

氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料力学性能失效研究

郑晨¹, 王湘宁², 苑贺楠¹, 杨嘉伟¹, 李传建³, 王华栋¹

(1. 航天特种材料及工艺技术研究所, 北京 100074; 2. 某部驻北京地区某代表室, 北京 100074; 3. 北京化工大学数理学院, 北京 100029)

摘要: 连续氧化铝纤维增强二氧化硅陶瓷基复合材料具有优异的高温抗氧化性、高强度、高韧性等特性, 作为一种军民两用材料, 广泛应用于航空、航天、能源等领域。但国内相关研究尚处于起步阶段, 对其力学性能失效机制认识不足。本研究综合溶胶-凝胶法和浆料浸渍法的工艺特点, 采用改进的液相浸渍法, 成功制备了孔隙率可控的连续氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料。通过多种技术手段全面表征了典型复合材料的微观形貌和成分组成, 并测试分析了不同致密程度复合材料的力学性能。结合计算机断层扫描(CT)测试获得的复合材料孔隙率, 通过模拟仿真计算, 建立了连续氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料力学性能失效与孔隙率及孔隙尺寸的关系模型。研究结果表明, 采用改进的液相浸渍法制备的复合材料因孔隙缺陷和弱界面结合的影响, 其力学性能显著提升。同时, 随着复合材料孔隙率由 2.2% 增大到 15.2%, 其拉伸强度由 24.5 MPa 降低至 17.8 MPa。进一步建模仿真分析显示, 当孔隙缺陷半径为 250 μm 时, 孔隙率由 4.5% 增大至 13.5%, 拉伸强度从 27.2 MPa 降低至 20.6 MPa, 这验证了仿真模型的合理性, 揭示了拉伸强度的 n 次方与孔隙率呈负线性关系, 拉伸强度指数因子 n 与缺陷半径 r 呈负线性关系。本研究为连续氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料的性能优化和实际应用提供了研究基础。

关键词: 氧化铝纤维; 二氧化硅复合材料; 力学性能; 孔隙率; 孔隙缺陷尺寸; 性能失效

中图分类号: TB332 文献标志码: A 文章编号: 1000-324X(2026)03-0331-09

Mechanical Property Failure of Alumina Fiber Reinforced Silica Composite

ZHENG Chen¹, WANG Xiangning², YUAN Henan¹, YANG Jiawei¹, LI Chuanjian³, WANG Huadong¹

(1. Aerospace Research Institute of Special Materials & Processing Technology, Beijing 100074, China; 2. A Certain Representative Office in Beijing of a Certain Department, Beijing 100074, China; 3. College of Mathematics and Physics, Beijing University of Chemical Technology, Beijing 100029, China)

Abstract: Continuous alumina fiber-reinforced silica ceramic matrix composites exhibit excellent properties, such as high-temperature oxidation resistance, high strength and high toughness. As a dual-use material for both military and civilian applications, they hold broad prospects in numerous fields, including aviation, aerospace and energy. However, domestic research currently still remains on its initial stage and is characterized by a primarily qualitative understanding of their mechanical property failure mechanisms. In this study, an improved liquid-phase impregnation method, which integrated the process characteristics of the Sol-Gel method and slurry impregnation method, was adopted to prepare continuous alumina fiber-reinforced silica composites with tunable porosity. Microstructure and

收稿日期: 2025-06-17; 收到修改稿日期: 2025-08-04; 网络出版日期: 2025-09-11

作者简介: 郑晨(1992-), 男, 高级工程师. E-mail: zhengchen2603@163.com

ZHENG Chen (1992-), male, senior engineer. E-mail: zhengchen2603@163.com

通信作者: 王华栋, 高级工程师. E-mail: wanghuadonglq@126.com; 李传建, 工程师. E-mail: 18350708649@163.com

WANG Huadong, senior engineer. E-mail: wanghuadonglq@126.com;

LI Chuanjian, engineer. E-mail: 18350708649@163.com

composition of the typical composite were comprehensively characterized using different techniques. Mechanical properties of these composites with different densification degrees were tested and analyzed. By integrating porosity data obtained from computed tomography (CT) test with simulation calculation, a relationship model linking mechanical property failure of the composites to porosity and pore size parameters was established. The results indicated that composites prepared *via* the improved liquid-phase impregnation method had significantly enhanced mechanical properties due to the presence of pore defects and weak interfacial bonding. Notably, as the composite porosity increased from 2.2% to 15.2%, the tensile strength decreased from 24.5 MPa to 17.8 MPa. Further modeling and simulation analysis revealed that, at a pore defect radius of 250 μm , an increase in porosity from 4.5% to 13.5% led to a corresponding reduction in tensile strength from 27.2 MPa to 20.6 MPa, thereby validating rationality of the simulation model. The law that the n -th power of tensile strength shows a negative linear correlation with porosity, and the tensile strength exponent factor n is negatively linearly correlated with the pore defect radius r . These findings provide a research basis for the performance optimization and practical application of continuous alumina fiber-reinforced silica composites.

Key words: alumina fiber; silica composite; mechanical property; porosity; pore defect size; failure

连续纤维增强陶瓷基复合材料与单相陶瓷相比, 具有显著的优势: 一方面通过引入高强度纤维承载外力, 提升陶瓷材料的整体强度; 另一方面, 借助桥联、裂纹偏转和纤维拔出等增韧作用, 改善陶瓷材料的脆性, 提高其使用可靠性^[1-3]。因此, 纤维增强陶瓷基复合材料不仅具有耐高温和耐腐蚀特性, 还表现出高强度和高韧性, 广泛应用于航空航天^[4-5]、车辆工程^[6]、石油化工^[7]、生物医药^[8]、电力能源^[9]等多个领域^[10-11]。根据基体类型, 纤维增强陶瓷基复合材料主要分为非氧化物陶瓷基复合材料和氧化物陶瓷基复合材料^[12-14]。不同的基体材料特性决定了其应用环境, 其中氧化物陶瓷基复合材料因具有优异的抗氧化性、高温稳定性、低密度和高强度, 可用于航空发动机的涡轮叶片、尾喷管、燃烧室衬套等^[15], 也可用于航天飞行器的天线罩、天线窗等^[16], 以及核反应堆的燃烧室稳定器、热交换器集管和热气过滤器等^[17], 还广泛应用于燃油车的排气系统和电动车的热管理系统等^[18-19]。

连续氧化铝纤维是一种重要的氧化物陶瓷纤维^[20-21], 与碳纤维、碳化硅纤维等非氧化物纤维相比, 展现出优异的长时高温抗氧化特性; 与石英纤维等氧化物纤维相比, 其耐温性和力学性能更加出色。因此, 连续氧化铝纤维在陶瓷基复合材料得到广泛应用, 形成了连续氧化铝纤维增强陶瓷基复合材料体系^[22-24]。结合氧化铝纤维高强度和优异的耐高温性能以及二氧化硅基体良好的热稳定性和化学稳定性, 连续氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料具有高温稳定性、抗氧化、低密度及一定的力学强度, 可作为适应 1000 $^{\circ}\text{C}$ 长时或 1400 $^{\circ}\text{C}$ 短时的复杂力

热载荷环境的候选结构陶瓷之一。因此, 开展连续氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料制备及力学性能失效研究对其性能优化和工程应用具有重要意义。由于近年来连续氧化铝纤维进口受限, 国产纤维的制备逐步取得突破^[24], 但是国内在连续氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料方面的研究尚处于起步阶段, 尤其是孔隙缺陷对力学性能的失效影响研究亟待加强。

目前, 连续氧化铝纤维增强氧化物陶瓷基复合材料的制备方法主要包括缠绕成型工艺、层铺成型工艺和液相成型工艺等^[25], 其中常用的液相成型工艺主要分为溶胶-凝胶法和浆料浸渍法^[26-28]。溶胶-凝胶法采用溶胶浸渍纤维织物, 随后升温使溶胶原位凝胶固化, 干燥并烧结完成一次致密化, 经过多次循环处理后得到复合材料。该方法能够制备内部质量均匀的大尺寸复杂结构产品, 但其生产周期较长、制备成本较高、工艺较为复杂, 且形成的纳米凝胶网络难以表征孔隙缺陷。液相浸渍法则采用陶瓷浆料浸渍纤维织物, 经过干燥和烧结完成一次致密化, 同样经过几次循环处理后得到复合材料。该方法具有生产周期短、致密度高和生产成本较低等优点, 但制备和保存稳定的高固含量陶瓷浆料较为困难, 且陶瓷浆料颗粒易在表面堆积, 制备较厚复合材料时易形成皮芯结构。

由于上述两种制备方法不能有效调节孔隙缺陷, 为了直观调控复合材料的孔隙率并提升其性能, 本研究综合溶胶-凝胶法和浆料浸渍法的工艺特点, 提出了一种改进的液相浸渍法来制备连续氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料。该方法采用液相均匀的硅溶胶取代石英浆料, 通过调控真空浸渍-干燥-烧

结的循环次数,从而获得不同孔隙率的复合材料。相比于溶胶-凝胶法,该方法舍去了凝胶固化工序,基体通过胶粒干燥堆积而成,能够产生便于直观表征的较大尺寸的孔隙缺陷,同时硅溶胶可以浸入凝胶的纳米网络,提高了基体的致密程度。相比于液相浸渍法,该方法一方面提高了复合材料的浸渍效果,相对提升了复合材料的内部均匀性,避免了糠心现象;另一方面硅溶胶胶粒小、活性高,有助于烧结过程中基体的致密化,且与纤维的亲合性更好,可形成弱结合界面,有助于提升复合材料的力学性能。本研究全面表征了制备的典型连续氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料的微观形貌、成分组成和基本热学性能,通过调控复合浸渍次数获得了不同致密程度的复合材料试样,结合CT测试获得了复合材料力学性能与孔隙率的对应关系,并通过模拟仿真计算,建立了连续氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料力学性能失效与孔隙率及缺陷尺寸的关系模型。

1 实验方法

1.1 材料制备

所用纤维为550级国产连续氧化铝纤维,其直径为7~12 μm ,组成为72% Al_2O_3 +28% SiO_2 (质量分数),单丝拉伸强度 ≥ 1.5 GPa,单丝拉伸模量 ≥ 150 GPa,束丝比强力 ≥ 0.25 N/Text。编织的纤维预制体为针刺结构,尺寸为200 mm $\times$ 200 mm $\times$ 10 mm,体积密度为0.68 g/cm³,纤维体积分数约25%。所用酸性硅溶胶密度为1.14 g/cm³,其溶胶粒径为5~20 μm ,二氧化硅含量为20%~25%(质量分数),pH 2~4。

采用改进的液相浸渍法制备氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料,具体流程如下。先将预制体置于浸渍罐中,利用真空泵抽真空;随后打开阀门将硅溶胶倒入浸渍罐,待浸渍罐充满硅溶胶后,保持24 h以上,以确保硅溶胶充分浸渍预制体。接着取出预制体,放入高温试验箱进行干燥处理,具体干燥制度如图1所示,通过设置多个温度台阶,以确保复合材料坯体缓慢干燥,避免快速失水对坯体造成损伤。干燥完成后,将坯体放入烧结炉中进行高温烧结处理,具体烧结制度为:经过120 min从室温(RT)升至600 $^{\circ}\text{C}$,保温60 min。上述流程为一个周期的复合成型。

由于硅溶胶的固含量相对较低,为了减小坯体的孔隙率并提高材料强度,需经过多轮次复合浸渍才能使坯体致密化。循环重复8轮次复合成型周期后,复合材料的质量几乎不再增加,完成典型氧

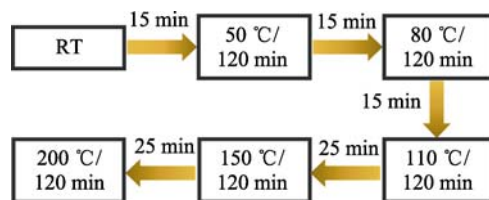


图1 干燥制度流程图

Fig. 1 Flow diagram of the drying process

化铝纤维增强二氧化硅复合材料的制备。通过调控复合成型的周期次数,可以获得不同孔隙率的复合材料,用于力学性能测试。

1.2 材料表征

采用场发射扫描电子显微镜(FE-SEM, Zeiss Sigma 300, 德国)观察复合材料纤维增强相与基体的微观形貌;利用FE-SEM配备的能量色散光谱仪(EDS, Oxford Ultim Max40, 英国)分析复合材料的元素分布;采用X射线衍射仪(XRD, Bruker D8 Advance, 德国)测定复合材料的物相组成;通过电感耦合原子发射光谱仪(ICP-AES, Agilent, 美国)测定复合材料的元素组成;通过X射线光电子能谱仪(XPS, Thermo ESCALAB 250Xi, 美国)分析样品表面化学态和分子结构信息;通过计算机断层扫描(CT, Zeiss Xradia 520 Versa, 3D X-ray Microscope, 德国)获取复合材料的内部缺陷分布。

参考国标GB/T 10295—2008,采用热流计装置(LFA 467, 德国)测量复合材料的导热系数,样品尺寸为10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 1 mm,测试温度为300 $^{\circ}\text{C}$;参考国军标GJB 332A—2004,采用石英示差膨胀仪(DIL 402CL, NETZSCH, 德国)测量复合材料的线膨胀系数,样品尺寸为25 mm $\times$ 4 mm $\times$ 4 mm,测试温度为RT~800 $^{\circ}\text{C}$ 。

参考所标Q/HP 48.1—2020《石英/氧化铝织物增强二氧化硅复合材料力学性能试验方法第1部分:拉伸性能试验》,采用万能力学材料试验机(Instron 5982, 美国)测试复合材料的拉伸强度,拉伸试样为48 mm $\times$ 9 mm $\times$ 4 mm的主动夹持式哑铃,工作段长18 mm、宽3 mm,测试加载速率为2 mm/min;参考所标Q/HP 48.2—2020《石英/氧化铝织物增强二氧化硅复合材料力学性能试验方法第2部分:压缩性能试验》,采用万能试验机(Instron 5966, 美国)测试复合材料的压缩强度,压缩试样为10 mm $\times$ 4 mm $\times$ 4 mm的长方形,加载速率为10 mm长度方向上1 mm/min;参考国标GB/T 1456—2021,采用万能试验机(Instron 5967, 美国)测试复合材料的弯曲强度,弯曲试样为10 mm $\times$ 5 mm $\times$ 5 mm的长方形,测试加载速率为0.5 mm/min。

1.3 性能仿真

氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料的热力学性能仿真和演变分析使用 COMSOL Multiphysics 软件进行模拟,通过多尺度建模与多物理场耦合实现纤维增强复合材料的热力学仿真研究。基于周期性、代表性体积单元构建纤维-基体几何模型,定义纤维与基体的材料属性(如弹性模量等),结合固体力学模块模拟拉伸载荷下的应力分布和应变演化。最终,通过失效判据(定义拉伸临界断裂应变值)预测复合材料在拉伸载荷下的临界失效载荷,从而定量评估纤维增强复合材料的拉伸强度。此外,结合 CT 结果,采用 COMSOL Multiphysics 软件进行复合材料孔隙率、孔隙缺陷尺寸与力学性能的仿真分析。

2 结果与讨论

2.1 表征结果

图 2(a~c)展示了典型氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料的 SEM 照片,可以看到氧化铝纤维的直径为 7~8 μm ,表面平滑且无黏连,氧化铝纤维之间存在微米级的小碎块和孔隙。这是由于复合材料成型过程中没有经历溶胶凝胶固化,二氧化硅基体并非由完整均匀的胶块组成,而是由不同尺寸的 SiO_2 块体堆积而成。图 2(d~g)为复合材料的 EDS 面扫描分析,可以看出 Al 元素仅分布在纤维处,而 Si 元素主要分布于基体,清楚地体现了纤维与基体的分布特征。

氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料增强相为氧化铝纤维,其物相组成为 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和无定形 SiO_2 ,基体为无定形 SiO_2 。图 3 为复合材料样品的 XRD 图谱,与采用相同工艺方法同步制备的石英纤维增强二氧化硅复合材料的 XRD 图谱进行比较,可以看

出图谱有很宽的弥散峰和位于 $2\theta=46^\circ$ 、 67° 处的两个小衍射峰,分别对应于无定形 SiO_2 的非晶峰以及 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的(200)、(220)晶面。这表明该复合材料主要呈非晶态,同时存在部分结晶的氧化铝。

通过 ICP-AES 分析,复合材料中主要包括 Al、Si、Na 和 Ca 元素,其中 Al 元素质量分数为 9.79%, Si 元素质量分数为 32.81%, Na 和 Ca 元素的质量分数小于 0.1%。图 4 为复合材料样品的 XPS 图谱,从图中可以看出样品中存在 C1s 、 O1s 、 Si2p 以及 Al2p 态,进一步确认了复合材料的组成为 Al_2O_3 和 SiO_2 。

2.2 热性能测试

对典型的氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料进行热学性能测试,结果如表 1 所示,试样在 300 $^\circ\text{C}$ 时的导热系数为 0.644 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$,稍高于相同工艺同步制备的石英纤维增强二氧化硅复合材料的 0.552 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$;试样在 RT~800 $^\circ\text{C}$ 范围的平均线膨胀系数($5.26\times 10^{-6} \text{K}^{-1}$)同样大于石英纤维增强二氧化硅复合材料($0.8\times 10^{-6} \text{K}^{-1}$),表明氧化铝纤维增强了复合材料的热学性能。

在制备过程中控制复合浸渍次数,以研究致密程度对力学性能的影响。试样 1 复合浸渍了 6 轮次,试样 2 和试样 3 复合浸渍了 7 轮次,试样 4 和试样 5 复合浸渍了 8 轮次,每轮次复合浸渍的工艺控制参数完全一致。力学性能测试结果如图 5 和表 2 所示。在室温条件下,氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料样品的拉伸强度、压缩强度和弯曲强度随复合浸渍次数增加而上升,尤其是压缩强度提升显著。这是由于压缩承载主要依靠基体强度,复合浸渍次数越多,基体越致密,从而显著提升压缩强度。与文献报道的氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料相比,采用溶胶-凝胶法制备的复合材料弯曲强度可达 78.15 MPa ^[29],而本研究制备的复合材料弯曲强度

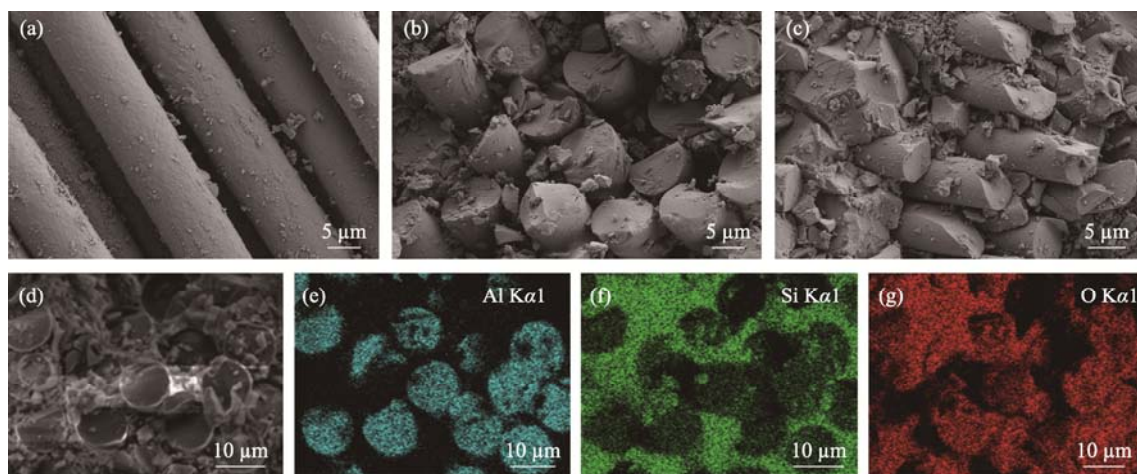


图2 氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料样品的 SEM 照片(a~c)和 EDS 面扫描分析(d~g)
Fig. 2 SEM images (a-c) and EDS mappings (d-g) of alumina fiber reinforced silica composite

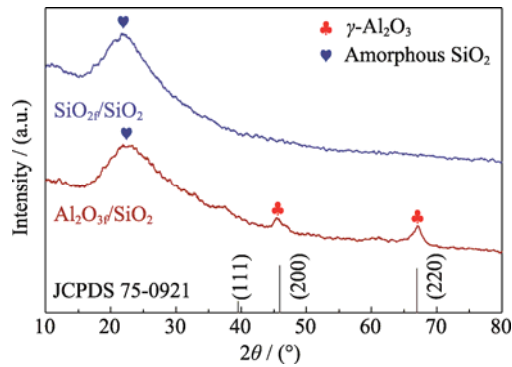


图3 氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料样品和石英纤维增强二氧化硅复合材料的 XRD 图谱

Fig. 3 XRD patterns of alumina fiber reinforced silica composite and quartz fiber reinforced silica composite

最高可达 111.9 MPa, 提升幅度约 43.2%; 采用浆料浸渍法制备的复合材料压缩强度为 2.1~3.1 MPa^[30], 而本研究制备的复合材料压缩强度最高可达 79.8 MPa, 提升幅度达到一个数量级。除了纤维预制体的差异外, 本研究采用改进的液相浸渍法在胶粒堆积成基体时更容易产生较大尺寸的孔隙, 使得

硅溶胶在下一轮次复合浸渍时更易浸入基体, 从而不断提高基体的致密程度。另外, 硅溶胶中的胶粒尺寸较小、活性高, 且与 550 级氧化铝纤维的亲性和性强, 在烧结过程中能与纤维形成弱界面结合。当受到力载荷时, 胶粒可以将载荷传递到纤维上, 同时存在的孔隙也影响裂纹扩展路径, 从而显著提高了复合材料的力学性能。

2.3 孔隙率表征

对改进液相浸渍法制备的氧化铝纤维增强二氧化硅试样的拉伸性能失效关键因素——孔隙率进行了表征。对拉伸测试断裂后的试样进行三维微 CT 无损检测, 利用 CT 图像重建算法生成试样的衰减系数分布, 从而在无需损伤试样的情况下获取其内部结构信息。拉伸试样不同角度的重构立体图像、内部切片图像以及截面缺陷/孔隙率定量分析统计结果, 如图 6 所示。在截面缺陷/孔隙率定量分析统计结果图中, 红色高亮区域代表 CT 切片图中的孔隙位置, 且该区域在测试扫描截面的占比越大, 表示试样的孔隙率越高。

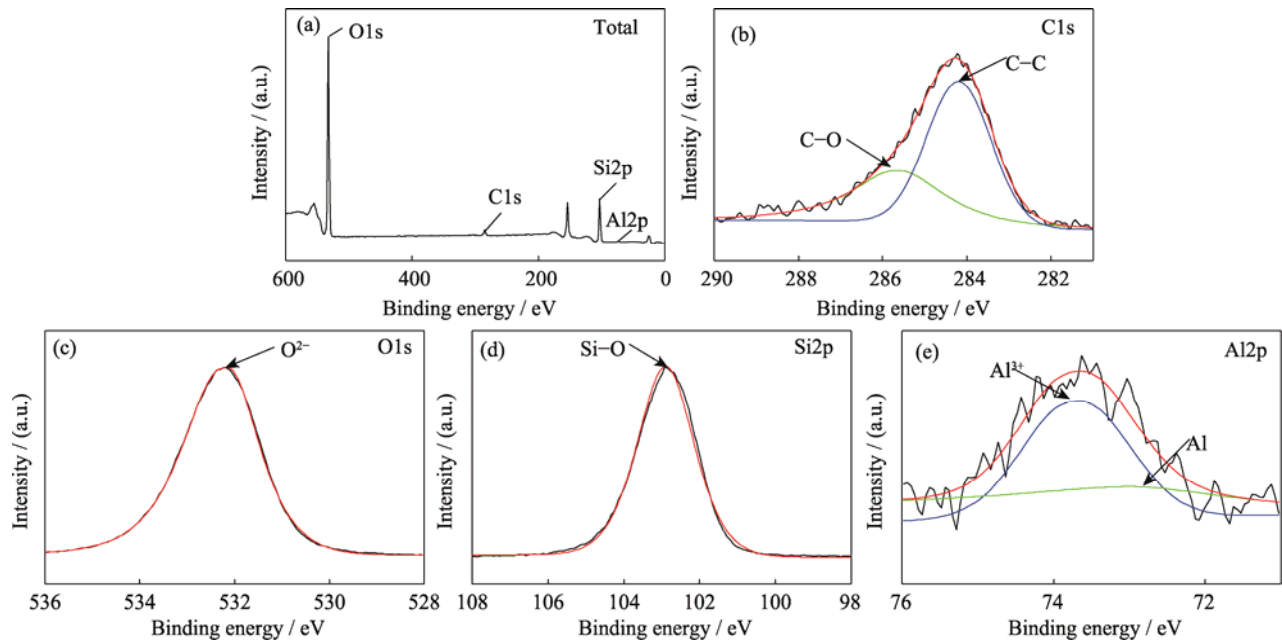


图4 氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料样品的 XPS 图谱

Fig. 4 XPS spectra of alumina fiber reinforced silica composite (a) Total; (b) C1s; (c) O1s; (d) Si2p; (e) Al2p

表 1 氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料样品的基本热学性能

Table 1 Basic thermal properties of alumina fiber reinforced silica composite

Parameter	Value
Thermal conductivity/(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	0.644 (300 °C)
Average linear expansion coefficient/K ⁻¹	5.26×10 ⁻⁶ (RT~800 °C)

表 2 氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料样品的力学性能

Table 2 Mechanical properties of alumina fiber reinforced silica composite

Sample	1	2	3	4	5
Tensile strength/MPa	17.8	19.4	21.8	22.2	24.5
Compressive strength/MPa	51.0	58.0	55.9	71.5	79.8
Bending strength/MPa	81.2	90.6	93.5	111.9	101.6

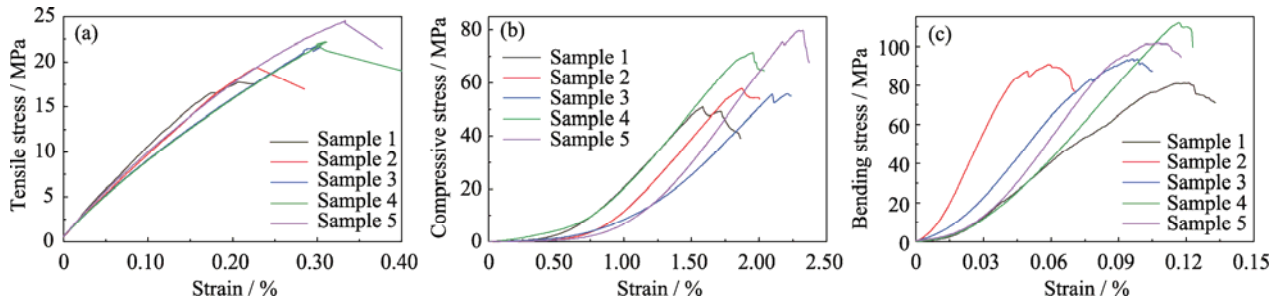


图 5 氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料样品的力学性能测试结果

Fig. 5 Mechanical property test results of alumina fiber reinforced silica composite

(a) Tensile stress-strain curves; (b) Compressive stress-strain curves; (c) Bending stress-strain curves
Colorful figures are available on website

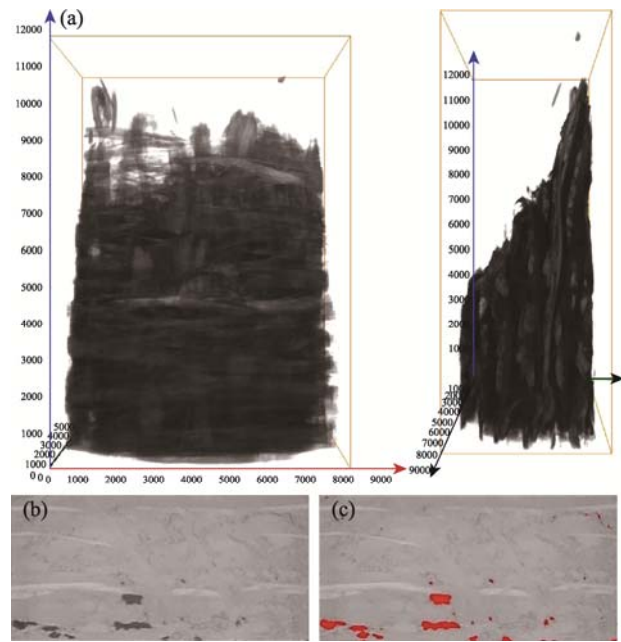


图 6 拉伸断裂试样(a)不同角度的重构立体图像、(b)内部切片图像和(c)截面缺陷/孔隙率定量分析统计结果图

Fig. 6 (a) Reconstructed stereogram from different angles, (b) inner slice image and (c) quantitative statistical results of cross-sectional defect/porosity analysis of tensile fracture sample

通过图像处理软件分析拉伸试样 CT 二维切片图,以孔隙面积与扫描截面积的比值作为孔隙率,统计每个拉伸试样的孔隙率结果,如表 3 所示。试样 1 至试样 5 的孔隙率差异明显,主要源于复合浸渍次数不同导致的基体致密性差异,试样 1 的复合浸渍次数最少,因而缺陷最多,孔隙率最大;而试样 4 和试样 5 的复合浸渍次数最多,基体质量几乎不再增加,因而孔隙率较小。而试样 2 和试样 3、试样 4 和试样 5 的复合浸渍次数相同,它们之间的孔隙率差异主要源于复合材料的不均匀性。例如,纤维的编织分布差异、基体胶块的尺寸差异等都会影响复合材料的局部均匀性,进而导致孔隙率的波动。由表 3 统计结果可以清晰看出,缺陷孔隙率是影响拉伸性能的关键因素,孔隙率越大,对应试样的拉伸强度越低。

表 3 氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料拉伸试样
对应的拉伸强度及孔隙率

Table 3 Tensile strengths and porosities of tensile samples of alumina fiber reinforced silica composite

Sample	1	2	3	4	5
Tensile strength/MPa	17.8	19.4	21.8	22.2	24.5
Porosity/%	15.2	10.4	8.9	3.7	2.2

2.4 性能失效分析

由表 3 可知,氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料的孔隙率是影响试样拉伸性能的关键因素之一。此外,孤立的大尺寸孔隙也是影响试样拉伸性能的主要原因之一,这些孔隙在施加应力时往往是断裂的主要部位。为研究孔隙率和孔隙缺陷尺寸对试样拉伸性能的影响,采用 COMSOL 多物理场仿真软件对氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料进行仿真计算,确定不同拉伸强度下试样失效的孔隙率临界值。

氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料的仿真模型是基于实际试样中氧化铝纤维的排布而构建的,氧化铝纤维编织布采用交替组合或经纬向交织组合,基体材料为二氧化硅,孔隙缺陷用相同半径的圆球空气表示。三维 CT 测试结果表明,主要的孔隙缺陷尺寸在数十至数百微米范围内,因此圆球孔隙半径设置为 50~250 μm 。为确保在仿真模拟过程中孔隙对复合材料整体力学性能影响的均匀性,圆球孔隙在模型的三维方向上均匀排列。同时为了仿真顺利进行,参照拉伸试样工作段的尺寸比例,将复合材料的整体尺寸适当缩小,即将长、宽、高分别设置为 0.9、0.9、1.8 mm。将材料属性定义为线弹性材料,并使用自由四面体网格构建不同孔隙率和孔隙尺寸的复合材料模型。拉伸载荷施加于高度方向,并在一端设置约束面,形成一个单向拉伸的仿真模型。结合拉伸测试结果,将 0.3% 定义为拉伸临界断裂应变值,通过调整不同拉伸载荷模拟计算对应的

拉伸应变值,直至拉伸应变值与定义的拉伸临界断裂应变值一致,从而确认该孔隙率和孔隙尺寸下复合材料的拉伸断裂强度。图 7(a)展示了复合材料模型拉伸断裂时的体位移(应变)结果。

基于上述模型,对不同孔隙缺陷半径(50~250 μm)及不同孔隙率(0~15%)下的拉伸断裂强度进行仿真。如图 7(b)所示,在孔隙缺陷半径为 50、150、200 和 250 μm 的设定条件下,获得了拉伸强度为 20~35 MPa 样品失效对应的理论孔隙率。以孔隙缺陷半径 250 μm 为例,孔隙率从 4.5%增至 13.5%时,相应的拉伸强度从 27.2 MPa 降至 20.6 MPa。考虑到实际复合材料中的孔隙缺陷尺寸、形状及孔隙率的离散性等因素,仿真计算所得结果与表 3 中的实测数据相近,验证了仿真模型的合理性。图 7(b)显示,在相同孔隙缺陷半径下,拉伸强度随失效孔隙率的增大而单调降低;不同孔隙缺陷半径的复合材料拉伸模型中,拉伸强度随孔隙率变化的整体趋势一致,但变化速率不同,且变化速率具有明显的规律性。当孔隙率相当时,随着孔隙半径的增大,拉伸强度下降更快。由此可见,在一定范围内,孔隙缺陷尺寸对拉伸强度也存在一定影响。

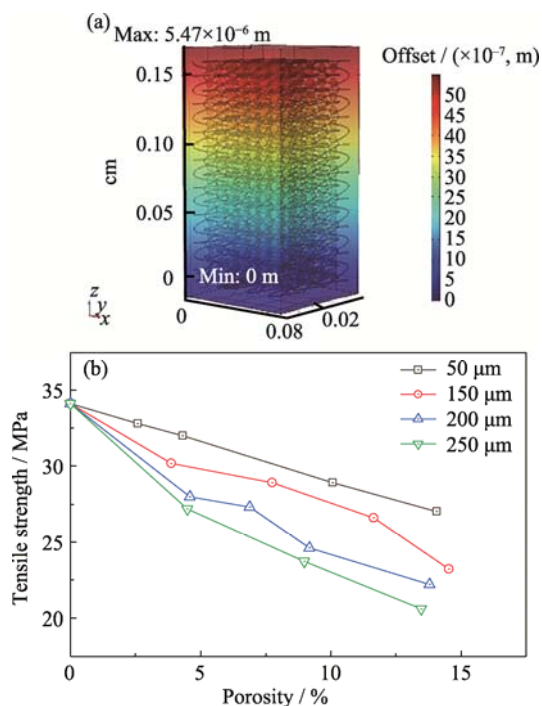


图 7 (a)复合材料模型拉伸断裂时的体位移(应变)图; (b)不同孔隙缺陷半径的复合材料模型的不同拉伸强度对应的临界孔隙率

Fig. 7 (a) Position shift (strain) of the composite model during tensile fracture; (b) Critical porosities corresponding to different tensile strengths of composite materials with different pore defect radii

基于有效介质理论模型,进一步量化拉伸强度与孔隙率的关系。假定填料和基体两种组分材料复合对整体材料的贡献等效,等效性能参数可由各部分的性能参数及其对应的体积比算出,从而建立孔隙率 p 和拉伸强度 σ_t 的关系^[31-32],如式(1)所示。

$$\sigma_t^n = (1-p)\sigma_0^n \quad (1)$$

式中, σ_t 为复合材料的拉伸强度, σ_0 为理想条件下复合材料的拉伸强度, p 为复合材料的孔隙率, n 为指数因子(满足 $-1 < n < 1$)。

按照式(1)对图 7(b)中的不同孔隙缺陷半径复合材料模型的拉伸强度及其失效孔隙率进行拟合,如图 8(a)所示,可以发现对于相同半径的孔隙缺陷,拉伸强度随孔隙率增大而降低。球形缺陷若按照简单立方排列,孔隙率最大为 $\pi/6$; 球形缺陷若按照面心立方或六方密堆积排列,孔隙率最大为 $\pi/3\sqrt{2}$ 。由式(1)可知,拉伸强度的 n 次方与孔隙率呈负线性关系。同时,从图中也可看出,对于不同半径均匀分布的孔隙缺陷而言,拉伸强度的指数因子 n 与缺陷半径表现出明显的规律性。如图 8(b)所示,进一步拟合得到指数因子 n 与孔隙缺陷半径 r 之间呈负线性关系,如式(2)所示。

$$n = -1.846r + 0.727 \quad (2)$$

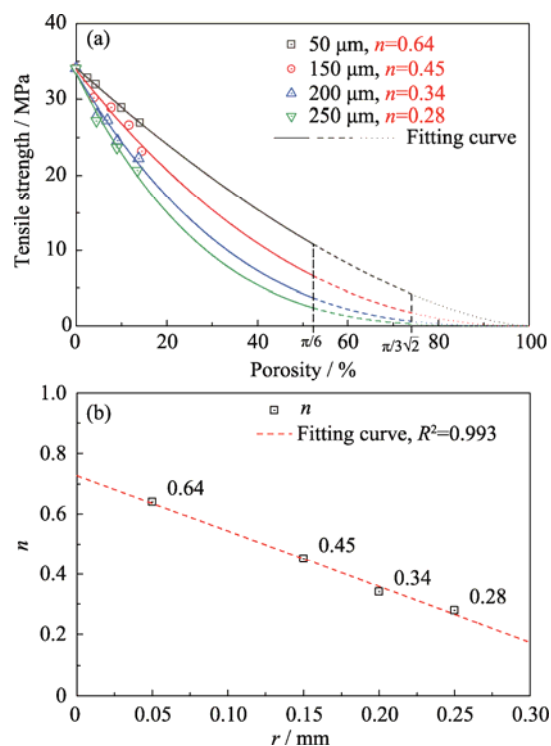


图 8 (a)不同孔隙缺陷半径下的拉伸强度与孔隙率的关系拟合曲线; (b)指数因子 n 与孔隙缺陷半径 r 的关系拟合直线
Fig. 8 (a) Relationship between tensile strength and porosity under different pore defect radii; (b) Relationship between exponential factor n and pore defect radius r

通过式(2)可知, 孔隙缺陷半径趋于 0 mm 时, 指数因子趋于截距 0.727, 并未接近 1。这表明除了可见的微米级孔隙缺陷外, 还存在大量不可见的纳米级孔隙。与微米级孔隙缺陷相比, 这些纳米级孔隙对拉伸强度的影响有限, 这也与孔隙缺陷尺寸越大, 拉伸强度下降越快的规律相一致。由于材料结构相似, 这一规律也同样适用于 C/C-SiC、SiC/SiC 等纤维增强陶瓷基复合材料^[33-35]。适当的孔隙可作为物理屏障, 使基体裂纹路径曲折化, 增加能量耗散, 同时加强与纤维的弱界面结合, 诱导裂纹钝化而非脆性扩展, 从而优化断裂模式。然而, 孔隙率增大, 尤其是大尺寸不规则孔隙缺陷容易成为应力集中源, 诱发基体裂纹萌生, 并削弱基体的连续性, 减少纤维-基体之间的有效接触面积, 降低载荷从基体向纤维的转移效率, 从而降低复合材料的断裂韧性阈值。

3 结论

本研究采用改进的液相浸渍法, 用成熟稳定的硅溶胶取代石英浆料, 通过多轮次真空浸渍-干燥-烧结的致密化过程, 制备了不同致密程度的连续氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料。采用不同技术手段表征了典型复合材料的微观形貌和元素分布, 同时分析了其微观结构和成分组成, 测量了其基本热学性能。不同致密程度复合材料的力学性能测试结果显示, 较高致密程度复合材料试样的拉伸强度可达 24.5 MPa, 压缩强度可达 79.8 MPa, 弯曲强度可达 111.9 MPa, 表现出较好的力学性能。通过 CT 测试, 获得了复合材料内部孔隙的体积、数量和空间分布, 并建立了拉伸试样的拉伸强度与孔隙率的对应关系, 在此基础上开展了连续氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料的力学性能失效仿真计算。结果表明: 孔隙率越大, 拉伸强度越低; 孔隙缺陷尺寸越大, 拉伸强度下降速率越快。此外, 还建立了孔隙缺陷尺寸对应的拉伸强度与孔隙率的关系模型, 拉伸强度的 n 次方与孔隙率呈负线性关系, 而指数因子 n 与孔隙缺陷半径呈负线性关系。仿真计算结果与实验数据良好匹配, 为连续氧化铝纤维增强二氧化硅复合材料的性能优化和工程应用提供了研究基础。

参考文献:

- [1] RITCHIE R O. The conflicts between strength and toughness. *Nature Materials*, 2011, **10**(11): 817.
- [2] DONALD I, MCMILLAN P. Ceramic-matrix composites. *Journal of Materials Science*, 1976, **11**: 949.
- [3] NASLAIN R R. Fiber-reinforced ceramic matrix composites: state of the art, challenge and perspective. *Kompozyty (Composites)*, 2005, **5**(1): 3.
- [4] PETERS A B, ZHANG D, CHEN S, *et al.* Materials design for hypersonics. *Nature Communications*, 2024, **15**: 3328.
- [5] ALAM M A, YA H, SAPUAN S, *et al.* Recent advancements in advanced composites for aerospace applications: a review//MAZLAN N, SAPUAN S M, ILYAS R A. *Advanced composites in aerospace engineering applications*. Switzerland: Springer Nature, 2022: 319-339.
- [6] KAYA H. The application of ceramic-matrix composites to the automotive ceramic gas turbine. *Composites Science and Technology*, 1999, **59**(6): 861.
- [7] PRAMANIK S, MANNA A, TRIPATHY A, *et al.* Current advancements in ceramic matrix composites//KAR K K. *Composite materials: processing, applications, characterizations*. Berlin: Springer, 2017: 457-496.
- [8] ATAOLLAHI O A, PRAMANIK S, SHIRAZI S F, *et al.* A comparison in mechanical properties of cermets of calcium silicate with Ti-55Ni and Ti-6Al-4V alloys for hard tissues replacement. *The Scientific World Journal*, 2014, **2014**: 616804.
- [9] MAHMOUDINEZHAD S, SADI M, GHASIRAD H, *et al.* A comprehensive review on the current technologies and recent developments in high-temperature heat exchangers. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2023, **183**: 113467.
- [10] RASHID A B, HAQUE M, ISLAM S M M, *et al.* Breaking boundaries with ceramic matrix composites: a comprehensive overview of materials, manufacturing techniques, transformative applications, recent advancements, and future prospects. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2024, **2024**: 2112358.
- [11] SHRIVASTAVA S, RAJAK D K, JOSHI T, *et al.* Ceramic matrix composites: classifications, manufacturing, properties, and applications. *Ceramics*, 2024, **7**(2): 652.
- [12] 张俊敏, 蔡飞燕, 靳喜海, 等. 连续纤维增强陶瓷基复合材料研究与应用进展. *陶瓷学报*, 2023, **44**(2): 195.
- [13] RAMACHANDRAN K, BEAR J C, JAYASEELAN D D. Oxide-based ceramic matrix composites for high-temperature environments: a review. *Advanced Engineering Materials*, 2025, **27**(7): 2402000.
- [14] WANG Y, LIU H T, CHENG H F, *et al.* Research progress on oxide/oxide ceramic matrix composites. *Journal of Inorganic Materials*, 2014, **29**(7): 673.
- [15] DHANASEKAR S, GANESAN A T, RANI T L, *et al.* A comprehensive study of ceramic matrix composites for space applications. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2022, **2022**: 1.
- [16] 蔡德龙, 陈斐, 何凤梅, 等. 高温透波陶瓷材料研究进展. *现代技术陶瓷*, 2019, **40**(Z1): 4.
- [17] PARK S J, SEO M K. *Interface science and composites*. Oxford: Elsevier, 2011: 555-619.
- [18] WALOCK M J, HENG V, NIETO A, *et al.* High temperature durability of oxide-oxide ceramic matrix composites exposed to engine relevant conditions. *Proceedings of the 12th Pacific Rim Conference on Ceramic and Glass Technology*, Hoboken, 2018: 329-342.
- [19] ASHOK B, KANNAN C, MASON B, *et al.* Towards safer and smarter design for lithium-ion-battery-powered electric vehicles: a comprehensive review on control strategy architecture of battery management system. *Energies*, 2022, **15**(12): 4227.
- [20] JIA Y N, CAO X, JIAO X L, *et al.* Preparation of alumina ceramic continuous fibers with inorganic acidic aluminum sol as precursor. *Journal of Inorganic Materials*, 2023, **38**(11): 1257.

- [21] WANG X G, YANG Q Q, LIN G L, *et al.* High temperature tensile property of domestic 550-grade continuous alumina ceramic fiber. *Journal of Inorganic Materials*, 2022, **37(6)**: 629.
- [22] KRENKEL W. Ceramic matrix composites: fiber reinforced ceramics and their applications. Weinheim: John Wiley & Sons, 2008.
- [23] TARIQ M, HANIF F, ASHRAF A. Overview of Nextel™ based structures for space applications. *Journal of Space Technology*, 2011, **1(1)**: 88.
- [24] 焦秀玲, 陈代荣. 氧化铝基陶瓷连续纤维研究进展. 硅酸盐学报, 2024, **52(8)**: 2738.
- [25] 刘海韬, 姜如, 孙逊, 等. 连续氧化铝纤维增韧陶瓷基复合材料. 北京: 科学出版社, 2022: 55–58.
- [26] YANG J Y, WEAVER J H, ZOK F W, *et al.* Processing of oxide composites with three-dimensional fiber architectures. *Journal of the American Ceramic Society*, 2009, **92(5)**: 1087.
- [27] SCOLA A, EBERLING-FUX N, TURENNE S, *et al.* New liquid processing of oxide/oxide 3D woven ceramic matrix composites. *Journal of the American Ceramic Society*, 2018, **102(6)**: 3256.
- [28] 冻瑞岚, 彭志航, 向阳, 等. 氧化铝纤维增强氧化铝陶瓷基复合材料的组成及制备工艺的研究进展. 材料工程, 2023, **51(10)**: 27.
- [29] XIANG Y, WEN J, WANG Y, *et al.* Degradation of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ composites exposed to Na_2SO_4 environment and $\text{MMH}/\text{N}_2\text{O}_4$ bipropellants test. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2020, **17(5)**: 2114.
- [30] XIAO H, WU J M, CHEN A N, *et al.* Alumina fiber-reinforced silica matrix composites with improved mechanical properties prepared by a novel DCC-HVCI method. *Ceramics International*, 2017, **43(18)**: 16436.
- [31] LIU P S, FU C, LI T F, *et al.* Relationship between tensile strength and porosity for high porosity metals. *Science in China Series E: Technological Sciences*, 1999, **42(1)**: 100.
- [32] LIU P S, WANG X S, LUO H Y. Relationship between tensile strength and porosity for foamed metals under equal speed biaxial tension. *Materials Science and Technology*, 2003, **19(7)**: 985.
- [33] 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. 复合材料学报, 2020, **37(8)**: 1969.
- [34] HAN D, YE F, CHENG L, *et al.* Matrix cracking of 2D SiC/SiC composite characterized by *in situ* SEM and nano-CT. *Ceramics International*, 2023, **49(8)**: 12508.
- [35] LI X, PAN K, ZHANG F, *et al.* An overview of tensile and shear failure mechanisms of silicon carbide-based ceramic matrix composites. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, **33**: 2924.