

文章编号: 1007-4627(2022)04-0533-06

高能离子梯度多剂量辐照 4H-SiC 的微结构及硬度变化研究

吕康源^{1,2}, 张崇宏^{1,2,†}, 张宪龙¹, 韩旭孝^{1,2}, 陈宇光^{1,2}, 宋银^{1,2,†}

(1. 中国科学院近代物理研究所, 兰州 730000;
2. 中国科学院大学核科学与技术学院, 北京 100049)

摘要: 为探讨高温高能离子辐照碳化硅后的结构和力学性能随剂量的变化, 应用拉曼光谱和纳米压痕技术研究了 122 MeV 的 $^{20}\text{Ne}^{4+}$ 离子梯度多剂量辐照后的 4H-SiC。研究表明, SiC 的相对拉曼强度随剂量的增大呈指数规律下降, 并出现了代表无序化 Si-C 键和同核 Si-Si 键的散射峰。基于 DI/DS 模型的初步拟合表明, 在低剂量范围内扩展缺陷簇是引起 SiC 无序化的主要因素, 高剂量范围内的无序化则是由离子直接碰撞过程的非晶化和扩展缺陷簇共同引起。辐照后的 SiC 硬度取决于位错钉扎和共价键断裂的共同作用, 在 0~4.00 dpa 之间硬度随剂量增大而增大, 在 4.00~8.05 dpa 之间硬度随剂量增大而减小, 剂量在 8.05 dpa 时, 硬度相比于未辐照区域略高, 此时共价键断裂和位错钉扎达到平衡。

关键词: 拉曼光谱; 纳米压痕技术; 相对拉曼强度

中图分类号: O433.4

文献标志码: A

DOI: 10.11804/NuclPhysRev.39.2022009

1 引言

随着国家“双碳”目标的提出, 核电作为一种清洁能源在能源可持续发展中的地位愈加重要。碳化硅(SiC)由于中子反应截面小、耐腐蚀、导热性和高温强度优异等特点, 被认为是先进核能系统重要的候选材料之一^[1-3]。高温气冷堆作为先进核裂变反应堆的一种, 具有很高的经济性和安全性, 其所使用的 TRISO 燃料元件中 SiC 层起着阻止裂变产物泄露的重要作用。福岛核事故后, 事故容错燃料技术获得重视, 基于 SiC 的燃料包壳是一种候选方案。此外, SiC 还有望用于未来聚变堆包层中的液态增殖剂流道的制造。但是, SiC 组件所处反应堆内部中子辐照环境会不可避免地在材料中产生大量的缺陷, 从而导致材料发生结构无序化、宏观硬化等现象, 影响服役寿命。因此, 辐照环境下 SiC 无序化行为及硬化的研究, 对于促进其在核能领域中的运用至关重要。

目前, SiC 的研究主要集中在离子辐照下的缺陷积累^[4-7]、非晶化^[8-12]和退火重结晶过程^[13-18], 这些研究大多使用了离子束分析技术, 如卢瑟福背散射光谱(RBS/C)、弹性反冲探测分析(ERDA)、扫描电镜和透射电镜。拉曼光谱技术由于能区分 SiC 晶体到非晶体

转变的特征, 并能提供离子轰击诱导损伤的化学重排和有序化信息而被广泛使用。在辐照损伤导致的非晶化拉曼光谱中, 离子轰击使得 SiC 第一序列峰强度减小, 出现了代表无序化和同核 Si-Si 键新的散射峰^[19-20], 相对拉曼强度随剂量的增加逐渐减小而后趋于饱和^[21]。Sorieul 等^[22]在拉曼数据的基础上量化了辐照引起的总无序度, 并引入直接碰撞/缺陷模拟模型(DI/DS)^[23], 拟合了无序化与剂量间的关系。关于离子辐照导致 SiC 无序化的研究主要集中在低温和临界温度下, 更高温的数据仍然很大程度上缺乏, 对高温下的无序化行为也了解甚少, 本文通过拉曼光谱和纳米压痕技术分析了 4H-SiC 在高温下高能离子梯度剂量辐照后的无序化行为及硬度随剂量的变化。

2 实验

实验所用样品为科晶公司提供的 4H-SiC, 表面为(0001)晶面, 厚度为 0.350 mm, n 型掺杂。辐照实验是在兰州重离子研究装置(HIRFL)的扇聚焦型回旋加速器的辐照终端 SFC-T1 上开展, 采用能量为 122 MeV 的 $^{20}\text{Ne}^{4+}$ 离子进行梯度多剂量辐照。此方法的新颖之处在于一次实验能够在同一块样品中产生梯度多剂量辐照区域, 避免了不同次实验由于温度、束斑不均匀等条件引

收稿日期: 2022-01-14; 修改日期: 2022-03-08

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(11575263, U1532262)

作者简介: 吕康源(1998-), 男, 河南上蔡人, 硕士研究生, 从事材料辐照效应研究; E-mail: lvkangyuan@impcas.ac.cn

† 通信作者: 张崇宏, E-mail: c.h.zhang@impcas.ac.cn; 宋银, E-mail: songyin@impcas.ac.cn

起的误差。由于入射离子在材料内部产生的损伤并不是沿入射方向均匀分布的, 损伤区域主要发生在离子射程末端, 故本次实验采用了 5 种厚度递减的减能片 (60, 48, 36, 24, 12 μm)。该减能片安装于靶室样品台前方, 辐照过程以固定转速 (6 r/min) 旋转, 使入射离子能量逐级递减, 并且每种厚度减能片相对应的宽度比例 (加上空挡) 为 1:2:3:4:5:6, 将入射的单能离子的动能离散为 6 种, 在后方样品深度方向上形成 6 个相互间隔, 位移损伤水平递增的区域。实验过程中, 样品固定在银制控温样品台上, 背面固定热偶以监测辐照过程中样品实时温度, 将温度保持在 $(550 \pm 5)^\circ\text{C}$ 左右。使用 SRIM2013 软件^[24]模拟 SiC 损伤程度, 其中取 4H-SiC 的密度为 3.21 g/cm^3 , Si 和 C 的离位阈能为 35 和 20 eV^[25]。图 1 为 Ne 离子辐照 4H-SiC 后的离位损伤随深度的分布曲线, 每个损伤区域的深度由减能片的厚度决定, 相应位移损伤水平由对应减能片宽度决定, 经计算离子辐照在材料内部距离入射面 7.1, 16.2, 25.6, 35.0, 44.2, 54.0 μm 位置处, 离位损伤分别达到 1.31, 2.78, 4.00, 5.25, 6.49 和 8.05 dpa。

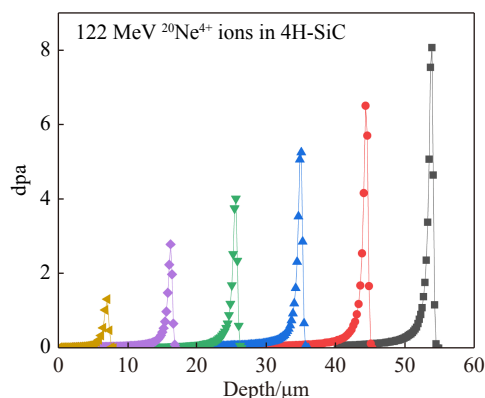


图 1 SRIM2013 模拟得到的 SiC 中梯度剂量辐照后离位损伤随深度的分布 (在线彩图)

为精确测量各辐照区域的性质, 对辐照后的样品进行截面抛光并镶嵌到树脂中以便后续的截面拉曼光谱测试和截面纳米压痕测试。拉曼光谱测试采用的是近显微激光共聚焦拉曼光谱仪, 型号为 Labram HR800, 配备 xyz 自动平台, 精度达 $0.1 \mu\text{m}$, 测试模式为背散射模式, 激光波长为 532 nm, 为较完整反映辐照后 SiC 化学键的振动信息, 扫描范围设定为 $100 \sim 1600 \text{ cm}^{-1}$, 每个光谱积分时间为 30 s。纳米压痕测试使用的是中国科学院苏州纳米所的 G200 纳米压痕仪, 测量模式为连续刚度测量 (Continuous Stiffness Measurement, CSM), 频率为 45 Hz, 最大压入深度为 500 nm。由于样品表面粗糙度和压头几何形状带来的影响, 小于 100 nm 的数据不予考虑。所有样品测试均在常温下完成。

3 结果与讨论

3.1 拉曼测量结果分析与讨论

4H-SiC 的空间结构为纤锌矿结构, 其原胞由 8 个原子组成, 拉曼活性模有 A_1 , E_1 和 E_2 三种^[26]。在 SiC 拉曼光谱中将 $700 \sim 1100 \text{ cm}^{-1}$ 区间称为拉曼光谱的第一序列, 其余部分称为拉曼光谱的第二序列。如图 2 所示为未辐照区域的 4H-SiC 拉曼光谱图, 表 1 列出了拉曼主要特征峰的位置和对应的振动模式^[27]。从拉曼光谱图中可以观察到未辐照区域的 4H-SiC 在 204, 266, 610, 776, 796 和 964 cm^{-1} 处的拉曼峰分别对应横向声学模 $E_2(\text{TA})$ 、横向声学模 $E_1(\text{TA})$ 、纵向声学模 $A_1(\text{LA})$ 、横向光学模 $E_2(\text{TO})$ 、横向光学模 $E_1(\text{TO})$ 和纵向光学模 $A_1(\text{LO})$ 。其中 $A_1(\text{LO})$ 的位置形状与载流子浓度有关, 它的振动模式是载流子与声子之间相互的耦合, 由于原始样品中掺杂浓度较高, $A_1(\text{LO})$ 特征峰展宽, 强度较低。

图 3 和图 4 分别给出了 550°C 下 4H-SiC 经过 Ne 离子辐照过后的第一序列和第二序列拉曼光谱图。与未辐照区域对比, 辐照后 SiC 的 $E_2(\text{TO})$ 特征峰并没有发生明显的偏移, 但特征峰强度急剧减小, 这说明辐照过程中引入的应力并不足以使拉曼峰偏移, 而辐照产生的

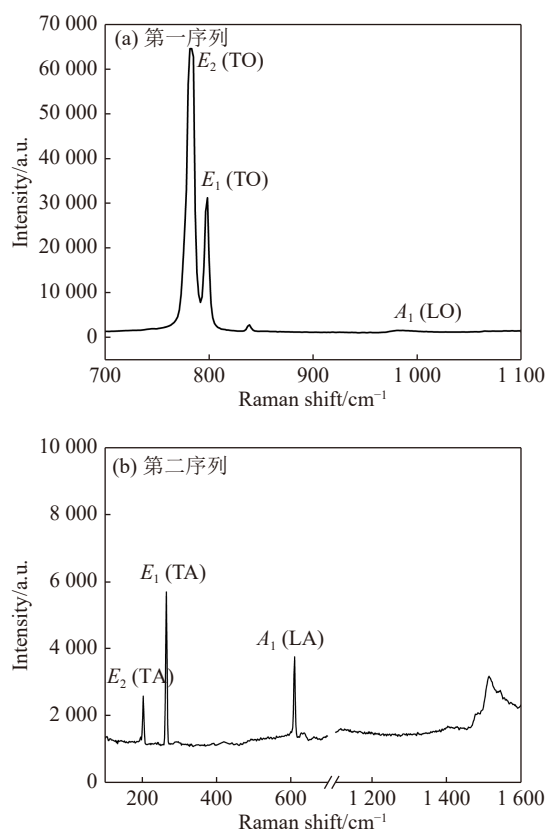


图 2 未辐照区域 4H-SiC 的拉曼光谱图

表 1 4H-SiC 中振动模式所对应的拉曼频率^[27]

多型体	$X=q/qB$	频率/cm ⁻¹			
		横向声学模	横向光学模	纵向声学模	纵向光学模
		FTA	FTO	FLA	FLO
4H	0	-	796	-	964
	2/4	196,204	776	-	-
	4/4	266		610	838

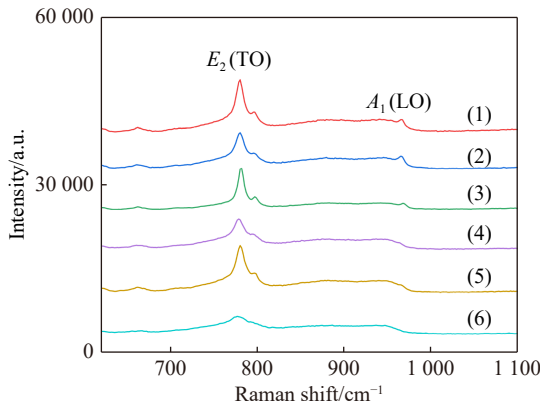


图 3 550 °C 下 Ne 离子辐照后的 4H-SiC 第一序列拉曼光谱图(在线彩图)
剂量为 (1) 1.31 dpa; (2) 2.78 dpa; (3) 4.00 dpa; (4) 5.25 dpa;
(5) 6.49 dpa; (6) 8.05 dpa。

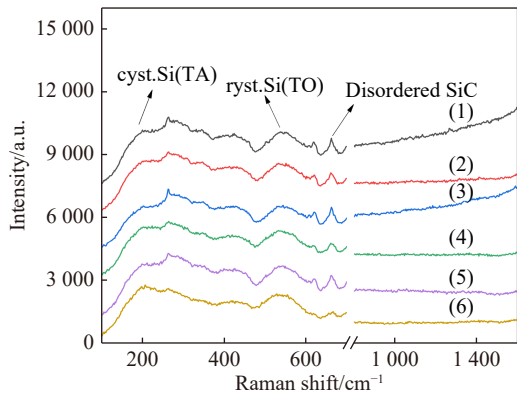


图 4 550 °C 下 Ne 离子辐照后的 4H-SiC 第二序列拉曼光谱图(在线彩图)
剂量为 (1) 1.31 dpa; (2) 2.78 dpa; (3) 4.00 dpa; (4) 5.25 dpa;
(5) 6.49 dpa; (6) 8.05 dpa。

大量缺陷增加了辐照层的光吸收。在达到最高剂量 8.05 dpa 时,特征峰依旧没有消失,这进一步证明了 Zhang 等^[18]的结论,当辐照温度高于 600 K 时,由于缺陷间的复合率大大提高,一定离子注入量下的 SiC 不会发生完全非晶化。辐照后,在 200, 540, 660 cm⁻¹ 处出现了新的散射峰,分别对应着晶体 Si(TA)、晶体 Si(TO) 和无序化 SiC 散射峰,这可用于证明不同受损程度的结构,例如晶格畸变和 SiC 原子的化学重排等^[20]。在理想化 SiC 中,一般只存在异核键(Si-C 键),同核键(Si-Si 键)出现的意味着 Ne 离子辐照后的 4H-SiC 晶格结

构发生了变化,部分 Si-C 键被打断, Si 原子取代原先位置上的 C 原子形成反位构型。与此同时并没有观察到对应 C-C 键散射峰(1 420 cm⁻¹)的出现,其主要原因为 Si-Si 成键能量(221.8 kJ/mol)小于 C-C 键成键能量(347.3 kJ/mol),且 Si-Si 键长大于 C-C 键长,经过离子辐照后, SiC 晶格发生膨胀,因此离子辐照后 Si-Si 键相比 C-C 键更容易成键。实验结果表明, Ne 离子辐照 SiC 后会产生大量缺陷和晶格无序,但是在高温辐照过程中缺陷发生动态退火,为间隙原子提供了足够的能量使其迁移到晶体中的平衡位置,从而避免了非晶化的发生。

相对拉曼强度是一种计算损伤累积程度的常用方法,其数值为辐照前后 E₂(TO)拉曼特征峰面积的比值。图 5 给出了相对拉曼强度随剂量的变化曲线,拟合函数如下:

$$y=A_1\exp\left(-\frac{x}{t_1}\right)+y_0。$$

相对拉曼强度随剂量的增大急剧减小并逐渐趋近于饱和,饱和值约为 0.15。相对拉曼强度的减小主要来源于损伤层的光吸收,而相对拉曼强度趋于饱和则表明了在高剂量下样品中仍存在着稳定的缺陷数量。由于损伤的动态回复过程减小了辐照损伤的产生,损伤程度的大小将取决于辐照条件下这两个过程的相对大小。对比前人所研究的结果, Xu 等^[28]使用能量为 5 MeV 的 Kr 离子注入并在 500 °C 和 600 °C 下进行退火处理得到的相对拉曼强度饱和值接近于 0.15, Sorieul 等^[22]使用 4 MeV 的 Au、Xe 离子注入所得相对拉曼强度饱和值远小于 0.15,之间的差异究其原因可以归结为两个: (1) 本实验所使用的注入离子为 Ne 离子,当注入离子质量减小时,材料内部自由迁移缺陷和较小级联比例增大,并且电子/核能损比值增大,提高了缺陷的回复率,因此损伤程度减

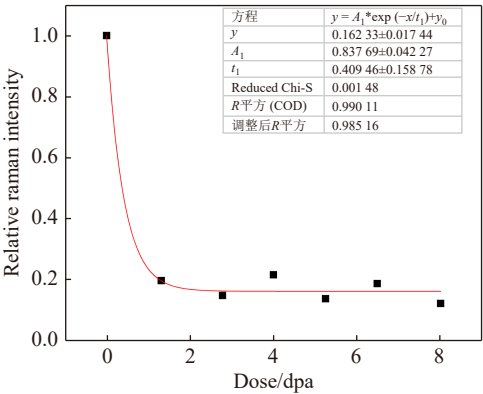


图 5 550 °C 下 Ne 离子辐照 4H-SiC 后,相对拉曼强度随剂量的变化曲线(在线彩图)

小；(2) 高能离子进入 SiC 内部后，在级联碰撞过程中，入射离子和反冲原子会有一部分能量转化为晶格热振动，使得晶体局部温度升高，促进了 SiC 内部缺陷的自愈合，而不是产生缺陷。

Menzel 等^[29]定义了一种根据第一序列拉曼峰的面积计算总无序度的方法：总无序度 = $1 - A/A^{\text{cryst}}$ ， A 为辐照区域 SiC 第一序列拉曼峰的面积， A^{cryst} 为未辐照区域第一序列拉曼峰的面积。图 6 为 550 °C 下 Ne 离子辐照 SiC 的总无序度随剂量的关系，总无序度随剂量的增大而增大，并逐渐趋于饱和值 0.6，图中实线是通过 DI/DS 模型拟合出的结果。在 DI/DS 模型^[23]中，总无序度 S 表示为

$$S = f_a + S_d + S_c, \quad (1)$$

其中： f_a 代表辐照诱导非晶化引入无序的部分； S_d 代表在晶体区域辐照产生的间隙原子和间隙原子团簇引起的无序化部分； S_c 代表了高温时形成的扩展缺陷如氢泡、空洞等造成的无序化部分。非晶化导致无序的部分可以由式 (2) 表示：

$$f_a = 1 - (\sigma_a + \sigma_s) / (\sigma_s + \sigma_a \exp[(\sigma_a + \sigma_s)D]), \quad (2)$$

这里 σ_a 为直接碰撞过程的非晶化截面； σ_s 为缺陷引起非晶化的有效截面； D 是相对应的辐照剂量 (dpa)。辐照产生的点缺陷及团簇引入无序化的部分 S_d 基于一个简单的点缺陷模型，通过式 (3) 表示：

$$S_d = S_d^* [1 - \exp(-BD)] (1 - f_a), \quad (3)$$

其中： S_d^* 表示沿指定方向的缺陷导致无序的饱和值，与对应剂量成正比； B 与这些缺陷的有效复合的体积成正比。高温时形成的扩展缺陷簇引起的无序化积累具有类似于点缺陷产生的形式，通过式 (4) 表示：

$$S_c = S_c^* [1 - \exp(-RD)] (1 - f_a), \quad (4)$$

式中： S_c^* 是形成扩展缺陷簇而导致的无序化饱和值； R 与形成扩展缺陷簇的有效吸收阱强度成正比。

Ne 离子在 550 °C 时辐照 4H-SiC 的 DI/DS 模型拟合参数如表 2 所列，拟合过程中参照了 Zhang 等^[23] 的给出的拟合数值。对比前人拟合结果， σ_s 与 S_d 在 550 °C 时的消失表明了辐照过程中离子注入产生的点缺陷及缺陷团簇得到了大量恢复；在低剂量时 S_c 的值要远远大于 f_a ，此时 4H-SiC 中的无序主要由扩展缺陷簇引起的；随着剂量的增大 S_c 减小， f_a 增大，达到最大剂量 8.05 dpa 时无序度主要由 S_c 和 f_a 构成；最后总无序度 S 趋于 0.6，进一步说明了高温辐照虽然可以使 SiC 不会发生完全非晶化，但仍然有很大一部分由离子辐照产生的缺陷未得到恢复。

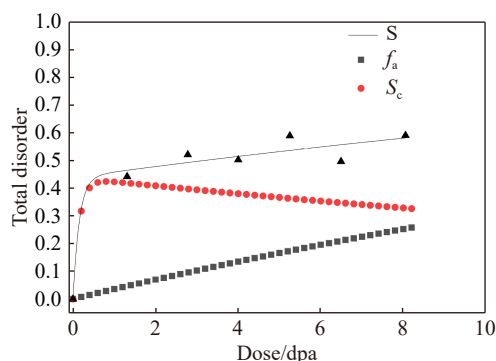


图 6 Ne 离子辐照 4H-SiC 的 DI/DS 模型拟合结果 (在线彩图)

表 2 Ne 离子辐照 4H-SiC 的 DI/DS 模型拟合参数

T/K	σ_a/dpa^{-1}	σ_s/dpa^{-1}	S_d^*	B/dpa^{-1}	S_c^*	R/dpa^{-1}
550 °C	0.036	1	—	—	0.439	79
						6.5

3.2 纳米压痕测量结果

图 7 给出了 SiC 辐照前后纳米硬度随压入深度的变化曲线。由于压痕尺寸效应的存在，纳米硬度值随压入深度的增大而逐渐减小，然后趋于平缓。本次测试为截面纳米压痕测试，故不存在未辐照衬底对纳米压痕测量结果的影响，因此将压入深度在 300~500 nm 之间纳米硬度的平均值视为辐照后的硬度值。根据前人的一些研究^[30]，辐照后 SiC 硬度的变化主要有两方面的原因：(1) SiC 是极性共价晶体，其硬度由共价键角度、共价键密度和共价键键长共同决定，经过高能离子辐照后，共价键断裂，从而降低了 SiC 的硬度；(2) 分子动力学表明，纳米压痕结果可以由位错形核和位错在晶体中的传播来解释，辐照过程中材料内部产生大量缺陷，如点缺陷、缺陷团簇和扩展缺陷等限制了位错的移动，从而导致 SiC 硬度增加^[31]。综上所述，辐照后 SiC 硬度的变化是位错钉扎和共价键断裂的共同作用。在本实验中，可以把 Ne 离子辐照导致的硬度变化分为两个阶段。第一阶段，在 0~4.00 dpa 之间硬度随剂量的增大而增大，

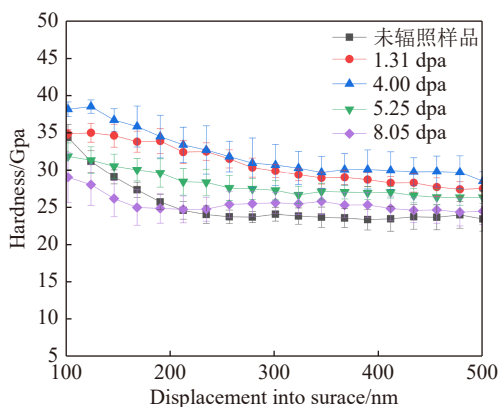


图 7 不同剂量下纳米硬度随压入深度的变化 (在线彩图)

虽然在这个阶段存在部分 Si-C 键断裂形成新的 Si-Si 键和新的 Si-C 键, 但通过 DI/DS 模型拟合数据表明, 本阶段 SiC 中的无序化主要由高温时形成的 Ne 泡、空洞等扩展缺陷引起, 这些扩展缺陷阻碍了位错的运动, 使得位错在晶体中的运动需要更多的能量, 因此 SiC 硬度增大。第二阶段, 剂量在 4.00~8.05 dpa 之间硬度随剂量的增大而减小, 在本阶段共价键的断裂和原子间的重组相比位错钉扎占主导部分, 硬度减小。当达到最高剂量时 (8.05 dpa) 硬度略高于未辐照区域, 此时 SiC 中共价键损伤和位错钉扎之间达到了平衡。由于本次 Ne 离子辐照实验是在 550 °C 下进行的, 没有发生非晶化, 故排除 SiC 非晶化对硬度的影响。

4 总结

使用拉曼光谱和纳米压痕测试技术表征了在 550 °C 下高能离子梯度多剂量辐照 SiC 后的微结构及硬度变化。研究结果表明 SiC 拉曼特征峰没有发生明显偏移, 但相对拉曼强度随剂量的增大呈指数规律下降且出现了较强的同核 Si-Si 键散射峰和无序化 SiC 散射峰, 这说明高温辐照会使 SiC 产生大量缺陷和晶格无序化, 但高温辐照过程中缺陷发生动态退火避免了非晶化的发生。高温辐照后, SiC 总无序度随剂量的增大而增大, 并趋于饱和值 0.6。通过 DI/DS 模型拟合结果得出, 在低剂量范围内 SiC 无序化主要由扩展缺陷簇引起, 在高剂量范围内无序化主要由注入离子与晶格之间的直接碰撞和扩展缺陷簇共同作用。纳米压痕测试结果表明, 辐照后 SiC 硬度随剂量的增加先增大后减小, 在 0~4.00 dpa 之间位错强化硬度占主导作用, 硬度随剂量的增大而增大; 在 4.00~8.05 dpa 之间, 共价键断裂对硬度的影响变大, 硬度逐渐降低; 当剂量为 8.05 dpa 时, 共价键损伤和位错钉扎基本达到平衡, 此时硬度略高于未辐照区域。本文研究了高温环境下离子辐照 SiC 的微结构及力学性能, 证明了 4H-SiC 在高温、高能离子高剂量辐照下仍然能保持较好的晶体状态。

参考文献:

- [1] JIANG W, ZHANG Y, WEBER W. *Physical Review B*, 2004, 70(16): 165208.
- [2] EMKOWICZ P A, LIU B, HUNH J D. *Journal of Nuclear Materials*, 2019, 515: 434.
- [3] KATOH Y, SNEAD L. *Journal of Nuclear Materials*, 2019, 526: 151849.
- [4] NIPOTI R, ALBERTAZZI E, BIANCONI M, et al. *Applied Physics Letters*, 1997, 70(25): 3425.
- [5] ZHANG Chonghong. *Nuclear Physics Review*, 2006, 23(2): 185. (in Chinese)
(张崇宏. 原子核物理评论, 2006, 23(2): 185.)
- [6] TUNHUMA S M, DIALE M, NEL J M, et al. *Nucl Instr and Meth B*, 2019, 460: 119.
- [7] NIPOTI R, AYEDH H M, SVENSSON B G. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 2018, 78: 13.
- [8] IMADA K, ISHIMARU M, XUE H, et al. *Journal of Nuclear Materials*, 2016, 478: 310.
- [9] ISHIMARU M, BAE I T, HIROTSU Y. *Physical Review B*, 2003, 68: 144102.
- [10] JIANG W, WANG H, KIM I, et al. *Journal of Materials Research*, 2010, 25(12): 2341.
- [11] WU Z, LIU W, ZHANG L, et al. *Acta Materialia*, 2020, 182: 60.
- [12] LIU G, LI Y, HE Z, et al. *Materials*, 2020, 13(23): 13235567.
- [13] NOGAMI S, MIWA S, HASEGAWA A, et al. *Journal of Astm International*, 2004(4): 15.
- [14] PUFF W, MASCHER P, BALOGH A G. *MRS Online Proceeding Library Archive*, 1998, 512: 261.
- [15] YAMAZAKI S, IMAI M, YANO T. *Progress in Nuclear Energy*, 2008, 50(2-6): 601.
- [16] ZHOU Lihong, ZHANG Chonghong, YANG Yitao, et al. *Nuclear Techniques*, 2007, 30(4): 19. (in Chinese)
(周丽宏, 张崇宏, 杨义涛, 等. 核技术, 2007, 30(4): 19.)
- [17] ABDELBAGI H, SKURATOV V A, ADEOJO S A, et al. *Nucl Instr and Meth B*, 2022, 511: 18.
- [18] ZHANG H H, ZHANG C H, LI B S, et al. *Nucl Instr and Meth B*, 2010, 268(14): 2318.
- [19] SREELAKSHMI N, AMIRTHAPANDIAN S, UMAPATHY G R, et al. *Materials Science and Engineering B-Advanced Functional Solid-State Materials*, 2021, 273: 115452.
- [20] ZHANG L, JIANG W, PAN C, et al. *Journal of Raman Spectroscopy*, 2019, 50(8): 1197.
- [21] DU Y Y, LI B S, WANG Z G, et al. *Acta Physica Sinica*, 2014, 63(21): 216101.
- [22] SORIEUL S, COSTANTINI J M, GOSMAIN L, et al. *Journal of Physics-Condensed Matter*, 2006, 18(22): 5235.
- [23] ZHANG Y, WEBER W J, JIANG W, et al. *Journal of Applied Physics*, 2004, 95(8): 4012.
- [24] ZIEGLER J F, ZIEGLER M D, BIRSACK J P. *Nucl Instr and Meth B*, 2008, 268(11-12): 1818.
- [25] CHANG J, CHO J Y, GILL C S, et al. *Nuclear Engineering and Technology*, 2014, 46(4): 475.
- [26] CHAKRAVORTY A, SINGH B, JATAV H, et al. *Journal of Applied Physics*, 2021, 129(24): 0051328.
- [27] NAKASHIMA S, MITANI T, SENZAKI J, et al. *Journal of Applied Physics*, 2005, 97(12): 1931039.
- [28] XU Chaoliang, ZHANG Chonghong, LI Bingsheng, et al. *Nuclear Physics Review*, 2011, 28(2): 209. (in Chinese)
(徐超亮, 张崇宏, 李炳生, 等. 原子核物理评论, 2011, 28(2): 209.)
- [29] MENZEL R, GARTNER K, WESCH K, et al. *Journal of Applied Physics*, 2000, 88(10): 5658.
- [30] GAO Faming, HE Judong, WU Erdong, et al. *Physical Review Letters*, 2003, 91(1): 01502.
- [31] ISEKI T, TEZUKA M, KIM C, et al. *Journal of Nuclear Science and Technology*, 1993, 30(1): 68.

Study on Microstructure and Hardness Changes of 4H-SiC Irradiated by High Energy Ion Gradient with Multiple Doses

LÜ Kangyuan^{1,2}, ZHANG Chonghong^{1,2,†}, ZHANG Xianlong¹, HAN Xuxiao^{1,2}, CHEN Yuguang^{1,2}, SONG Yin^{1,2,†}

(1. Institute of Modern Physics, Chinese Academy of Sciences, Lanzhou 730000, China;

2. School of Nuclear Science and Technology, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

Abstract: In order to investigate the changes of structure and mechanical properties of silicon carbide irradiated by high energy ions, the 4H-SiC after 122 MeV $^{20}\text{Ne}^{4+}$ ion gradient multi-dose irradiation was investigated by Raman spectrum and nano indentation technology. The Relative Raman Intensity of the sample decreases exponentially with the increase of dose, and there are scattering peaks representing disordered Si-C bond and homonuclear Si-Si bond. Preliminary fitting based on the DI/DS model shows that the expansion of defect clusters in the low dose range is the main factor causing the disorder, while the disorder in the high dose range is caused by amorphization in the process of direct ion collision and extended defect clusters. The hardness of irradiated silicon carbide is the joint action between dislocation pinning and covalent bond breaking. Between 0~4.00 dpa, the hardness increases with the increase of dose, and between 4.00~8.05 dpa, the hardness decreases with the increase of dose. At 8.05 dpa, the hardness is slightly higher than that unirradiated area. At the same time, the covalent bond breaking and dislocation pinning reach equilibrium.

Key words: raman spectrum; nano indentation technology; relative raman intensity

Received date: 14 Jan. 2022; **Revised date:** 08 Mar. 2022

Foundation item: National Natural Science Foundation of China(11575263, U1532262)

† Corresponding author: ZHANG Chonghong, E-mail: c.h.zhang@impcas.ac.cn; SONG Yin, E-mail: songyin@impcas.ac.cn