引用格式：兰俊伟，魏永金，余煜玺，等.2D C/SiC复合材料高温拉伸蠕变损伤原位观察及断裂机理[J].材料工程，2026，54(1)：218-227.
LAN Junwei，WEI Yongjin，YU Yuxi，et al.*In situ* observation of high temperature tensile creep damage and fracture mechanism of 2D C/SiC composites[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(1)：218-227.

2D C/SiC复合材料高温拉伸蠕变损伤原位观察及断裂机理

兰俊伟[1]，魏永金[1]，余煜玺[1*]，黄柳英[1]，罗　忠[2]，叶大海[3]，付仲议[3]
（1 厦门大学 材料学院材料科学与工程系 福建省特种先进材料重点实验室，福建 厦门 361005；
2 海军工程大学 舰船与海洋学院，武汉 430033；3 中国航发湖南动力机械研究所，湖南 株洲 412002）

摘要：通过自主搭建的高温拉伸蠕变试验机和裂纹扩展原位观察系统观察了2D C/SiC复合材料拉伸蠕变作用下的裂纹扩展过程，评估了2D C/SiC复合材料的切口敏感性，并利用扫描电子显微镜观察试样断口形貌，研究与分析了2D C/SiC复合材料在拉伸蠕变作用下的失效模式和断裂机理。实验结果表明，无切口的2D C/SiC复合材料在1000 ℃/50 MPa条件下，蠕变断裂时间均大于8000 s，稳态蠕变速率为5.11×10^{-8}～1.36×10^{-7} s^{-1}，切口的存在使得稳态蠕变阶段明显缩短，蠕变时间缩短了约2000 s，稳态蠕变速率增大至2.0×10^{-7} s^{-1}。2D C/SiC复合材料在1000 ℃/50 MPa条件下的拉伸蠕变曲线主要包括减速蠕变、稳态蠕变两个阶段。裂纹扩展主要集中在稳态蠕变阶段后期，碳纤维在高温环境中会迅速发生氧化反应，微裂纹在基体萌发。当试样内部微裂纹饱和后会产生宏观裂纹，宏观裂纹连接材料内部孔隙，形成一条连贯的扩展路径，导致裂纹的迅速扩展，裂纹扩展受纤维的阻挡导致裂纹发生多次偏转，蠕变试样宏观断口呈锯齿状，且有大量纤维拔出。

关键词：C/SiC复合材料；高温拉伸蠕变；裂纹扩展；原位观察；蠕变氧化机理
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000357　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000357
中图分类号：TB332　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)01-0218-10

In situ observation of high temperature tensile creep damage and fracture mechanism of 2D C/SiC composites

LAN Junwei[1]，WEI Yongjin[1]，YU Yuxi[1*]，HUANG Liuying[1]，LUO Zhong[2]，YE Dahai[3]，FU Zhongyi[3]
（1 Fujian Key Laboratory of Advanced Materials，Department of Materials Science and Engineering，College of Materials，Xiamen University，Xiamen 361005，Fujian，China；2 Department of Naval Architecture & Ocean Engineering，Naval University of Engineering，Wuhan 430033，China；3 AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute，Zhuzhou 412002，Hunan，China）

Abstract：The fracture morphology of the specimens is observed using a scanning electron microscope，and the failure modes of the 2D C/SiC composites under the action of tensile creep and fracture are investigated and analyzed. The crack extension process of the 2D C/SiC composites under the action of tensile creep is observed using the home-built high-temperature tensile creep tester and the *in-situ* crack extension observation system. The fracture process and failure mode of 2D C/SiC composites under tensile creep are investigated and studied. The experimental results show that the creep rupture time of 2D C/SiC composite without notch is greater than 8000 s at 1000 ℃/50 MPa，the steady state creep rate is 5.11×10^{-8}-1.36×10^{-7} s^{-1}. The existence of the notch shortens the steady state creep stage significantly，and the creep time is shortened by about 2000 s，and the steady state creep rate increases to 2.0×10^{-7} s^{-1}. The two stages of decelerated creep and steady state creep are the key features of the tensile creep curves of 2D C/SiC composites at 1000 ℃/50 MPa. Crack expansion is mainly concentrated in the late stage of steady state

creep phase, where the carbon fiber will rapidly undergo oxidation reaction in the high temperature environment and micro-cracks sprout in the matrix. When the specimen internal micro-crack saturation will produce macro-cracks, macro-cracks connected to the internal pores of the material to form a coherent expansion path, resulting in the rapid expansion of cracks, crack expansion caused by fiber blocking led to cracks occur many times the deflection of the creep specimen macroscopic fracture is jagged, and there are a large number of fibers pulled out.

Key words: C/SiC composites; high temperature tensile creep; crack extension; *in-situ* observation; creep oxidation mechanism

C/SiC 复合材料具有耐高温、耐腐蚀、低密度、比强度和比模量高等优异性能，在航天飞行器的热防护系统和高推重比航空发动机的热结构领域被广泛使用[1-3]。然而，C/SiC 复合材料由于在制备加工过程中产生的各类缺陷和损伤，会导致复合材料在外界载荷远小于材料的极限强度时便发生失效[4-6]。因此，研究 C/SiC 复合材料在外部载荷作用下的微观结构演变有助于为复合材料的服役提供理论支撑，利用不同的微观结构观察技术手段对微观尺度下的材料损伤失效及断裂行为进行表征，成为了当前 C/SiC 复合材料损伤失效分析的一个重点。

目前，国内外专家学者对 C/SiC 复合材料室温下不同力学测试过程中的损伤失效进行了大量的研究，通过扫描电子显微镜（scanning electron microscopy，SEM）原位观测、X 射线计算机断层扫描（X-ray computed tomography，X-CT）原位观测、透射电子显微镜（transmission electron microscopy，TEM）原位观测以及数字图像相关技术（digital image correlation，DIC）等技术手段原位观察了复合材料的裂纹扩展过程[7-9]。Shibayama 等[10]利用 TEM 技术对 SiC/SiC 复合材料室温双切口剪切试样的断裂行为进行了研究，从纳米尺度分析了裂纹扩展过程，发现裂纹萌发于界面和基体交界处，主裂纹沿着靠近载荷点的切口根部扩展。Wan 等[11]通过 X-CT 技术对三维 C/C-SiC 复合材料室温压缩破坏和损伤过程进行了分析，发现裂纹由纤维束内的缺陷形成，并沿着纤维束/基体界面扩展。Jiang 等[12]将 SEM 和显微 CT 结合起来进行原位拉伸试验，研究含切口 C/SiC 复合材料室温拉伸的裂纹萌发、扩展和破坏的微观过程。黄鲛等[13]利用 DIC 技术原位观察 C/SiC 复合材料室温拉伸的破坏过程，在拉伸载荷作用下，层与层间存在损伤差异且相互影响，导致复合材料破坏发生位置存在差异。

由此可见，C/SiC 复合材料室温下不同力学测试过程中的损伤失效已有大量研究报道。然而，对于处在热/力/氧耦合环境下的 C/SiC 复合材料，其损伤破坏模式更加复杂。当前，对 C/SiC 复合材料在上述复杂环境下的损伤失效及断裂行为的原位观察研究，主要集中在拉伸、弯曲和压缩等基本力学行为。Bale 等[14]和 Niu 等[15]利用 X-CT 技术原位表征了 C/SiC 复合材料在 1000 ℃和 1750 ℃真空环境下的拉伸行为。Mei 等[16]利用 X-CT 技术对含切口 C/SiC 复合材料在 700 ℃大气环境下弯曲测试的氧化损伤失效行为进行了原位表征。陈俊等[17]利用 DIC 技术在 1600 ℃大气环境下实时监测了 C/SiC 复合材料的弯曲裂纹扩展情况。Mao 等[18-19]利用 DIC 技术研究了 C/SiC 复合材料 1000～1600 ℃大气环境下断裂韧性测试的断裂行为。黄鹏飞等[20]利用 SEM 技术原位观察 C/SiC 复合材料在 900 ℃大气环境下的弯曲断裂破坏状态，指出复合材料的损伤从纤维束间的基体开裂开始，并且断裂是脆性和多发性的。Zhang 等[21]研究了 C/SiC 复合材料在 1600 ℃的动态压缩行为，通过 CCD 相机原位观察样品受压时表面裂纹扩展情况，微裂纹扩展形成剪切带，最终剪切应力导致试样断裂。由于 C/SiC 复合材料服役环境的特殊性，C/SiC 复合材料需关注高温蠕变性能，该性能涉及热/力/氧多场耦合环境，是研究的重点和热点。然而，C/SiC 复合材料高温拉伸蠕变损伤的研究多集中在对比蠕变前后的微裂纹扩展形貌[22-26]，对于 C/SiC 复合材料高温拉伸蠕变损伤原位观察鲜有文献报道，相关研究工作需进一步完善。

在上述背景下，本工作利用自主搭建的高温拉伸蠕变试验机及裂纹扩展原位观察装置，实时监测了 2D C/SiC 复合材料高温拉伸蠕变过程中的裂纹萌发及演化过程。通过扫描电子显微镜对复合材料的微结构和断口形貌进行了观测，揭示了 2D C/SiC 复合材料的损伤失效机理和断裂行为。

1　实验材料与方法

1.1　样品制备

本工作所用的 2D C/SiC 复合材料采用化学气相渗透（CVI）工艺制备而成。首先，利用 1K T300 碳纤

维制得二维碳纤维布，将二维碳布叠层后，通过纤维束纵向缝合，获得纤维预制体。然后利用CVI工艺在碳纤维预制体上依次沉积热解碳(PyC)界面层和SiC基体。待C/SiC复合材料平板密度满足要求后，根据试样形状对C/SiC复合材料平板进行切割，最后在试样表面继续沉积一层SiC防氧化涂层。获得的2D C/SiC复合材料的性能见表1。根据切口的存在将C/SiC复合材料蠕变试样分为有切口和无切口，试样长度为56 mm，宽度为2.6 mm，厚度为4.5 mm，切口利用线切割制备而成，切口的深度和宽度皆为0.1 mm，如图1所示。

表1 2D C/SiC复合材料的基本性能

Table 1 Properties of 2D C/SiC composite

Density/(g·cm^{-3})	Porosity/%	Tensile modulus/GPa	Tensile strength/MPa
2.05	15.99	125	210

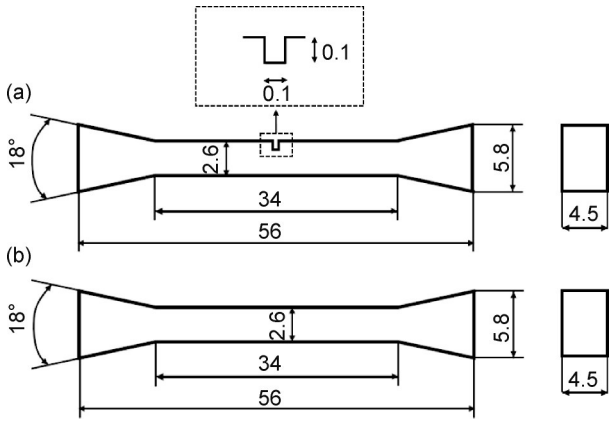


图1 试样形状及尺寸示意图 (a)有切口；(b)无切口

Fig.1 Diagrams of specimen shape and size (a)with notch; (b) without notch

1.2 高温拉伸蠕变测试及原位观察

高温拉伸蠕变实验在高温蠕变试验机(GWT-D10)上进行，测试在大气状态下进行，升温速度为12 ℃/min，升温至1000 ℃，保温30 min后开始测试，测试的蠕变应力为50 MPa。张勇祯等[27]通过声发射研究表明2D C/SiC复合材料在50 MPa已开始发生损伤，因此选用50 MPa作为蠕变应力。蠕变过程中记录变形-时间曲线。

裂纹扩展原位观察装置主要由CCD相机、补偿光源、高温炉、力学测试试验装置和高温引伸计组成，如图2所示。通过高温引伸计(3549-025M-020-HT，Epsilon technology corp)测量臂前端连接的碳化硅陶瓷引伸杆与试样接触，以被测两点间距作为标距段，传感器将测量标距段变形信号放大，从而获得蠕变过程中材料的实时变形数据，引伸计跨距为25 mm，将变形除以跨距得到蠕变应变。原位观察系统通过具有三向自由度的连杆固定在高温炉观察窗下方，实验时调整相机正对着观察窗进行裂纹的实时监测。在高温拉伸蠕变测试过程中，可通过CCD相机实时观察试样的损伤变化情况，CCD相机采样频率为每秒4张。

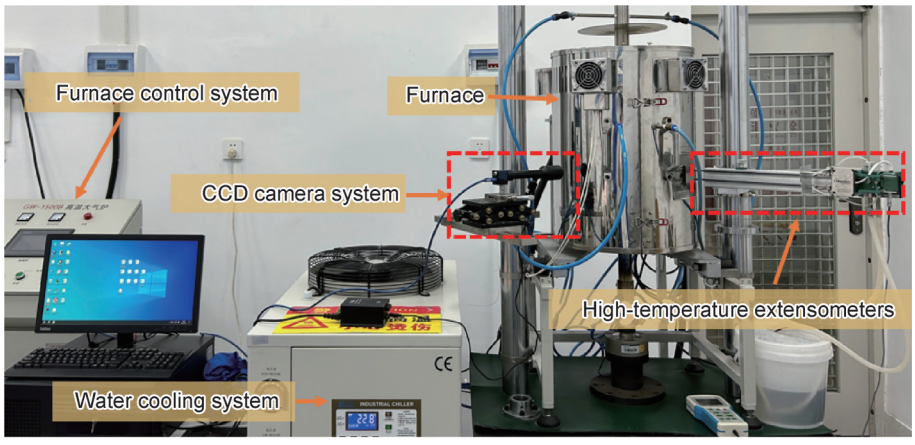


图2 裂纹扩展原位观察装置

Fig. 2 *In-situ* observation device of crack propagation

1.3 微观形貌与物相分析

通过场发射扫描电子显微镜(SEM，SU70)观察2D C/SiC复合材料试样断面的微观形貌，加速电压为5 kV，工作距离为4～8 mm，在不同的放大倍数下进行拍照。采用X射线衍射分析仪(D8-A25)分析2D C/SiC复合材料高温蠕变前后的物相组成，测试条件：Cu靶Kα射线，管电压和管电流分别为40 kV和40 mA，扫描角度为10°～90°，步进速度为0.1 s。采用能量色散光谱仪(Ultim Extreme)对2D C/SiC复合材料进行微区成分定性和半定量分析，能谱分析测试电压为20 kV。

2　结果与分析

2.1　高温拉伸蠕变曲线

图 3 为 2D C/SiC 复合材料在 1000 ℃/50 MPa 条件下的蠕变曲线。可以看出，2D C/SiC 复合材料高温蠕变曲线可分为两个阶段：(1)减速蠕变阶段(t<3500 s)，蠕变应变迅速增加，蠕变速率逐渐减小。(2)稳态蠕变阶段(t>3500 s)，蠕变应变增加缓慢，蠕变速率基本保持不变。加速蠕变阶段基本不出现，与文献中关于 2D C/SiC 复合材料的报道是一致的[23,28]。进一步分析 2D C/SiC 复合材料的切口敏感性，可以发现含切口复合材料的蠕变时间缩短，蠕变应变降低，2D C/SiC 复合材料在 1000 ℃/50 MPa 应力条件的蠕变结果见表 2。无切口 2D C/SiC 复合材料在 1000 ℃/50 MPa 条件下的蠕变断裂时间均大于 8000 s，稳态蠕变速率为 5.11×10^{-8}～1.36×10^{-7} s^{-1}，切口的存在使得稳态蠕变阶段明显缩短，蠕变时间缩短了约 2000 s，稳态蠕变速率增大至 2.0×10^{-7} s^{-1}。根据切口试样的净截面计算出切口处的最大应力为 52 MPa[29]。相比于无切口试样，应力增加 4%，应力增加不明显，而蠕变时间约降低 31%，表明在 1000 ℃/50 MPa 条件下，切口对 C/SiC 复合材料的蠕变性能影响显著。

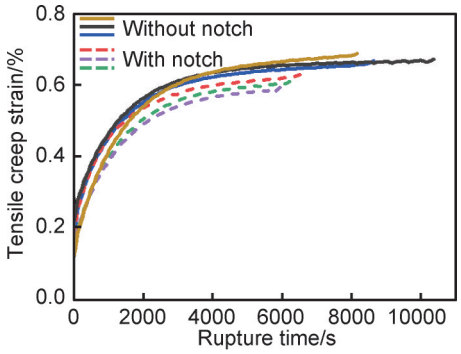


图 3　2D C/SiC 在 1000 ℃/50 MPa 应力条件不同切口状态的蠕变曲线

Fig.3　Creep curves of 2D C/SiC at 1000 ℃/50 MPa stress condition with different notch states

表 2　2D C/SiC 复合材料的蠕变性能

Table 2　Creep properties of 2D C/SiC composites

Temperature/℃	Stress/MPa	Rupture time/s	Rupture strain/%	Steady-state creep strain rate/s^{-1}
1000(without notch)	50	8640	0.668	1.45×10^{-7}
		10368	0.669	5.11×10^{-8}
		8172	0.688	1.36×10^{-7}
1000(with notch)	50	6552	0.631	2.00×10^{-7}
		5940	0.587	1.65×10^{-7}
		6228	0.605	1.56×10^{-7}

2.2　高温拉伸蠕变损伤

图 4 为 2D C/SiC 复合材料在不同条件下蠕变试样标距段的宏观断口照片。可以看出，无论是未经切口处理的试样还是经过切口的试样，在其断裂处均能明显观察到纤维拔出的现象。对于无切口试样，其断口形貌较为平整，裂纹通常起始于外涂层，由于缺少显著的应力集中或薄弱区域，初始裂纹的角度通常与拉伸方向保持垂直，从而形成了整齐的断裂界面。然而，对于带有切口的试样，其断口则呈现出倾斜的形态。这很可能是因为在制备切口过程中，每个切口所产生的薄弱点或应力集中点分布不均，导致初始裂纹与拉伸方向之间存在一定的角度差异，最终导致了斜切口的形成。

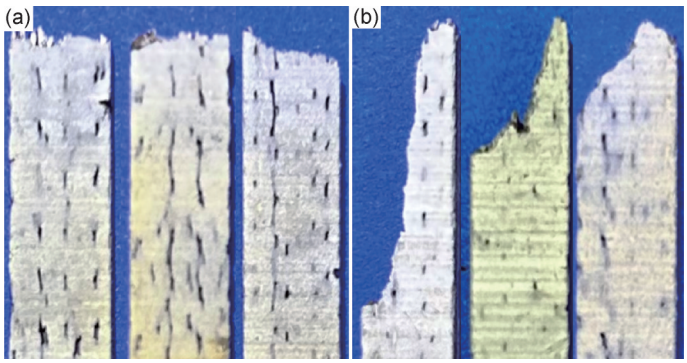


图 4　不同蠕变条件下 2D C/SiC 试样的宏观断口照片

(a)无切口；(b)有切口

Fig.4　Fracture morphologies of 2D C/SiC composites at different creep conditions

(a)without notch; (b)with notch

图 5 为无切口的 2D C/SiC 复合材料试样在 1000 ℃拉伸蠕变测试的蠕变曲线及原位裂纹扩展情况。根据 CCD 相机拍摄照片与蠕变曲线的时间点一一对应，可以观察到蠕变过程中的裂纹扩展情况，如

图 5 所示，2D C/SiC 复合材料的宏观裂纹扩展均发生在稳态蠕变阶段末期。由图可知，裂纹最先从试样的右端薄弱处开始萌发，并向左端扩展。由于制备和加工导致的复合材料内部存在原始缺陷，裂纹扩展时会向这些孔隙蔓延并与之合并。随后，裂纹由于纤维的存在会先向下偏转，沿着左下方扩展，然后再向左偏转，连接更多的孔隙。随着载荷进一步增加，复合材料左端也开始产生裂纹，并与从右端扩展过来的裂纹重合，最终导致试样沿着裂纹发生断裂。试样断裂后，部分纤维仍保持桥连状态，可以看到有大量纤维被拔出。

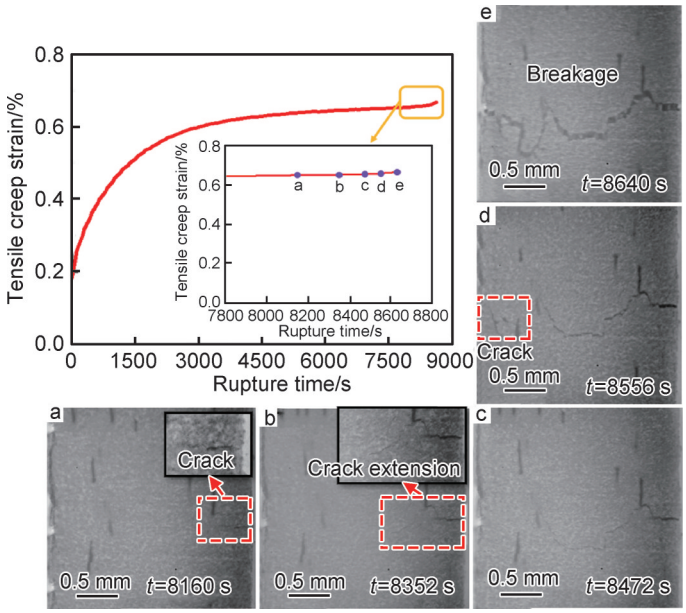


图 5 无切口 C/SiC 复合材料在 1000 ℃/50 MPa 应力下的蠕变裂纹扩展图

Fig.5 Creep crack extension of unnotched C/SiC composites at 1000 ℃/50 MPa stress

图 6 为含切口的 2D C/SiC 复合材料试样在 1000 ℃拉伸蠕变测试的蠕变曲线及原位裂纹扩展情况。含切口的试样宏观裂纹扩展也发生在稳态蠕变阶段末期，不同的是，在试样表面形成的主裂纹与拉伸方向形成较大角度。而且，裂纹萌发发生在切口上方，郭洪宝等[30]研究表明，细线型切口边缘区域的材料由于应力集中而受到的损伤最为严重。在损伤发生后，材料的应力将重新分布。因此，切口处的应力

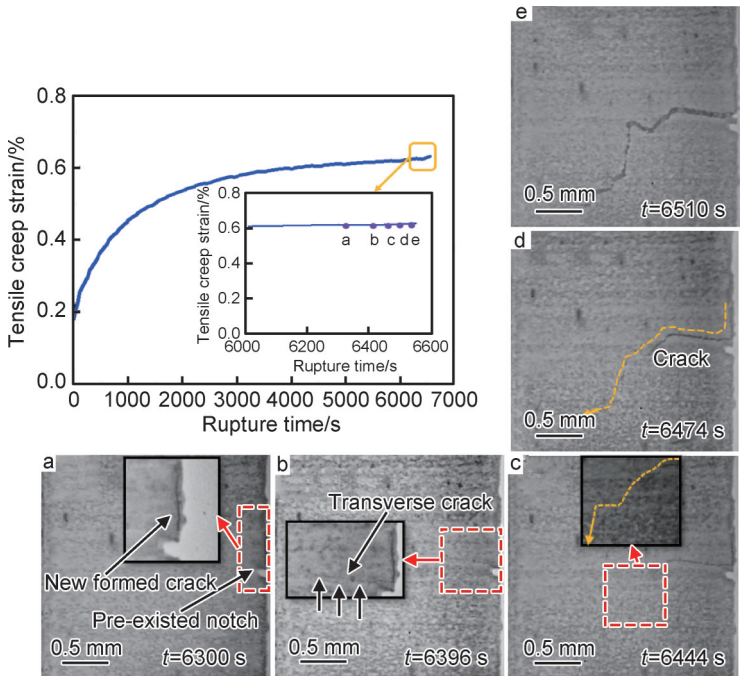


图 6 带切口 C/SiC 复合材料在 1000 ℃ /50 MPa 应力下的蠕变裂纹扩展图

Fig.6 Creep crack expansion of notched C/SiC composites at 1000 ℃/50 MPa stress

集中会导致材料局部区域的应力显著增加。此外，线切割过程中产生的加工缺陷与材料制备时形成的本征缺陷相互作用，导致上方区域形成新的应力集中点，使得切口附近更容易发生裂纹的萌生和扩展。由图 6 可以看出，在蠕变载荷下，切口上方最先出现纵向裂纹，延伸至切口处。随后裂纹在切口处发生偏转，形成横向裂纹并沿着切口方向向左扩展。随着蠕变时间的增加，裂纹再次发生两次大角度偏转，先向下再向左。

图 7 为无切口的 2D C/SiC 复合材料 1000 ℃拉伸蠕变试样断口不同区域的 SEM 形貌。试件的裂纹在薄弱点处萌发，然后沿着阻力最小的路径扩展至另一点。由于在低加载速度下，微裂纹能够通过连续偏转进行变形协调和能量耗散，裂纹扩展过程得以延缓[31]。从图 7(a)可以看出，复合材料的蠕变损伤裂纹分为纵向裂纹和横向裂纹。纵向裂纹平行于纤维和外界载荷方向沿着纤维/基体的界面扩展，横向裂纹则垂直于纤维和外界载荷方向。由图 7(b)可以看出，在蠕变过程中，C/SiC 复合材料表面的 SiC 涂层发生了开裂，为氧气进入复合材料内部提供通道，导致试样涂层附近的纤维会发生氧化。由 7(c)，(d)可以看出，横向裂纹在扩展过程中由于纤维的存在会发生偏转，之后裂纹穿过基体，传递到下一个纤维束，导致最终断裂。

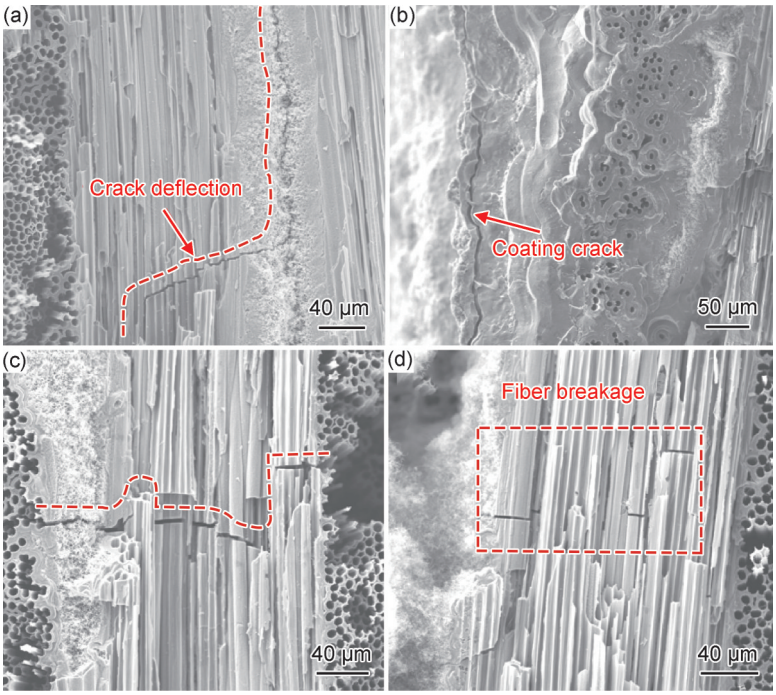


图 7　C/SiC 复合材料高温蠕变断裂断口微观形貌

(a)纵向裂纹偏转；(b)涂层裂纹；(c)，(d)横向裂纹偏转

Fig.7　SEM image of C/SiC composites fractured by high-temperature creep fracture

(a)longitudinal crack deflection; (b)coating crack; (c), (d)transverse crack deflection.

图 8 为 C/SiC 复合材料在蠕变测试前后的 XRD 图谱。可以看出，室温下 C/SiC 复合材料在 20°～30°之间有非晶态的宽峰，这与碳元素衍射峰的位置相吻合。经过 1000 ℃蠕变后，原先位于 20°～30°的非晶态宽峰宽度缩小，在 26.24°和 38.99°出现次级衍射峰，峰位置与 SiO_2 相吻合，且衍射峰呈现出非晶态结构特征。这表明，C/SiC 复合材料经过高温蠕变后，氧气与复合材料中的碳化硅反应生成二氧化硅。

为了进一步了解氧气对 C/SiC 复合材料结构和成分的影响，在试样断口附近选择包含 SiC 基体和 SiC 涂层成分的横截面区域，对其进行了 EDS 元素谱图的

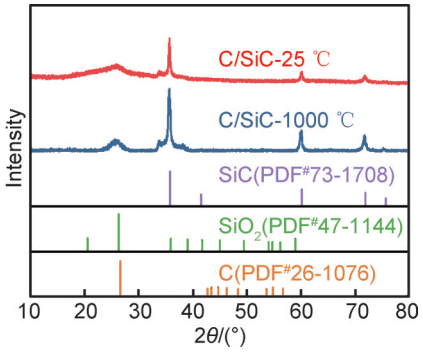


图 8　C/SiC 复合材料在不同温度拉伸后的 XRD 图谱

Fig.8　XRD patterns of C/SiC composites after stretching at different temperatures

表征，结果如图 9 所示。从图 9(a)可以看出，SiC 基体上的碳纤维已完全消耗，在基体上可以清晰地看到氧化后碳纤维的外轮廓形状。由 SiC 基体区域的 EDS 图谱可以看出，高温蠕变后的 C/SiC 复合材料的 SiC 基体的元素包括了 Si、C、O，表明 C/SiC 复合材料高温蠕变测试后 SiC 基体发生了氧化。从图 9(e)可以看出，氧气通过 SiC 外防护涂层上的裂纹进入试样内部，导致涂层附近的碳纤维被完全氧化，只剩下由 SiC 基体构成的空壳。由 SiC 涂层区域的 EDS 分析结果可以看出，氧元素在裂纹和涂层剥落处高度集中，SiC 涂层在高温蠕变条件下发生了显著的氧化，生成了 SiO_2 等氧化产物。

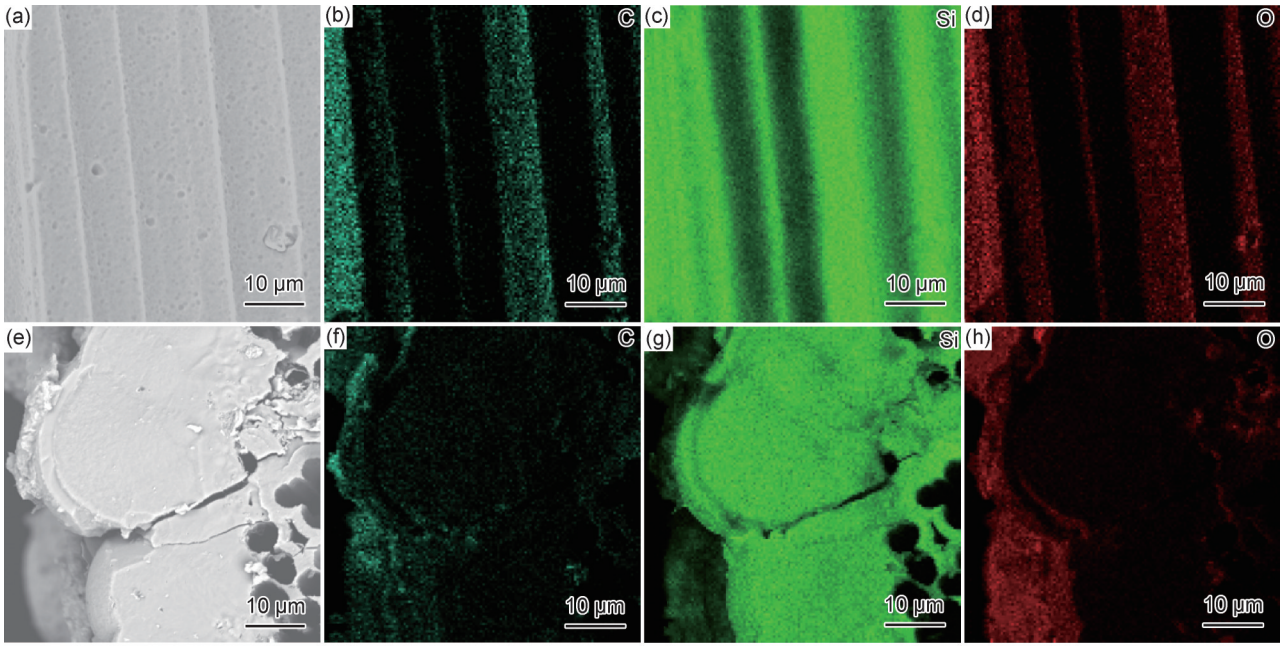


图 9 C/SiC 复合材料高温蠕变断裂断口 EDS 图谱

(a)～(d)含 SiC 基体区域；(e)～(h)含 SiC 涂层区域

Fig. 9 EDS mapping of C/SiC composites fractured by high-temperature creep fracture

(a)-(d)SiC-containing matrix region; (e)-(h)SiC-coated region

2.3 高温拉伸蠕变断裂机理

综合分析 C/SiC 复合材料高温拉伸和拉伸蠕变裂纹扩展过程及微观形貌，以及国内外的研究情况，绘制 C/SiC 复合材料 1000 ℃拉伸蠕变机理图如图 10 所示。C/SiC 复合材料的高温拉伸蠕变可以分为以下过程：

(1)减速蠕变阶段：在外界载荷作用下，微裂纹在试样内部萌发，垂直于加载方向的微裂纹会快速生长和扩展，直到微裂纹趋于饱和。相关研究表明[32]，碳纤维在 550 ℃左右，C═O 基团开始大量分解，纤维出

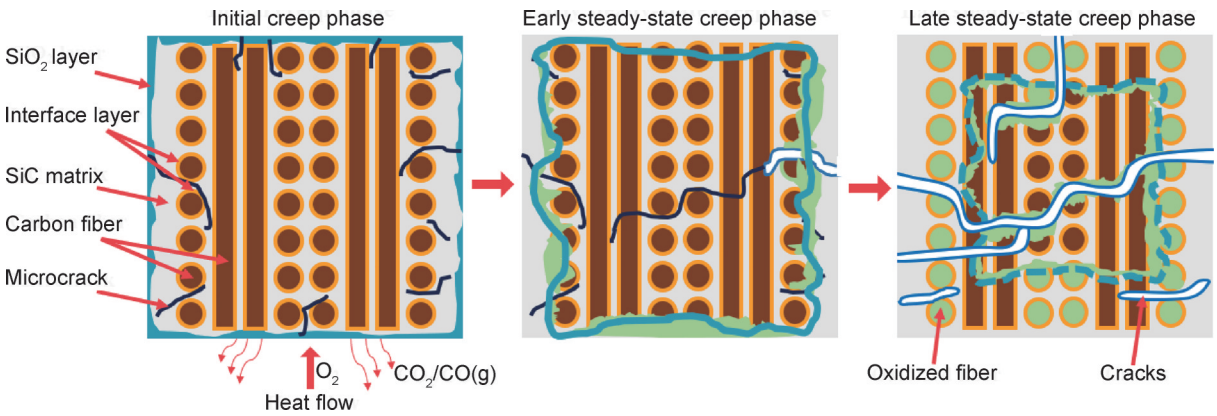


图 10 C/SiC 复合材料蠕变损伤机理

Fig.10 Creep damage mechanism of C/SiC composites

现氧化破坏。同时，复合材料表面SiC涂层受热流作用下氧化生成SiO_2，同时释放CO和CO_2气体[33]。随着蠕变过程的进行，部分SiO_2被消耗用于封闭微裂纹，另一部分的SiO_2随着CO和CO_2气体的释放而逸出[34]。可能会发生的反应如式(1)～(3)所示。

$$C(s)+\frac{1}{2}O_2(g)=CO(g) \quad (1)$$

$$SiC(s)+\frac{3}{2}O_2(g)=SiO_2(s)+CO(g) \quad (2)$$

$$SiO(l)+CO_2(g)=SiO_2(g)+CO(g) \quad (3)$$

(2)稳态蠕变阶段初期：复合材料原生缺陷以及涂层的缺陷为氧气进入材料内部提供了通道，此时熔融的SiO_2会形成一圈保护层，但是Ramberg等[35]研究发现，SiC在800 ℃时氧化形成的SiO_2厚度不到5 nm，难以有效封填基体处的裂纹。马彬[36]的研究表明，SiC在1000 ℃以下即可开始氧化，在1350 ℃时则会显著氧化，形成SiO_2膜来阻止进一步氧化，在800～1100 ℃的温度范围内，SiO_2膜会因相变而发生体积变化，导致结构变得疏松，从而使氧气向材料内部扩散，降低SiO_2膜的保护作用。因此，靠近边缘处的微裂纹由于热-力-氧耦合作用会发生扩展，使其宽度逐渐增加，材料在裂纹处以及孔隙等缺陷处的氧化更加明显。

(3)稳态蠕变阶段末期：涂层开裂严重，氧化程度由材料表面到材料中心处逐渐加剧，暴露的纤维发生氧化变细，此时样品有效承载面积减少。微裂纹逐渐扩展穿过断裂的纵向纤维，在横向纤维处发生偏转，沿着基体继续扩展。断裂的纤维将应力传递到相邻，导致应力在未断裂的纤维上重新分布，使得样品局部区域的应力高于样品横截面中的平均应力。当剩下的有效纤维难以承载样品中的蠕变载荷时，纤维开始出现大面积拉伸。碳纤维和PyC界面的氧化更加严重，界面无法传递有效载荷，裂纹贯穿试样横截面，最后演变成试样的断裂。

在实际蠕变过程中纤维的氧化不是均匀的而是局部的，纤维上部分的氧化程度要明显高于其他部分的氧化[37]。C/SiC复合材料的损伤失效往往是多种因素共同作用的结果，各种损伤失效模式会相互交织，进而形成主裂纹，这些主裂纹会迅速扩展并最终导致材料的断裂失效。

3　结论

(1)2D C/SiC复合材料拉伸蠕变曲线由减速蠕变阶段和稳态蠕变阶段组成。在1000 ℃/50 MPa无切口条件下，蠕变断裂时间均大于8000 s，稳态蠕变速率为5.11×10^{-8}～1.36×10^{-7} s^{-1}，切口的存在使得稳态蠕变阶段明显缩短，蠕变时间缩短了约2000 s，稳态蠕变速率增大至2.0×10^{-7} s^{-1}。

(2)在2D C/SiC复合材料蠕变过程中，宏观裂纹均出现在稳态蠕变的末期。由于切口处应力集中，导致蠕变损伤主要集中在近切口区；同时在热-力-氧耦合下促使碳纤维迅速发生氧化反应，使得纤维和基体结合强度降低，界面发生脱粘。微裂纹在基体萌发并沿着纤维快速扩展，宏观裂纹最先在试样的切口处出现，随后裂纹经过多次偏转与其他裂纹或孔隙结合形成主裂纹，导致试样失效破坏。

(3)2D C/SiC复合材料的蠕变性能与纤维氧化程度密切相关。蠕变初期熔融的SiO_2能够暂时填充裂纹或孔隙，降低氧气进入基体的速率以保护纤维。对于样品外表面上形成的数量少但孔径大的裂纹，熔融的SiO_2玻璃相无法及时有效填充，使得氧气迅速扩散进入样品内部，导致样品保持较短的蠕变时间后就发生失效。

(4)采用CCD相机进行原位观测，详细记录了蠕变加载过程中裂纹的扩展动态，但此技术主要聚焦于表面裂纹的变化，对于材料内部裂纹的分布与扩展情况则无法全面捕捉。为了克服这一局限性，未来的研究可探索将同步辐射X射线断层扫描(X-CT)和声发射技术(AE)等先进方法融入高温蠕变损伤的研究中，从而获取更为全面且精确的高温蠕变过程中裂纹扩展与内部损伤情况，有助于更深入地理解C/SiC复合材料在高温蠕变中的损伤机制。

参考文献

[1] LI F, XIAO P, LI Z, et al. Microstructures and properties of C/C-SiC composites derived from different gaseous carbon matrix precursors[J]. Ceramics International, 2021, 47(21): 30777-30789.

[2] WANG J, PEI X, ZHI J, et al. The effects of phenolic resin-derived PyC interlayers on microstructure and mechanical properties of C_f/SiC composites[J]. Ceramics International, 2018, 44(14): 16157-16163.

[3] 马昕，刘海韬，孙逊. 连续纤维增强陶瓷基复合材料连接件的研究进展[J]. 材料工程，2023,51(8): 1-11.
MA X, LIU H T, SUN X. Research progress in continuous fiber reinforced ceramic matrix composite joints[J]. Journal of Materials Engineering, 2023,51(8): 1-11.

[4] LIU Y, ZHANG L, CHENG L, et al. Effect of temperature on stress oxidation behaviors of 2D C/SiC-BCx composite in wet oxygen atmosphere[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45(12): 5699-5707.

[5] MEI H. Modelling environmental effects on stress oxidation behav-

iour of carbon fibre reinforced ceramic matrix composites[J]. Advances in Applied Ceramics, 2009, 108(2): 123-127.

[6] VERRILLI M J, OPILA E J, CALOMINO A, et al. Effect of environment on the stress-rupture behavior of a carbon-fiber-reinforced silicon carbide ceramic matrix composite[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2004, 87(8): 1536-1542.

[7] WU D J, MAO W G, ZHOU Y C, et al. Digital image correlation approach to cracking and decohesion in a brittle coating/ductile substrate system[J]. Applied Surface Science, 2011, 257(14): 6040-6043.

[8] YU G, GAO X, FANG G, et al. Strain field evolution of 2D needled C/SiC composites under tension[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(2): 531-537.

[9] ZHU W, ZHANG C X, YANG L, et al. Real-time detection of damage evolution and fracture of EB-PVD thermal barrier coatings under thermal shock: an acoustic emission combined with digital image correlation method[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 399: 126151.

[10] SHIBAYAMA T, MATSUO G, HAMADA K, et al. *In-situ* observation of fracture behavior on nano structure in NITE SiC/SiC composite by HVEM[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2011, 18(16): 162013.

[11] WAN F, ZHAO S, LIU R, et al. *In situ* observation of compression damage in a three-dimensional braided carbon fiber reinforced carbon and silicon carbide (C/C-SiC) ceramic composite[J]. Microscopy and Microanalysis, 2018, 24(3): 227-237.

[12] JIANG B H, YU Y, ZHANG L, et al. Investigation of the tensile fracture behavior of notched C/SiC composite using *in situ* SEM and micro-CT[J]. Solid State Phenomena, 2019, 298: 155-160.

[13] 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.

[14] BALE H, BLACKLOCK M, BEGLEY M R, et al. Characterizing three-dimensional textile ceramic composites using synchrotron X-ray micro-computed-tomography[J].Journal of the American Ceramic Society, 2012, 95(1): 392-402.

[15] 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.

[16] MEI H, TAN Y, CHANG P, et al. Simplified approach to study oxidative damage of C/SiC composites induced from notch defects[J]. Ceramics International, 2019, 45(17): 22464-22470.

[17] 陈俊, 侣明森, 张人发, 等. 高温下C/SiC复合材料弯曲断裂性能实时测试和微观结构表征分析[J]. 实验力学, 2016, 31(2): 243-252.
CHEN J, SI M S, ZHANG R F, et al. *In-situ* measurements of bending fracture behavior and microstructure analysis of C/SiC composites under high temperatures[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2016, 31(2): 243-252.

[18] MAO W G, CHEN J, SI M S, et al. High temperature digital image correlation evaluation of *in situ* failure mechanism: an experimental framework with application to C/SiC composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 665: 26-34.

[19] MAO W G, CHEN J, SI M S, et al. Study of mechanical properties and cracking extension resistance behavior of C/SiC composites by single edge notched beam and digital image correlation techniques[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 649: 222-228.

[20] 黄鹏飞, 姚瑞霞, 王龙, 等. 2D C/SiC复合材料细观损伤机制及氧化对其影响的研究[J]. 实验力学, 2018, 33(1): 69-76.
HUANG P F, YAO R X, WANG L, et al. On the mesoscopic damage mechanism of 2D C/SiC composite and effect of oxidation on damage mechanism[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2018, 33(1): 69-76.

[21] ZHANG C, REN T, ZHANG X, et al. Study of dynamic compressive behaviors of 2D C/SiC composites at elevated temperatures based on *in situ* observation[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(15): 5103-5119.

[22] LAMON J. Review: creep of fibre-reinforced ceramic matrix composites[J]. International Materials Reviews, 2020, 65(1): 28-62.

[23] LYU P, YAO L, MA X, et al. Correlation between failure mechanism and rupture lifetime of 2D-C/SiC under stress oxidation condition based on acoustic emission pattern recognition[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(15): 5094-5102.

[24] SU F, HUANG P, WU J, et al. Creep behavior of C/SiC composite in hot oxidizing atmosphere and its mechanism[J]. Ceramics International, 2017, 43(12): 9355-9362.

[25] 冯炎建, 冯祖德, 刘永胜, 等. 2D C/SiC复合材料高温蠕变损伤的显微CT分析[J]. 金属热处理, 2011(增刊1): 482-485.
FENG Y J, FENG Z D, LIU Y S, et al. Microscopic CT analysis of high temperature creep damage of 2D C/SiC composites[J]. Heat Treatment of Metals, 2011(Suppl 1): 482-485.

[26] 张程煜, 李丽华, 张晓, 等. 2D-C_f/SiC复合材料蠕变断裂及损伤机理研究[J]. 航空制造技术, 2017, 60(22): 78-82.
ZHANG C Y, LI L H, ZHANG X, et al. Creep rupture and creep damage mechanisms of a 2D-C_f/Si C composite[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2017, 60(22): 78-82.

[27] 张勇祯, 童小燕, 姚磊江, 等. 基于改进遗传算法的C/SiC拉伸损伤声发射模式识别[J]. 无机材料学报, 2020, 35(5): 593-600.
ZHANG Y Z, TONG X Y, YAO L J, et al. Acoustic emission pattern recognition on tensile damage process of C/SiC composites using an improved genetic algorithm[J]. Journal of Inorganic Materials, 2020, 35(5): 593-600.

[28] WU X, QIAO S, HOU J, et al. Tensile creep behavior of notched two-dimensional-C/SiC composite[J]. Composites Science and Technology, 2006, 66(7/8): 993-1000.

[29] MALL S, BOYER B H. Cyclic and sustained loading behaviors of oxide/oxide Nextel™ 720/alumina composite with double edge sharp notch[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2012, 43(7): 1153-1159.

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

[31] LI M, ZHANG C, WANG K, et al. Strengthening of 2D-C/SiC composite through creep with low stress and high temperature [J]. Advances in Applied Ceramics, 2020, 119(1): 49-56.

[32] 徐翊桄, 靳玉伟, 张海龙, 等. 碳纤维热氧化行为及其机理[J]. 合成纤维工业, 2010, 33(6): 5-7.
XU Y G, JIN Y W, ZHANG H L, et al. Thermal oxidation behavior and mechanism of carbon fiber[J]. China Synthetic Fiber Industry, 2010, 33(6): 5-7.

[33] AL NASIRI N, PATRA N, NI N, et al. Oxidation behaviour of SiC/SiC ceramic matrix composites in air[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2016, 36(14): 3293-3302.

[34] SINGHAL S C. Oxidation kinetics of hot-pressed silicon carbide [J]. Journal of Materials Science, 1976, 11(7): 1246-1253.

[35] RAMBERG C E, CRUCIANI G, SPEAR K E, et al. Passive-oxidation kinetics of high-purity silicon carbide from 800 ℃ to 1100 ℃[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1996, 79(11): 2897-2911.

[36] 马彬. SiC 基复相陶瓷的抗氧化及抗热震性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2006.
MA B. Study on the oxidation resistance and thermal shock resistance of SiC-based multiphase ceramics[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2006.

基金项目:福建省自然科学基金(2022J01041);国家自然科学基金(51675452)

收稿日期:2024-05-16;**录用日期**:2024-08-15

通讯作者:余煜玺(1974—),男,教授,博士,主要从事陶瓷基复合材料方面的研究,联系地址:福建厦门大学材料学院(361005),E-mail:yu_heart@xmu.edu.cn

(本文责编:张宝玲)