

MI-SiC_f/SiC 复合材料开孔拉伸性能孔径效应研究

王雅娜^{1,2}, 宋九鹏¹, 王海润¹, 李天山¹, 焦健¹

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095; 2. 先进复合材料科技重点实验室, 北京 100095)

摘要: 为满足航空发动机热端部件对熔渗(MI)工艺 SiC_f/SiC 复合材料含孔结构的设计需求, 本研究制备了无孔试样以及五种孔径($D=1\sim 9$ mm)的开孔试样, 并开展室温拉伸实验。通过数字图像相关与声发射技术, 实时监测了全场应变与内部损伤, 系统揭示了孔径对损伤起始与演化的影响规律。通过建立三维有限元模型, 分析了材料非线性行为与孔边应力集中、孔-边缘应力干涉之间的竞争机制。研究结果表明, 开孔拉伸强度与孔径呈非线性关系: 当孔径 $D\leq 3$ mm 时, 强度随孔径增大而缓慢上升, 孔径 $D>3$ mm 时强度随孔径增大而迅速降低; 试样宽度与孔径之比(W/D)存在临界阈值, 当 $W/D<3$ 时, 孔与边缘应力集中相互干涉, 导致承载能力急剧下降, 几何效应主导失效。损伤起始应力随孔径增大而降低, $D\leq 3$ mm 的小孔试样损伤演化仍具顺序性, $D>3$ mm 的大孔试样则表现为多种损伤模式并发。有限元分析进一步揭示, 材料进入非线性阶段后, 应力峰值会从孔边偏移, 使得孔径为 1~2 mm 的试样因孔边应力区与材料缺陷重合而早期失效。大孔径试样需更大应力重分布区, 当 W/D 超过临界值 3 时, 有效材料尺寸不足, 导致名义强度骤降。综上, MI-SiC_f/SiC 复合材料具备最优开孔拉伸性能的孔径为 3 mm, 建议对 $W/D<3$ 的开口结构采取补强措施。本文数据集可在 <https://doi.org/10.57760/sciencedb.jim.00008> 中访问获取。

关键词: MI-SiC_f/SiC 复合材料; 开孔拉伸; 孔径效应; 数字图像相关; 声发射

中图分类号: V231; TB332 文献标志码: A 文章编号: 1000-324X(2026)05-0653-10

Hole Diameter Effect on Open-hole Tensile Mechanical Property of MI-SiC_f/SiC Composites

WANG Yana^{1,2}, SONG Jiupeng¹, WANG Hairun¹, LI Tianshan¹, JIAO Jian¹

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. Key Laboratory of Advanced Composites, Beijing 100095, China)

Abstract: To meet the design requirements for perforated structures in aero-engine hot-section components made of MI-SiC_f/SiC composites, this study prepared unnotched specimens and five types of open-hole specimens with different diameters ($D=1\sim 9$ mm), and conducted room-temperature tensile tests. By integrating digital image correlation and acoustic emission techniques, the full-field strain evolution and internal damage signals were monitored in real time, systematically elucidating the influence of hole diameter on damage initiation threshold and evolution behavior. A three-dimensional finite element model was established to analyze the competing mechanisms between material nonlinearity, stress concentration at the hole-edge, and stress interaction at the hole-edge. The results indicate that the open-hole tensile strength exhibits a nonlinear relationship with the hole diameter: when $D\leq 3$ mm, the strength increases slowly with increasing diameter, whereas it decreases sharply for $D>3$ mm. A critical threshold

收稿日期: 2025-08-29; 收到修改稿日期: 2025-11-17; 网络出版日期: 2025-11-26

作者简介: 王雅娜(1988-), 女, 博士. E-mail: wangyana198833@163.com

WANG Yana (1988-), female, PhD. E-mail: wangyana198833@163.com

通信作者: 焦健, 研究员. E-mail: Jian.jiao@biam.ac.cn

JIAO Jian, professor. E-mail: Jian.jiao@biam.ac.cn

exists concerning the width-to-diameter ratio (W/D): specifically, when $W/D < 3$, stress concentration interference between the hole and the specimen edge leads to a pronounced decline in load-bearing capacity, with geometric effects dominating the failure behavior. Moreover, damage initiation stress decreases with increasing hole diameter. Small-hole specimens ($D \leq 3$ mm) maintain a sequential damage evolution process, while large-hole specimens ($D > 3$ mm) exhibit concurrent multiple damage modes. Finite element analysis reveals that the stress peak shifts away from the hole edge once the material enters the nonlinear stage, resulting in early failure in specimens with diameter of 1–2 mm due to the overlap between the high-stress zone and inherent material defects. Larger holes require a larger stress redistribution zone. When W/D exceeds the critical value of 3, the available material width becomes insufficient, ultimately leading to a sharp decrease in nominal tensile strength. In conclusion, the optimal open-hole tensile performance of MI-SiC_f/SiC composites is achieved at a hole diameter of 3 mm. Reinforcement designs are recommended for open-hole structures with $W/D < 3$. Data Bank: <https://doi.org/10.57760/sciencedb.jim.00008>.

Key words: MI-SiC_f/SiC composite; open-hole tensile; hole diameter effect; digital image correlation; acoustic emission

SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料以其优异的高温性能和轻量化特性, 已成为航空发动机热端部件的关键候选材料^[1]。其中, 预浸料-熔渗(Preg-MI)工艺具有低孔隙率(<5%)、优异的高温长时稳定性及短周期制造等特点, 在 LEAP 发动机高压涡轮外环、GE9X 燃烧室等静止部件中成功应用^[2], 并进一步拓展至 XA100 变循环发动机转子叶片等转动件领域^[3]。随着部件复杂度与服役环境越来越严苛, 含孔结构(如冷却孔、安装孔)的强度问题日益凸显, 开孔结构引发的应力集中可诱发早期损伤并显著削弱损伤容限^[4], ASTM C1869-18 标准虽为此类结构设计提供测试依据^[5], 但孔径效应主导的损伤机制尚不明确。

SiC_f/SiC 复合材料孔边存在应力集中与非线性应变竞争: 孔边非弹性应变可触发应力重分布, 显著缓解应力集中效应, 降低缺口敏感性^[6-7]; 而在高应力水平下, 缺口前沿局部变形会演化为由基体裂纹、纤维桥接及断裂构成的宏观剪切带, 最终导致失稳断裂。已有的研究主要关注缺口尺寸、形状及环境因素的影响。Morscher 等^[8-10]通过参数化实验揭示了编织 SiC_f/SiC 复合材料缺口敏感性, 结合声发射(AE)、断口扫描电子显微镜(SEM)及热弹性应力分析(TSA)证实缺口根部应力集中因子(SCF)随缺口长度增加而增大。Ruggles-Wrenn 等^[11]发现 SiC_f/SiC-B₄C 复合材料在 1200 °C 空气/蒸汽环境中的开孔试样净强度低于无缺口试样, 但疲劳性能对缺口不敏感, 氧化抑制对高温稳定性起关键作用。Gowayed 等^[12]研究表明, 815~1204 °C 下编织 SiC_f/SiC 复合材料含孔试样的远场应变响应与无孔试样一致, 在恒定孔宽比条件下, 孔径对表观应变累积无明显影响, 含孔试样在保载疲劳后残余强度下降不显著。Haque 等^[7]指出编织 SiC_f/SiC 复合材

料中, 小孔因非弹性变形缓解应力集中而呈现低敏感性, 大孔的敏感性则上升。McNulty 等^[13]证实 815 °C 下氧化脆化主导的 SiC_f/SiC 复合材料失效, 含孔/缺口试样因局部应力集中而导致阈值应力显著降低。Santhosh 等^[14]发现高温(1204 °C)下开孔 SiC_f/SiC 复合材料的孔边应力集中系数随基体微裂纹演化呈动态衰减, 损伤累积增大使实际应力集中系数显著低于弹性理论值, 其机制类似于金属的塑性应力释放。国内研究中, Guan 等^[15]建立了预浸料 MI-SiC_f/SiC 复合材料开孔板多尺度分析框架, 阐明了应变集中区非弹性变形缓解应力集中的机制。Liu 等^[16]采用数字图像相关(DIC)和 AE 技术, 详细表征了不同孔数量和孔位置(单孔、双孔纵向、双孔横向、四孔)SiC_f/SiC 复合材料试样的损伤演化规律, 发现孔排列方向对损伤演化的影响比孔数量更显著。刘海龙^[17]发现中间开孔比侧边开缺口更易引发正交铺层 SiC_f/SiC 复合材料层合板的应力集中与强度衰减。

现有研究集中于编织结构的 SiC_f/SiC 复合材料, 缺乏针对单向预浸料 MI-SiC_f/SiC 复合材料中孔径与损伤演化、应力重分布的定量分析, 尤其缺失应力重分布能力的孔径效应的物理解析。针对上述不足, 本研究将实验与数值模拟相结合, 系统探究孔径对预浸料 MI-SiC_f/SiC 复合材料开孔拉伸性能及损伤机制的影响。本研究设计无孔及五种孔径尺寸的开孔试样, 开展室温拉伸试验, 同步采集力学响应、全场应变及损伤信号。基于理论应力集中系数、名义/净截面性能参数及 AE 特征参数与 DIC 应变场演化, 分析不同孔径下损伤起始阈值与演化规律。建立有限元模型, 对比弹性模型和非线性本构模型预测得到的孔边应力分布, 结合特征长度法深入剖析孔径效应的物理本质。

1 实验方法

1.1 材料与试样制备

本研究采用单向预浸料熔融渗硅(MI)工艺制备的碳化硅纤维增强碳化硅基(SiC_f/SiC)复合材料。增强体为 Cansas-III SiC 纤维(立亚公司), 并在 SiC 纤维表面预先沉积 BN 界面层。通过湿法预浸工艺使带界面层的纤维浸润含有 SiC 粉、C 粉及黏合剂的基体浆料, 制成单向预浸料(单层名义厚度 0.2 mm)。将预浸料裁切后, 按[0/90]_{3S}铺层顺序堆叠, 随后经过热压固化、碳化及 MI 三步关键热处理, 最终制得名义厚度(h)为 2.4 mm 的致密 SiC_f/SiC 复合材料平板。采用排水法测得材料的密度为 2.83 g/cm³, 通过计算机断层扫描(CT)测得平板的孔隙率为 2.01%。

为系统研究 MI-SiC_f/SiC 复合材料的孔径效应, 设计了中心孔直径(D)分别为 1、2、3、6 和 9 mm 的开孔拉伸(OHT)试样(编号 K1~K5), OHT 试样为直条形, 试样宽度(W)统一为 18 mm(即 W/D 比值为 18~2), 试样长度(L)为 68 mm。为保护夹持区域并确保试验机楔形夹具的有效夹持, 在试样两端粘贴了玻璃纤维增强复合材料加强片, 加强片的长度为 20 mm, 厚度 t 为 1.5 mm。同时制备了无孔标准拉伸试样(编号 K0), 以获取材料本征性能。本研究采用的 5 种开孔拉伸试样和无孔试样的几何构型如图 1(a, b)所示, 所有试样均从复合材料平板上采用激光切割加工制成。

OHT 试样孔边应力分布规律如图 2 所示, 孔边的理论应力集中系数 K_t 根据有限宽度板中心圆孔

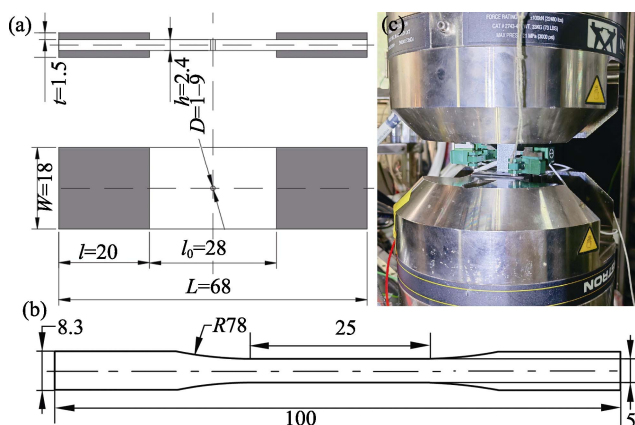


图1 试验件构型、尺寸与试样加载图

Fig. 1 Test specimen configuration, dimensions and photograph of the loading setup

(a) Open-hole tensile specimen; (b) Unnotched tensile specimen; (c) Photograph of the specimen under loading. Unit: mm

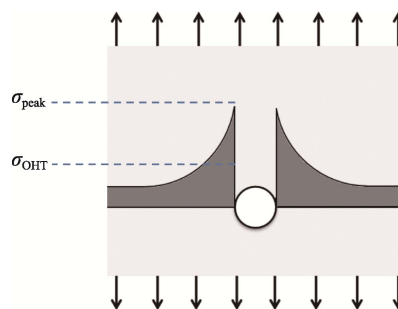


图2 开孔拉伸试验件孔边应力分布规律示意图

Fig. 2 Schematic diagram of stress distribution characteristics around the hole in an open-hole tensile specimen

应力集中系数的理论公式(式(1))计算^[18]。

$$K_t = \frac{\sigma_{\text{peak}}}{\sigma_{\text{OHT}}} = 2 + \left(1 - \frac{D}{W}\right)^3 \quad (1)$$

其中, σ_{peak} 为孔边的峰值应力, σ_{OHT} 为开孔板的名义拉伸应力。

5 种开孔拉伸试样和无孔试样的几何参数和 K_t 列于表 1。

1.2 开孔拉伸试验与数据采集

开孔拉伸试验在室温((23±2) °C)和相对湿度(50±5)%的环境条件下进行, 使用 Instron 5982 型电子万能试验机(量程 50 kN, 载荷精度±1% FS)。试样通过液压平推夹具夹持, 如图 1(c)所示。

试样变形测量综合采用接触式引伸计(Instron 3442AVG, 标距 10 mm, 安装于试样侧面)和全场 DIC 系统(VIC-3D, 单相机 2D 模式)。试验前, 在试样工作段表面喷涂哑光漆形成随机散斑图案, 用于 DIC 分析。DIC 系统采样频率设定为 5 Hz。采用 AE 监测系统(2CHS PCI-2)实时监测损伤萌生与演化。AE 传感器用硅脂耦合剂固定在试样背面中心孔附近区域, 采集参数设置为增益 40 dB、采样率 1 MHz。损伤起始判据定义为 AE 事件率持续超过 50 events/s^[19]。

安装试样后, 预加载至 100 N 初始载荷, 对 DIC 及 AE 系统校零。随后在位移控制的加载模式下, 以 0.2 mm/min 的速率连续加载, 同步采集试验机载荷-

表1 试样几何构型和理论应力集中系数

Table 1 Specimen geometry and theoretical stress concentration factor

Specimen	D/mm	W/D	K_t
K0	0	/	/
K1	1	18	2.844
K2	2	9	2.707
K3	3	6	2.582
K4	6	3	2.302
K5	9	2	2.130

位移信号、引伸计应变数据、DIC 图像以及 AE 参数(事件计数、能量、峰值频率等)。当载荷降至峰值载荷的 80%时, 终止加载。

1.3 数据处理方法

(1) 开孔拉伸性能数据处理

不考虑孔的存在, 开孔板名义拉伸应力 σ_{OHT} 和开孔拉伸强度分别定义为拉伸载荷和最大拉伸载荷与试样无孔部位的横截面积之比:

$$\sigma_{\text{OHT}} = \frac{P}{Wh} \quad (2)$$

$$S_{\text{OHT}} = \frac{P_{\text{max}}}{Wh} \quad (3)$$

其中, S_{OHT} 为名义开孔拉伸强度, P 为拉伸载荷, P_{max} 为加载过程中的最大拉伸载荷, h 为试样厚度。

定义名义开孔拉伸模量 E_{OHT} 为名义拉伸应力-应变曲线线弹性阶段的斜率。根据 ASTM C1869-18, 开孔拉伸比例极限应力($\sigma_{\text{p_OHT}}$)定义为开孔拉伸应力-应变曲线上首次明显偏离线性的点所对应的应力。由于式(1)计算的 K_t 在线性段仍成立, σ_{peak} 即为 $\sigma_{\text{p_OHT}}$ 与 K_t 之积(式(4))。

$$\sigma_{\text{peak}} = K_t \times \sigma_{\text{p_OHT}} \quad (4)$$

(2) 净截面拉伸性能数据处理

考虑孔的存在, 开孔拉伸净截面应力和净截面强度分别定义为拉伸载荷和最大拉伸载荷除以试样孔中心所在截面处的横截面积:

$$\sigma_{\text{NS}} = \frac{P}{h(W-D)} \quad (5)$$

$$S_{\text{NS}} = \frac{P_{\text{max}}}{h(W-D)} \quad (6)$$

其中, σ_{NS} 为开孔拉伸净截面应力, S_{NS} 为开孔拉伸净截面强度。 S_{OHT} 反映含孔结构在名义应力下的失效抗力(受应力集中主导), S_{NS} 考虑孔存在, 评估真实承载面积上的平均应力水平, 更接近材料本体在净截面上的承载能力。

开孔试样净截面模量 E_{NS} 定义为开孔拉伸净截面应力-应变曲线线弹性阶段的斜率。开孔试样净截面拉伸比例极限应力 $\sigma_{\text{p_NS}}$ 则定义为净截面应力-应变曲线上首次明显偏离线性的点所对应的应力。

(3) 声发射数据分析

基于加载过程中不同应力水平下 AE 峰值频率分布和累积能量变化, 结合 SiC_f/SiC 复合材料典型损伤模式(基体开裂、界面脱黏、纤维断裂)与 AE 特征的关联, 分析不同孔径下的损伤演化过程^[20-21]。

(4) DIC 数据处理

采用 VIC-3D 软件分析试样工作段表面全场应变分布, 取试验件加强片下方约 5~10 mm 的区域进行计算分析, 并挖去中心孔。DIC 计算采用的子区推荐值为 39, 步长取 9, 预浸料 MI- SiC_f/SiC 复合材料微观结构相对均匀, 平滑因子取 5。

2 实验结果

2.1 力学性能与孔径效应

图 3(a, b)分别对比了无孔试样(K0)与不同孔径的 OHT 试样(K1~K5)的名义开孔拉伸应力-应变曲线和净截面拉伸应力-应变曲线, 其中应变数据均为引伸计测量结果。名义开孔拉伸应力-应变曲线和净截面拉伸应力-应变曲线均呈现非线性特征, 曲线分为 4 段, 第 1 段为初始线性段, 超过一定应力水平后进入过渡段(第 2 段), 随后为近似线性段(第 3 段), 第 4 段则为屈服段, 应力不增加, 但应变显著增加。

如图 3(a)所示, 无孔试样和 K1~K4(孔径 1~6 mm) OHT 试样的名义开孔拉伸应力-应变曲线的线性段聚拢在一起, 超过各自曲线线性段后, 开始分散。其中 OHT 试样 K1~K3($D=1\sim3$ mm)的三条曲线仍高度重合, 但同等应变下应力显著低于无孔试样。超过线性段后, K4 试样($D=6$ mm)与 K1~K3

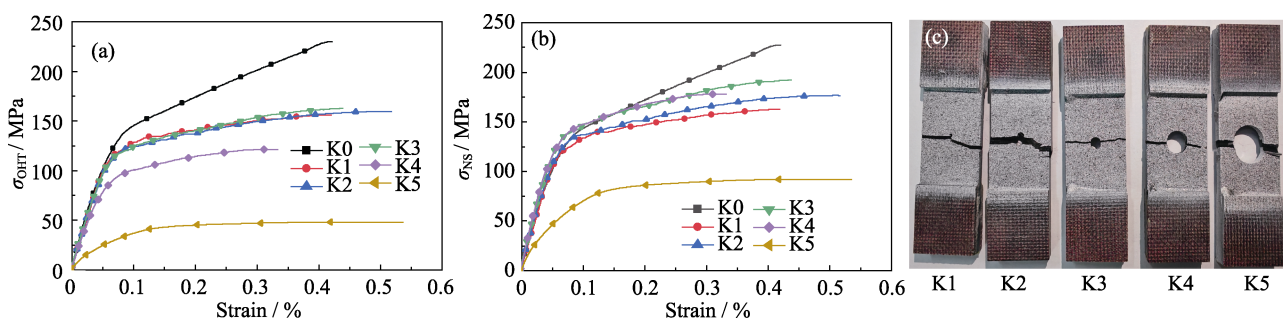


图 3 无孔与开孔试样的拉伸曲线和断口形貌对比

Fig. 3 Comparison of tensile curves and fracture surface morphologies between unnotched and open-hole specimens (a) Nominal open-hole tensile stress-strain curves; (b) Net-section stress-strain curves; (c) Fracture morphologies of OHT specimens

试样的曲线显著偏离。K5 试样($D=9\text{ mm}$)在整个加载历程中始终与其它试样曲线严重偏离, 经过过渡段后即进入屈服阶段。图 3(b)为不同孔径下净截面拉伸应力-应变曲线, 考虑孔存在, 将载荷平均分摊到真实承载截面, 6 根试样的曲线显著分散为 2 组, 无孔试样和 OHT 试样 K1~K4 ($D=1\sim6\text{ mm}$)的曲线在整个加载过程中都相对聚拢, 并且在初始线性段和过渡段, 试样 K1~K4 的曲线均在无孔试样上方, 即在同等应变水平下, 开孔试样的净截面拉伸强度更高。原因在于孔边应力集中导致孔边在一定范围内承受更高的应力水平, 此时均摊到净截面上的平均应力水平反而比无孔试样更高。进入曲线第 3 段后, 含孔试样的载荷-位移曲线增速变缓, 曲线上的应力水平普遍低于无孔试样, 并且孔径越大, 曲线整体应力水平越高, 说明孔越大, 材料进入非线性变形后孔边应力集中越明显, 孔边承受的应力水平越高。此外, K5 试样($D=9\text{ mm}$)的曲线仅在初始的线性段与其它试样聚集在一起, 进入非线性段后则与其它试样的曲线明显偏离。

图 3(c)展示了开孔试样的断裂形貌, 可见所有开孔试样的断裂位置均位于中心孔所在的截面处, 测试中利用 DIC 设备采集的照片也发现所有开孔试样的损伤均起始于孔的边缘, 并沿着孔边缘向试样两侧边缘扩展, 说明孔是主要的应力集中源和失效起点。

表 2 对比汇总了无孔(K0)和 OHT 试样(K1~K5)的拉伸性能测试结果。

图 4(a)展示了孔径(D)对名义开孔拉伸强度(S_{OHT})和开孔拉伸净截面强度(S_{NS})的影响。两者均随孔径增大呈非线性下降趋势, 但在小孔径范围($D=1\sim3\text{ mm}$)内反而略有上升; 当孔径超过 3 mm(尤其 $D\geq6\text{ mm}$, $W/D\leq3$)后急剧下降。当 $D=9\text{ mm}$ 时, S_{OHT} 和 S_{NS} 相比无孔试样分别降低了 79.3%和 59.2%, 说明存在临界孔径阈值(约 6 mm), 超过后承载能力

显著衰退。 S_{OHT} 与 S_{NS} 的差值随孔径增大而扩大, 当 $D=9\text{ mm}$ 时, 达到 45.8 MPa, 反映了大孔径下应力集中的主导作用。小孔径区($D=1\sim3\text{ mm}$)强度上升归因于两个机制: 一是应力集中系数 K_t 从 2.844 降至 2.582(降幅 9.2%), 缓解了孔边应力集中; 二是孔径远大于材料内部缺陷尺寸(6 倍以上)时, 缺陷屏蔽效应发挥作用, 材料本征强度得以发挥。大孔径区($D\geq6\text{ mm}$)强度衰减则是由于孔与试样自由边距离不足, 孔边和试样边缘应力集中区耦合, 实际应力集中因子高于理论值, 同时净截面损失严重(最高达 50%), 基体裂纹饱和后纤维桥接作用失效, 这些因素导致脆性破坏。因此, 开孔拉伸强度随孔径的变化是应力集中与缺陷尺寸竞争的结果: 小孔径区($D=1\sim3\text{ mm}$) K_t 下降与缺陷屏蔽效应抵消了净截面损失; 临界区($D=3\sim6\text{ mm}$)以净截面损失为主导; 大孔径区($D>6\text{ mm}$)孔-边缘耦合应力集中与净截面剧减共同导致失效, 材料不连续的几何效应抑制了材料本征性能。

图 4(b)展示了孔径对拉伸模量参数的影响。在小孔径区($D=1\sim3\text{ mm}$), 名义开孔拉伸模量 E_{OHT} 与无孔试样相当, 波动源于材料分散性; $D\geq6\text{ mm}$ 时, E_{OHT} 显著下降; $D=9\text{ mm}$ 时, 降幅达 55.3%。该现象归因于大孔切断主承力纤维束, 破坏载荷传递。净截面模量 E_{NS} 在 $D=1\sim6\text{ mm}$ 范围内均高于无孔试样, $D=6\text{ mm}$ 时增大 40.0%, 这并非真实刚度提高, 而是应力集中导致净截面应力计算值虚高(净截面应力公式隐含假设应力均匀分布, 实际因应力集中局部应力远超平均值); 孔径越大, 高应力区贡献权重越大, 造成 E_{NS} 持续上升。 $D=9\text{ mm}$ 时 E_{NS} 骤降, 这归因于孔-边缘距小于孔径, 应力集中干涉使净截面应力-应变曲线失去线性段。

本研究采用微纳焦点 CT (Phoenix Vltomex M) 检测 5 种开孔试样的内部缺陷, 结果如图 S1 所示。试样内部随机散布着纤维束间孔隙, 孔隙尺寸为 0.1~0.5 mm, 距离缺陷 3 倍距离处均为应力集中影响区域(尺寸为 0.3~1.5 mm)。当试样中心孔直径较小时, 孔与缺陷尺寸量级可比, 孔与缺陷应力集中相互影响, 相当于扩大了缺陷尺寸。当试样中心孔直径大于 3 mm 时, 中心孔尺寸远大于缺陷尺寸, 此时中心孔相当于一种结构边界, 对孔边缺陷起到屏蔽效果。孔尺寸继续扩大后, 试样宽径比 W/D 小于 3, 中心孔距试样边缘的尺寸过小, 孔与边缘应力集中相互影响, 材料真实的力学性能无法发挥, 导致试样承载能力显著下降。

表 2 不同孔径试样的拉伸刚度和强度
Table 2 Tensile stiffness and strength for specimens with different hole diameters

Specimen	D/mm	$E_{\text{OHT}}/\text{GPa}$	E_{NS}/GPa	$S_{\text{OHT}}/\text{MPa}$	S_{NS}/MPa	$\sigma_{\text{p,OHT}}/\text{MPa}$	$\sigma_{\text{p,NS}}/\text{MPa}$	$\sigma_{\text{peak}}/\text{MPa}$
K0	0	206	206	228	228	125	125	125
K1	1	200	212	155	164	106	112	301
K2	2	203	229	158	177	98.8	111	267
K3	3	204	245	162	194	98.1	117	253
K4	6	186	278	120	179	90.0	134	207
K5	9	83.2	164	47.3	93.1	20.5	40.5	43.7

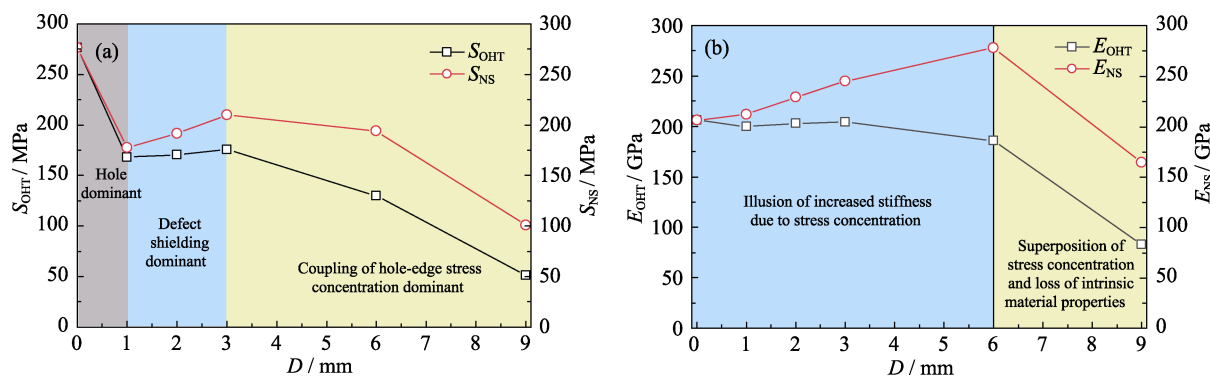


图 4 孔径对试样(a)拉伸强度和(b)模量参数的影响

Fig. 4 Effect of hole diameter on (a) tensile strength properties and (b) module properties of specimens

综上, 在满足宽径比 $W/D > 3$ 的条件下, Preg-MI 工艺制备的 SiC_f/SiC 复合材料开孔板在孔径 $D = 3$ mm 时获得最优开孔拉伸性能。此时可以发挥孔边缺陷屏蔽效应, 而当宽径比 $W/D \leq 3$ 时需进行孔边补强, 避免材料连续性被破坏, 导致开孔结构的承载力骤降。

2.2 基于声发射的损伤演化分析

图 5 展示了无孔试样 AE 峰值频率与归一化累积能量的演化曲线, 通过峰值频率分布可识别微观损伤机制。根据图 5(a)的峰值频率-应力曲线, 无孔试样拉伸损伤可分为五个阶段: 阶段 I(弹性阶段, 0~40 MPa), 峰值频率极低; 阶段 II(40~130 MPa), 中频信号(50~110 kHz)增多, 表明基体开裂开始主导; 阶段 III(130~180 MPa), 峰值频率降至 40~60 kHz, 反映基体裂纹贯通与界面脱黏; 阶段 IV(180~220 MPa), 高频信号持续增加, 标志纤维拔出与断裂加剧; 阶段 V(>220 MPa), 峰值频率回落至中频, 对应纤维拔出及连锁断裂。峰值频率迁移清晰表征了“基体开裂-界面脱黏-纤维断裂”的损伤过程, 其中 180 MPa 以上高频事件(>150 kHz)为纤维断裂阈值, 即材料设计极限应力^[22]。

归一化累积能量可定量表征损伤严重程度, 对

基体裂纹扩展尤为敏感。Morscher 等^[23]发现横向基体裂纹密度与 AE 能量呈线性关系。如图 5(b)所示, 能量累积也分为五个阶段: 阶段 I(0~80 MPa), 无显著累积(弹性变形); 阶段 II(80~130 MPa), 能量增速加快(基体开裂主导); 阶段 III(130~180 MPa), 能量稳定增加(基体裂纹扩展与界面脱黏); 阶段 IV(180~220 MPa), 能量增长减缓(纤维拔出主导); 阶段 V(220~240 MPa), 能量急剧累积(纤维断裂主导)。能量演化印证了峰值频率所识别的损伤模式。值得注意的是, 能量曲线中阶段 II 起始应力(80 MPa)高于峰值频率的 40 MPa, 说明损伤能量累积滞后于损伤萌生, 反映了裂纹从成核到扩展的过渡过程。

采用 AE 技术系统分析了开孔试样 K1~K5 的损伤演化过程, 详见补充材料图 S2~图 S6。结果表明, 损伤起始应力随孔径增大呈线性下降趋势(从 32 MPa 降至 15 MPa, 降幅约 2.9 MPa/mm), 这源于孔边应力集中效应加剧。对于小孔径试样($D \leq 3$ mm), 其损伤演化仍遵循“基体开裂→界面脱黏→纤维拔出→纤维断裂”的顺序, 但各阶段对应的应力区间显著收窄, 尤其是纤维拔出过程被压缩, 表明稳定裂纹扩展能力降低。然而, 在大孔径试样($D \geq 6$ mm)中, 损伤模式发生根本转变, 信号呈现

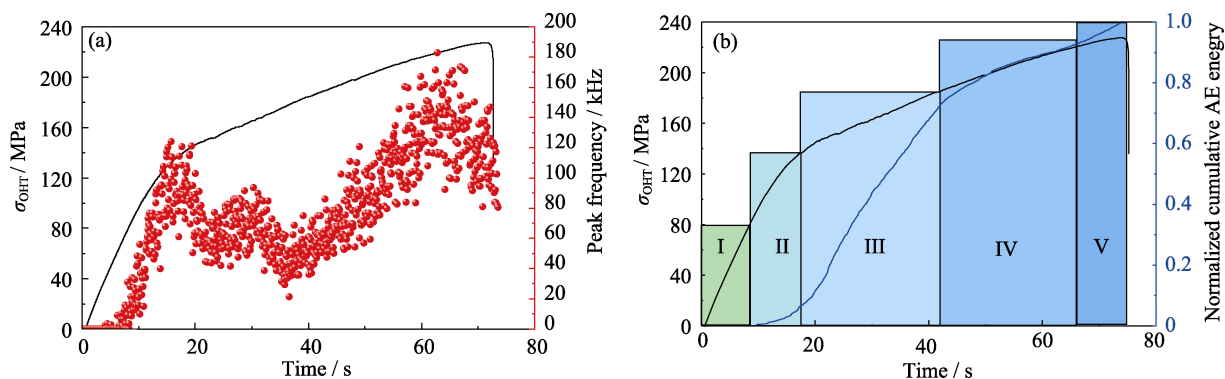


图 5 无孔试样的(a)峰值频率曲线和(b)归一化累积能量曲线

Fig. 5 (a) Peak frequency and (b) normalized cumulative energy curves of unnotched specimen

宽频并发特征, 阶段界限模糊, 反映了从渐进损伤向突发性耦合失效的转变。特别是当 $D=9\text{ mm}$ 时, 强烈的孔-边缘干涉效应($W/D<3$)诱发多种损伤模式在低应力下协同发生, 导致损伤失控。累积能量曲线上纤维拔出主导的第 IV 阶段随孔径增大而大幅缩短, 印证了裂纹稳定扩展能力的下降。综上, 控制孔径尺寸过大避免应力集中耦合是维持 SiC_f/SiC 复合材料开孔构件损伤可控演化与结构可靠性的关键。

2.3 基于 DIC 应变云图的损伤演化分析

五种不同孔径试样的表面应变场演变规律如表 S1 所示。所有试样的应变分布演化均呈现条带状裂纹逐渐加密的特征, 这是预浸料 MI-SiC_f/SiC 复合材料基体沿主应力方向开裂后纤维桥连的特性。所有试样孔上方约一倍孔径区域内都存在裂纹屏蔽效应, 该区域应力较低, 表明开孔不仅影响孔截面, 还干扰孔上下区域的应力分布, 削弱其承载效率。

小孔径 OHT 试样(K1~K3, $D=1\sim3\text{ mm}$)的变化规律相似: 在 80 MPa 左右, 孔中心截面首先出现横向基体裂纹; 当应力增大至 110 MPa 时, 孔边出现多条辐射状裂纹, 并扩展至远离孔边的区域; 当应力达到 140 MPa 时, 工作段内横向裂纹变多变密; 当应力继续增大至 150 MPa 后, 基体裂纹饱和, 应变集中发生在一条主导穿孔裂纹处, 最终纤维在此处拔出并断裂。

较大孔径 OHT 试样(K4, $D=6\text{ mm}$)的应变分布有所不同: 当应力为 29 MPa 时, 孔边已出现明显基体裂纹, 随着应力增加, 裂纹向试样边缘辐射延伸; 当应力增大至 107 MPa 时, 试样边缘萌生裂纹并逐渐加密; 当应力为 120 MPa 时, 裂纹饱和, 应变集中主导裂纹, 导致最终断裂。极限孔径 OHT 试样(K5, $D=9\text{ mm}$)同时表现出孔边与边缘应变集中: 当应力为 15 MPa 时, 孔边与试样边缘几乎同时萌生裂纹; 当应力为 28 MPa 时, 孔截面出现多条平行裂纹; 当应力为 36 MPa 时, 试样边缘萌生裂纹并向内扩展; 当应力为 47 MPa 时, 主裂纹明显开裂, 纤维桥联使载荷未立即下降, 但随着变形增加, 纤维逐渐拔出, 刚度持续软化直至失效。可见, OHT 试样 K4 和 K5 因孔径较大, 未能形成连贯的横向裂纹, 纤维载荷传递受阻, 拔出过程不均, 显著降低了材料韧性与承载能力。

通过分析 OHT 试样孔边至边缘的 DIC 应变分布规律(图 S7)发现, 孔径显著影响了应变集中与损伤演化模式。在小孔径 OHT 试样($D\leq 3\text{ mm}$)中, 低应力水平下应变分布较为均匀; 随着应力提高, 孔边应变集中逐渐凸显, 演化过程呈现渐进性损伤演

变特征。相比之下, 在较低应力下, 大孔径 OHT 试样($D\geq 6\text{ mm}$)在孔边到试样边缘的连线上整体发生应变跃升, 标志着贯穿裂纹的快速形成, 导致多处损伤并发, 突发性纤维断裂行为增多。应变分布演变直观揭示了孔径增大促使材料从可控的渐进损伤演变转向失稳的突发失效, 这是导致 SiC_f/SiC 复合材料开孔拉伸试样损伤阻抗与承载能力显著下降的关键原因。

为有效耦合 AE 与 DIC 揭示的损伤演化规律在时空维度上的关联, 本研究分别依据 AE 峰值频率曲线与归一化累积能量曲线识别特征点, 确定对应应力水平, 并进一步索引获取该应力值下的 DIC 图像。选取的三个典型应力点分别为: 峰值频率曲线上首次出现 AE 信号的应力点、归一化累积能量曲线上首次发生能量跃升的应力点以及峰值频率达到第一个峰值的应力点。

不同孔径的 SiC_f/SiC 复合材料 OHT 试样(K1~K5)在上述三个特征应力点对应的 DIC 应变云图列于表 S2。结果显示, 所有 OHT 试样在峰值频率曲线首次出现 AE 信号时, DIC 图像中均未观察到应变局部突变现象, 应变场分布相对均匀, 且该应力点位于名义应力-应变曲线的线性阶段。这表明损伤起始于试样内部, 主要为基体弥散微裂纹, 尚未贯穿试样厚度, 因而在 DIC 图像中无法识别。

当归一化累积能量曲线首次出现能量跃升时, OHT 试样 K1~K5 的 DIC 图像中均出现应变局部突变现象, 且应变局部突变位置位于孔边, 说明此时孔边已发生明显的纤维断裂。因此, 归一化累积能量曲线上首次能量跃升可有效表征开孔试样孔边的开裂损伤。

当峰值频率达到第一个峰值时, 所有 OHT 试样的 DIC 图像中均出现沿宽度方向的贯穿性裂纹。该阶段高频信号主要对应纤维拔出与断裂行为, 表明纤维拔出活动最为剧烈。此后, 随着纤维持续拔出, 贯穿宽度方向的裂纹区域应力得以释放, 损伤模式逐渐转变为以基体裂纹贯穿为主导。由此可见, 峰值频率达到第一个峰值的事件可用于表征开孔试样中基体裂纹在试样厚度与宽度方向上的全面贯穿。

3 数值分析

3.1 有限元模型

实验结果表明, 孔径增大导致应力集中效应增强而应力重分布能力减弱, 这一竞争机制难以通过现有理论模型量化。为了揭示孔周非线性应变场与

宏观失效的内在关联,并解释实验中观察到的复杂孔径效应(如强度非单调变化、模量差异等),本研究建立了开孔拉伸试样的三维有限元模型,并结合特征长度法剖析孔径效应的物理本质。

采用 ABAQUS 软件建立五种孔径开孔试样的有限元模型。为精确捕捉孔边应力/应变场,模型采用了放射状网格划分策略和 8 节点六面体单元(C3D8),如图 6(a)所示。本研究采用正交对称铺层的预浸料 MI-SiC_p/SiC 复合材料,建模时将其等效为均匀的各向异性连续体材料。为定量评估材料非线性(如基体开裂、纤维桥接等)对孔径效应的影响,模型采用了两种材料本构:(1)正交各向异性弹性模型,定义 9 个工程常数,即 $E_1=E_2=206$ GPa, $E_3=180$ GPa, $G_{12}=85$ GPa, $G_{13}=G_{23}=61.8$ GPa, $\nu_{12}=0.17$, $\nu_{13}=\nu_{23}=0.24$; (2)非线性本构模型,基于 GH 理论建立本构的数学模型,并通过用户材料子程序(UMAT)嵌入有限元模型,模拟材料在损伤演化过程中的刚度退化行为。本研究基于三组标准力学试验结果来确定材料的非线性本构模型,分别为纤维方向的单轴拉伸应力-应变曲线、与纤维方向成 45°的单轴拉伸应力-应变曲线以及纤维方向的纯剪切应力-应变曲线。本构模型的具体技术细节见参考文献[15]。

如图 6(b)所示,边界条件与载荷施加模拟实验夹具约束设置如下:在试样上、下表面中心点处分别建立参考点 RP-1 和 RP-2。将试样上、下两端被夹持区域的网格节点分别与 RP-1 和 RP-2 进行自由度耦合约束。约束 RP-2 在所有三个平动自由度($U_1=U_2=U_3=0$)模拟下端固定。在 RP-1 处沿拉伸方向单调施加位移载荷。为消除试样尺寸微小差异的影响,并确保分析状态对应于实验中的最终断裂时刻,施加的载荷值设定为各试样对应的名义开孔拉伸强度(S_{OHT})与其横截面积($18\text{ mm}\times 2.4\text{ mm}$)的乘积。

3.2 有限元分析结果与讨论

图 7(a)展示了弹性本构模型预测的 K1~K5 试样在断裂载荷下的纵向拉伸应力(S_{11})分布云图。

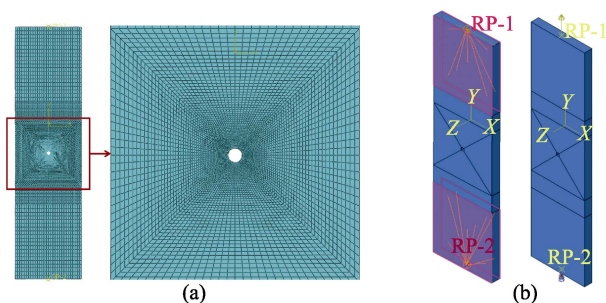


图 6 开孔试样的(a)有限元模型及其(b)载荷边界条件
Fig. 6 (a) Finite element model of the open-hole specimen and (b) corresponding applied loads and boundary conditions

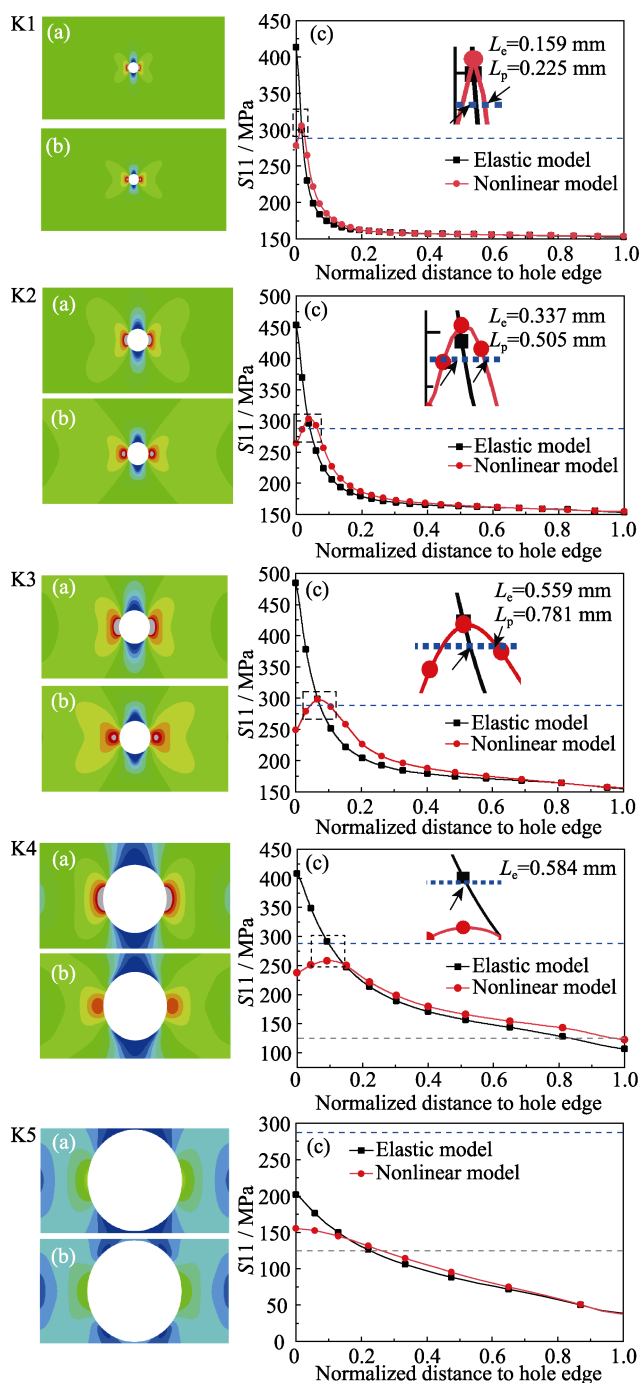


图 7 K1~K5 试样孔边应力预测结果
Fig. 7 Stress predictions around holes in K1-K5 specimens
(a) Elastic model results; (b) Nonlinear model results; (c) Stress distribution along hole edge to the specimen edge line

为便于分析潜在破坏区域,云图设定了强度阈值(无孔试样极限拉伸强度 288 MPa),超过阈值部分将显示为灰色。结果显示 K1~K4 试样孔边均存在显著超过强度阈值的区域(完全断裂区),表明孔边应力集中严重。这解释了实验中所有开孔试样最终断裂均起始于孔边区域的原因,证实孔是主要应力集中源和失效起始点。然而,对于 K5 试样($D=9\text{ mm}$),其孔边最大 S_{11} 并未超过阈值(无灰色区域)。这与

实验观察到的 K5 试样承载能力断崖式下降相对应, 表明当孔径过大时, 几何不连续性(孔与边缘干涉)导致的结构完整性丧失已占主导地位, 材料本征强度性能无法发挥。

图 7(b)展示了非线性本构模型预测的 S_{11} 分布云图(同样设定 288 MPa 阈值)。结果表明 K1~K3 试样孔边仍存在超过阈值的区域(完全断裂区), K4 和 K5 试样则无超过阈值的区域。这与实验观察到的 K4 和 K5 试样强度急剧衰减存在差异, 表明非线性本构模型在预测大孔径($D \geq 6$ mm)试样最终破坏方面存在局限性, 无法准确模拟孔-边缘应力集中耦合导致几何非连续, 进而诱发的脆性断裂模式。另外, 对于 K1~K3 试样, 非线性模型预测的 S_{11} 最大值不在孔边缘, 而是出现在距孔边一定距离处。这为实验中发现的小孔径($D=1\sim 2$ mm)开孔拉伸试样强度反而低于中等孔径($D=3$ mm)的现象提供了合理解释, 即材料非线性导致应力峰值偏移。若此峰值应力处恰好存在材料固有缺陷(如孔隙、微裂纹)和打孔造成的孔边损伤, 则更容易成为损伤源并引发早期失效。而当孔径为 3 mm 时, 应力峰值处距离孔边较远, 可能避开了孔边加工损伤最严重的区域, 反而表现出更高的强度, 体现了缺陷屏蔽效应。

进一步分析孔边到试样边缘连线上 S_{11} 的分布(图 7(c)), 发现弹性模型(黑线)预测的孔边应力集中极高, 应力梯度陡峭。而非线性模型(红线)预测的孔边峰值应力显著降低, 孔边一定区域内的应力分布更为平缓均匀, 体现了材料非线性(损伤)带来的应力重分布能力。另外, 在孔边至试样边缘的连线上, 小孔径试样(K1~K3)无论采用弹性模型还是非线性本构模型, 预测的 S_{11} 均显著超过无孔试样的比例极限值(125 MPa), 表明开孔导致局部区域更早进入非线性变形阶段。然而, 此阶段材料内部存在的纤维桥联机制发挥了关键作用, 其有效抑制损伤的快速发展, 从而确保小孔径试样在整体上仍具有足够的损伤阻抗。中等孔径试样(K4, $D=6$ mm)在该连线上 S_{11} 的大部分区域超过了比例极限值(125 MPa), 仅靠近试样自由边缘的局部区域应力较低, 表明当孔径达到 6 mm 这一临界尺寸时, 孔-边缘应力集中耦合效应已显著增强, 导致材料局部长期处于高应力水平, 其固有的强度潜能(本征性能)难以得到充分发挥。大孔径试样(K5, $D=9$ mm)在该连线上的 S_{11} 仅在孔边极小范围内超过比例极限值(125 MPa), 绝大部分区域的应力值均低于比例极限。此现象清晰地表明, 当孔径过大时, 几何不连续性(净截面损失率高达 50%)和强烈的孔-边缘干涉效应已完全主导了试样的力学响应。材料的固有属性(如强度、模量)

不再是决定开孔试样承载能力的主要因素, 这与 K5 试样强度和模量出现断崖式下降以及比例极限应力大幅衰减的现象高度吻合。

采用特征尺寸法分析, 以距离孔边特征尺寸处的 S_{11} 达到材料极限强度 288 MPa 作为断裂判据, 通过图 7(c)中预测应力分布曲线(黑/红线)与强度阈值(288 MPa, 蓝点划线)的交点可确定各孔径下弹性模型和非线性模型对应的特征尺寸(L_e 和 L_p), 结果汇总于表 3。可见随着孔径 D 增大, 弹性模型和非线性模型下的特征尺寸均显著增大, 这表明孔径越大, 需要“克服”应力集中效应的应力重分布区域越大。非线性模型下的特征尺寸普遍大于弹性模型, 印证了材料非线性可以缓解局部应力集中, 促进应力重分布。特征尺寸随孔径增大而增大的趋势, 与孔径超过临界值($D>6$ mm)后, 开孔拉伸强度 S_{OHT} 和开孔净截面强度 S_{NS} 呈现下降的规律具有强关联性, 特征尺寸越大意味着需要更大范围的材料保持完好才能承载。

综上, 有限元结果揭示了孔径效应背后的关键机制。小孔径区($D=1\sim 3$ mm): 材料非线性显著, 能有效诱发孔周较大范围的非弹性变形和应力重分布, 缓解应力集中。然而, 非线性导致的最大应力偏移现象(峰值不在孔边而在孔周)解释了实验中试样 K1、K2($D=1、2$ mm)强度较低的原因, 即偏移后的峰值若与固有缺陷区重合则易引发早期损伤。 $D=3$ mm 时, 峰值位置远离孔边损伤区, 结合较低的应力集中系数和显著的缺陷屏蔽效应共同促成 3 mm 孔径下出现强度峰值。 $W/D<3$ 时, 中心孔与试样两侧的距离过近, 导致孔-边缘应力集中场干涉、耦合。此时, 即使考虑材料非线性, 其缓解应力的能力也会由于几何不连续主导的孔-边缘应力干涉而失效, 孔边到试样两侧的区域同时达到高应力时, 易形成宏观剪切带(包含基体开裂、分纤维断裂), 材料韧性丧失, 引发开孔试样的非稳态脆性断裂和承载能力断崖式下降。此外, 有限元仿真无法准确模拟试样 K4、K5 的最终破坏, 反映了此时失效源于开

表 3 不同孔径试样的特征尺寸分析结果
Table 3 Characteristic dimension analysis for specimens with different hole diameters

Specimen	D/mm	L_e/mm	L_p/mm
K1	1	0.159	0.225
K2	2	0.337	0.505
K3	3	0.559	0.781
K4	6	0.584	/
K5	9	/	/

孔导致的几何不连续, 此时材料的本征塑性(非线性应力-应变本构)已无法有效发挥应力重分配作用。

4 结论

本研究通过系统的实验与数值模拟, 揭示了预浸料 MI-SiC_f/SiC 复合材料开孔拉伸性能的孔径效应规律, 主要结论如下。

(1) 孔径效应具有竞争机制与临界阈值。开孔强度呈现非单调变化: 小孔径($D=1\sim3$ mm)下, 应力集中系数降低与缺陷屏蔽效应共同作用, 使强度反常上升; 超过临界孔径($D=6$ mm, $W/D<3$)后, 孔-边缘应力集中耦合效应主导, 导致强度断崖式下降, 结构几何不连续完全压制材料本征性能。

(2) AE 与 DIC 表明损伤演化行为具有孔径依赖性, 孔径增大使损伤起始应力线性降低(每增大 1 mm 损伤起始应力降低 2.9 MPa); $D\leq 3$ mm 时损伤序列化演化(基体开裂→纤维断裂), $D\geq 6$ mm 时多损伤模式并发。

(3) 采用非线性本构的有限元模型预测的最大应力位置在远离孔边一定距离处, 有效支撑了小孔径($D=1\sim2$ mm)试样测试强度低于中等孔径($D=3$ mm)试样测试强度的反常现象。仿真无法有效预测大孔径($D\geq 6$ mm)试样最终破坏, 验证了大孔径下几何不连续起决定性作用, 限制了材料本征塑性和应力重分配能力。

(4) 预浸料 MI-SiC_f/SiC 复合材料开孔直径为 3 mm 时获得最优开孔拉伸性能, 当 $W/D\leq 3$ 时需孔边补强, 避免承载能力骤降。该结论可为航空发动机 SiC_f/SiC 含孔部件的设计提供依据。

(5) 小孔径下开孔拉伸性能对材料孔隙率敏感, 本研究的 SiC_f/SiC 复合材料孔隙率相对较大, 对于低孔隙率的同种材料, 开孔拉伸性能孔径效应的规律和结论可能不同, 后续将进一步开展孔隙率对预浸料 MI-SiC_f/SiC 复合材料开孔拉伸性能的影响研究。

补充材料

本文相关补充材料及关联数据可在科学数据银行 <https://www.doi.org/10.57760/sciencedb.jim.00008> 中获取。

参考文献:

- [1] 李龙彪. 陶瓷基复合材料在航空发动机应用与适航符合性验证研究进展. 复合材料学报, 2025, **42**(1): 54.
- [2] 焦健, 孙世杰, 焦春荣, 等. SiC_f/SiC 复合材料涡轮导向叶片研究进展. 复合材料学报, 2023, **40**(8): 4342.
- [3] 王雅娜, 李天山, 王海润, 等. GE 公司预浸料-熔渗工艺 SiC_f/SiC 复合材料应用研究历程及启示. 航空材料学报, 2025, **45**(2): 1.
- [4] 刘虎, 束小文, 洪智亮, 等. 航空发动机用 SiC/SiC 复合材料典型元件设计及性能评价研究进展. 材料导报, 2023, **37**(14): 12.
- [5] ASTM International. Standard test method for open-hole tensile strength of fiber-reinforced advanced ceramic composites: ASTM C1869-18. West Conshohocken: ASTM International, 2023.
- [6] KALLURI S, VERRILLI M J. Influence of holes on the in-plane tensile strength and fatigue durability of a Nicalon™/Si-N-C ceramic matrix composite. *Ceramic Engineering and Science Proceedings*, 2003, **24**(4): 427.
- [7] HAQUE A, AHMED L, RAMASETTY A. Stress concentrations and notch sensitivity in woven ceramic matrix composites containing a circular hole—an experimental, analytical, and finite element study. *Journal of the American Ceramic Society*, 2005, **88**(8): 2195.
- [8] GYEKENYESI A L, MORSCHER G N. Damage progression and stress redistribution in notched SiC/SiC composites. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2010, **19**(9): 1298.
- [9] GYEKENYESI A L, MORSCHER G N. Evaluating the mechanical behavior of notched SiC/SiC composites using thermoelastic stress analysis. *Proceedings of SPIE*, Bellingham, 2004: 456–465.
- [10] MORSCHER G N, GYEKENYESI J Z, GYEKENYESI A L. Mechanical behavior of notched SiC/SiC composites. ASME International Gas Turbine and Aeroengine Congress, New Orleans, 2001: 1–7.
- [11] RUGGLES-WRENN M B, KURTZ G. Notch sensitivity of fatigue behavior of a Hi-Nicalon™/SiC-B₄C composite at 1,200 °C in air and in steam. *Applied Composite Materials*, 2013, **20**: 891.
- [12] GOWAYED Y, OJARD G, CHEN J, et al. Accumulation of time-dependent strain during dwell-fatigue experiments of iBN-Sylramic melt infiltrated SiC/SiC composites with and without holes. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2011, **42**(12): 2020.
- [13] MCNULTY J C, HE M Y, ZOK F W. Notch sensitivity of fatigue life in a Sylramic™/SiC composite at elevated temperature. *Composites Science and Technology*, 2001, **61**(9): 1331.
- [14] SANTHOSH U, AHMAD J, JOHN R, et al. Modeling of stress concentration in ceramic matrix composites. *Composites Part B: Engineering*, 2013, **45**: 1156.
- [15] GUAN X Y, WANG Y N, JIAO J, et al. Hierarchical modeling of strain-concentrating effect in notched ceramic-matrix composite laminates. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2025, **304**: 110641.
- [16] LIU H, LI L B, WANG Y N, et al. In situ damage propagation and fracture in notched cross-ply SiC/SiC composites: experiment and numerical modeling. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, **44**(4): 2052.
- [17] 刘海龙. SiC/SiC 陶瓷基复合材料力学性能与失效机理研究. 上海: 上海交通大学硕士学位论文, 2020.
- [18] PETERSON R E, PLUNKETT R. Stress concentration factors. *Naval Engineers Journal*, 2010, **67**(3): 697.
- [19] MORSCHER G N. Stress-dependent matrix cracking in 2D woven SiC-fiber reinforced melt-infiltrated SiC matrix composites. *Composites Science and Technology*, 2004, **64**(9): 1311.
- [20] MORSCHER G N, MAXWELL R. Monitoring tensile fatigue crack growth and fiber failure around a notch in laminate SiC/SiC composites utilizing acoustic emission, electrical resistance, and digital image correlation. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, **39**(2/3): 229.
- [21] BACHE M R, NEWTON C D, JONES J P, et al. Advances in damage monitoring techniques for the detection of failure in SiC_f/SiC ceramic matrix composites. *Ceramics*, 2019, **2**(2): 347.
- [22] DASSIOS K G, AGGELIS D G, KORDATOS E Z, et al. Cyclic loading of a SiC-fiber reinforced ceramic matrix composite reveals damage mechanisms and thermal residual stress state. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2013, **44**: 105.
- [23] MORSCHER G N, FERGUSON C, PRATT S, et al. Acoustic emission accuracy from a tensile test of a ceramic matrix composite. *Journal of the American Ceramic Society*, 2024, **107**(12): 8556.

补充材料

MI-SiC_f/SiC 复合材料开孔拉伸性能孔径效应研究王雅娜^{1,2}, 宋九鹏¹, 王海润¹, 李天山¹, 焦健¹

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095; 2. 先进复合材料科技重点实验室, 北京 100095)

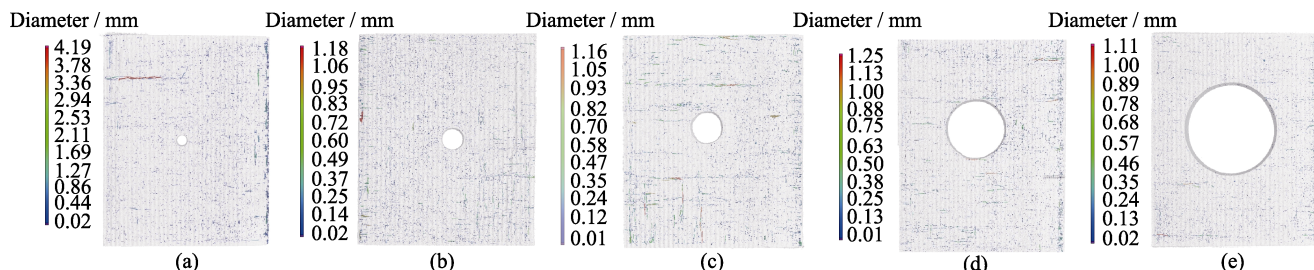


图 S1 不同孔径下的试验件内部缺陷的 CT 重构图像

Fig. S1 CT reconstructed images of internal defects in specimens with different hole diameters

(a) K1 specimen; (b) K2 specimen; (c) K3 specimen; (d) K4 specimen; (e) K5 specimen

图 S2~图 S6 展示了 OHT 试样 K1~K5 的声发射峰值频率与归一化累积能量曲线。基于无孔试样建立的声发射-损伤机制对应关系(基体开裂: <50 kHz; 界面脱黏/纤维滑移: 50~110 kHz; 纤维断裂: >150 kHz), 系统识别了各开孔试样的损伤演变过程。K1 ($D=1$ mm) 试样: 峰值频率信号起始于 32 MPa 指示基体起裂, 峰值频率显示损伤依次经历基体开裂(中频)、界面脱黏(中高频)、纤维拔出(低频)和纤维断裂(高频); 累积能量变化分为五个阶段(图 S2(b)), 分别对应弹性变形、基体开裂、界面脱黏与基体裂纹贯通、纤维拔出及纤维断裂。OHT 试样 K2 ($D=2$ mm): 峰值频率信号起始于 31 MPa 指示基体起裂, 其损伤演化序列与 K1 试样一致, 中高频信号反映基体开裂与界面脱黏, 后续以低频和高频为主, 分别对应纤维拔出和断裂; 累积能量变化分为五个阶段(图 S3(b)), 分别对应弹性变形、基体开裂、界面脱黏和裂纹贯通、纤维拔出、纤维断裂。OHT 试样 K3 ($D=3$ mm): 峰值频率信号起始于 27 MPa 指示基体起裂, 中频信号显示基体开裂, 中高频激增代表界面脱黏与纤维断裂, 后期以低频和中高频为主, 分别对应纤维拔出和继续断裂; 累积能量变化分为四个阶段(图 S4(b)), 分别对应弹性变形、基体开裂、界面脱黏和孔边纤维断裂、纤维拔出和断裂。OHT 试样 K4 ($D=6$ mm): 峰值频率信号起始于 20 MPa 指示基体起裂, 中频为主显示基体开裂, 中高频进

发为界面脱黏和孔边纤维断裂, 后续低频及高频激增分别代表纤维拔出和断裂; 累积能量变化分为四个阶段(图 S5(b)), 分别对应弹性变形、基体开裂、界面脱黏与裂纹贯通、纤维拔出和断裂。OHT 试样 K5 ($D=9$ mm): 峰值频率信号起始于 15 MPa 指示基体起裂, 信号宽频并发, 中低频显示基体开裂与界面脱黏, 后期低频为主显示纤维拔出, 能量曲线上第 IV 阶段高度压缩, 说明纤维拔出对增韧的效果降低, 如图 S6(b)所示, 说明试样在拉伸加载下呈现多模式并发失效的损伤特征。

孔径增大显著影响损伤行为, 损伤起始应力随孔径增加而线性降低(从 32 MPa 降至 15 MPa, 降幅约 2.9 MPa/mm), 源于孔边应力集中促使损伤提前发生。小孔径($D \leq 3$ mm) OHT 试样仍清晰呈现“基体开裂→界面脱黏→纤维拔出→纤维断裂”的失效路径, 与无孔试样演化模式一致。然而, 各阶段对应的应力区间明显变窄, 尤其是纤维拔出阶段(能量曲线的 IV 阶段)被大幅压缩, 表明其损伤阻抗和剩余强度有所衰减。大孔径($D \geq 6$ mm) OHT 试样信号在整个频率范围内并发, 声发射峰值频率曲线的阶段界限模糊, 反映损伤从渐进累积转向突发耦合失效。尤其是 $D=9$ mm 的 OHT 试样 K5, 孔-边缘干涉效应($W/D \leq 3$)造成严重应力集中, 诱发多损伤模式在低应力下协同发生, 纤维断裂不再依赖完整界面脱黏与拔出过程。同时, 累积能量曲线上的 IV 阶

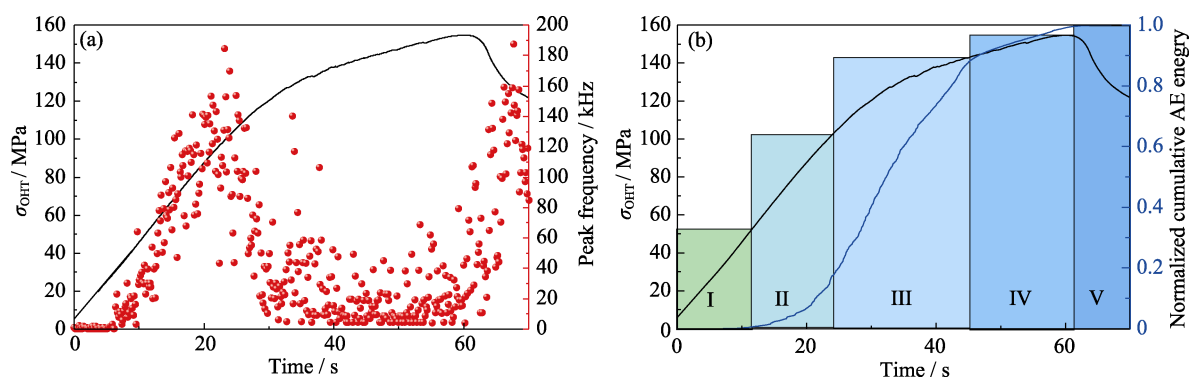


图 S2 OHT 试样 K1 的(a)峰值频率和(b)归一化累积能量曲线

Fig. S2 (a) Peak frequency and (b) normalized cumulative energy curves of K1 OHT specimen

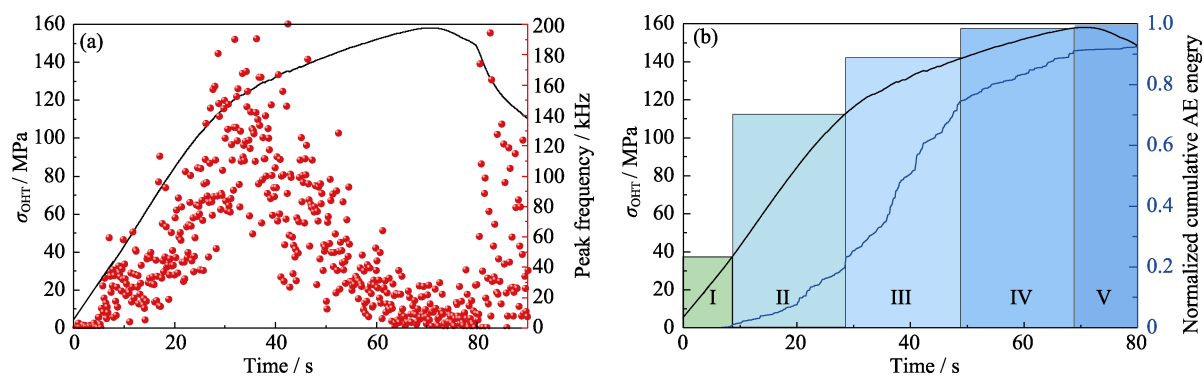


图 S3 OHT 试样 K2 的(a)峰值频率曲线和(b)归一化累积能量

Fig. S3 (a) Peak frequency and (b) normalized cumulative energy curves of K2 OHT specimen

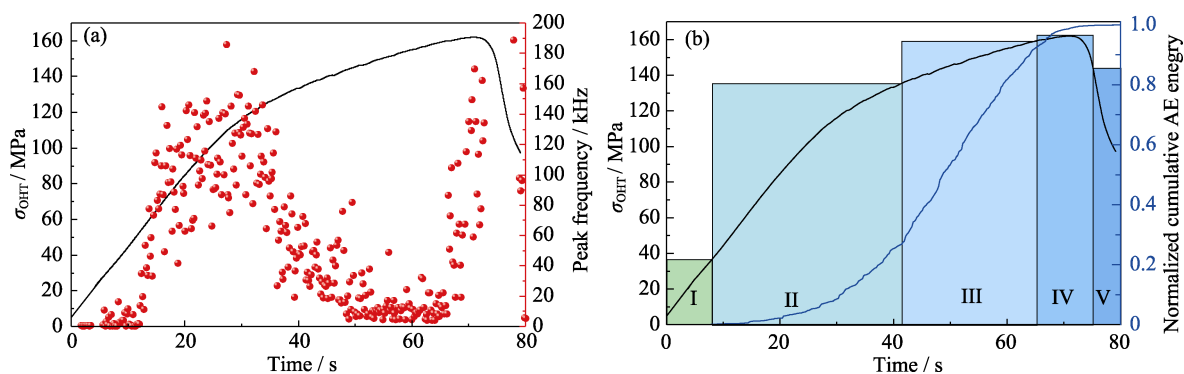


图 S4 K3 试验件的(a)峰值频率曲线和(b)归一化累积能量

Fig. S4 (a) Peak frequency and (b) normalized cumulative energy curves of K3 specimen

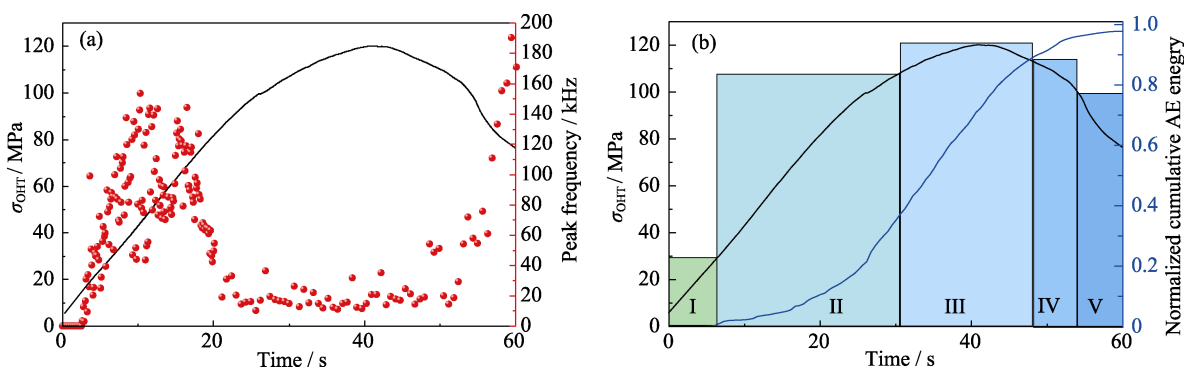


图 S5 K4 试验件的(a)峰值频率曲线和归一化累积能量

Fig. S5 (a) Peak frequency and (b) normalized cumulative energy curves of K4 specimen

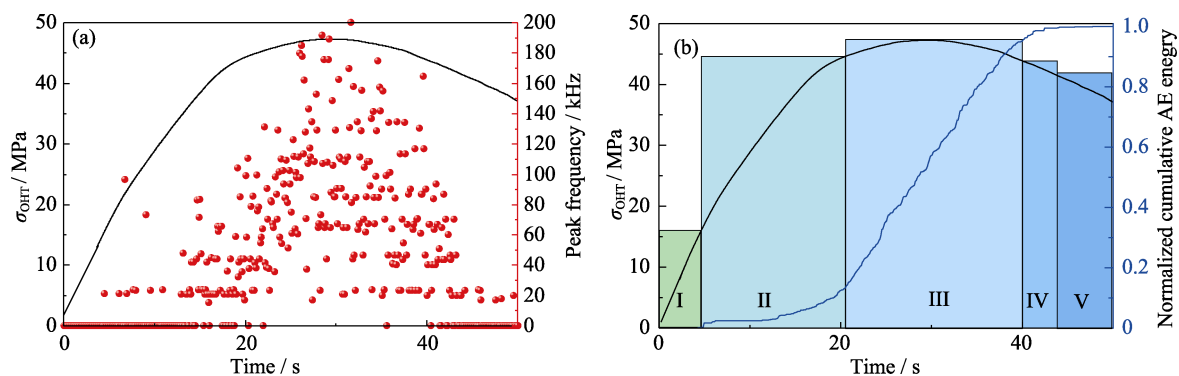


图 S6 K5 试验件的(a)峰值频率曲线和(b)归一化累积能量曲线

Fig. S6 (a) Peak frequency and (b) normalized cumulative energy curves of K5 specimen

段(纤维拔出主导的阶段)随孔径增大阶段缩减,反映纤维拔出效果降低,裂纹稳定扩展难以维持。综上,MI-SiC_p/SiC 复合材料开孔构件的设计需严格控制孔径并警惕应力集中耦合效应,以确保损伤可控演化和结构可靠性。

通过提取含孔试样 DIC 应变云图中孔边至试样边缘连线上的应变分布,获得五种孔径 OHT 试样(K1~K5)在不同应力水平下的应变变化规律,如图 S7 所示。横坐标为归一化相对位置,0 代表孔边缘,1 代表试样边缘。结合表 S1 所示的应变分布云图可知,对于 OHT 试样 K1 ($D=1$ mm): 当应力低于 46 MPa 时,试样工作段应变分布较均匀,表明小孔径与材料缺陷尺度接近,初始应变集中不明显;当应力在 71~129 MPa 范围内时,孔边应变增大至边缘的 3 倍以上,孔-缺陷耦合加剧了局部应变集中;当应力超过 129 MPa 后,连线应变整体突增约 60 $\mu\epsilon$,表明已

形成贯穿裂纹,后续变形以纤维拔出为主,应力几乎不增长。对于 OHT 试样 K2 ($D=2$ mm): 当应力低于 43 MPa 时,试样工作段应变分布均匀,孔边没有明显应变集中现象;当应力为 115 MPa 时,孔边与边缘连线上距孔边 0~0.5 范围内应变突增,出现马鞍形双峰分布,说明孔-缺陷贯通引发基体严重开裂;在 115~148 MPa 应力范围内,该区域应变持续增大,说明纤维拔出主导变形,而孔边与边缘连线上距孔边 0.5~1 范围内的应变增长缓慢;当应力超过 148 MPa 后,应变峰值逐渐迁移,最终在主裂纹处出现纤维拔出,从而导致断裂。对于 OHT 试样 K3 ($D=3$ mm): 当应力低于 43 MPa 时,试样工作段应变均匀;在 43~85 MPa 应力范围内,孔边应变显著集中;当应力达到 116 MPa 时,因材料塑性影响,最大应变峰迁移至距孔边一定位置处,试样边缘同时出现第二峰值,说明应力重新分布;当应力为

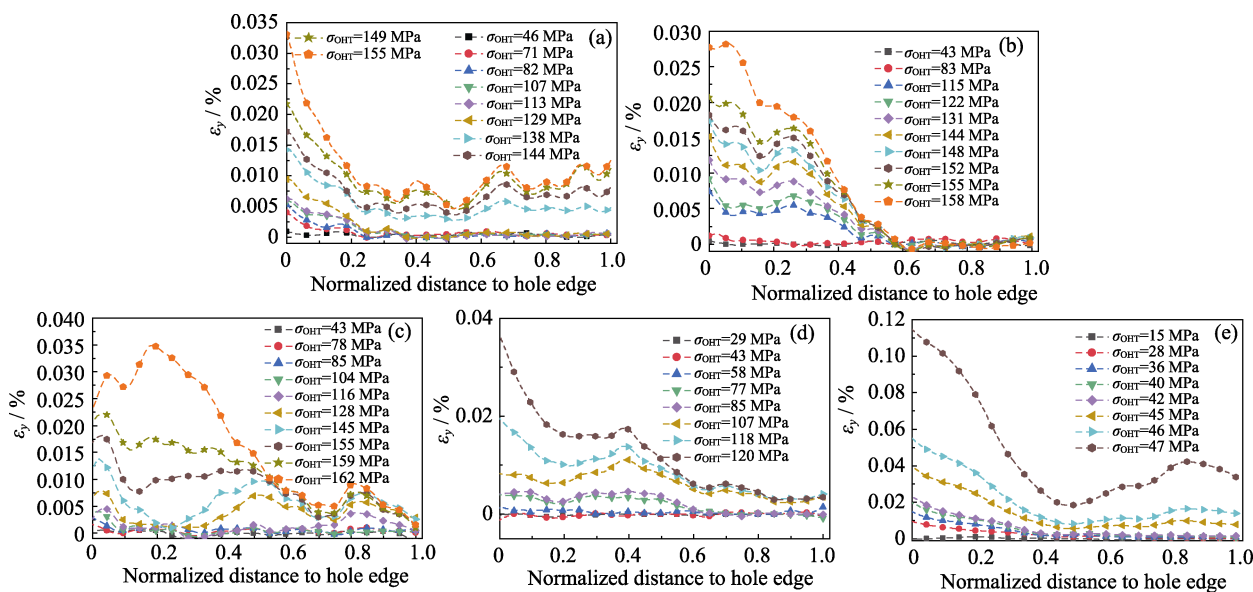


图 S7 孔边到试样边缘连线上的应变分布

Fig. S7 Longitudinal tensile strain distribution along the hole-to-side line
(a) K1 specimen; (b) K2 specimen; (c) K3 specimen; (d) K4 specimen; (e) K5 specimen

155 MPa 时, 在孔边与边缘连线上距孔边 0.2~0.5 范围内, 应变急剧上升, 应变集中缓解, 截面趋于均匀变形。随着应力继续增大至 162 MPa 后, 该区域应变突增, 引发宏观裂纹和纤维断裂。对于 OHT 试样 K4 ($D=6$ mm): 当应力低于 43 MPa 时, 试样工作段整体应变均匀; 当应力为 58 MPa 时, 孔边应变明显上升; 在 77~85 MPa 应力范围内, 孔边与边缘连线上距孔边 0~0.6 范围内的应变快速增加, 说明此范围内材料发生基体开裂; 当应力为 107 MPa 时, 全截面应变跃升, 标志贯穿裂纹的形成, 后续纤维逐渐拔出, 孔边应变持续增长, 最终纤维由孔边至边缘逐次断裂。对于 OHT 试样 K5 ($D=9$ mm): 应力

小于 15 MPa 时, 应变集中不明显; 28~42 MPa 时, 孔边区域应变显著上升; 超过 45 MPa 后, 孔边与边缘连线均发生明显的应变突增, 说明孔与边缘连线所在截面处形成贯穿裂纹, 孔边与边缘应变同步快速增长, 最终主裂纹截面纤维拔出并断裂。

综上, 小孔径($D \leq 3$ mm)的 OHT 试样, 低应力时应变分布较均匀, 随应力提高孔边应变集中逐渐显著, 损伤演化明确; 大孔径($D \geq 6$ mm)的 OHT 试样, 较低应力下, 孔边与试样边缘连线所在截面处发生应变跃升和多处损伤并发, 纤维拔出和断裂行为更趋局部化和突变性, 导致材料韧性及承载能力显著下降。

表 S1 5 种不同孔径试样不同应力水平下表面应变场的整体变化规律

Table S1 Variation of the full-field surface strain at different stress levels for specimens with five different hole diameters

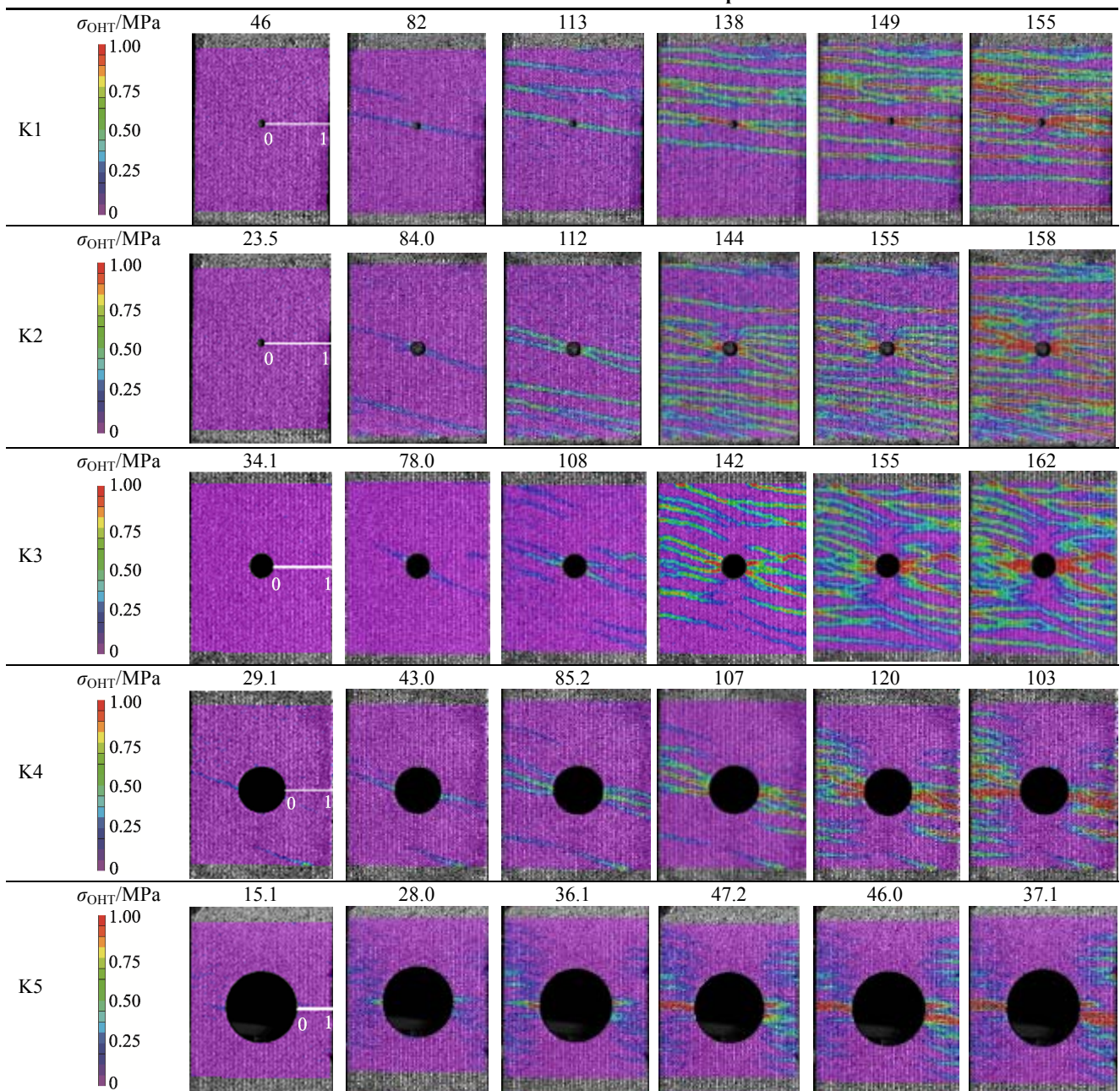
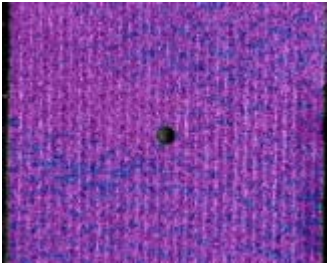
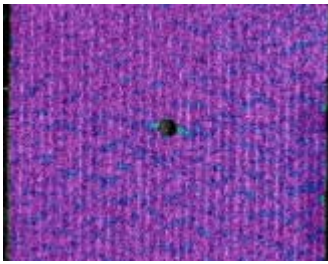
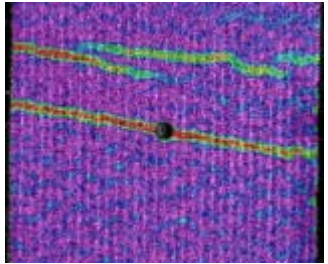
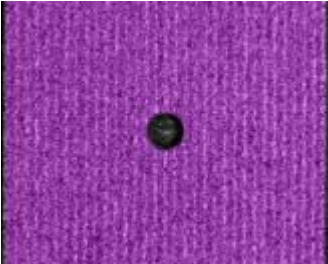
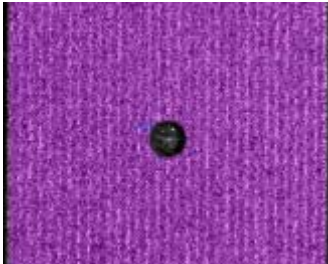
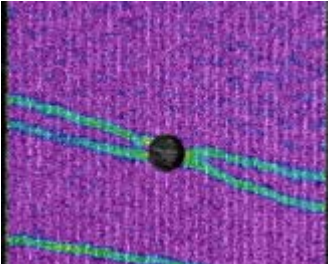
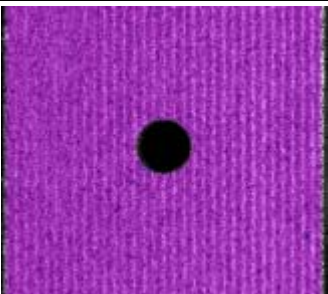
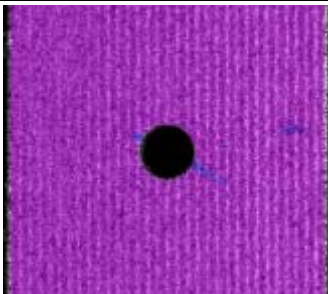
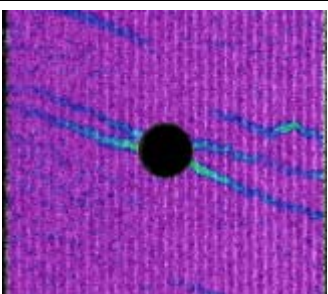
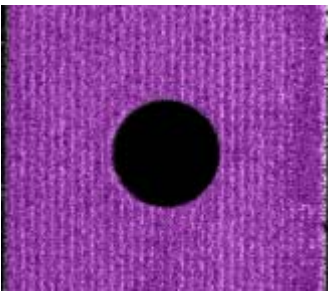
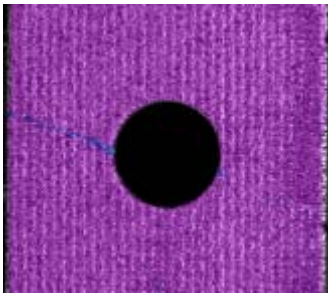
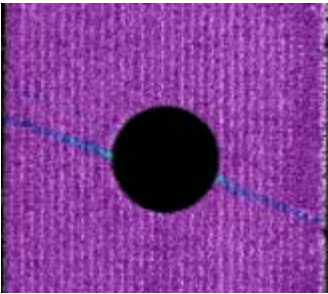
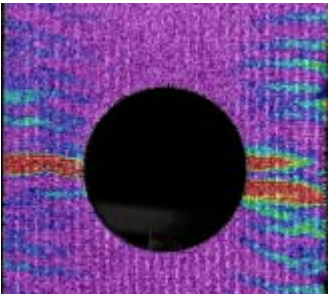


表 S2 声发射信号特征点应力下的 DIC 应变云图

Table S2 DIC strain contour map of the stress corresponding to acoustic emission signal feature points

Specimen	First occurrence of acoustic emission signals on the peak frequency curve	First occurrence of an energy jump on the normalized cumulative energy curve	Peak frequency reaches the first peak point
K1	 $\sigma_{\text{OHT}}=32.2 \text{ MPa}$	 $\sigma_{\text{OHT}}=52.7 \text{ MPa}$	 $\sigma_{\text{OHT}}=102 \text{ MPa}$
K2	 $\sigma_{\text{OHT}}=23.1 \text{ MPa}$	 $\sigma_{\text{OHT}}=37.4 \text{ MPa}$	 $\sigma_{\text{OHT}}=121 \text{ MPa}$
K3	 $\sigma_{\text{OHT}}=27.0 \text{ MPa}$	 $\sigma_{\text{OHT}}=36.6 \text{ MPa}$	 $\sigma_{\text{OHT}}=104 \text{ MPa}$
K4	 $\sigma_{\text{OHT}}=16.9 \text{ MPa}$	 $\sigma_{\text{OHT}}=29.5 \text{ MPa}$	 $\sigma_{\text{OHT}}=44.1 \text{ MPa}$
K5	 $\sigma_{\text{OHT}}=14.4 \text{ MPa}$	 $\sigma_{\text{OHT}}=16.2 \text{ MPa}$	 $\sigma_{\text{OHT}}=47.4 \text{ MPa}$