

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2026.04.12

增材制造碳化硅微观结构的离子辐照行为

郭帅科¹, 胡逊祥^{1*}, 滕常青², 崔丽娟¹

1. 四川大学 物理学院, 四川 成都 610065

2. 核能增材制造四川省重点实验室, 四川 成都 610213

摘要: 粘合剂喷射成形(BJ)结合化学气相渗透(CVI)的增材制造技术能够制备高纯度、大尺寸、复杂形状的碳化硅,是解决核用碳化硅材料制备问题的重要候选技术路线。但该工艺制备的碳化硅特别是 CVI 沉积碳化硅在辐照条件下的稳定性仍缺乏研究,制约了其作为核级材料的进一步发展。本研究采用平均粒径为 20 μm 的高纯度碳化硅粉末,通过 BJ+CVI 工艺制备了直径 20 mm、厚度 1.5 mm 的增材碳化硅圆片样品,其密度平均值为 2.70 g/cm³,为理论密度的 84%。使用 3 MeV 的 Si²⁺ 离子在 500 °C, 800 °C 下将样品辐照至 10 dpa,采用透射电子显微镜(TEM)对辐照前后的 CVI 沉积碳化硅的微观结构进行了表征。结果表明,CVI 沉积碳化硅在离子辐照后未见明显的微孔洞和位错环,也没有出现非晶化,表现出良好的辐照稳定性。

关键词: 增材制造; 碳化硅; 离子辐照; 微观结构

中图分类号: TL34 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2026)04-0098-07

Ion Irradiation Behavior of Additively Manufactured Silicon Carbide Microstructure

GUO Shuaike¹, HU Xunxiang^{1*}, TENG Changqing², CUI Lijuan¹

1. College of Physics, Sichuan University, Chengdu 610065, China

2. Nuclear Power Additive Manufacturing Key Laboratory of Sichuan Province, Chengdu 610213, China

Abstract: Additive manufacturing combining binder jetting (BJ) with chemical vapor infiltration (CVI) is capable of producing high-purity, large-sized, and geometrically complex silicon carbide (SiC), making it a promising candidate for resolving the fabrication challenges of SiC as a nuclear-grade material. However, the microstructural evolution under ion irradiation of SiC produced by this approach, particularly the CVI-SiC, remains insufficiently studied, which limits its development. In this study, SiC powder with an average particle size of 20 μm was used to fabricate additively manufactured SiC (AM-SiC) specimens with a diameter of 20 mm and a thickness of 1.5 mm via the BJ+CVI, which achieved an average density of 2.70 g/cm³. AM-SiC specimens were irradiated with 3 MeV Si²⁺ ions at 500 °C and 800 °C to 10 dpa. The microstructure of the CVI-SiC before and after irradiation was characterized using transmission electron microscopy (TEM). No significant irradiation-induced voids, dislocation loops, or amorphization were observed in the CVI-SiC after ion irradiation, demonstrating its excellent irradiation stability.

Keywords: additive manufacturing; silicon carbide; ion irradiation; microstructure

引用格式: 郭帅科, 胡逊祥, 滕常青, 等. 增材制造碳化硅微观结构的离子辐照行为[J]. 电焊机, 2026, 56(4): 98-104.

Citation: GUO Shuaike, HU Xunxiang, TENG Changqing, et al. Ion Irradiation Behavior of Additively Manufactured Silicon Carbide Microstructure [J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(4): 98-104.

收稿日期: 2025-12-09 修回日期: 2026-02-25

基金项目: 增材制造 SiC 的辐照损伤行为机制研究(JKJ-2023-JCJQ-07); 基于增材制造的碳化硅惰性基体弥散型核燃料元件辐照稳定性研究(SCU&NPIC-LHCX-12)

作者简介: 郭帅科(2000—), 男, 博士研究生, 主要从事核技术及应用研究。E-mail: 2023322020032@stu.scu.edu.cn

通讯作者: 胡逊祥, 男, 教授、博士生导师, 工学博士。

0 引言

核燃料材料的可靠性和事故容忍度是当前和下一代水冷裂变反应堆面临的主要难题之一^[1]。高纯度碳化硅(SiC)具有优异的热学性能、机械性能、抗辐照性能和较低的中子吸收截面,是极具潜力的核级备选材料。自20世纪60年代以来,已有大量研究对SiC作为核级材料的应用进行探索^[2-5]。然而, SiC固有的高烧结温度严重制约了其制备和加工^[6]。即使通过添加烧结助剂(YO_3 和 Al_2O_3)来降低烧结温度,仍然难以制备具有复杂几何形状的SiC部件,并且会引入额外的杂质元素^[7]。

增材制造技术能够进行逐层制备,突破了传统制备方法对于形状设计的限制^[8]。增材制造技术在陶瓷材料制备领域有独特优势,例如可用于制造燃料组件等^[9-10]。在众多增材制造路线中,粘合剂喷射成形(BJ)结合化学气相渗透(CVI)^[9]是目前核能领域唯一能够制备大尺寸、高纯度SiC的增材制造技术路线。

近年来,国内外已围绕BJ+CVI增材SiC开展了研究工作,主要包括材料制备、本征性能表征、中子与离子辐照行为以及辐照后性能表征。国际研究方面,美国橡树岭国家实验室在转型挑战反应堆(TCR)研究项目框架中^[11],使用平均粒径为20 μm 的SiC粉末原料制备得到平均密度为2.860 g/cm^3 、2.919 g/cm^3 的两种增材SiC圆片样品(直径6 mm,厚度0.5 mm)。在室温至900 $^{\circ}\text{C}$ 的范围内,增材SiC的比热容在0.6~1.2 $\text{J}/(\text{g}\cdot\text{K})$ 内变化,其热扩散率与热导率表现出各向异性:室温下,在X方向与Z方向的热扩散率分别约为15 mm^2/s 和25 mm^2/s ,X方向样品的热导率约为32 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$,Z方向样品的热导率约为45 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$;在900 $^{\circ}\text{C}$ 下,X方向的热扩散率约为5 mm^2/s ,Z方向的热扩散率约7 mm^2/s ,X方向的热导率约为18 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$,Z方向的热导率约为26 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$;增材SiC的初始特征强度为297 MPa。在400 $^{\circ}\text{C}$ 、650 $^{\circ}\text{C}$ 、900 $^{\circ}\text{C}$ 温度下分别经历2.3 dpa的中子辐照后,两种制备方向样品的热导率差异基本消除,并且辐照后增材SiC的热导率随着辐照剂量的升高逐渐降低;增材SiC样品的特征强度在辐照前后保持稳定;辐照缺陷仅在SiC颗粒中被观察

到^[12-13]。文献[14]使用5 MeV的硅离子对增材制造SiC分别在350 $^{\circ}\text{C}$ 和650 $^{\circ}\text{C}$ 下进行辐照,辐照剂量分别为2 dpa、8 dpa和40 dpa,研究了微观结构的演变;结果表明辐照缺陷同样只分布在SiC颗粒中,且仅观测到“黑点缺陷”,而在CVI-SiC区域内,未观测到辐照缺陷。

国内研究方面,唐斌等^[15]采用BJ+CVI路线制备SiC样品,密度为2.18 g/cm^3 ,热导率为3.93 $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$;数值模拟表明,在压水堆环境下,当三元结构各向同性包覆(TRISO)燃料颗粒体积填充分数为40%时,燃料元件的峰值温度为1 200 K,低于传统无惰性陶瓷基体的 UO_2 燃料芯块,说明CVI致密化处理后的增材SiC基弥散型核燃料可以降低压水堆的燃料峰值温度,有利于燃料核热能的释放并提高安全性能。文献[16]以离心喷雾干燥制备的SiC短纤维球形颗粒作为原料进行增材SiC的制备,沉积720 h后, SiC_w/SiC 材料的抗弯强度和断裂韧性分别高达200 MPa和3.4 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。

综上,现有研究已初步验证BJ+CVI增材SiC的制备可行性与基本辐照响应机制,但针对高温离子辐照下CVI沉积SiC的微观结构演变研究仍然较为有限,难以支撑其核级应用的可靠性评估。

为此,本研究以平均粒径20 μm 的高纯SiC粉末为原料,采用BJ+CVI工艺制备增材SiC圆片,使用排水法测量圆片样品的密度;通过3 MeV Si^{2+} 离子在500 $^{\circ}\text{C}$ 与800 $^{\circ}\text{C}$ 、10 dpa条件下开展高温辐照实验,借助透射电子显微镜技术表征了增材SiC在离子辐照前后(特别是CVI沉积SiC区域)的微观结构变化,以填补增材制造SiC在高温离子辐照的研究不足。

1 实验和表征

1.1 增材制造SiC试样制备

实验采用粘合剂喷射成形和化学气相渗透两步法制备SiC增材试样。

第一步是粘合剂喷射成形。基于计算机辅助设计CAD建立所需SiC样品的三维模型,将CAD模型文件进行切片处理,得到每层的截面图片,以便在粘合剂喷射成形过程中精确分层成形。首先,

基于粘合剂喷射系统,使用平均粒径为 $20\ \mu\text{m}$ 的高纯度 SiC 粉末原料(上海超威纳米科技有限公司生产,纯度大于 99.9%)和水性有机粘合剂进行生坯的制备。其次,通过超声振动调节筛网控制粉仓的落粉量,进而控制每层的粉末添加量;此后,通过一组滚轴(共两个)对粉末床进行平整,平整过程中,使用安装在粉仓周围的吸尘器去除扬尘,保证粉床的平整性;粉末床铺设完成后,由电控喷头依据 CAD 模型切片文件控制压电喷墨头的空间位置和粘合剂喷射量,将本层需要成形的粉床部位和下方的粉末粘合在一起;最后,气动平台控制整个粉仓下移,同时作业面也下移,循环上述过程,直至增材制造 SiC 生坯成形。打印完成后的生坯埋在粉床中,此时增材 SiC 生坯是由有机粘合剂粘合起来的松散块状固体。将增材 SiC 在空气炉中高温处理去除多余粘合剂,粘合剂喷射成形后的增材 SiC 生坯具有非常高的孔隙率,硬度很低。

第二步是化学气相渗透,其目的是实现生坯的致密化。该过程中,反应气体甲基三氯硅烷(MTS)在载流气体 H_2 的驱动下进入生坯的孔隙中;在约 $1\ 000\ ^\circ\text{C}$ 下,MTS 发生化学反应,生成 SiC 固体,反应副产物为 HCl 气体,反应生成的 SiC 沉积在微孔隙中,而副产物气体随着氢气载气排出。在沉积约 100 h 后,得到致密度较高的增材 SiC 圆片样品。

增材 SiC 样品制备完成后,使用 METTLER TOLEDO 的 XSR105 型高精度电子天平对增材 SiC 的密度进行测量。仪器配置密度测量组件和温度计,使用去离子水作为测量介质,在室温下进行测量,纯水的密度值由仪器根据测得的温度从其内置数据库中自动获取。

1.2 增材 SiC 的硅离子辐照实验

根据重离子辐照实验的需求,辐照前对增材 SiC 试样进行无应力打磨抛光处理。具体流程为:①将样品进行热镶嵌固定;②使用砂纸逐级打磨表面至无肉眼可见划痕,达到镜面光洁度;③经自动抛光机抛光至光学显微镜下无划痕;④振荡抛光消除表面残余应力;⑤在通风橱中以丙酮浸泡样品,脱除镶嵌料后超声清洗,并烘干残留的丙酮。

基于 $2\times 1.7\ \text{MeV}$ 串列静电加速器开展高温 Si^{2+} 离子辐照实验。采用 $3\ \text{MeV}\ \text{Si}^{2+}$ 离子束,分别在

$500\ ^\circ\text{C}$ 和 $800\ ^\circ\text{C}$ 下对抛光后试样进行辐照,辐照峰值剂量为 10 dpa。实验中采用硕纤牌 8308 耐高温胶水(耐热温度 $1\ 450\ ^\circ\text{C}$)将样品粘合固定于样品台,通过直流电加热样品台加热,温度由装配在样品台上的热电偶进行反馈。

通过 SRIM 软件模拟计算得出辐照剂量的分布和离子注入量。通过模拟 $3\ \text{MeV}\ \text{Si}^{2+}$ 入射 10^5 次,统计每个离子注入在样品靶材一定深度产生的空位数量,计算得出产生 1 dpa 损伤所需的离子注入量为 $1.76\times 10^{15}\ \text{ions}/\text{cm}^2$ 。如图 1 所示,模拟结果显示 10 dpa 所需的离子注入量为 $1.76\times 10^{16}\ \text{ions}/\text{cm}^2$,辐照峰值剂量出现在试样表面约 $1.7\ \mu\text{m}$ 处,剂量累积范围为试样表面至 $2.1\ \mu\text{m}$ 深度,深度大于 $2.1\ \mu\text{m}$ 时,离子无法穿透该深度以下,因此没有辐照剂量累积。

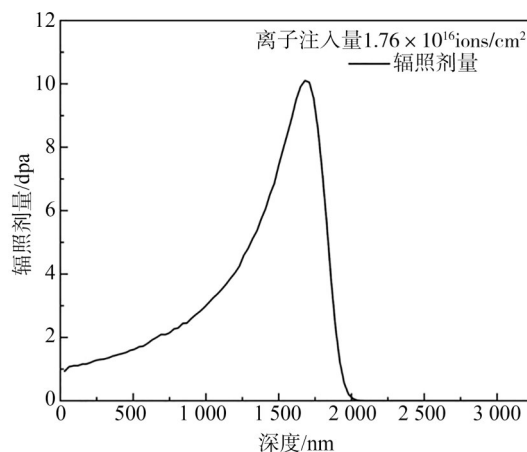


图1 辐照剂量随深度的分布

Fig. 1 The depth distribution of irradiation dose

1.3 增材 SiC 的微观结构表征

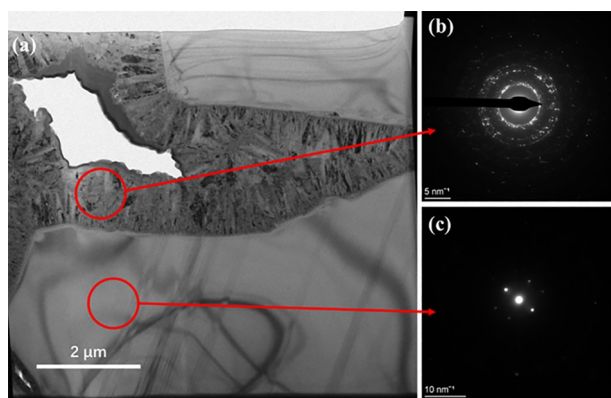
分别对辐照前、后增材 SiC 试样开展微观结构表征,测试手段包括透射电子显微镜(TEM)与扫描透射电子显微镜(STEM)。TEM/STEM 试样制备流程为:在试样平整表面确定待测区域,采用离子束进行挖坑和 U 型切割,切取薄片后将其放置在铜网上并进行后处理,继续使用离子束将样品薄片减薄至对电子透明。

2 实验结果和讨论

以平均粒径 $20\ \mu\text{m}$ 的高纯 SiC 粉末为原料,经 BJ+CVI 工艺成功制备出直径 $20\ \text{mm}$ 、厚 $1.5\ \text{mm}$ 的

增材SiC圆片。采用排水法测量同一CVI炉次的多个圆片的密度,测得圆片样品平均密度为 2.70 g/cm^3 ,对应SiC的理论密度(3.21 g/cm^3)^[2]的84%。与已有研究对比,本研究密度低于TCR项目的 2.860 g/cm^3 与 2.919 g/cm^3 ^[11],但高于唐斌^[15]制备的 2.18 g/cm^3 ,整体处于同类工艺合理区间,仍有进一步致密化提升空间。

图2为通过TEM表征获得的增材SiC明场像及选区电子衍射(SAD)分析结果。图2a表明,增材SiC由两部分组成,其一为源自原料粉末的SiC颗粒,其二为化学气相渗透过程中沉积形成的SiC。沉积SiC附着在SiC颗粒周围,并且将不同的颗粒包裹、结合在一起。而沉积SiC并未完全填充颗粒之间的孔隙,如图2a所示,在沉积SiC中存在未闭合的孔隙,这是增材SiC密度低于传统烧结SiC的主要原因,随着CVI的进行,当样品表面开口的孔隙被CVI沉积SiC填充封闭后,样品内部的孔隙将无法被继续填充。图2b表明,虽然沉积SiC没有完美的晶体结构,但是其SAD图像中并未出现非晶环,而是出现了大量呈环状分布的衍射斑点,因此,沉积SiC是以多晶的形式附着在SiC颗粒的晶粒表面。而图2c表明,SiC颗粒的结晶度很高。



(a)明场像;(b)沉积SiC的SAD图像;(c)SiC颗粒SAD图像

图2 增材SiC的明场像和选区电子(SAD)图像

Fig. 2 TEM bright-field (BF) image and selected area electron diffraction (SAD) patterns of the additively manufactured SiC

图3为沉积SiC的高倍TEM图像,可见大量百纳米尺度的小晶粒,不同小晶粒之间的取向各异。图像的带状衬度揭示了层错结构的存在,并且观察到晶粒为柱状,这些柱状纳米晶共同组成了更大的柱状结构,它们相互接触形成了沉积SiC。

图4为SiC颗粒和沉积SiC边界处的STEM/EDS图像。结果显示,在SiC颗粒与多晶的沉积SiC的界面处有富集O元素和Si元素贫化,这源于SiC颗粒在空气中自然氧化生成的 SiO_2 层,但是在SiC颗粒和沉积SiC内部没有明显的元素富集或贫化现象。同样的现象在文献[13]中被观察到,证明了SiC颗粒和沉积SiC的高纯度。

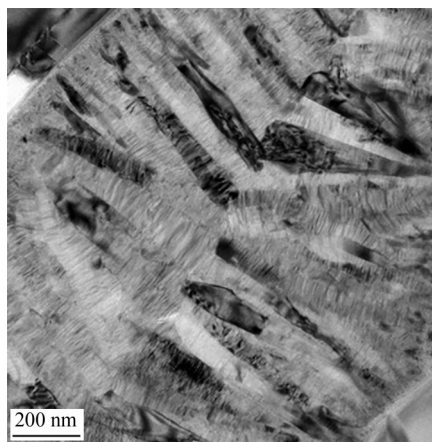
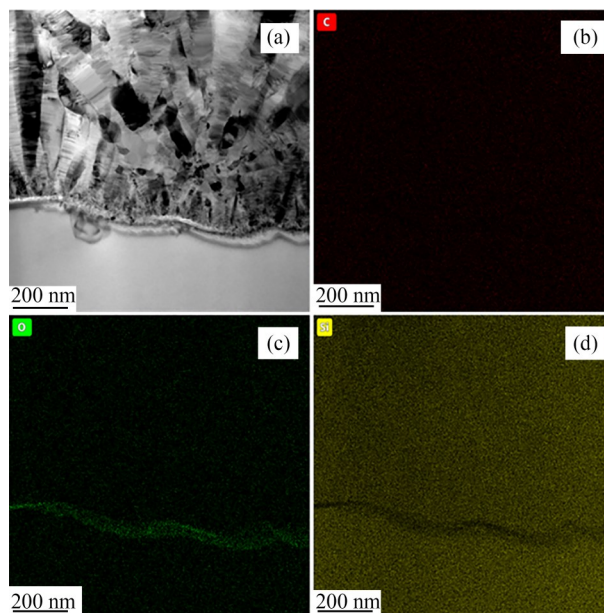


图3 沉积SiC的高倍数TEM图像

Fig. 3 High-magnification TEM image of the deposited SiC



(a)STEM 明场像;(b)C元素分布图像;(c)O元素分布图像;
(d)Si元素分布图像

图4 沉积SiC的STEM/EDS图像

Fig. 4 STEM/EDS analysis of the deposited SiC

对经过两种条件辐照后的增材SiC进行微观结构表征。由于TEM取样的范围受到限制,因此在取样过程中重点选取了沉积SiC区域的微观结构进行

辐照响应机制表征。并且由于离子辐照的深度有限,在表征辐照缺陷时,选择在表面以下 $2\text{ }\mu\text{m}$ 以内的区域进行观察分析。

图5为 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 dpa 下辐照区内沉积SiC的双光束TEM图像,三个不同区域内的双光束的 g 矢量为同一个方向。可见在不同的沉积SiC内出现了辐照缺陷,类型为点缺陷,呈现团簇状分布。受限于部分沉积SiC内高密度的层错结构,仅在部分结晶完整性较好的晶粒内观察到点缺陷团簇的存在。图6为 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 dpa 下辐照区内沉积SiC的双光束TEM图像,三个不同区域内的双光束的 g 矢量为两个方向。与 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的辐照情况相同,在辐照区域内

观察到了点缺陷团簇的产生。此外,在其中一个颗粒内部观察到了线位错。并且,在图5、图6的SAD图像中,未观察到非晶环,因此辐照没有引起沉积SiC的非晶化。由于缺陷的成像与双光束的矢量有关,还可能与晶粒取向有关,因此无法观察线缺陷的数量,进而也无法表征缺陷的密度。

图7为 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 dpa 下沉积SiC辐照区、未辐照区的欠-正-过焦对比图像;图8为 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 dpa 下沉积SiC辐照区、未辐照区的欠-正-过焦对比图像,欠焦量和过焦量均为 $2\text{ }\mu\text{m}$ 。通过对比两个TEM薄片未辐照区在相同欠焦程度下的TEM成像,发现辐照后所有样品中均无孔洞,表明沉积SiC在未辐

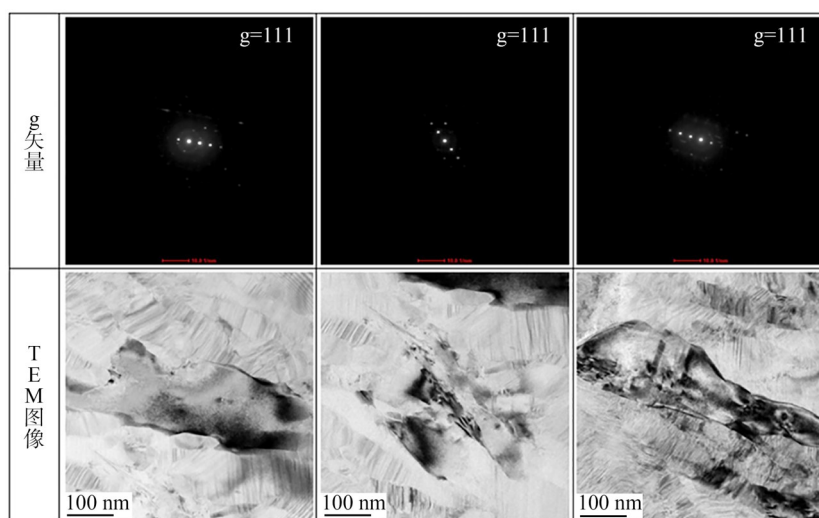


图5 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 dpa 下辐照区内不同沉积SiC的双光束TEM图像

Fig. 5 Two-beam TEM images of various deposited SiC regions within the irradiated area at $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ and 10 dpa

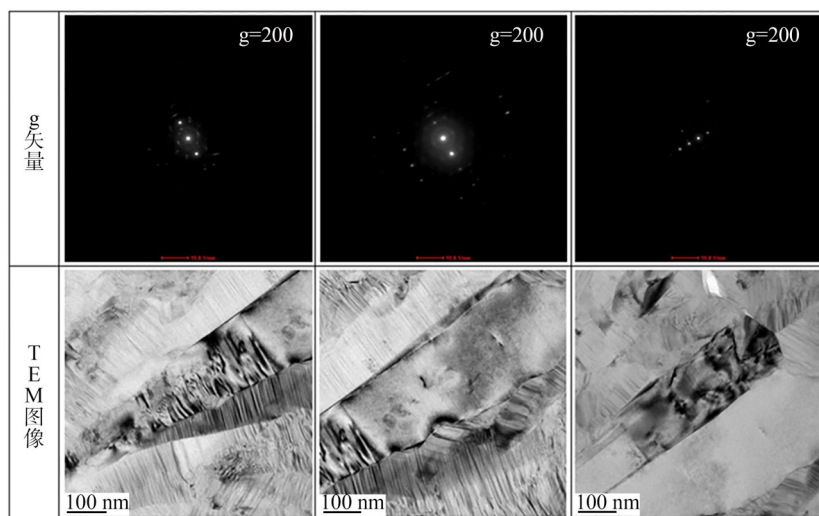


图6 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 dpa 下辐照区内不同沉积SiC的双光束TEM图像

Fig. 6 Two-beam TEM images of various deposited SiC regions within the irradiated area at $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ and 10 dpa

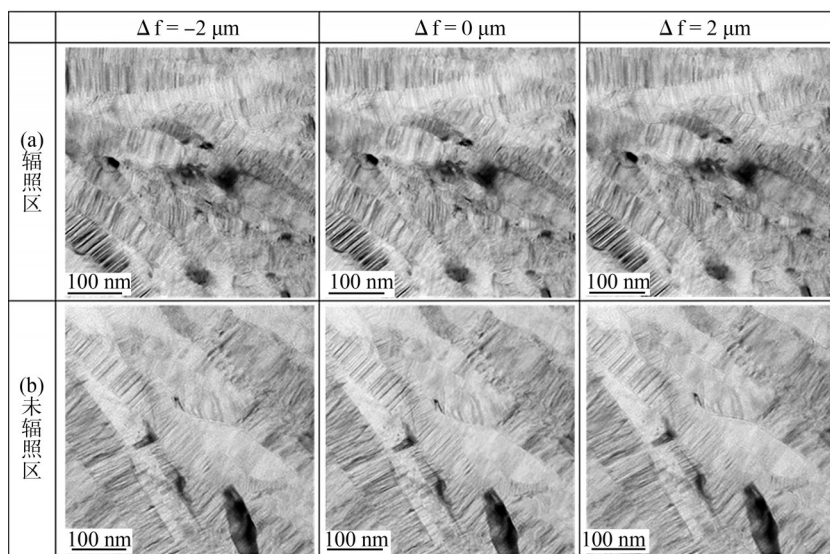


图7 500 °C, 10 dpa下沉积SiC的欠-正-过焦图像

Fig. 7 Underfocus, just-focus, and overfocus images of the deposited SiC irradiated at 500 °C and 10 dpa

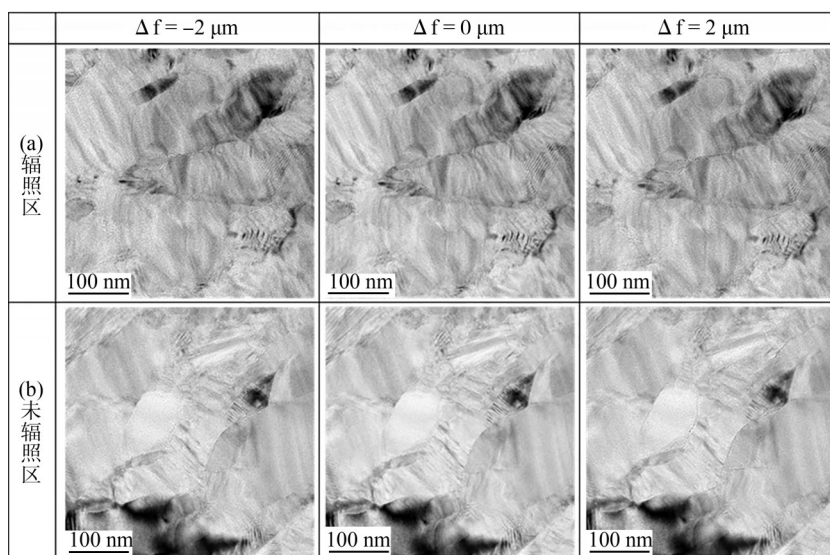


图8 800 °C, 10 dpa下沉积SiC的欠-正-过焦图像

Fig. 8 Underfocus, just-focus, and overfocus images of the deposited SiC irradiated at 800 °C and 10 dpa

照时没有孔洞,在辐照后也未产生孔洞。同时,也更加清晰地观察到了不同纳米晶之间的结合情况:不同的沉积SiC晶粒取向不同,层错分布无规律,晶粒为柱状晶粒,高度约为100 nm。

4 结论

本研究采用粘合剂喷射成形与化学气相渗透相结合的增材制造技术,成功制备出碳化硅圆片样品。进行3 MeV的 Si^{2+} 离子的辐照实验,在500 °C、

800 °C分别辐照至10 dpa,并开展了微观结构表征。得到以下主要结论:

(1)以平均粒径20 μm的高纯SiC粉末为原料,经粘合剂喷射成形与1 000 °C、100 h化学气相渗透致密化,制备出了直径20 mm、厚度1.5 mm的增材SiC圆片,其平均密度为2.70 g/cm³,达到SiC理论密度的84%,与文献报道的研究相当。

(2)未辐照的增材SiC样品由高结晶度的原始SiC粉末颗粒和CVI过程中制备的CVI纳米晶沉积SiC共同组成。沉积SiC以柱状纳米晶形式填充在

颗粒之间的孔隙里。样品内部存在未完全填充的孔隙,这是由于在 CVI 过程中样品表面孔隙将随着 CVI 的进程而关闭形成的,也使得增材 SiC 的密度低于 SiC 的理论密度。

(3) 3 MeV 的 Si^{2+} 离子的辐照实验结果表明,在 500 °C、800 °C 分别辐照至 10 dpa 的条件下: CVI 沉积 SiC 区域产生了缺陷团簇;选区电子衍射显示,辐照前后 CVI 沉积 SiC 的晶体结构没有发生变化;在所有辐照条件下,均未发现材料的非晶化;欠焦-正焦-过焦图像对比分析结果表明,材料中未产生辐照诱导的孔洞;双光束条件分析表明,辐照未形成明显的位错环。上述表明, CVI 沉积 SiC 在微观结构上具有良好的抗辐照性能。

(4) STEM/EDS 及电子探针元素分析显示了增材 SiC 样品具有极高的纯度。辐照前后试样均未观察到明显的其他杂质元素和元素异常富集。

综上所述,本研究成功验证了 BJ+CVI 的增材 SiC 制备工艺的可行性,获得了致密度较高的高纯增材 SiC,并验证了 CVI 沉积 SiC 在离子辐照下具有优异的抗非晶化与抗辐照孔洞形成能力。在未来的研究中,可以考虑进一步对增材 SiC 进行本征性能的表征,并深入探究 SiC 颗粒及界面的辐照响应机制。

参考文献:

- [1] Zinkle S J, Was G S. Materials challenges in nuclear energy[J]. Acta Materialia, 2013, 61(3): 735-758.
- [2] Snead L L, Nozawa T, Katoh Y, et al. Handbook of SiC properties for fuel performance modeling[J]. Journal of Nuclear Materials, 2007, 371(1/3): 329-377.
- [3] Mouche P A, Terrani K A. Steam pressure and velocity effects on high temperature silicon carbide oxidation[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2020, 103(3): 2062-2075.
- [4] Katoh Y, Snead L L. Silicon carbide and its composites for nuclear applications - Historical overview[J]. Journal of Nuclear Materials, 2019, 526: 151849.
- [5] Hu Xunxiang, Koyanagi T, Zhao Jiangtao, et al. Microstructural evolution of 3C-SiC exposed to simultaneous neutron irradiation and helium implantation[J]. Journal of Nuclear Materials, 2018, 509: 366-376.
- [6] Oh J W, Park J, Nahm S, et al. SiC-Si composite part fabrication via SiC powder binder jetting additive manufacturing and molten-Si infiltration[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2021, 101: 105686.
- [7] Terrani K A, Kiggans J O, Silva C M, et al. Progress on matrix SiC processing and properties for fully ceramic microencapsulated fuel form[J]. Journal of Nuclear Materials, 2015, 457: 9-17.
- [8] Liu Guo, Zhang Xiaofeng, Chen Xuliang, et al. Additive manufacturing of structural materials[J]. Materials Science and Engineering: Reports, 2021, 145: 100596.
- [9] Koyanagi T, Terrani K, Harrison S, et al. Additive manufacturing of silicon carbide for nuclear applications[J]. Journal of Nuclear Materials, 2021, 543: 152577.
- [10] Bose S, Akdogan K E, Balla K V, et al. 3D printing of ceramics: Advantages, challenges, applications, and perspectives[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2024, 107(12): 7879-7920.
- [11] Byun T S, Lach T G, Parish C M, et al. Mechanical and Thermophysical Properties of 3D-Printed SiC Before and After Neutron Irradiation - FY21[R]. Oak Ridge National Laboratory (ORNL), Oak Ridge, TN (United States), 2021.
- [12] Terrani K, Jolly B, Trammell M. 3D printing of high-purity silicon carbide[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2019, 103(3): 1575-1581.
- [13] Terrani K A, Lach T, Wang H, et al. Irradiation stability and thermomechanical properties of 3D-printed SiC[J]. Journal of Nuclear Materials, 2021, 551: 152980.
- [14] Lach T G, Le Coq A G, Linton K D, et al. Characterization of radiation damage in 3D printed SiC[J]. Journal of Nuclear Materials, 2022, 559: 153459.
- [15] 唐斌, 孙诗奇, 卢林远, 等. 增材制造碳化硅核燃料包壳元件及其芯块热传导行为模拟研究[J]. 现代技术陶瓷, 2024, 45(04): 325-338.
TANG B, SUN S Q, LU L Y, et al. Study on Additive Manufacturing and Densification of Silicon Carbide for Nuclear Fuel Elements[J]. Advanced Ceramics, 2024, 45(04): 325-338.
- [16] Lv Xinyuan, Ye Fang, Cheng Laifei, et al. Fabrication of SiC whisker-reinforced SiC ceramic matrix composites based on 3D printing and chemical vapor infiltration technology[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(11): 3380-3386.