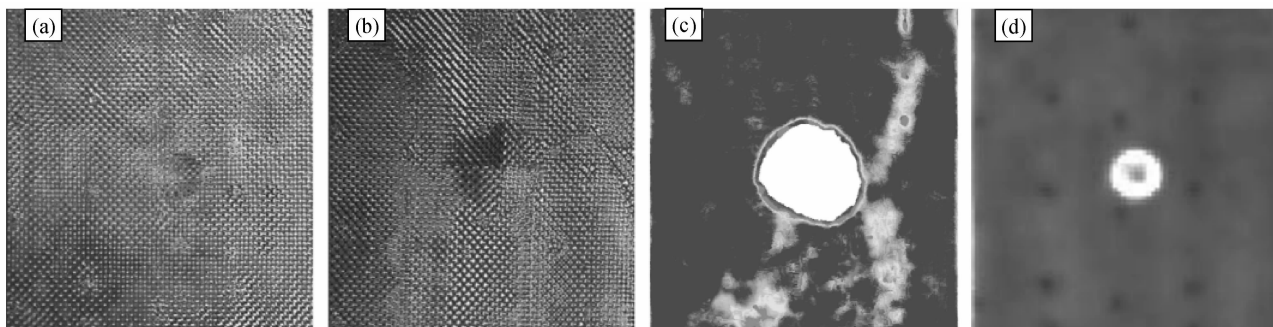


图3 冲击后的损伤特征及无损检测结果 (3J)

Fig. 3 Damage characterization and non-destructive test results after impact of 3J

(a) Front view; (b) Back view; (c) Ultrasonic C-scan; (d) Thermography

同,也不同于可视损伤面积.不同能量冲击后用几种方法所表征的损伤面积如图4所示.不同检测方法得到的损伤结果有较大差别,需要建立C/SiC的无损检测标准.

从图4中可以看出,超声法检测到的损伤面积大于肉眼可视的损伤面积,说明超声法检测到了内部损伤.尽管超声信号容易受到编织结构和内部孔隙的影响,但在冲击损伤占主导地位的情况下,采用较低频率的超声传感器(本实验采用5MHz),能够忽略材料内部孔隙缺陷,使得超声扫描图像能够较显著地表征冲击损伤.

红外热波法被认为是陶瓷基复合材料无损检测的最有效手段之一^[15].该方法对样品施加热激励,然后利用红外热像仪监测试样表面的瞬态温度响应.在试样冷却过程中,内部的缺陷导致表面温度场的不均匀,从而在热像图上反映出缺陷的位置^[16].由于红外热波的检测结果是一个动态图像,其损伤表征与图像时间

点的选取以及热像仪的分辨率有很大关系.实验获得的热像图中央部位出现高亮度区域,是冲击损伤的影响效果(图3(d)).红外热波法检测到的损伤面积要低于超声法,其原因可能是在距离冲击中心较远处产生的分层损伤,对于试样的热传导影响很小,其作用无法用本试验采用的红外热像仪所发现.

图5为不同能量水平的冲击后在试样正面产生的凹坑深度.凹坑深度随着能量的增加而快速增大.在冲击能量为9J时,凹坑深度达到5.52mm,超过了试样的厚度,其损伤形貌如图6所示.可见在9J的能量作用下,C/SiC试样几乎被击穿,但损伤被限制在局部区域,并没有发生整体断裂.而在9J以下,试样没有被击穿,表明C/SiC复合材料比陶瓷材料的损伤容限能力大大提高.

2.3 冲击后的压缩性能

图7是C/SiC试样CAI试验的典型断面形貌.从侧视图中可以看到试样是受到压缩引起的剪切应变而挤压断裂的,宏观断裂面与加载方向的角度大约为13°.

图8为不同能量冲击后,C/SiC试样剩余的名义压缩强度和名义压缩模量.名义压缩强度和名义压缩模量分别定义为:

名义压缩强度 $\sigma_b = F_{\max}/S$ (1)

名义压缩模量 $E = \frac{\Delta F/S}{\Delta l/L}$ (2)

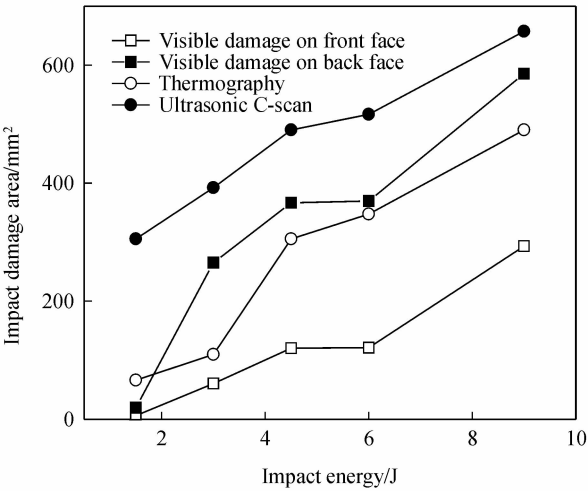


图4 不同能量冲击后的损伤面积
Fig.4 Area of the damages after impact of various energy levels

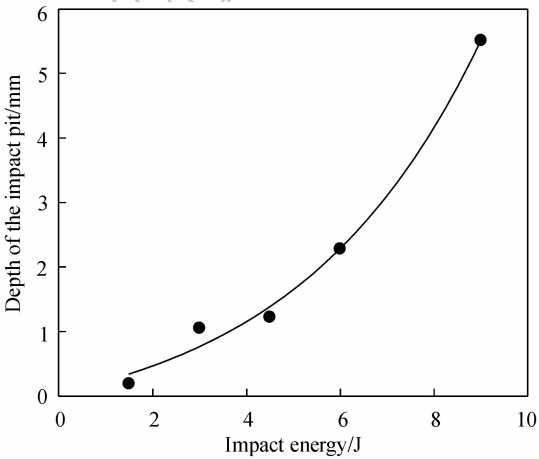


图5 不同能量作用下的凹坑深度
Fig.5 Depth of the pits after impact of various energy levels

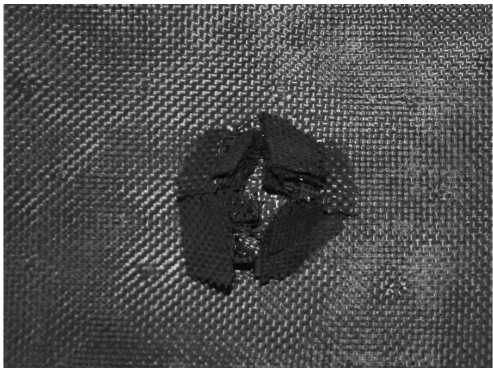


图6 9J能量冲击后C/SiC试样的宏观形貌
Fig.6 Macro morphology of C/SiC specimen after impact of 9J

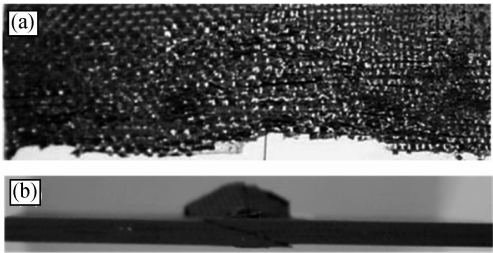


图7 CAI试验后C/SiC试样的宏观形貌
Fig.7 Macro morphologies of C/SiC specimen after CAI test
(a) Top view; (b) Side view

其中, F_{\max} 为最大压缩载荷, S 为试样的横截面积, ΔF 为加载初期线性段的载荷变化, Δl 为加载初期线性段的位移变化, L 为试样标距长度.

从图8和图9可以看出, 由于冲击在 C/SiC 内部造成大量的分层损伤, 对其压缩性能产生了很大的影响. 冲击能量越大, 在试样中造成的冲击损伤面积越大, 剩余压缩性能越低. 在 9J 的冲击后, 名义压缩强度下和名义压缩模量分别降了 44.7% 和 16.9%. 但在 4.5J 以后, 压缩强度的下降趋于缓慢, 这是因为在较大的冲击能量作用下, 试样有被击穿的趋势, 内部损伤的作用相对于穿透损伤要小, 因此总体性能的下降趋势有所减缓.

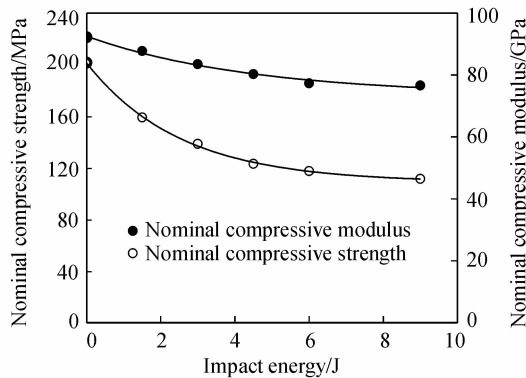


图8 不同冲击能量后的压缩性能

Fig.8 Residual compressive properties of C/SiC after impact of various energy levels

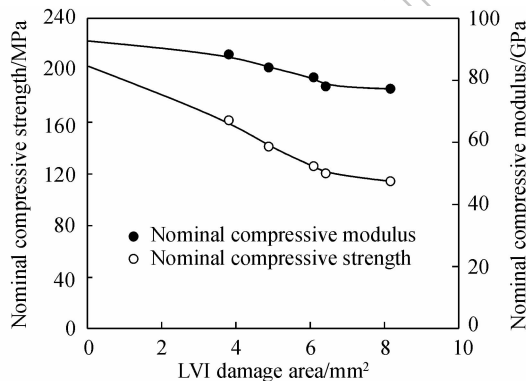


图9 冲击损伤面积与剩余压缩性能的关系

Fig.9 Relation curves between the LVI damage area and the residual compressive properties

3 结论

低速冲击对 C/SiC 存在严重威胁, 在较低冲击能量下即可产生损伤. 随着冲击能量的增加, 损伤程度严重, 压缩性能降低. 但损伤被限制在一定区域

内, 说明材料具有较好的冲击损伤容限能力.

冲击能量较小时, 损伤不易发现, 但对结构的承载存在潜在的威胁. 而冲击能量较大时, 外表损伤明显, 有利于结构的维护. 在实际应用中, 需要根据不同的冲击状态, 制定合理的结构维护策略.

参考文献:

- [1] 张立同, 成来飞. 连续纤维增韧陶瓷基复合材料可持续发展战略探讨. 复合材料学报, 2007, **24**(2): 1-6.
- [2] Naslain R R. SiC-matrix composites; nonbrittle ceramics for thermostructural application. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.*, 2005, **2**(2): 75-84.
- [3] Tay T E, Tan V B C, Deng M. Element-failure concepts for dynamic fracture and delamination in low-velocity impact of composites. *Int. J. Solids Struct.*, 2003, **40**(3): 555-571.
- [4] Pashah S, Massenzio M, Jacquelin E. Prediction of structural response for low velocity impact. *Int. J. Impact Eng.*, 2008, **35**(2): 119-132.
- [5] Donadon V M, Iannucci L, Falzon B G, et al. A progressive failure model for composite laminates subjected to low velocity impact damage. *Comput. Struct.*, 2008, **86**(11/12): 1232-1252.
- [6] Tita V, Carvalho J, Vandepitte D. Failure analysis of low velocity impact on thin composite laminates: Experimental and numerical approaches. *Compos. Struct.*, 2008, **83**(4): 413-428.
- [7] Setoodeh A R, Malekzadeh P, Nikbin K. Low velocity impact analysis of laminated composite plates using a 3D elasticity based layerwise FEM. *Mater. Des.*, 2009, **30**(9): 3795-3801.
- [8] Bhatt R T, Choi S R, Cosgriff L M, et al. Impact resistance of uncoated SiC/SiC composites. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, **476**(1/2): 20-28.
- [9] Bhatt R T, Choi S R, Cosgriff L M, et al. Impact resistance of environmental barrier coated SiC/SiC composites. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, **476**(1/2): 8-19.
- [10] Gupta J S, Allix O, Boucard P A, et al. Fracture prediction of a 3D C/C material under impact. *Compos. Sci. Technol.*, 2005, **65**(3/4): 375-386.
- [11] Srivastava V K, Maile K, Klenk A. Effect of impact damage on flexural strength of the C/C-SiC composites. *Mater. Sci. Eng. A*, 1999, **271**(1/2): 38-42.
- [12] Srivastava V K, Maile K, Bothe K, et al. Effect of damage on flexural modulus of C/C-SiC composites. *Mater. Sci. Eng. A*, 2003, **354**(1/2): 292-297.
- [13] Trabant U, Esser B, Koch D, et al. Ceramic matrix composites life cycle testing under reusable launcher environmental conditions. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.*, 2005, **2**(2): 150-161.
- [14] Trabant U, Fischer W, Guelhan A, et al. Improvement of Lifetime Performance of Removable TPS and Hot Structures. 9th AIAA/ASME Joint Thermophysics and Heat Transfer Conference, San Francisco, 2006; 1-10.
- [15] Martin R E, Gyekenyesi A L. Pulsed Thermography of Ceramic Matrix Composites. NDE and Health Monitoring of Aerospace Materials and Civil Infrastructure, CA, 2002: 82-92.
- [16] Cosgriff L M, Bhatt R, Choi S R, et al. Thermographic Characterization of Impact Damage in SiC/SiC Composite. Nondestructive Evaluation and Health Monitoring of Aerospace Materials, Composites and Civil Infrastructure IV, Bellingham, WA, 2005: 363-372.