引用格式：刘乔雨，王龙，侯传涛，等. 基于同步辐射CT与深度学习的C/SiC复合材料带孔试件损伤演化分析[J]. 材料工程，2026，54(1)：62-73.
LIU Qiaoyu, WANG Long, HOU Chuantao, et al. Damage evolution analysis of C/SiC composite specimens with holes based on synchrotron radiation CT and deep learning[J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(1): 62-73.

基于同步辐射CT与深度学习的C/SiC复合材料带孔试件损伤演化分析

刘乔雨，王　龙*，侯传涛*，李志强，刘武刚
（北京强度环境研究所 可靠性与环境工程技术重点实验室，北京 100076）

摘要：通过开展基于同步辐射X射线CT原位观测的力学实验，结合深度学习算法、三维数字图像有限元建模方法和数字体积相关(DVC)方法，研究单向拉伸载荷作用下中心开孔C/SiC复合材料构件的损伤演化行为，实现单向拉伸载荷作用下中心开孔C/SiC复合材料构件内部损伤纤维束裂纹、基体裂纹及分层等不同类型损伤的智能识别，建立损伤演化与应变集中之间的关系。基于深度学习的损伤识别与量化分析表明中心开孔与初始孔隙均会影响损伤萌生的位置；三维数字图像有限元分析结果揭示了初始孔隙的几何形状对裂纹损伤萌生的影响，而DVC结果展现了纤维束区域较大范围应变集中与分层损伤及最终断裂的关系。纤维束裂纹、基体裂纹及分层这三种损伤形式在一定程度上相互关联，随着载荷增加，临近的分层连通形成基体裂纹，进而可能扩展形成纤维束裂纹；在拉伸载荷下纤维束的主要破坏形式为纤维束断裂及纤维束劈裂、纤维束滑移，试件中心开孔没有改变纤维束的失效模式。

关键词：C/SiC复合材料；X射线CT原位拉伸实验；损伤；深度学习；数字体积相关；图像有限元
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000049　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000049
中图分类号：TB332　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)01-0062-12

Damage evolution analysis of C/SiC composite specimens with holes based on synchrotron radiation CT and deep learning

LIU Qiaoyu, WANG Long*, HOU Chuantao*, LI Zhiqiang, LIU Wugang
(Science and Technology on Reliability and Environmental Engineering Laboratory, Beijing Institute of Structure and Environment Engineering, Beijing 100076, China)

Abstract: The damage evolution behavior of center-notched C/SiC composite components is investigated under uniaxial tensile loading by conducting *in situ* mechanical experiments based on synchrotron radiation X-ray CT observations with deep learning algorithms, 3D digital image-based finite element method (3D IB-FEM), and digital volume correlation (DVC) method. The intelligent identification of different types of internal damage, including fiber bundle cracking, matrix cracking, and delamination, in center-notched C/SiC composite specimens under uniaxial tensile loading is achieved. Furthermore, the relationship between damage evolution and strain concentration is established. Deep learning-based damage identification and quantitative analysis indicate that both the center notch and initial pores influence the locations of damage initiation. The results of the three-dimensional digital image-based finite element analysis reveal the effect of initial pore geometry on crack initiation, while DVC results demonstrate the correlation between widespread strain concentration in fiber bundle regions and delamination damage, as well as final fracture. The three damage forms—fiber bundle cracking, matrix cracking, and delamination—are interrelated to some extent. As the load increases, adjacent delamination areas connect to form matrix cracks, which may further propagate into fiber bundle cracks. Under tensile loading, the primary failure modes of fiber bundles include fiber bundle fracture, fiber bundle splitting, and fiber bundle sliding. The presence of a center notch does not change the failure modes of the fiber bundles.

Key words: C/SiC composite material; X-ray CT *in-situ* tensile testing; damage; deep learning; digital volume correlation; image-based finite element

碳纤维增强碳化硅基体的复合材料，即C/SiC复合材料，是一种先进的陶瓷基复合材料(ceramic matrix composite，CMC)，它结合了碳纤维的高强度、高模量和优良的力学性能以及碳化硅基体卓越的热稳定性、抗氧化性和耐腐蚀性，因此在能源、汽车制造、航空航天等领域获得广泛应用。如欧洲航天局将C/SiC复合材料应用于航天热结构与热防护系统中[1]，德国宇航中心开发了使用C/SiC复合材料的飞行器头锥帽并应用于X-38飞行器上[2]，西北工业大学使用C/SiC复合材料开发了飞行器翼前缘与头锥帽，应用于飞行器上并进行了试飞[3]，西安航天复合材料研究所使用C/SiC复合材料开发了液体冲压发动机燃烧室和喷管，其具备一定的长时间热防护能力[4]；在汽车工业领域C/SiC复合材料也已实现具体应用，如作为低密度、高耐磨性和高温稳定的刹车片，德国斯图加特大学和德国航天研究所等单位已成功研制出C/SiC刹车片，并应用于保时捷轿车中[5]，与C/C复合材料相比，由于引入了适量SiC陶瓷硬质材料作基体，材料的抗氧化性和摩擦因数得以提高，且摩擦性能对外界环境介质(霉菌、油污、潮湿等)不敏感[6]。

目前，针对C/SiC复合材料在单向拉伸载荷作用下的损伤演化行为已有相对较多的实验、理论和仿真分析方面的研究报道。例如，霍艳艳[7]基于电测法开展C/SiC复合材料拉伸实验，结果表明，材料的损伤演化过程可分为微裂纹扩张、宏观基体裂纹形成和界面脱粘、损伤稳定扩展3个阶段，材料最后瞬时断裂，无持续的纤维断裂阶段；Novembre等[8]将C/SiC复合材料抽象为纤维相与基体相，基体相采用Tsai-Wu定律表征失效，纤维赋予准脆性行为，采用有限元模拟的方法模拟了材料在拉伸与弯曲下的性能退化、损伤扩展直至失效的过程，结果显示模拟结果与实验数据吻合良好；Liu等[9]编写有限元软件ABAQUS的UMAT子程序模拟C/SiC复合材料的力学行为，建立代表性体积单元，采用仿真模拟的方法揭示了C/SiC复合材料的损伤演化过程、宏观载荷与微观失效之间的关系。C/SiC复合材料在工程上应用还需要以连接结构的形式存在，如需要存在中心开孔的铆接连接形式。而目前C/SiC复合材料带中心孔试件损伤演化分析方面的研究报道还相对较少。

C/SiC复合材料内部微细观组成复杂，单向拉伸载荷作用下的损伤演化形式复杂多样，而其带中心孔试件的损伤演化行为更加复杂，如何表征其内部复杂的损伤演化过程和力学行为已成为关键挑战。与传统的拉伸实验相比，原位拉伸可以在拉伸实验的同时，原位观察和采集材料在拉伸时细观结构与形变行为的演化过程，是研究C/SiC复合材料损伤演化行为的有效实验手段。相比扫描电镜等方法只能揭示材料表面的微细观变化，X射线CT扫描技术可以清晰观察到各种复杂工况下试件内部结构的变化，因此已应用于室温[10-14]以及高温[15-16]下复合材料原位拉伸过程中的损伤演化与失效机理研究。相比于实验室CT，同步辐射X射线CT在进行原位实验时，通常具有更高的时间和空间分辨率，是开展C/SiC复合材料带孔试件损伤演化分析更为理想和有效的手段。

X射线CT将材料内部结构可视化，为分析材料内部结构提供了有效途径，然而由于C/SiC复合材料的内部结构复杂，且纤维与孔隙及损伤的灰度相差较小，传统的图像处理方法，如阈值分割、边缘分割等，对灰度差异较小的图像存在过度分割的问题[17]，往往无法精准区分这三者，且一次实验产生上千张图像，损伤区域很多，手动标记不现实。近年来逐步发展起来的人工智能在处理海量数据方面具有巨大优势，对细小的损伤提取效果较好，因此基于深度学习的语义分割算法(即根据图像每个像素所属类别分配ID)已少量见于复合材料微观组分与缺陷的识别。杜永龙等[18]利用深度学习准确识别出拉伸裂纹并实现其三维可视化。陈鹏等[19]基于深度学习图像分割方法对载荷作用下的基体裂纹、分层等损伤进行智能识别，提取损伤特征开展定量分析。Kopp等[20]使用卷积神经网络(convolutional neural network，CNN)作为深度学习模型的骨干网络，通过对同步辐射CT图像的训练，实现了碳纤维增强塑料(carbon fiber reinforced polymer，CFRP)层压板的缺陷分类。Badran等[21]基于CNN和同步辐射CT图像对纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料的纤维、基体与缺陷进行了分割。Gao等[22]采用商业软件Dragonfly的深度学习模块对碳化硅陶瓷基复合材料试件的微米和纳米CT图像进行训练，实现了基体裂纹、孔隙和纤维等的分割。上述研究表明深度学习方法在复合材料微观组分和缺陷识别方面具有巨大的潜力。然而在完整的载荷加载过程中借助深度学习进行的损伤萌生与演化分析的研究还较少，并且借助深度学习识别缺陷仅是从表观对

材料损伤的萌生与演化进行研究，还需要结合其他方法以进一步研究损伤的演化乃至预测损伤的产生。

此外，数字体积相关(digital volume correlation，DVC)及图像有限元(3D image-based finite element method，3D IB-FEM)的建模方法也可用于分析C/SiC复合材料的损伤萌生和演化。DVC是一种用于测量物体内部三维全场变形的先进实验力学方法，传统的应变片方法适用于材料局部表面的应变分析[23]，无法获取材料内部应变，而DVC结合CT技术，即可获取试件变形前后的两组数字体积图像，能够获得试件内部亚体素精度的应变场，从而获知损伤与应变的关系及失效机制[24-25]。3D IB-FEM建模方法是一种结合了图像识别技术和有限元方法的技术，可以通过CT图像建立试件几何模型，对模型进行网格划分，生成有限元模型并进行加载和求解分析，可以在一定程度上预测材料的力学行为[26-27]。相较于交流阻抗测试、扫描电镜等方法，X射线CT结合DVC及3D IB-FEM的分析方法，其优势在于可以更直观、高效地跟踪材料内部任意一处损伤的萌生与演化过程，分析其萌生与演化的机理，并且观察不同损伤之间的联系。

本工作采用基于同步辐射CT扫描技术的原位加载实验，结合深度学习、DVC及3D IB-FEM，对中心开孔的C/SiC复合材料试件进行原位拉伸实验，以探究其单轴拉伸力学行为。首先对中心开孔的C/SiC复合材料试件进行X射线CT原位拉伸实验；然后，基于深度学习方法分析试件内部损伤的萌生、演化过程以及试件的破坏模式；最后，基于3D IB-FEM和DVC进一步分析了损伤萌生、扩展与应变场之间的关联。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

本实验以化学气相渗透(chemical vapor infiltration，CVI)工艺制备的C/SiC复合材料为研究对象，设计了用于X射线CT原位拉伸实验的狗骨状中心开孔试件，如图1(a)所示。试件取自一块厚度为4 mm的二维平纹编织C/SiC复合材料平板，其每一铺层由相互正交的经向和纬向碳纤维束编织而成[25]。将试件中心开孔直径设定为2 mm，旨在参照该类结构常见的2 mm铆接连接工况。

1.2 实验方法

本实验中的X射线CT原位拉伸测试在上海同步辐射光源BL13 W线站完成，利用Deben CT 5 kN原位加载设备实现对试件的单向原位拉伸。同步辐射及原位加载设备如图1(b)所示，主要由射线源、旋转台、原位加载装置及探测器组成。本实验中同步辐射X射线束电压为22 kV，X射线CT探测器的分辨率为6.5 μm/px，试件中心与探测器之间的距离为0.2 m。在成像过程中旋转台旋转180°，旋转台旋转速度为0.5 (°)/s，完成每次扫描需要6 min。每个X射线投影的曝光时间为4 ms，每两个投影中间的延迟时间大约为360 ms，每个扫描共包括1002张投影。另外，在每次扫描前后各采集5张白场像，每次扫描后采集5张暗场像用于重建图像的校正。

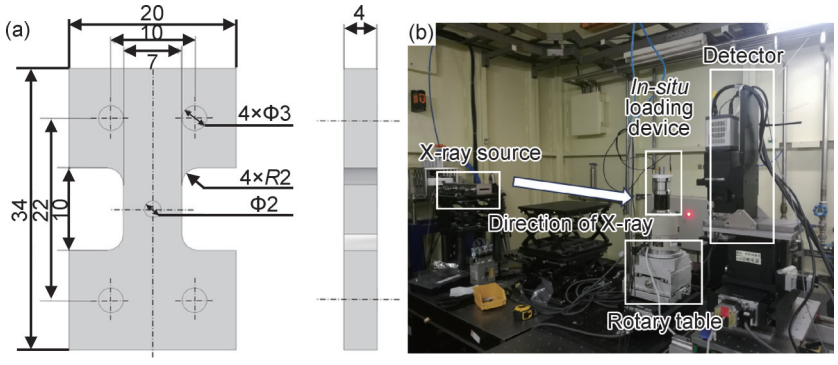


图1 试件尺寸(a)及X射线CT原位实验设备(b)

Fig.1 Dimension of specimen(a) and X-ray CT *in-situ* loading device(b)

X射线CT原位拉伸实验的载荷-位移曲线如图2所示，实验过程中对13个载荷状态下的试件进行了CT扫描，3892 N时试件发生破坏。发生破坏后的载荷迅速降为0 N，表现为脆性断裂。

C/SiC复合材料的拉伸损伤主要分为三种类型：纤维束裂纹、基体裂纹及分层，使用深度学习对这三种损伤进行提取。深度学习的平台为图像处理软件Avizo，神经网络为U-Net结构，操作流程如图3所示：首先对数据进行预处理，去除图像的最开始及最后一些样张，这些样张由于靠近表层，图像不完整，不具备识别的必要性，选取感兴趣区域(region of interest，ROI)。然后进行数据集的制作，每隔上百张切片再选

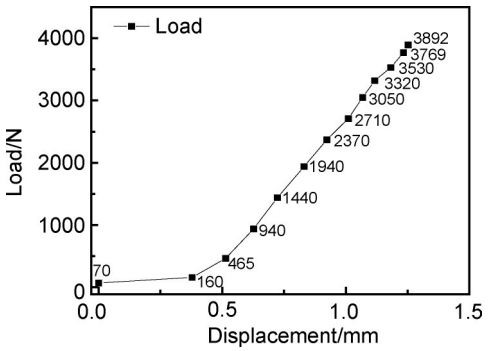


图2　C/SiC复合材料试件载荷-位移曲线

Fig.2　Load-displacement curve of C/SiC composite

取一些切片以保证样本多样性，手动标记这些切片上的损伤。调整学习参数，学习参数的设置将在下文说明，然后进行训练。查看训练过程中的train loss、validation loss与平均交并比（mean intersection over union，MIOU），MIOU用于评价图像分割任务准确性，对于场景单一的数据集，MIOU值在70%以上则可以认为效果优秀[28]。本工作选取一个较为成功的学习过程中的train loss、validation loss与MIOU如图4所示，可以看到train loss、validation loss随着迭代的进行均稳定在0.1～0.2之间，MIOU稳定在70%～80%之间。之后对整个试件进行预测，并对预测结果进行评估，观察一些损伤集中出现的切片以检验损伤是否识别准确。若识别效果较差则需要重新选取一些具有代表性的切片，将一些过度识别或未识别的区域所在的切片进行标记后再加入训练集，并修改训练参数继续训练。重复以上过程直到大多数识别结果准确。最后对少数未正确识别的损伤进行手动添加或删除。选取一个成功的识别案例如图5所示，可以看到纤维束裂纹、基体裂纹及分层被成功识别并标记。

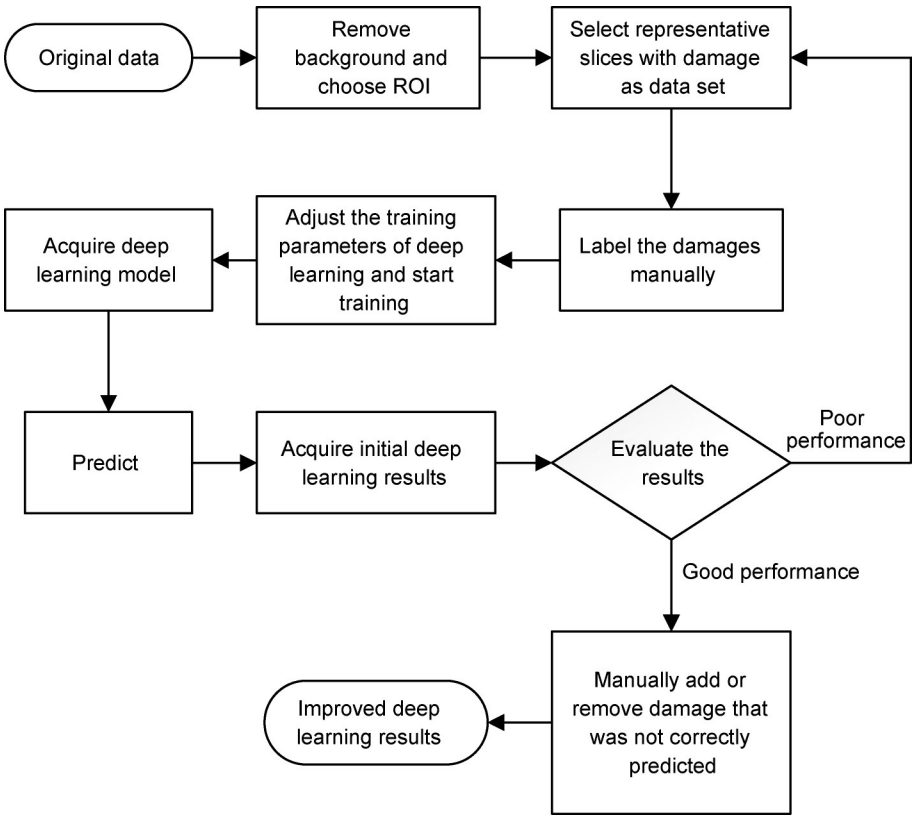


图3　深度学习识别损伤的操作流程

Fig.3　Process of deep learning to identify damages

关于学习参数，识别设置所有样本中的90%为训练集，10%为验证集，学习率为0.0001，优化器采用Adam，Patch Size设置为最大，开启Geometry Augmentation以增加样本数量，对于分层识别，迭代次数设置为300，对于纤维束及基体裂纹，由于目标较小，识别难度较大，因此迭代次数设置为600，Metric选择MIOU。

对于纤维束及基体裂纹，由于其体积小、形状狭长且与周围的灰度差异不大，因此往往需要经历多次训练集的迭代才能做到较为准确的识别，并且最后的手动添加或去除环节是不可避免的。对于分层，由于其低载荷和高载荷下宽度差异较大，因此低载荷及高载荷下的训练模型不能共用，否则识别率会受影响。以上两点是该模型的局限性。

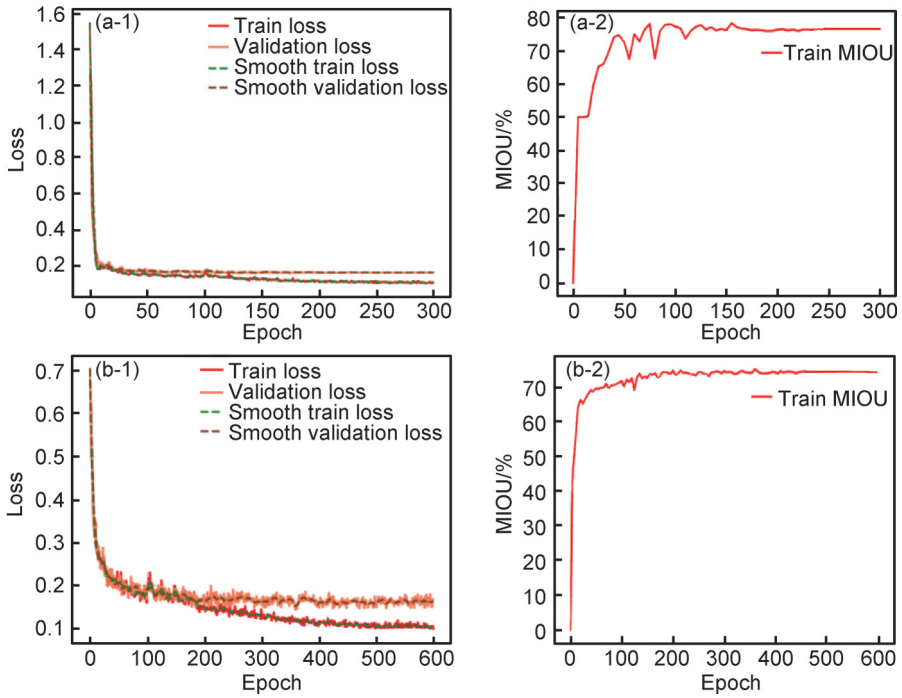


图4 选取一个成功的训练过程中的损失函数(1)与MIOU值(2)

(a)分层识别训练过程;(b)基体与纤维束裂纹识别训练过程

Fig.4 Selection of values of loss function(1) and MIOU(2) during a successful training process

(a)training process of delamination identification;(b)training process of matrix/fiber bundle crack identification

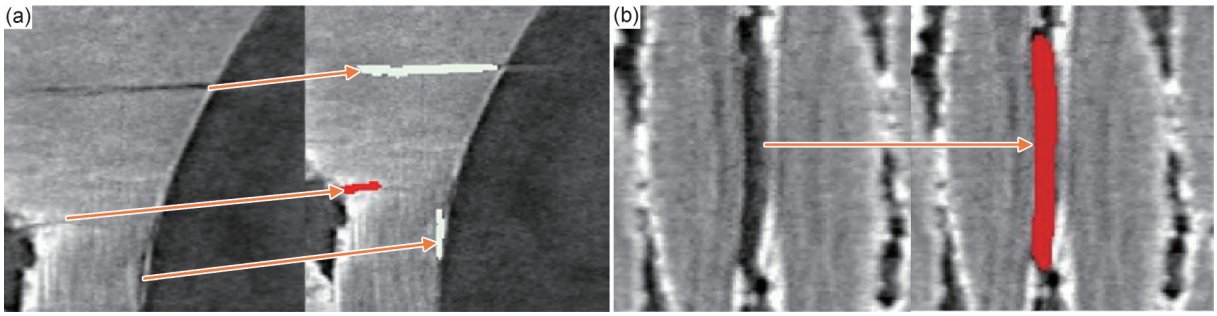


图5 深度学习的识别效果

(a)纤维束裂纹(白)与基体裂纹(红)识别效果示意图;(b)分层识别效果示意图

Fig.5 Identification effect of deep learning

(a)example of identification effect of fiber bundle crack(white) and matrix crack(red);(b)example of identification effect of delamination

2 结果与分析

2.1 损伤的表征

2.1.1 损伤的三维表征

通过深度学习对纤维束裂纹、基体裂纹及分层进行识别提取后,以1440、2710、3769 N为例对三种损伤进行三维表征以观察其演化规律以及在空间中的位置,通过Volume Rendering操作进行损伤的三维表征,如图6所示。

纤维束裂纹、基体裂纹、分层均在1440 N开始萌生,损伤的分布不均匀,产生的位置大多位于面内垂直于拉伸方向(*X*方向)的前半段与铺层方向(*Z*方向)末段。此后逐渐扩展,基体裂纹数量大于纤维束裂纹数量,但两种裂纹体积占比均小于分层体积占比,这是因为分层是片状形态,体积较大。观察2710 N及3769 N下纤维束裂纹、基体裂纹的空间分布也可发现,纤维束裂纹扩展较少且基体裂纹扩展较多,而分层扩展得更快,到2710 N下分层的扩展已较为显著,大面积的片状分层开始彼此连接,3769 N时分层大量积累。三种损伤在扩展的过程中均呈现出与萌生时类似的不均匀分布现象。

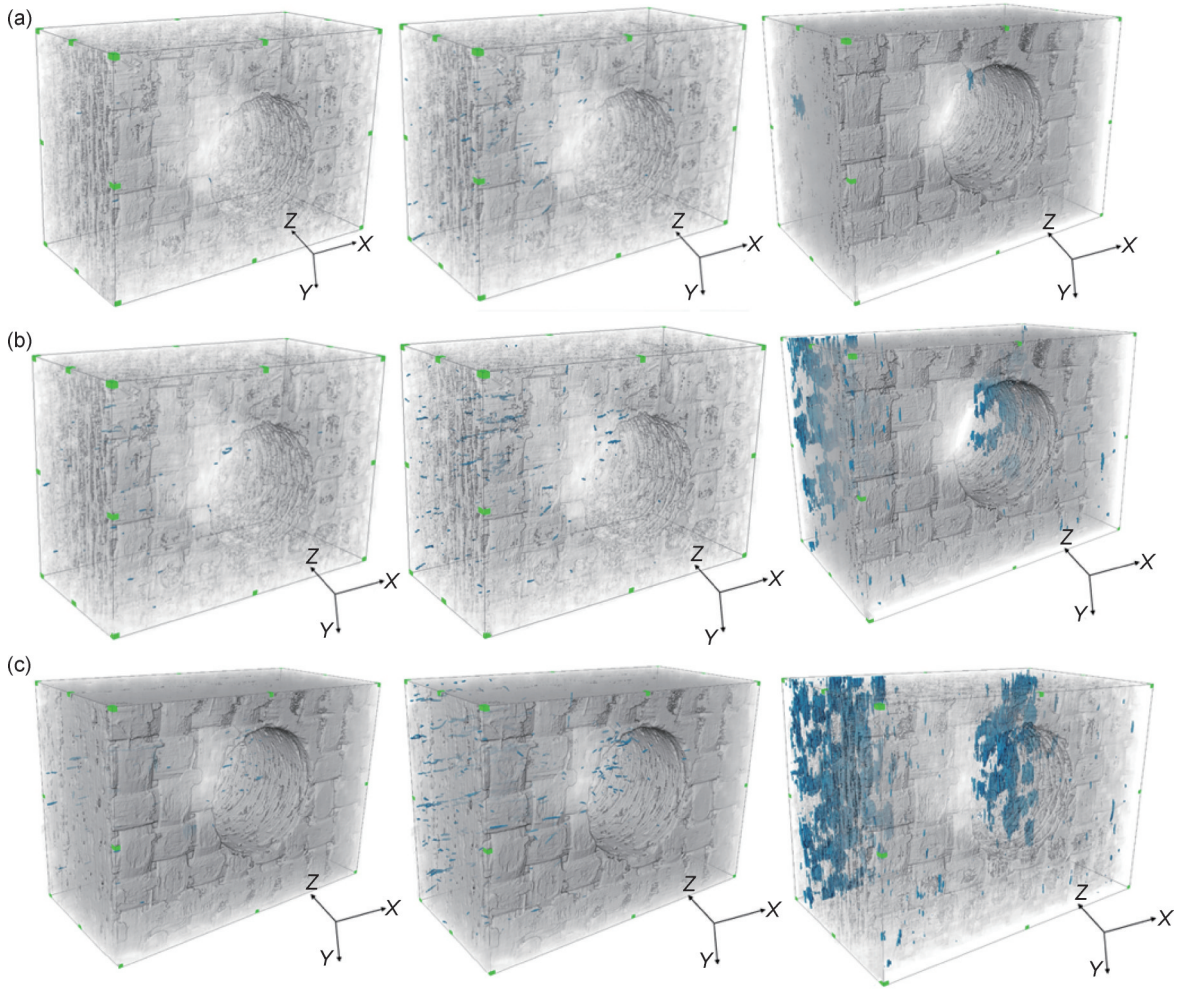


图6　不同载荷下纤维束裂纹、基体裂纹及分层空间分布

(a)1440 N;(b)2710 N;(c)3769 N

Fig.6　Spatial distribution of fiber bundle crack, matrix crack, and delamination under different loads

(a)1440 N;(b)2710 N;(c)3769 N

2.1.2　损伤的定量表征

统计1440 N起每个载荷下纤维束裂纹、基体裂纹及分层的体积占比以实现对损伤的定量表征。与图7中损伤演化的趋势类似，分层的体积占比远高于纤维束裂纹及基体裂纹的体积占比，拉伸过程中基体裂纹总体呈现加速扩展的趋势，纤维束裂纹增加趋势较为平缓，而分层则呈现出先加速扩展、后趋于减速、又加速扩展的趋势。

同时定量统计3769 N下纤维束裂纹、基体裂纹及分层在三轴上各位置的数量分布，统计结果如图8所示，可以看出，三种损伤除了存在向X方向前半段与Z方向末段聚集的趋势，也观察到Y方向上三种损伤在中心开孔附近同样存在聚集现象。

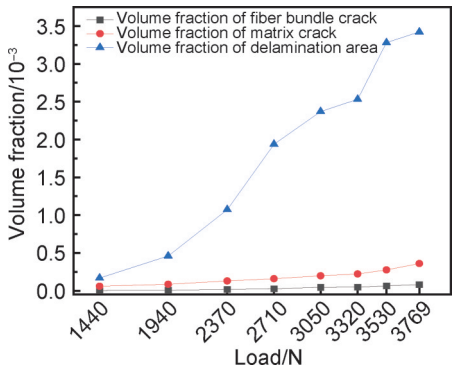


图7　纤维束裂纹、基体裂纹与分层区域体积占比随载荷变化的曲线

Fig.7　Variation curves of volume fraction of fiber bundle crack, matrix crack, and delamination area with load

2.2　损伤的萌生、扩展及试件的断裂

如2.1.1节所述，观察1440 N下纤维束裂纹、基体裂纹及分层的空间分布，可发现其萌生区域集中于X方向前半段与Z方向末段，其中X方向前半段为靠近中心开孔的区域，说明裂纹萌生与中心开孔所致应变集中效应有一定关系，但中心开孔所致应变集中无法完全解释这种损伤萌生位置的不均匀分布。进一步

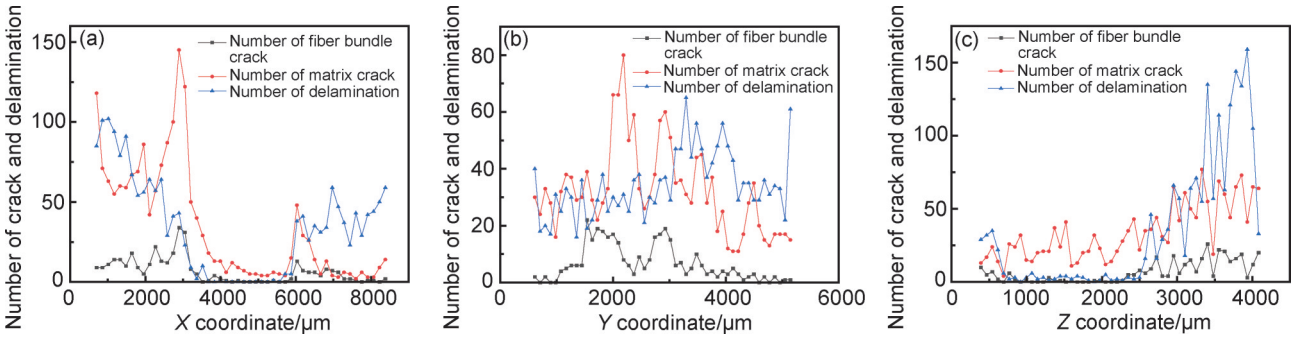


图8 3769 N下纤维束裂纹、基体裂纹与分层区域在X轴(a)、Y轴(b)和Z轴(c)上的数量分布

Fig.8 Distribution of fiber bundle cracks, matrix cracks, and delamination area along the X-axis(a), Y-axis(b), and Z-axis(c) under 3769 N

分析其原因是试件内部初始孔隙的不均匀分布,如图9所示,可以观察到在某些切片上初始孔隙存在明显的不均匀分布现象。为验证该现象,通过深度学习结合阈值分割的方法提取初始孔隙并进行定量分析,对其在X与Z方向上的分布情况分别进行统计,如图10(a),(b)所示,可以发现初始孔隙同样存在向X方向的前半段及Z方向末段聚集的趋势,由于初始孔隙也会造成应变集中,因此可以认为损伤会优先在这些地方萌生。

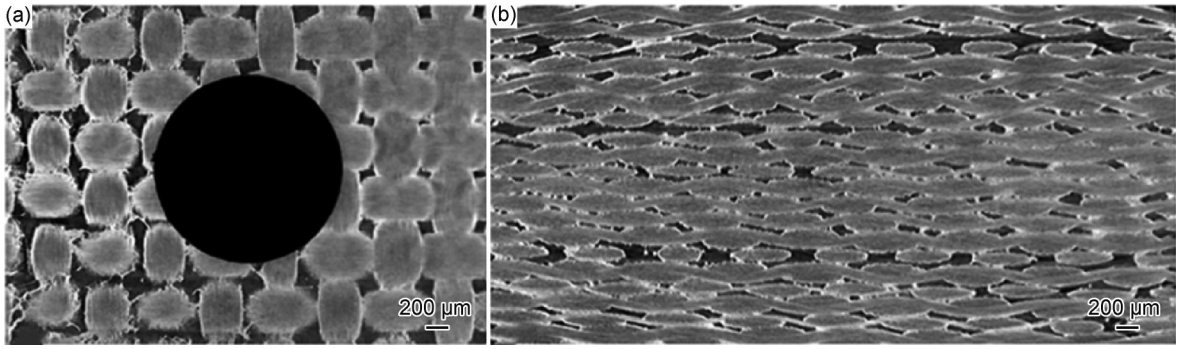


图9 试件初始孔隙的不均匀分布

(a)试件的初始孔隙在X方向上的聚集情况;(b)试件的初始孔隙在Z方向上的聚集情况

Fig.9 Uneven distribution of initial pores in the specimen

(a)aggregation of initial pores in the specimen along the X-direction;(b)aggregation of initial pores in the specimen along the Z-direction

如2.1.2节所述,观察3769 N下纤维束裂纹、基体裂纹及分层的空间分布,在中心开孔所在的XY平面内,X与Y方向的中段左右,即中心开孔位置附近,三种损伤也出现了聚集现象。其中,在X方向的开孔所覆盖的长度区间内,三种损伤的数量极少,这不仅是中心开孔占据了空间所致,也与加载方向是Y方向,中心开孔上下两端处于低应变状态有直接关系。在Y方向的开孔所覆盖的长度区间内,即使中心开孔占据了空间,三种损伤的数量仍出现了峰值,表明中心开孔在1440 N后续的加载过程中明显促进了损伤在开孔位置附近应变集中区域的萌生。

综上可得,损伤萌生位置的不均匀分布现象是由中心开孔与初始孔隙分布的共同作用所致。

另外,纤维束、基体裂纹及分层具有类似的聚集趋势也反映了这三种损伤在一定程度上相互关联。图11所示为分层随载荷增加扩展进而形成基体裂纹。由图11可见,损伤扩展过程中,相邻的分层随着载荷增加,其长度和宽度扩展到一定程度时会发生偏转,向垂直于界面层的方向继续扩展,从而形成基体裂纹(图11中圆圈所示),随着损伤数量及体积的增加,基体裂纹也可能渗透到纤维内,从而形成纤维裂纹。三种损伤之间互相连通,最终导致材料的性能下降并发生断裂破坏。

图12(a)为试件断裂后的三维视图,纵向为加载方向。可以看出,试件的断口粗糙,大量纤维被拔出,且拔出长度较大。图12(b)为纤维的失效模式,在拉伸载荷下部分0°纤维发生了纤维束劈裂,表现为纤维束内部较为平齐的断面,也有部分0°纤维发生了断裂,表现为粗糙的断面,且断面附近纤维发生偏转;部分90°纤维束发生了断裂,表现为粗糙的断面,同时有部分纤维束发生了滑移,表现为纤维拔出,纤维拔出长

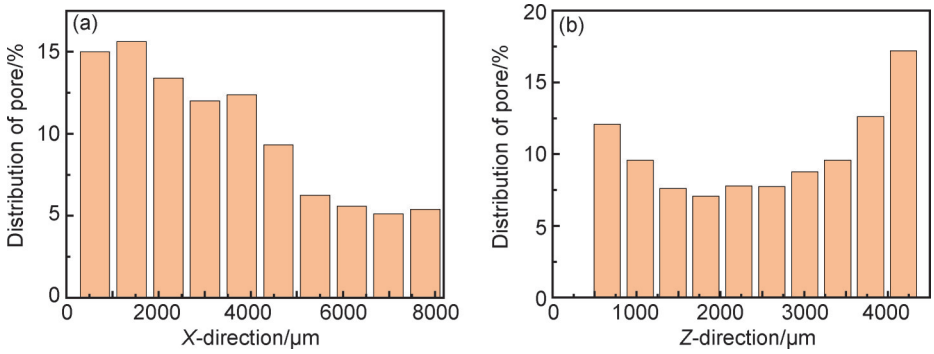


图10　试件初始孔隙的分布统计

(a)试件的初始孔隙在X方向上的分布;(b)试件的初始孔隙在Z方向上的分布

Fig.10　Statistical distribution of initial pores in the specimen

(a)distribution of initial pores in the specimen along the X-direction;(b)distribution of initial pores in the specimen along the Z-direction

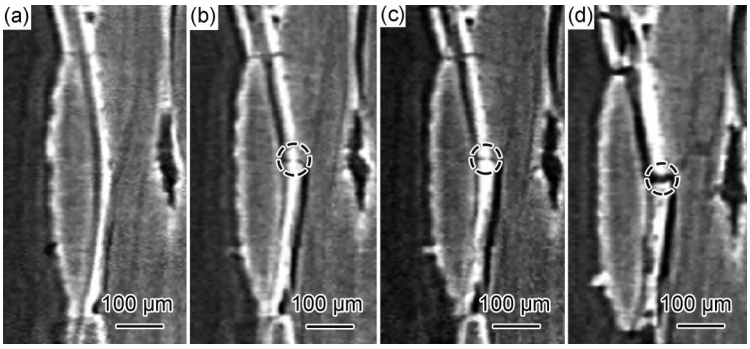


图11　分层随载荷增加扩展进而形成基体裂纹

(a)160 N;(b)1440 N;(c)2710 N;(d)3769 N

Fig.11　Delamination propagation with the increase of load leading to formation of matrix cracks

(a)160 N;(b)1440 N;(c)2710 N;(d)3769 N

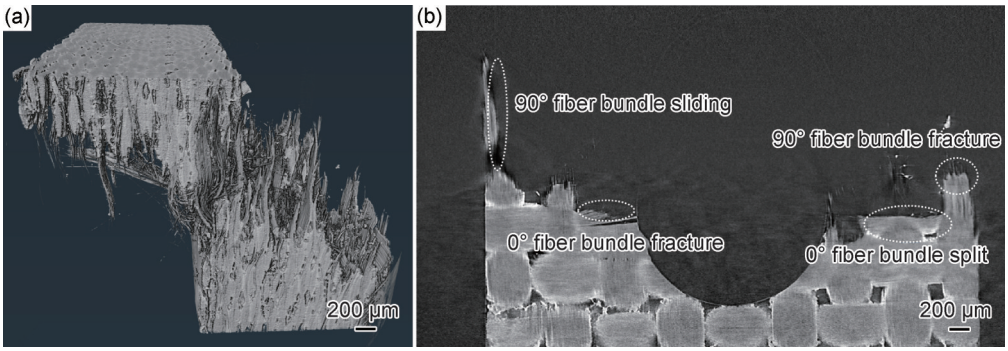


图12　试件断口

(a)试件断裂后的三维视图;(b)纤维束破坏形式

Fig.12　Fracture surface of the specimen

(a)3D view of the specimen after fracture;(b)failure modes of fiber bundle

度较大,原因是纤维束与基体之间以及纤维束内部界面的较弱结合,特别是面对剪应力的较弱结合。断口观察显示纤维拔出往往伴随多种纤维失效模式,这正是纤维束裂纹、基体裂纹和分层这三种损伤相互关联的直接体现。分层会削弱90°纤维与基体的结合,面对剪应力时更脆弱,使材料发生破坏时该处的90°纤维发生滑移并被拔出。基体裂纹若渗透至0°纤维内,则0°纤维易发生断裂或劈裂,基体裂纹若渗透至90°纤维内,则90°纤维易发生断裂。未开孔拉伸试件的纤维束失效形式为横向纤维束开裂、断裂(即0°纤维劈裂与断裂),纵向纤维束断裂、剥离(即90°纤维断裂与滑移)[29]。中心开孔对材料纤维束的失效模式没有改变,其影响仅体现为使裂纹萌生位置向开孔附近聚集。

2.3 3D IB-FEM与DVC分析

2.3.1 3D IB-FEM分析

为了验证试件内部初始孔隙对裂纹萌生的影响，利用3D IB-FEM进行仿真分析。图像处理软件Avizo其中的Meshing模块可以对试件划分网格，并输出到ABAQUS。因材料内部中有大量的初始孔隙，因此需要控制网格参数，使网格既能基本反映材料内部结构特性又能保证生成网格时的时间在可接受范围内，生成网格后输出到有限元软件ABAQUS，网格如图13(a)所示，其基本能反映材料初始孔隙的分布情况。由于本仿真旨在验证初始孔隙所造成的应变集中效应与损伤萌生位置之间是否存在一致性，重点关注的是几何与应变分布之间的关系，与材料参数无关，故材料参数仅设定杨氏模量为10 MPa，泊松比为0.3，此参数设置虽与实际材料参数并不相符，但不影响仿真目的的实现。采用Y方向一面固定，另一面位移为−0.155 mm(通过CT图像内观察1440 N下试件边缘移动的像素数量，与每像素对应的实际长度相乘得到)的边界条件，以模拟1440 N下损伤萌生时的载荷环境。

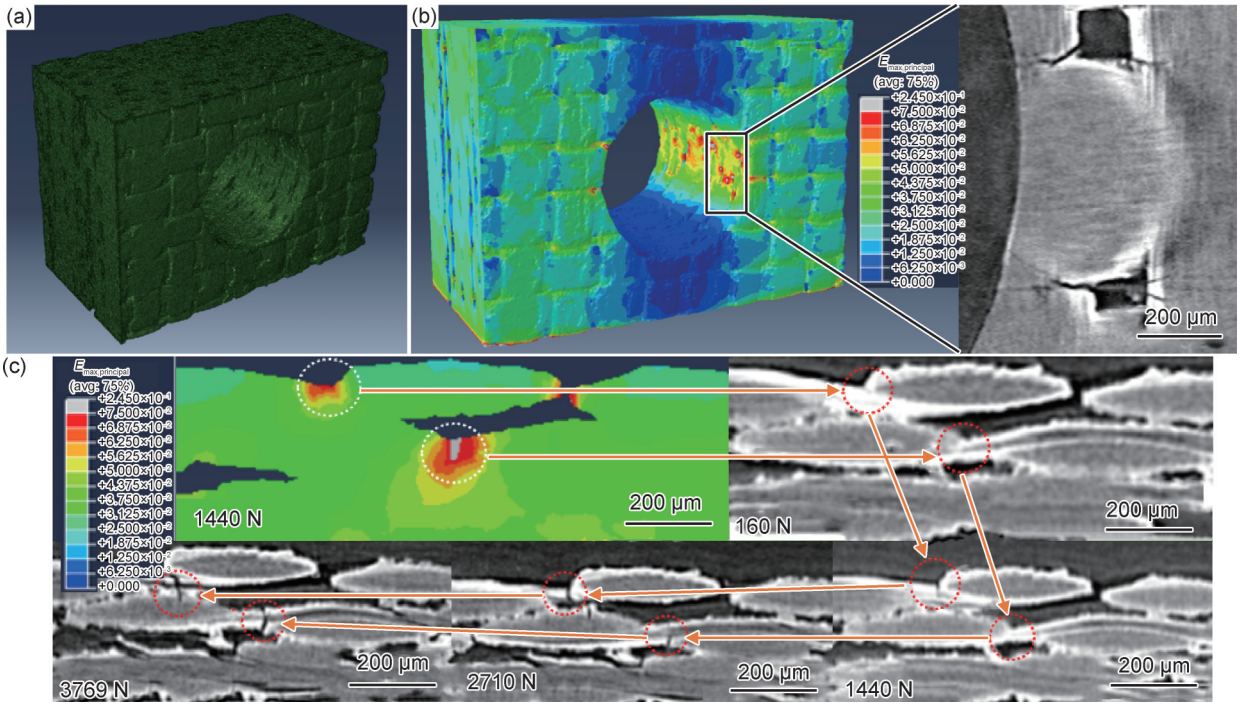


图13 3D IB-FEM建模分析

(a)3D IB-FEM网格划分；(b)应变计算结果以及与发生损伤的CT切片(3769 N)对比示例；

(c)试件代表性区域1440 N下应变分布及裂纹萌生演化过程

Fig.13 3D IB-FEM analysis

(a)meshing of 3D IB-FEM analysis；(b)result of strain calculation and example of CT slice (3769 N) with damage；

(c)strain distribution and crack initiation evolution process in the representative area of the specimen under 1440 N

计算结果如图13(b)所示，中心开孔的左右两侧区域普遍有明显的应变集中现象，但是应变集中的程度不尽相同，在初始孔隙存在的凹陷附近应变集中更严重，表明中心开孔与初始孔隙共同作用造成了应变集中；而通过与CT切片的对比分析表明，在这些局部分散的应变集中区域确实发生了损伤演化。进一步选取CT图像中一块具有代表性的区域进行分析，如图13(c)所示，载荷为水平方向，1440 N下呈四边形形状的初始孔隙的下方尖端及材料表面凹陷附近有应变集中，这种应变集中对损伤的萌生具有一定的促进作用，表现为1440 N下材料表面凹陷附近首先出现细小裂纹，2710 N时初始孔隙的下方尖端同样出现裂纹，直至3769 N时表面凹陷附近的裂纹贯穿了附着在纤维上的基体，并向纤维束内延伸了一段距离，而初始孔隙下方尖端的裂纹贯穿了整条纤维束。图像有限元的计算结果证实初始孔隙所致应变集中对损伤萌生具有促进作用，从而在宏观上降低了材料整体的强度。已有研究成果[30-31]使用了随机碰撞与爆炸碎片等算法随机生成初始孔隙，证明初始孔隙对材料整体的力学性能存在影响，而本研究使用3D IB-FEM，除了模拟初始孔隙的分布外，可以复现孔隙的真实形状，因此也可以清晰观察到损伤萌生的位置与孔隙形

状的关系，从微细观层面反映了试件的损伤萌生情况与初始孔隙分布及形状的关联性。

2.3.2　DVC分析

虽然通过3D IB-FEM建模分析可以观察到细微的裂纹萌生位置附近的应变集中现象，但由于3D IB-FEM建模时未对材料组分进行区分，当材料发生损伤后模型的微结构会发生改变，未考虑组分的模型不再适用于模拟这些微结构的后续变化，因此，为分析损伤的演化过程，使用DVC进行应变场计算，以观察应变分布。使用商业软件Avizo的DVC功能，将试件加载过程中的一系列CT图像导入软件，并将70 N载荷下作为变形前的起始状态，分别选取1440、2710、3769 N载荷下作为变形后的结果，首先创建DVC Local Approach，划分一个粗略的网格进行计算，粗略的网格如图14(a)所示，运行DVC Local Approach，此处的运行结果将作为后续计算的初始输入，有助于其收敛，若不进行此步骤，则后续计算可能效果较差。然后创建Generate Global DVC Mesh，建立一个较精细的网格，较精细的网格如图14(b)所示，继续创建DVC Global Approach，参数中的Initial Displacement设置为DVC Local Approach的运行结果，运行DVC Global Approach即可完成应变场计算。需要注意的是，DVC计算的是全场应变，在有限的计算资源下无法保证网格精细程度极高，因此更适合分层这种较大区域损伤的分析。

计算完成后以CT图像中一块具有代表性的区域为例进行分析，如图14(c)所示，1440 N下纵向纤维束有小范围的应变集中，2710 N时虽然纤维束外观无明显变化，观察应变分布则可以发现应变集中区域已经发生扩展，直至3769 N时纵向纤维束产生了大面积的分层区域，表现为纤维束部分区域呈黑色，此时应变集中现象更为明显，该分层损伤最终导致材料在此处发生破坏。DVC计算结果表明，在损伤产生前可能已产生了较大的应变集中，随着损伤的扩展，应变集中也将更为显著，材料的破坏也更倾向于出现在应变集中区域，因此应变集中区域在宏观上降低了材料的承载能力。

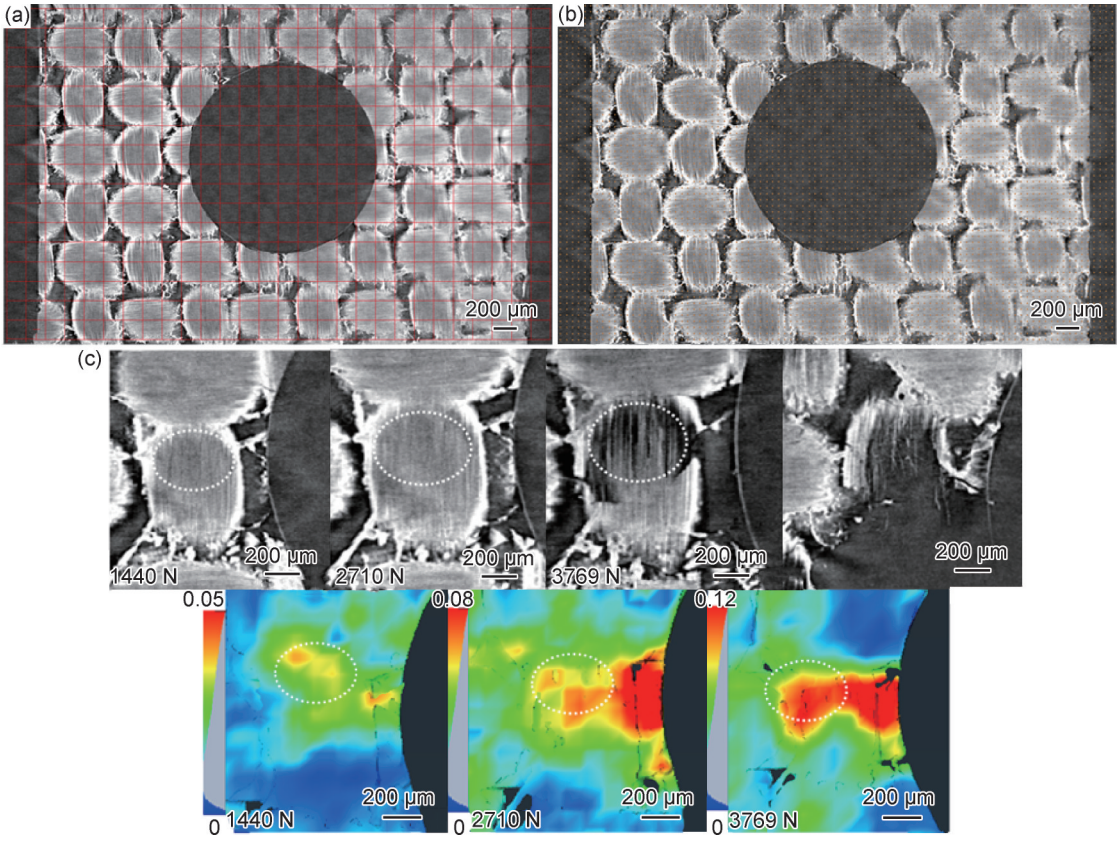


图14　DVC分析

(a)DVC Local Approach生成的粗略网格；(b)DVC Global Approach使用的精细网格；

(c)试件代表性区域分层萌生演化过程及应变分布

Fig.14　DVC analysis

(a)rough mesh generated by DVC Local Approach; (b)fine mesh generated by DVC Global Approach;

(c)initiation and propagation of delamination in the representative area of specimen and the distribution of strain

3 结论

(1)基于深度学习的损伤识别与量化分析表明:中心开孔附近及初始孔隙分布密集区域萌生的损伤较多,说明中心开孔与初始孔隙均会影响损伤萌生的位置;考虑初始孔隙和中心开孔真实几何形貌的3D IB-FEM分析结果,一方面表明在中心开孔和初始孔隙共同作用下的应变集中区域导致损伤的萌生,另一方面展示了初始孔隙附近的应变集中区域与纤维束裂纹和基体裂纹萌生之间的关系,强调了初始孔隙的几何形状对损伤萌生的影响;而DVC结果则进一步展现了纤维束区域较大范围应变集中与分层损伤之间的关系。

(2)纤维束裂纹、基体裂纹及分层这三种损伤形式在一定程度上相互关联,随着载荷增加,临近的分层连通形成基体裂纹,进而可能扩展形成纤维束裂纹;DVC结果表明了应变集中与损伤扩展和最终断裂之间的关系,随着分层的扩展,分层区域附近应变集中愈发明显,导致材料最终在此处发生破坏。

(3)在拉伸载荷下纤维束的主要破坏形式为纤维束断裂、纤维束劈裂及纤维束滑移,试件中心开孔没有改变纤维束的失效模式。

参考文献

[1] VINH T L, NGOC S H, NAM S G. Advanced sandwich structures for thermal protection systems in hypersonic vehicles: a review [J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 226: 109301.

[2] AN Q L, CHEN J, MING W W, et al. Machining of SiC ceramic matrix composites: a review[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2021, 34(4): 540-567.

[3] 崔园园, 白瑞成, 孙晋良, 等. 熔融渗硅法制备C/C-SiC复合材料的研究进展[J]. 材料导报, 2011, 25(1): 31-35.
CUI Y Y, BAI R C, SUN J L, et al. Research of C/C-SiC composites prepared by liquid silicon infiltration[J]. Materials Review, 2011, 25(1): 31-35.

[4] 闫联生, 崔万继, 崔红, 等. 超高温抗氧化碳陶复合材料研究进展[J]. 宇航材料工艺, 2014, 44(3): 6-11.
YAN L S, CUI W J, CUI H, et al. Advances on ultrahigh temperature and oxidation resistance carbon-ceramic composites [J]. Aerospace Materials & Technology, 2014, 44(3): 6-11.

[5] 代吉祥. 碳纤维热处理对C-SiC基复合材料微观组织结构及性能影响的研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2015.
DAI J X. Effect of thermal treatment of carbon fiber on microstructure and properties of C-SiC-based composites[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2015.

[6] 徐兴亚, 张立同, 成来飞, 等. 碳陶刹车材料的研究进展[J]. 航空制造技术, 2014, 57(6): 100-103.
XU X Y, ZHANG L T, CHENG L F, et al. Research progress of carbon/silicon carbide brake materials [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(6): 100-103.

[7] 霍艳艳. 基于交流阻抗的2D C/SiC复合材料损伤演化过程研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2023.
HUO Y Y. Study on damage evolution of 2D C/SiC composites based on alternating current impedance[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2023.

[8] NOVEMBRE E, AIROLDI A, RIVA M, et al. A macroscale damage model for the tensile and bending failure of C/C-SiC structural laminates [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(13): 7490-7503.

[9] LIU Y, ZHAO H, DONG S, et al. Progressive failure analysis of needle-punched C/SiC composites based on multiscale finite element model[J]. Composite Structures, 2023, 310: 116774.

[10] 刘海龙, 张大旭, 祁荷音, 等. 基于X射线CT原位试验的平纹SiC/SiC复合材料拉伸损伤演化[J]. 上海交通大学学报, 2020, 54(10): 1074-1083.
LIU H L, ZHANG D X, QI H Y, et al. Tensile damage evolution of plain weave SiC/SiC composites based on *in situ* X-ray CT tests[J]. Journal of Shanghai Jiao Tong University, 2020, 54(10): 1074-1083.

[11] CHEN Y, SHI Y, CHATEAU C, et al. *In situ* X-ray tomography characterisation of 3D deformation of C/C-SiC composites loaded under tension [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2021, 145: 106390.

[12] WANG L, ZHANG W, LI H, et al. 3D *in situ* characterizations of damage evolution in C/SiC composite under monotonic tensile loading by using X-ray computed tomography[J]. Applied Composite Materials, 2020, 27(3): 119-130.

[13] TURPIN L, ROUX S, CATY O, et al. *In situ* tomographic study of a 3D-woven SiC/SiC composite part subjected to severe thermo-mechanical loads [J]. Journal of Synchrotron Radiation, 2022, 29(2): 522-531.

[14] ZHANG D, LIU Y, LIU H, et al. Characterisation of damage evolution in plain weave SiC/SiC composites using *in situ* X-ray micro-computed tomography [J]. Composite Structures, 2021, 275: 114447.

[15] BALE H A, HABOUB A, MACDOWELL A A, et al. Real-time quantitative imaging of failure events in materials under load at temperatures above 1600 ℃[J]. Nature Materials, 2013, 12(1): 40-46.

[16] HABOUB A, BALE H A, NASIATKA J R, et al. Tensile testing of materials at high temperatures above 1700 ℃ with *in situ* synchrotron X-ray micro-tomography[J]. Review of Scientific Instruments, 2014, 85(8): 083702.

[17] 张海军, 周储伟. 基于显微CT图像的细编穿刺碳/碳复合材料细观力学模型[J]. 材料工程, 2016, 44(5): 65-71.
ZHANG H J, ZHOU C W. Meso-mechanical model on fine weave pierced C/C composites based on micro computed tomography[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(5): 65-71.

[18] 杜永龙, 张毅, 王龙, 等. 基于深度学习的平纹C_f/SiC复合材料原位拉伸损伤演化与断裂分析[J]. 硅酸盐通报, 2022, 41(1): 249-257.
DU Y L, ZHANG Y, WANG L, et al. *In-situ* tensile damage

evolution and fracture analysis of plain weave C_f/SiC composites based on deep learning[J]. Bulletin of the Chinese Ceramic Society, 2022, 41(1): 249-257.

[19] 陈鹏, 王龙, 张大旭, 等. 基于深度学习的准各向同性缎纹C/SiC拉伸-剪切损伤演化机制[J]. 复合材料学报, 2024, 41(9): 4852-4862.
CHEN P, WANG L, ZHANG D X, et al. Deep learning based tensile-shear damage evolution mechanism of quasi-isotropic satin weave C/SiC composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2024, 41(9): 4852-4862.

[20] KOPP R, JOSEPH J, NI X, et al. Deep learning unlocks X-ray microtomography segmentation of multiclass microdamage in heterogeneous materials[J]. Advanced Materials, 2022, 34(11): 2107817.

[21] BADRAN A, MARSHALL D, LEGAULT Z, et al. Automated segmentation of computed tomography images of fiber-reinforced composites by deep learning[J]. Journal of Materials Science, 2020, 55(34): 16273-16289.

[22] GAO X Y, LEI B, ZHANG Y, et al. Identification of microstructures and damages in silicon carbide ceramic matrix composites by deep learning[J]. Materials Characterization, 2023, 196: 112608.

[23] 郭洪宝, 王波, 矫桂琼, 等. 2D-C_f/SiC复合材料缺口试件拉伸力学行为研究[J]. 材料工程, 2013, 41(5): 83-88.
GUO H B, WANG B, JIAO G Q, et al. Tensile mechanical behavior of notched 2D-C_f/SiC composites[J]. Journal of Materials Engineering, 2013, 41(5): 83-88.

[24] NIU G, ZHU R, LEI H, et al. Internal damage evolution investigation of C/SiC composites using *in situ* tensile X-ray computed tomography testing and digital volume correlation at 1000 ℃[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2022, 163: 107247.

[25] 黄鲛, 陈婧旖, 罗磊, 等. 基于数字图像技术的C/SiC复合材料拉伸行为与失效机制[J]. 复合材料学报, 2022, 39(5): 2387-2397.
HUANG J, CHEN J Y, LUO L, et al. Tensile behavior and failure mechanism of C/SiC composite based on digital image technology[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2022, 39(5): 2387-2397.

[26] 曾涵, 景鑫, 孙亚松. 编织SiC(C)/SiC复合材料细观建模与热弹性常数预报[J]. 推进技术, 2023, 44(9): 238-252.
ZENG H, JING X, SUN Y S. Mesoscopic modeling and thermal and mechanical constant prediction of braided SiC(C)/SiC composites[J]. Journal of Propulsion Technology, 2023, 44(9): 238-252.

[27] 杨晓, 黄健, 刘学建, 等. 基于工业CT数据的结构陶瓷建模及有限元分析[J]. 硅酸盐学报, 2020, 48(12): 1893-1897.
YANG X, HUANG J, LIU X J, et al. Modeling and finite element analysis of structural ceramics based on industrial CT data[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2020, 48(12): 1893-1897.

[28] TAO A, SAPRA K, CATANZARO B. Hierarchical multi-scale attention for semantic segmentation [EB/OL]. 2020: arXiv: 2005.10821. https://arxiv.org/abs/2005.10821.

[29] 梅辉, 成来飞, 张立同, 等. 2维C/SiC复合材料的拉伸损伤演变过程和微观结构特征[J]. 硅酸盐学报, 2007, 35(2): 137-143.
MEI H, CHENG L F, ZHANG L T, et al. Damage evolution and microstructural characterization of a cross-woven C/SiC composite under tensile loading[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2007, 35(2): 137-143.

[30] 张兆杭, 崔少康, 谭志勇, 等. C/C-SiC缎纹编织复合材料孔隙缺陷的建模及其拉伸性能仿真[J]. 复合材料学报, 2020, 37(8): 1969-1980.
ZHANG Z H, CUI S K, TAN Z Y, et al. Modeling of void defects in C/C-SiC satin weave composites and simulation of their tensile properties[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2020, 37(8): 1969-1980.

[31] 许志远, 谭志勇, 徐培飞, 等. 含缺陷C/C-SiC缎纹编织复合材料的压缩损伤及失效机制[J]. 材料工程, 2024, 52(9): 169-179.
XU Z Y, TAN Z Y, XU P F, et al. Compression damage and failure mechanism of C/C-SiC satin woven composites with void defects[J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(9): 169-179.

基金项目:国家自然科学基金(52202082)
收稿日期:2025-01-21;**录用日期**:2025-04-14
通讯作者:王龙(1987—),男,高级工程师,博士,研究方向为材料与结构的力学行为及实验固体力学,联系地址:北京市9200信箱72分箱(100076),E-mail:long.wang.fr@hotmail.com;侯传涛(1981—),男,研究员,博士,研究方向为飞行器结构强度,联系地址:北京市9200信箱72分箱(100076),E-mail:houcht@qq.com

(本文责编:寇凤梅)