

引用格式: 景君怡, 常楠, 潘建东, 等. 预制体纤维束缺失对于  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料弯曲性能的影响[J]. 航空材料学报, 2026, 46(10): 116-125.  
JING Junyi, CHANG Nan, PAN Jiandong, et al. Effect of fiber-bundle-missing in fiber performs on flexural properties of  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  composites[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(10): 116-125.

## 预制体纤维束缺失对于 $\text{SiC}_f/\text{SiC}$ 复合材料 弯曲性能的影响

景君怡<sup>1</sup>, 常楠<sup>1</sup>, 潘建东<sup>1</sup>, 任杰<sup>1</sup>, 蒋睿哲<sup>1</sup>,  
刘伟<sup>2</sup>, 宋欣<sup>2</sup>, 焦健<sup>2\*</sup>

(1. 中国航空工业集团公司成都飞机设计研究所, 成都 610073; 2. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

**摘要:** 通过主动引入缺陷, 在 2.5D 编织  $\text{SiC}$  纤维预制体中精确构建 4 种不同严重程度的纤维束缺失缺陷(无缺失、缺失 1/3 束、缺失 2/3 束、缺失整束), 并采用化学气相渗透结合聚合物浸渍裂解工艺制备成  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料。采用 XRD、SEM、CT 等表征方法与三点弯曲力学测试研究纤维束缺失缺陷对材料弯曲性能与失效机理的影响。结果表明, 制备的  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  材料具有 BN 界面结合良好、基体致密的微观结构。纤维束缺失程度与材料弯曲性能呈显著负相关。无缺陷试样性能最优且最稳定, 平均弯曲强度为 349.2 MPa, 离散系数为 1.98%。随着纤维束缺失程度增加, 强度逐步下降, 整束缺失时强度降至最低值 246.6 MPa。失效模式由无缺陷条件下的统计性纤维控制失效, 过渡为纤维局部缺失诱发的不确定性失效, 最终转变为纤维整束缺失时由缺陷主导的确定性失效。微观分析表明, 纤维束缺失不仅直接减少承载截面, 更通过引发局部应力集中、改变裂纹扩展路径, 降低了材料的承载能力。

**关键词:**  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料; 纤维束缺失; 预制体缺陷; 弯曲性能; 微观结构

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2026.000039

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2026.000039

中图分类号: V258<sup>+.5</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2026)10-0116-10

### Effect of fiber-bundle-missing in fiber performs on flexural properties of $\text{SiC}_f/\text{SiC}$ composites

JING Junyi<sup>1</sup>, CHANG Nan<sup>1</sup>, PAN Jiandong<sup>1</sup>, REN Jie<sup>1</sup>, JIANG Ruizhe<sup>1</sup>,  
LIU Wei<sup>2</sup>, SONG Xin<sup>2</sup>, JIAO Jian<sup>2\*</sup>

(1. AVIC Chengdu Aircraft Design & Research Institute, Chengdu 610073, China; 2. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract:** Fiber-bundle-missing defects of four severity levels (no missing bundle, 1/3 bundle missing, 2/3 bundle missing, and an entire bundle missing) are precisely introduced into 2.5D braided  $\text{SiC}$  fiber preforms by deliberate defect engineering, and the corresponding  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  composites are fabricated *via* a combined chemical vapor infiltration (CVI) and polymer infiltration and pyrolysis (PIP) process. The effects of fiber bundle missing defects on the flexural properties and failure mechanisms of the composites are investigated using XRD, SEM, and CT characterization together with three-point bending tests. The results show that the as-fabricated  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  composites possess a well-bonded BN interphase and a dense matrix microstructure. The severity of fiber bundle missing exhibits a significant negative correlation with the flexural performance of the material. The defect-free specimens exhibit the highest and most stable flexural properties, with an average flexural strength of 349.2 MPa and a coefficient of variation of 1.98%. As the severity of bundle missing increases, the flexural strength decreases progressively, reaching a minimum of

246.6 MPa for the specimens with an entire bundle missing. Specifically, the failure mode evolves from a stochastic, fiber-dominated failure in the defect-free condition, through an uncertainty-driven failure induced by local fiber absence, to a deterministic, defect-dominated failure when an entire bundle is missing. Microstructural analysis reveals that fiber bundle missing not only directly reduces the load-bearing cross-section, but also degrades the load-carrying capacity of the material by inducing local stress concentration and altering the crack propagation path.

**Key words:** SiC<sub>f</sub>/SiC composites; fiber-bundle-missing; preform defect; flexural property; microstructure

连续碳化硅纤维增强碳化硅(SiC<sub>f</sub>/SiC)陶瓷基复合材料, 凭借其低密度、高比强度、优异的高温抗氧化性及非脆性断裂行为, 已成为下一代航空发动机热端部件及先进热防护系统的关键候选材料<sup>[1-2]</sup>。其卓越性能源于纤维、界面与基体构成的多元多尺度体系。其中, 纤维预制体作为复合材料的“骨架”, 其拓扑结构和织造质量直接决定了载荷传递路径与最终构件的宏观力学响应<sup>[3-4]</sup>。然而, 在复杂的预制体编织过程中, 诸如纤维束断裂、错纱或缺失等工艺缺陷难以完全避免<sup>[5-6]</sup>。这类缺陷作为初始损伤, 在后续的化学气相渗透等致密化工艺中可能进一步演化为基体填充不均、异常孔隙等, 并在服役载荷下成为应力集中的源头, 加速损伤萌生与扩展, 最终危及构件安全与寿命<sup>[7-9]</sup>。

当前, 针对陶瓷基复合材料缺陷的研究多集中于普遍存在的孔隙<sup>[10-12]</sup>。Krishna 等<sup>[13]</sup>研究表明 CVI 工艺产生的孔隙分布会显著影响 2.5D 和 3D C/C-SiC 复合材料的弹性各向异性、弯曲强度及裂纹扩展路径。大量研究通过微力学模型与多尺度模拟方法预测含随机缺陷复合材料的力学行为<sup>[14-16]</sup>。Wang 等<sup>[17]</sup>建立了综合考虑纤维强度分布与基体微裂纹尺寸分布的多尺度代表性体积单元模型, 以模拟缺陷诱导的非线性力学响应。此外, Li 等<sup>[18]</sup>采用细观力学模型, 考虑基体碎裂、界面脱粘等损伤机制, 对材料的拉伸与疲劳滞后行为开展预测。然而, 与孔隙这类“弥散型”缺陷不同, 纤维束缺失属于一种“结构化”的宏观缺陷。该缺陷会截断特定方向的载荷传递路径, 因此对结构的影响机制更为直接且剧烈。尽管其危害性已得到广泛认识, 但现有研究多对缺陷开展定性描述或基于理想模型开展仿真预测, 缺乏将纤维束缺失程度作为独立变量的相关研究。因此, 有必要研究纤维束缺失这一特定缺陷对 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料宏观力学性能的影响。

本研究以 2.5D 编织 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料为对象, 采用主动缺陷引入法, 在预制体阶段精确制备具有不同纤维束缺失程度的系列试样, 并通

过化学气相渗透结合聚合物浸渍裂解(chemical vapor infiltration+polymer infiltration and pyrolysis, CVI+PIP)工艺致密化为复合材料。通过系统的三点弯曲力学测试, 获取不同缺陷状态下的弯曲强度、弯曲模量及性能分散性数据。结合 CT 与 SEM 等微观结构表征手段, 分析载荷-应变响应曲线与断口形貌, 探究纤维束缺失对材料弯曲性能的影响与损伤演化的内在机制。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 材料制备

本研究选取第 3 代碳化硅纤维(Cansas 3303, 福建立亚新材料有限公司)为原材料, 单束纤维包含 500 根单丝, 将其编织为 2.5D SiC 纤维织物。在制备预制件之后, 织物依次经过丙酮与乙醇超声清洗以去除表面杂质, 随后在空气氛围下在 500 ℃ 进行热处理以去除有机浆料。将 8 层上述织物置于石墨模具内进行压紧, 形成纤维体积分数约为 32% 的纤维预制件。本研究所用预制体的经向纤维排列密度为 8 根/cm, 纬向纤维排列密度为 3 根/cm, 经纬纤维排列密度比例为 8:3。通过控制预制件中纤维束的缺失比例, 构建 4 种程度的纤维束缺失缺陷(无缺失、缺失 1/3 束、缺失 2/3 束、缺失整束), 每种预制件的纤维束缺陷比例示意图见图 1。采用等温化学气相渗透法在预制体纤维表面沉积氮化硼界面层。以 BCl<sub>3</sub> 为硼源, NH<sub>3</sub> 为氮源, H<sub>2</sub> 和 Ar 为载气与稀释气体, 在 900~950 ℃、系统压力 300 Pa 的条件下进行沉积。通过调控 NH<sub>3</sub> 与 BCl<sub>3</sub> 的摩尔比, 实现对 BN 层结晶度与厚度的优化, 最终获得平均厚度约为 650 nm 的 BN 界面相。随后, 使用甲基三氯硅烷(MTS, 国药集团化学试剂有限公司)作为前驱体, H<sub>2</sub> 作为载气, 通过化学气相渗透工艺对预制件进行 100 h SiC 基质半致密化。最后阶段采用聚合物浸渍裂解工艺完成最终致密化。以市售聚碳硅烷为前驱体, 进行 7 次浸渍-热解循环。每次浸渍后在氩气保护下于 1000 ℃

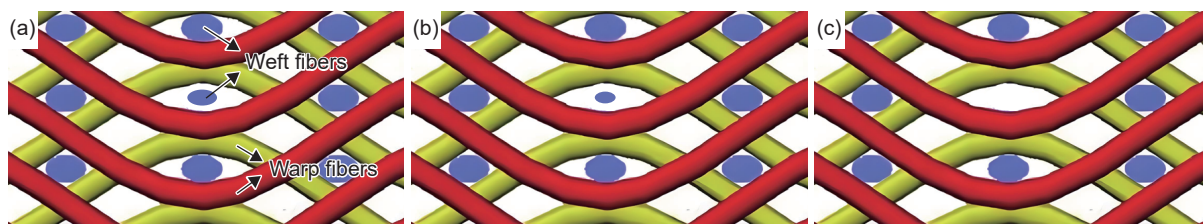


图 1 预制体的缺陷分布示意图 (a)缺失 1/3 束; (b)缺失 2/3 束; (c)缺失 1 束

Fig. 1 Diagram showing the defect distribution of the fiber preforms (a) missing 1/3 of the bundle; (b) missing 2/3 of the bundle; (c) missing an entire bundle

进行热解, 至材料孔隙率降至 9% 以下。

## 1.2 测试与表征

利用场发射扫描电子显微镜(FE-SEM)对试样微观成分和结构以及弯曲断口及裂纹扩展路径进行观察, 通过对比分析裂纹在缺陷附近及远离区域的扩展路径、偏转行为及损伤特征, 揭示缺陷影响失效模式的机理。采用 X 射线计算机断层扫描(X-CT)技术对复合材料进行无损检测, 确认纤维束缺失缺陷的几何形貌和其在材料内部的空间分布。通过三点弯曲方法评价材料的弯曲性能。试样尺寸为  $3\text{ mm} \times 6\text{ mm} \times 58\text{ mm}$ , 跨距设置为  $48\text{ mm}$ , 加载速率为  $1\text{ mm/min}$ 。每组缺陷状态至少测试 5 个有效试样, 以获取平均弯曲强度、弯曲模量及计算标准差与离散系数。

## 2 结果与讨论

### 2.1 复合材料的成分和微观结构

图 2 为  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料的 XRD 结果, 可见, XRD 中只有 SiC 对应的衍射峰, 无其他晶体杂峰, 表明复合材料无其他晶体杂质。材料密度为  $2.24\text{ g/cm}^3$ , 由阿基米德排水法测得孔隙率为 8.7%。

图 3 展示了  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料经抛光处理后的典型微观结构。从图 3(a)的低倍形貌可以看

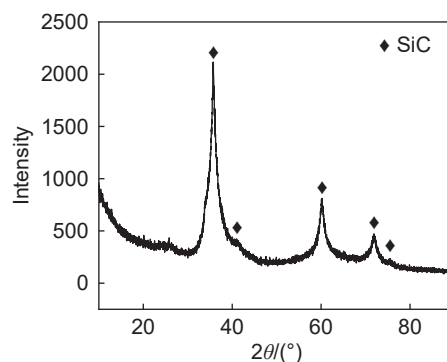


图 2  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料的 XRD 结果

Fig. 2 XRD result of the  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  composites

出, 复合材料内部纤维束呈多向排布, 包括平行及垂直于观测面的取向, 整体结构较为致密, 纤维束之间结合紧密, 未观察到明显孔隙、裂纹或纤维损伤, 表明材料制备工艺良好, 纤维在编织及后续处理过程中未发生明显破坏。进一步高倍观察(图 3(b))可见, 单根 SiC 纤维呈规则圆形截面, 直径分布均匀, 主要集中在  $10 \sim 15\text{ }\mu\text{m}$  范围内。纤维外围包覆一层连续且致密的 BN 界面层, 该层与纤维结合良好, 界面清晰、无开裂或剥离现象, 说明界面相容性较好。该 BN 界面层可有效缓解外载作用下应力集中, 保护纤维免受机械损伤和化学侵蚀, 并优化纤维与基体间的应力传递效率。纤维之间由

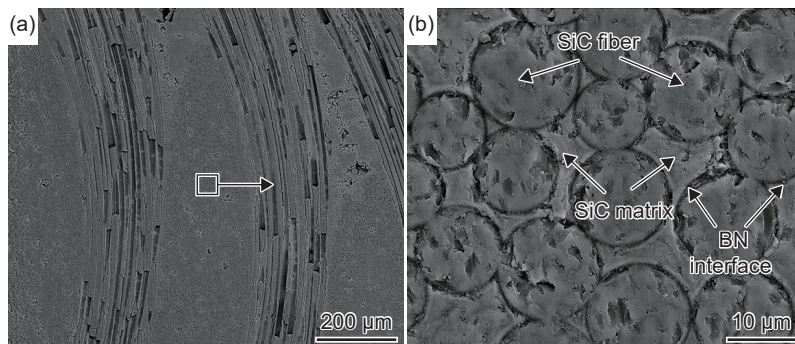


图 3  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料的微观结构 (a)SEM 图片; (b)放大后的 SEM 图片

Fig. 3 Microstructure of the  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  composites (a) SEM image; (b) enlarged SEM image

SiC 基体充分填充, 基体分布均匀、无明显孔洞, 与纤维和界面层结合紧密, 共同构成致密完整的复合材料体系。该类均匀且缺陷较少的微观结构是材料具备优异力学性能的重要基础。

图 4 为 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料抛光截面的背散射电子形貌及相应区域的能量色散 X 射线光谱元素面分布结果。从微观形貌可见, 复合材料由两种组元构成: 呈圆柱形的 SiC 纤维均匀分布在连续块状

的 SiC 基体内部, 纤维与基体结合紧密, 界面清晰, 未见明显孔隙或开裂缺陷。利用 EDS 对该区域进行元素面扫描分析, 结果表明材料主要由 Si 元素和 C 元素组成, 且其分布与显微结构高度对应。Si 元素信号密集区域与纤维及基体位置重合, C 元素均匀分布于整个扫描区域。未检测到 O、N 或其他金属杂质元素的存在, 表明所制备的复合材料化学纯度较高, 制备过程中未引入其他杂质污染。

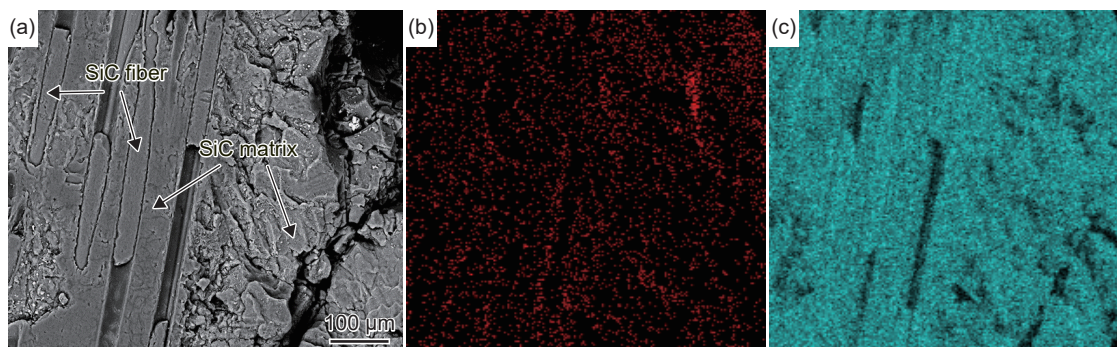


图 4 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料的 EDS 结果 (a)背散射电子形貌; (b)C 分布; (c)Si 分布

Fig. 4 EDS results of the SiC<sub>f</sub>/SiC composites (a) microscopic morphology under the backscattered electron mode; (b) C distribution; (c) Si distribution

## 2.2 复合材料中纤维束缺失的微观结构

CT 技术能够实现对复合材料内部缺陷形态、位置与尺寸的高精度、非破坏性表征, 为建立纤维束缺失程度与性能的定量关联提供了关键数据支撑<sup>[19-21]</sup>。根据 3 种纤维束缺失位置取样的 CT 三维重构结果(图 5~图 7)可以清晰识别出复合材料内部存在的 3 类特征缺陷, 其尺寸及空间分布存在显

著差异。图 5 中展示了缺失整束纤维处的精细结构与空间形貌, 该缺陷源于纤维编织过程中局部纤维束缺失, 导致形成具有一定尺寸和特定几何形状的孔洞型缺陷。从多视角 CT 图中可清晰分辨出其三维形态, 在横截面视图、Y 向视图、X 向视图及 Z 向视图(图 5(b)~(d))中, 该缺陷均呈现连续且轮廓清晰的空间分布, 它的存在将不可避免地引起应力

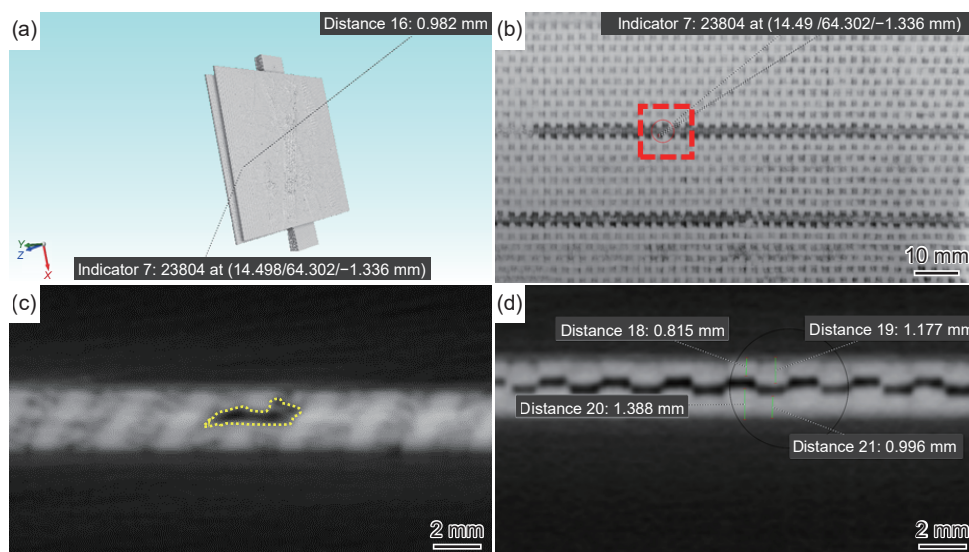


图 5 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料在缺失整束纤维处的 CT 结果 (a)CT 图像; (b)Y 向视图; (c)X 向视图; (d)Z 向视图

Fig. 5 CT results of the SiC<sub>f</sub>/SiC composites with an entire bundle missing (a) CT image; (b) Y-axis view; (c) X-axis view; (d) Z-axis view

重新分布,并在外力作用下成为裂纹萌生与扩展的潜在起始点。经测量可知,预制体中缺失完整1束纤维制备的复合材料中缺陷体积约  $22.38 \text{ mm}^3$ 。图6为缺失2/3束纤维复合材料中对应位置的CT结果。可以观察到缺丝现象几乎贯穿整个复合材料试样(图6(b))。在缺失位置放大(图6(c))可以测出,缺失2/3束纤维的复合材料中缺陷体积约  $16.87 \text{ mm}^3$ 。图7为缺失1/3束纤维复合材料中对应位置的CT检测结果,从图7(c)中可以测量出缺失1/3束纤维的复合材料中缺陷体积约为  $8.45 \text{ mm}^3$ 。

为系统研究缺陷尺寸对  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料弯

曲力学性能的影响,本研究分别从预制体中3种缺陷所在区域取样,加工成三点弯曲试样。图8给出3种力学测试试样的侧面宏观形貌,可见每种试样中心区域均存在一个明显的缺陷,且缺陷尺寸呈现梯度变化,依次对应于“缺失整束”、“缺失2/3束”和“缺失1/3束”3类。该类缺陷起源于纤维编织过程中特定位置的单束纤维被抽取,从而在预制体中形成初始孔洞。在后续化学气相渗透致密化过程中,由于反应气体在孔洞不同深度的扩散速率与沉积效率存在差异,导致  $\text{SiC}$  基体在缺陷区域无法完全填充,最终形成尺寸各异的三维缺陷结构。

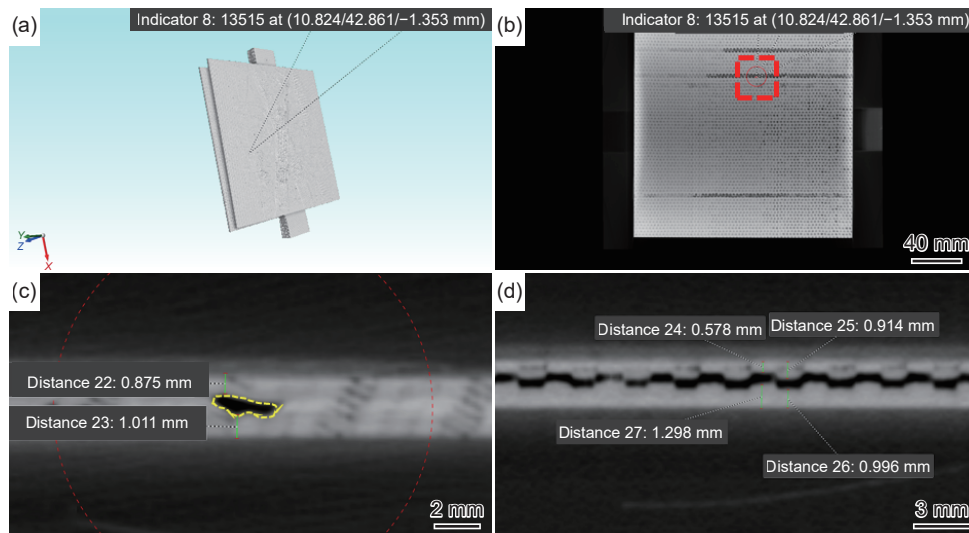


图6  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料在缺失2/3束纤维处的CT结果 (a)缺陷位置;(b)Y向视图;(c)X向视图;(d)Z向视图

Fig. 6 CT results of the  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  composites with 2/3 bundle missing (a) CT image showing defect location; (b) Y-axis view; (c) X-axis view; (d) Z-axis view

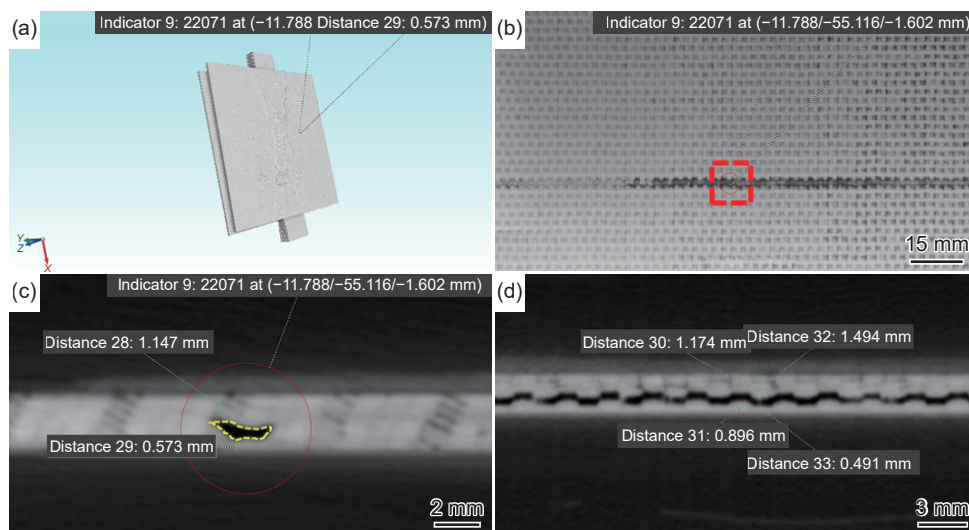


图7  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料在缺失1/3束纤维处的CT结果 (a)缺陷位置;(b)Y向视图;(c)X向视图;(d)Z向视图

Fig. 7 CT results of the  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  composites with 1/3 bundle missing (a) CT image showing defect location; (b) Y-axis view; (c) X-axis view; (d) Z-axis view

图 8  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料弯曲测试前的宏观形貌Fig. 8 Macroscopic morphologies of the  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  composites before the bending test

### 2.3 复合材料的弯曲性能

对 4 种纤维束缺失状态(无缺失、缺失 1/3 束、缺失 2/3 束及整束缺失)的  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料试样开展三点弯曲性能测试, 载荷-应变曲线见图 9。结果表明, 纤维预制体中存在的束状缺失缺陷对复合材料的弯曲性能影响显著。这种影响不仅体现在材料承载能力下降, 还会促使其失效模式发生转变。如表 1 所示, 随着纤维束缺失程度的增加, 复合材料的平均弯曲强度呈现单调下降趋势。无缺陷试样的平均弯曲强度最高, 为 349.2 MPa, 表现出最佳的承载能力。当预制体中存在 1/3 束纤维缺失

时, 平均弯曲强度降至 315.4 MPa, 降幅约为 9.7%。当缺失程度进一步增加至 2/3 束时, 弯曲强度显著下降至 257.4 MPa, 相较无缺陷状态降低约 26.3%。在整束纤维缺失条件下, 弯曲强度最低, 仅为 246.6 MPa, 总体降幅达到 29.4%。上述变化趋势与文献报道缺陷会导致有效承载截面减小并诱发应力集中的结论一致<sup>[22-24]</sup>。弯曲模量亦随缺陷的增加呈现出相似的下行规律, 由无缺陷状态的约 101.8 GPa 降至整束缺失状态下的约 79.6 GPa。弯曲模量降低表明缺陷的存在削弱了复合材料抵抗弹性变形的能力。除弯曲强度与弯曲模量外, 不同缺陷状态下弯曲性能数据的离散性亦表现出显著差异。无缺陷试样的离散系数最低, 仅为 1.98%, 表明其弯曲性能稳定。此时, 失效过程主要受纤维自身强度控制, 呈现典型的纤维主导失效模式。当引入 1/3 束缺失缺陷时, 离散系数增大至 5.92%, 说明该类缺陷引入加大了不确定性。在此情况下, 缺陷成为应力集中源, 其几何尺寸及所引发的损伤演化路径存在一定随机性, 使得不同试样的失效起始位置及破坏过程差异加剧, 弯曲性能离散程度达到峰值。

图 9 中 4 种纤维束缺失状态下  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料的弯曲载荷-应变曲线反映出缺陷对材料从弹

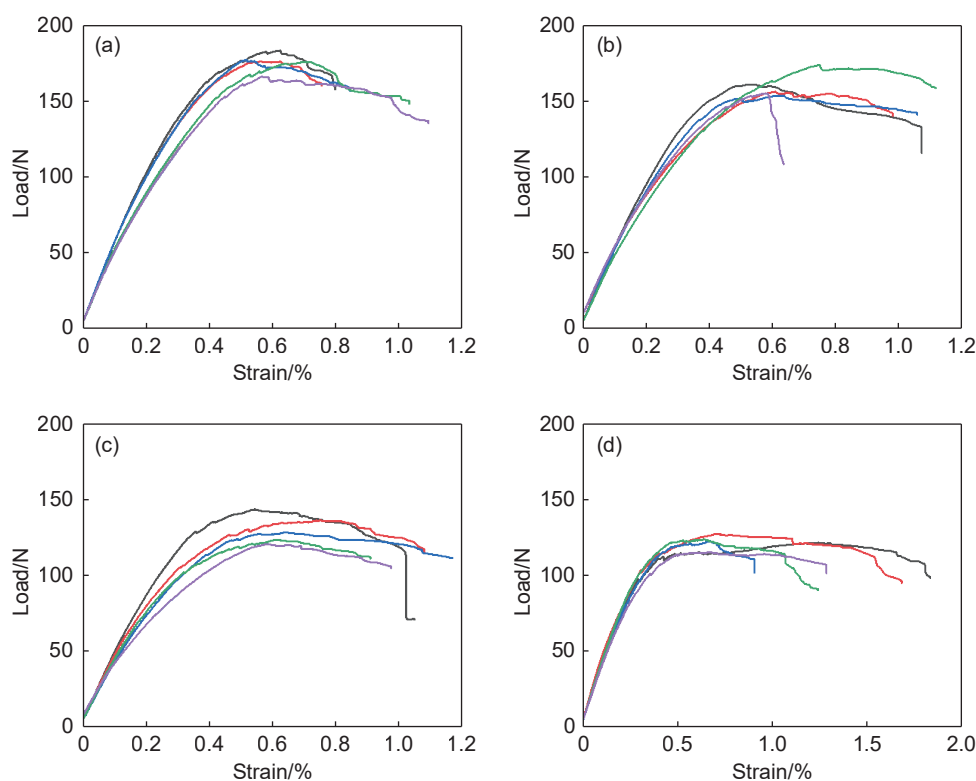
图 9  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料的弯曲载荷-应变曲线 (a) 无缺失; (b) 缺失 1/3 束; (c) 缺失 2/3 束; (d) 缺失 1 束Fig. 9 Load-strain curves of the  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  composites (a) no missing bundle; (b) 1/3 bundle missing; (c) 2/3 bundle missing; (d) an entire bundle missing

表 1 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料的弯曲性能  
Table 1 Flexural properties of the SiC<sub>f</sub>/SiC composites

| Samples               | Flexural strength/MPa | Flexural modulus/GPa | Average flexural strength/MPa | Flexural strength standard deviation | Flexural strength coefficient of variation/% |
|-----------------------|-----------------------|----------------------|-------------------------------|--------------------------------------|----------------------------------------------|
| No missing bundle     | 353                   | 105                  | 349.2                         | 6.9                                  | 1.98                                         |
|                       | 348                   | 106                  |                               |                                      |                                              |
|                       | 351                   | 106                  |                               |                                      |                                              |
|                       | 356                   | 99                   |                               |                                      |                                              |
|                       | 338                   | 93                   |                               |                                      |                                              |
| 1/3 bundle missing    | 312                   | 96                   | 315.4                         | 18.7                                 | 5.92                                         |
|                       | 309                   | 98                   |                               |                                      |                                              |
|                       | 301                   | 95                   |                               |                                      |                                              |
|                       | 348                   | 90                   |                               |                                      |                                              |
|                       | 307                   | 93                   |                               |                                      |                                              |
| 2/3 bundle missing    | 278                   | 89                   | 257.4                         | 14.1                                 | 5.46                                         |
|                       | 265                   | 84                   |                               |                                      |                                              |
|                       | 253                   | 76                   |                               |                                      |                                              |
|                       | 244                   | 81                   |                               |                                      |                                              |
|                       | 247                   | 82                   |                               |                                      |                                              |
| Entire bundle missing | 241                   | 80                   | 246.6                         | 7.5                                  | 3.04                                         |
|                       | 255                   | 86                   |                               |                                      |                                              |
|                       | 248                   | 77                   |                               |                                      |                                              |
|                       | 252                   | 80                   |                               |                                      |                                              |
|                       | 237                   | 75                   |                               |                                      |                                              |

性响应、损伤演化到最终断裂全过程的影响。所有试样在加载初期均表现出良好的线性弹性特征,图 9(a)中无缺陷试样的线性段最长且斜率最大,表明其初始弯曲模量最高、弹性承载能力最强。随着纤维束缺失程度增加,图 9(b)和(c)中线性段斜率逐渐减小,与表 1 中弯曲模量下降的趋势一致。同时,非线性拐点随缺陷严重程度增大提前出现,说明由缺陷诱发的基体微裂纹及界面脱粘在更低应力水平下开始萌生并累积。无缺陷试样的非线性行为通常出现在接近峰值应力 70%~80% 的较高应力区间,而在图 9(d)中,整束缺失试样则在较低应力下进入非线性阶段,表明严重缺陷显著削弱了材料抵抗初始损伤的能力。在非线性阶段,各试样曲线形态差异明显。无缺陷试样在达到峰值应力后未发生突降,而是在较高应力水平下呈现伴随小幅波动的应力平台,表现出典型的非脆性断裂特征。这主要归因于纤维桥联、纤维拔出等增韧机制对裂纹扩展的有效抑制与能量耗散<sup>[25]</sup>。随着缺陷

程度增加,应力平台逐渐减弱,断裂行为趋于脆化。对于缺失 1/3 束和 2/3 束试样,峰后曲线下降加快且波动增强,表明在局部应力集中作用下,界面脱粘及相邻纤维束过载断裂加速且不稳定扩展。当缺失整束时,曲线在峰值后多表现为陡峭下降,说明裂纹路径高度集中于缺陷区域,一旦主裂纹形成即迅速失稳扩展。此外,该状态下试样的失效应变相对较大,可能与整束缺失形成的初始空腔可降低局部约束,促使基体开裂与界面损伤提前发生有关。

2.4 复合材料的弯曲断口形貌

为深入探究纤维束缺失影响材料弯曲性能的微观机制,采用扫描电子显微镜观察 4 种状态试样的侧边断口形貌,见图 10。整体来看,纤维束缺失缺陷显著改变了材料的裂纹扩展路径与断裂模式,这与宏观力学性能的变化一致。从损伤演化全过程来看,含预制缺陷的 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料在三点弯曲载荷下的破坏过程可划分为裂纹萌生、裂纹向缺

陷区域汇聚扩展、界面脱粘与纤维渐进断裂以及最终失稳断裂 4 个阶段。在不同缺陷程度下这 4 个阶段存在差异。由图 10(a) 可见, 无纤维束缺失试样的断口形貌表现出典型的韧性。加载过程中, 基体微裂纹首先在受拉侧随机弥散萌生<sup>[26]</sup>。裂纹扩展至纤维与基体界面时, BN 界面层有效促进界面脱粘与裂纹偏转, 迫使裂纹路径不断改变方向。断口上可见裂纹扩展路径曲折且频繁发生偏转, 表明裂纹在扩展过程中遇到纤维和致密基体的共同阻碍, 需要不断改变方向并消耗能量。损伤累积至临界值后, 形成曲折的“锯齿形”断裂路径, 表现为统计性纤维控制失效。图 10(b) 中纤维束缺失 1/3 束试样的断口形貌显示出过渡特征。在加载初期, 基体裂纹优先在缺陷边缘的应力集中区域萌生, 而非随机分布。裂纹路径的曲折度相较于图 10(a) 有所降低。进入扩展阶段后, 由于缺陷区域丧失了部分纤维桥联作用, 裂纹尖端能量无法通过界面脱粘有效耗散, 裂纹扩展向预制纤维束缺失区域靠拢。在缺陷附近由于局部应力集中, 可观察到基体破碎区域, 裂纹在穿越基体时产生分支, 断裂过程导致基体裂纹密度增加, 造成更大范围的损伤<sup>[27]</sup>。在该缺陷程度下, 失效起始点的随机性增加, 最终破坏位置的不确定性增大, 这对应了弯曲强度小幅度下降而离散系数增大的现象。图 10(c) 中纤维束缺失 2/3 束试样的断口形貌呈现显著

的损伤局部化。裂纹萌生几乎必然起始于缺陷周围的高应力区, 主裂纹更倾向于直接沿着或紧密环绕缺陷边缘发展。相邻裂纹之间存在交互作用, 加剧了缺陷附近区域的损伤局部化<sup>[28]</sup>。纤维束缺失造成的几何不连续区已成为损伤核心, 大部分能量消耗和材料断裂都集中于此区域, 可参与界面脱粘和纤维拔出的有效纤维数量显著减少, 增韧机制被逐步抑制, 裂纹扩展阻力下降且损伤范围集中。进入最终断裂阶段时, 断裂面几乎完全穿过缺陷区域及其邻近的纤维束。这对应了宏观弯曲强度的显著降低, 材料失效模式已过渡为由缺陷主导的局部化失效。纤维束缺失 1 束试样的断口形貌如图 10(d) 所示, 缺陷尺寸已超过临界值, 在所有损伤阶段中缺陷均占据主导地位。从裂纹萌生起, 缺陷边缘的应力集中程度便足以决定整个失效过程。扩展阶段, 孔洞边缘区域的材料承载功能几乎丧失, 主裂纹沿缺陷边缘无障碍快速扩展<sup>[29]</sup>。直至最终破坏时, 断裂面几乎直接贯穿纤维束缺失的空腔区域, 裂纹路径平直。断口表面纤维拔出特征极少, 几乎不呈现增韧机制作用的痕迹。这种断口形貌表明, 失效的起始位置与扩展路径均由预制缺陷决定, 裂纹主要沿预设缺陷快速贯通。损伤演化从统计性纤维断裂转变为确定性缺陷主导断裂, 这对应了强度降低但离散性减小的缺陷主导失效特征。

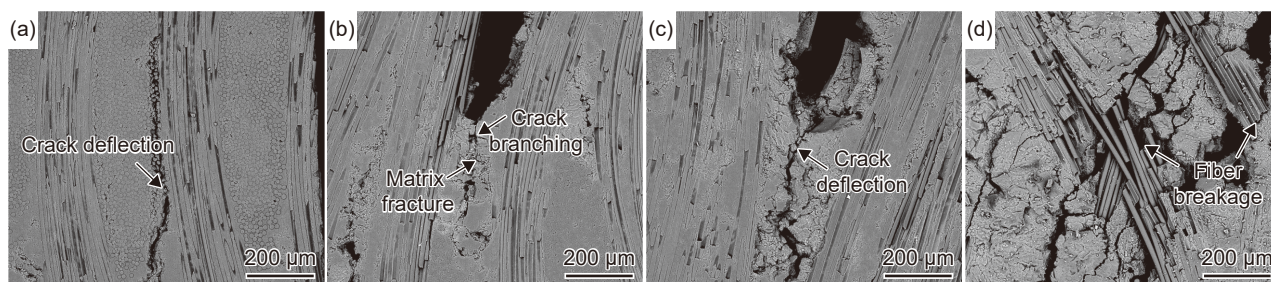


图 10  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  复合材料的侧边弯曲断口形貌 (a) 无缺失; (b) 缺失 1/3 束; (c) 缺失 2/3 束; (d) 缺失 1 束

Fig. 10 Side flexural fracture morphologies of the  $\text{SiC}_f/\text{SiC}$  composites (a) no missing bundle; (b) 1/3 bundle missing; (c) 2/3 bundle missing; (d) an entire bundle missing

### 3 结论

(1) 材料的弯曲强度随纤维束缺失程度的加剧呈单调下降趋势。从无缺陷状态的 349.2 MPa 到整束缺失的 246.6 MPa, 平均弯曲强度下降了 29.4%。弯曲强度的离散系数有所增大。1/3 束纤维缺失时离散系数最大, 为 5.92%, 表明缺陷引入导致应力集中, 失效过程逐渐由缺陷主导。

(2) 纤维束缺失影响材料的失效模式。无缺陷

时, 裂纹扩展曲折、频繁偏转, 属于能量耗散充分的统计性失效。引入局部缺陷后, 裂纹路径表现出向缺陷区域汇聚的趋势, 损伤局部化加剧, 失效随机性增大。当整束缺失时, 断裂面直接贯穿纤维束, 失效模式转变为缺陷驱动的确定性失效。

### 参考文献:

- [1] Yan W D, Feng Y J, Shen L L, et al. Multiscale investigation of PyC interphase-driven toughening mechanisms

- in SiC<sub>f</sub>/SiC ceramic matrix composites[J]. *Composites Part A*, 2026, 204: 109624.
- [2] Katoh Y, Snead L L, Henager C H, et al. Current status and recent research achievements in SiC/SiC composites[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2014, 455 (1/2/3): 387-397.
- [3] Ding J H, Wen S F, Fu L, et al. Effect of carbon fiber preform structures on the mechanical properties of C<sub>f</sub>/PyC/SiC composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 930: 167400.
- [4] Yu H, Zhang J, Gao Y T, et al. 3D woven preforms and composites: current developments, material properties, and application potential[J]. *Polymer Composites*, 2026, 47(5): 3897-3916.
- [5] Zhang M Y, Gao X Z, Gao S X, et al. Braiding-process-induced damage and deformation of three-dimensional braided preform: a numerical investigation[J]. *Composite Structures*, 2025, 367: 119223.
- [6] Li Q H, Gao Y T, Hu W F. Folding endurance and damage mechanisms of SiC fiber braided fabrics[J]. *Ceramics International*, 2023, 49(23): 38339-38350.
- [7] 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.
- [8] Katnic S P, Abdul Latheef M A, Sharp K, et al. Addressing processing limitations in SiC-based ceramic composites: a review of hybrid approaches and perspectives[J]. *Ceramics International*, 2025, 51(30): 63501-63518.
- [9] 过超强, 赵毅, 罗潇, 等. 开孔 SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料高温拉伸性能与失效破坏分析[J]. *失效分析与预防*, 2025, 20(3): 199-207.
- Guo C Q, Zhao Y, Luo X, et al. High-temperature tensile properties and failure analysis of open-hole SiC<sub>f</sub>/SiC composites[J]. *Failure Analysis and Prevention*, 2025, 20(3): 199-207.
- [10] Liu T L, Xiong L J, Chen Z F, et al. Pore defects repair of CCF/SiC composites fabricated by additive manufacturing[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(13): 24358-24367.
- [11] Liang C Y, Gao X J, Fu L, et al. Pore evolution and mechanical response under locally varying density defects in ceramic matrix composites[J]. *Composites Part B*, 2024, 279: 111459.
- [12] Mattoni M A, Yang J Y, Levi C G, et al. Effects of matrix porosity on the mechanical properties of a porous-matrix, all-oxide ceramic composite[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2001, 84(11): 2594-2602.
- [13] Krishna R, Wilson P, Williams M A, et al. Effect of CVI-induced porosity on elastic properties and mechanical behaviour of 2.5D and 3D C<sub>f</sub>/SiC composites with multi-layered interphase[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, 44(8): 4930-4948.
- [14] Li S Y, Jiang Z H, Zhao G C, et al. X-ray tomography-assisted modeling of unidirectional mini SiC<sub>f</sub>/SiC composites considering microstructure defects[J]. *Ceramics International*, 2025, 51(6): 8178-8191.
- [15] Talreja R. Multi-scale modeling in damage mechanics of composite materials[J]. *Journal of Materials Science*, 2006, 41(20): 6800-6812.
- [16] Lee K, Moorthy S, Ghosh S. Multiple scale computational model for damage in composite materials[J]. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 1999, 172(1/2/3/4): 175-201.
- [17] Wang B, Wang J L, Lyu Q H, et al. Multiscale damage and failure behavior of SiC<sub>f</sub>/SiC composites with initial defects[J]. *Ceramics International*, 2025, 51(14): 19366-19381.
- [18] Li L B. Micromechanical modeling tensile and fatigue behavior of fiber-reinforced ceramic-matrix composites considering matrix fragmentation and closure[J]. *Journal of Composites Science*, 2021, 5(7): 187.
- [19] Han S L, Li Q Z, Cui Z, et al. Non-destructive testing and structural health monitoring technologies for carbon fiber reinforced polymers: a review[J]. *Nondestructive Testing and Evaluation*, 2024, 39(4): 725-761.
- [20] Ashebir D A, Hendlmeier A, Dunn M, et al. Detecting multi-scale defects in material extrusion additive manufacturing of fiber-reinforced thermoplastic composites: a review of challenges and advanced non-destructive testing techniques[J]. *Polymers*, 2024, 16(21): 2986.
- [21] Guo W N, Gao Y T, Sun L J. In-situ CT characterization of 2D woven SiC<sub>f</sub>/SiC composite loading under compression[J]. *Science and Engineering of Composite Materials*, 2022, 29(1): 394-402.
- [22] Gowayed Y, Ojard G, Prevost E, et al. Defects in ceramic matrix composites and their impact on elastic properties[J]. *Composites Part B*, 2013, 55: 167-175.
- [23] Shen L L, Zhu T Q, Shi S L, et al. Cross-scale static/dynamic shear damage evolution mechanism of 2D C/SiC ceramic matrix composite with transient hysteresis effect[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(10): 17898-17912.
- [24] Qian W J, Zhang W N, Wu S C, et al. In situ X-ray imaging and numerical modeling of damage accumulation in C/SiC composites at temperatures up to 1200 °C[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 197: 65-

- 77.
- [25] Li J, Wang X, Guo S, et al. Recent progress in the fabrication strategies and toughening mechanism of flexible ceramics and their applications[J]. *Journal of Materials Chemistry C*, 2024, 12(44): 17742-17788.
- [26] Bumgardner C H, Heim F M, Roache D C, et al. Analysis of SiC/SiC composites for energy applications at ambient conditions[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2021, 104(1): 481-491.
- [27] Swolfs Y, McMeeking R M, Verpoest I, et al. Matrix cracks around fibre breaks and their effect on stress redistribution and failure development in unidirectional composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2015, 108: 16-22.
- [28] Jones R H, Henager C H. Subcritical crack growth processes in SiC/SiC ceramic matrix composites[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2005, 25(10): 1717-1722.
- [29] Zhan C T, Liu Y Q, Chen J P, et al. Hoop tensile properties of SiC fiber-reinforced SiC matrix composite tubes with/without CVD-SiC coating[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, 44(14): 116707.
- 
- 收稿日期: 2026-02-26; 录用日期: 2026-05-26  
通讯作者: 焦健(1976—), 男, 博士, 研究员, 研究方向为陶瓷基复合材料, 联系地址: 北京市 81 信箱 5 分箱(100095),  
E-mail: [jian.jiao@biam.ac.cn](mailto:jian.jiao@biam.ac.cn)

(本文责编: 王俊丽)