

单晶六方 SiC 和多晶化学气相沉积 SiC 的常温辐照肿胀差异性

臧航 黄智晟 李涛 郭荣明

Comparative study of irradiation swelling in monocrystalline and polycrystalline silicon carbide

Zang Hang Huang Zhi-Sheng Li Tao Guo Rong-Ming

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 66, 066104 (2017) DOI: 10.7498/aps.66.066104

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.066104>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2017/V66/I6>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

离子束刻蚀碲镉汞晶体的电学特性研究

Study on electrical properties of ion-beam-etched HgCdTe crystal

物理学报.2015, 64(11): 116102 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.116102>

基于蒙特卡洛和器件仿真的单粒子翻转计算方法

Calculation of single event upset based on Monte Carlo and device simulations

物理学报.2014, 63(19): 196102 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.196102>

质子束辐照单层石墨烯的损伤效应

Damage effects of proton beam irradiation on single layer graphene

物理学报.2017, 66(2): 026103 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.026103>

高功率激光装置熔石英紫外损伤增长研究

Laser-induced damage growth of fused silica at 351 nm on a large-aperture high-power laser facility

物理学报.2016, 65(24): 246102 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.246102>

强脉冲电子束辐照材料表面形貌演化的模拟

Simulation on surface morphology evolution of metal targets irradiated by intense pulsed electron beam

物理学报.2015, 64(21): 216102 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.216102>

单晶六方SiC和多晶化学气相沉积SiC的 常温辐照肿胀差异性*

臧航[†] 黄智晟 李涛 郭荣明

(西安交通大学核科学与技术学院, 西安 710049)

(2016年11月17日收到; 2016年12月22日收到修改稿)

SiC具有耐辐射、低感生放射性、耐高温等特点, 在先进核能系统中具有重要的应用. 用1.5 MeV的Si离子在常温下注入单晶六方SiC和多晶化学气相沉积SiC, 注量分别为 $1 \times 10^{14}—2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 和 $1 \times 10^{15}—2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, 利用X射线衍射(XRD)仪和白光干涉仪测量材料的晶格常数和辐照肿胀随着注量增大的变化规律. 结果显示: 在1.5 MeV Si离子常温辐照下, 注量达到 $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 时, 单晶六方SiC完全非晶化; 注量在 $1 \times 10^{15}—5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, 单晶六方SiC的辐照肿胀明显高于多晶化学气相沉积SiC的辐照肿胀; 注量达到 $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 时, 单晶六方SiC和多晶化学气相沉积SiC的辐照肿胀达到饱和并趋于一致, 肿胀结果表明常温辐照环境下多晶化学气相沉积SiC的非晶化阈值剂量大于单晶六方SiC. 通过分析单晶六方SiC和多晶化学气相沉积SiC常温辐照肿胀差异的原因, 研究了晶界对SiC材料非晶化肿胀规律的影响, 并对XRD辐照肿胀测量方法的适用范围进行了讨论.

关键词: 碳化硅, 晶界, 非晶化阈值, 辐照肿胀测量

PACS: 61.80.Jh, 61.80.-x, 61.72.Dd

DOI: 10.7498/aps.66.066104

1 引言

碳化硅(SiC)具有低感生放射性、耐辐照的特性, 在高温气冷堆、加速器驱动次临界洁净核能系统和聚变反应堆等多个先进核能系统中重要的应用^[1,2], 近年来关于SiC辐照肿胀问题一直是国内外的研究热点^[3-5]. SiC中最显著的辐照肿胀是非晶化辐照肿胀, 能够达到12.4%^[5]. 影响SiC的非晶化过程的主要因素是辐照温度, 当辐照温度高于非晶化阈值温度, 辐照不会引起非晶化, 且SiC的非晶化阈值温度和轰击粒子之间存在一定关系^[6-8], 分别是22 °C (电子), 147 °C (Si), 148 °C (Ne), 180 °C (Ar), 207 °C (Xe)和228 °C (Au). Snead等^[3]对SiC的辐照肿胀的研究表明, 当辐照温度高于非晶化阈值温度, 辐照缺陷主要为点缺

陷或缺陷团簇, 辐照缺陷积累到一定程度, 出现辐照肿胀饱和现象, 且饱和肿胀值随着辐照温度的升高而降低; 当辐照温度升高到1000 °C以上, 辐照肿胀则主要由空洞型缺陷导致, 且随着辐照量的增大而增大, 目前在该温区尚未观察到饱和肿胀的现象.

采用化学气相沉积(CVD)方法制备的多晶SiC、单晶六方结构SiC(6H-SiC)和SiC纤维增韧(SiC_f/SiC)复合材料这三种类型的SiC材料在材料辐照损伤领域受到重点关注. 其中多晶CVD SiC被用在高温气冷堆包覆型燃料的包壳中, 是核燃料的主要承压单元和裂变产物屏蔽层^[9,10]; 单晶6H-SiC具有完美晶格和在半导体行业的应用背景, 被用来研究载能粒子辐照诱导的点缺陷形成、复杂缺陷团簇演化、辐照前后力学性能演变等^[7,11,12]; 由单晶SiC纤维、多晶SiC基体等组成的SiC_f/SiC

* 国家自然科学基金(批准号: 11405124)、国家教育部博士点专项基金(批准号: 20130201120065)和陕西省自然科学基金基础研究计划(批准号: 2015JQ1030)资助的课题.

[†] 通信作者. E-mail: zanghang@xjtu.edu.cn

复合材料是一种新型复合材料, 具有高的比刚度和比强度、较好的高温力学性能、低的氙渗透率和低感生放射性, 是聚变堆结构材料的重要候选材料之一^[13]. 由于SiC在核领域的实际应用过程中, 需要参考大量已有的辐照实验数据, 尤其SiC_f/SiC复合材料本身由单晶SiC纤维和多晶SiC基体复合构成, 因此对比研究不同类型SiC的辐照肿胀具有重要的意义. Snead等^[3]采用中子在60 °C下对单晶6H-SiC和多晶CVD SiC进行辐照, 利用X射线衍射(XRD)和密度梯度柱法测量辐照肿胀, 结果表明: 6H-SiC显示出微小的肿胀各向异性, 在0.1 dpa (材料辐照损伤 Damage 的单位, 定义为给定注量下每个原子平均的离位次数), 6H-SiC的*a*轴和*c*轴的肿胀率分别为0.75%和0.76%, 在低注量的中子辐照下单晶和多晶SiC的肿胀大小基本接近, 当中子辐照导致SiC完全非晶化后, 单晶和多晶SiC的密度基本一致. 晶界作为辐照点缺陷的“陷阱”, 在辐照诱导的材料组织演变过程中发挥着重要作用^[14], 多晶SiC中存在大量晶界, 在辐照过程中晶界和辐照缺陷的相互作用会对其非晶化辐照肿胀产生重要的影响, 但是在Snead等报道的不同类型的SiC经过60 °C中子辐照后辐照肿胀的对比研究中, 在低注量辐照阶段和完全非晶化阶段中, 单晶SiC和多晶SiC的辐照肿胀没有明显区别, 晶界对SiC的非晶化辐照肿胀的影响尚未见报道, 因此有必要开展深入研究.

本文通过1.5 MeV的Si离子在常温下辐照单晶6H-SiC和多晶CVD SiC, 利用XRD仪和白光干涉仪研究了SiC的晶体常数以及辐照肿胀随着注量增大的变化规律, 开展常温辐照下单晶6H-SiC和多晶CVD SiC的辐照肿胀差异对比研究, 并对SiC常温辐照肿胀规律、单晶和多晶SiC辐照肿胀差异原因以及不同辐照肿胀测量方法的适用条件进行了讨论.

2 实验

实验采用的单晶6H-SiC, 购买于北京天科合达半导体股份有限公司, 采用的多晶CVD SiC是美国Rohm & Haas公司的商用产品, 目前国际上较多的SiC中子和重离子辐照实验数据都是基于该产品获得^[2,15,16]. 常温下1.5 MeV Si离子辐照实验是在中国科学院近代物理研究所320 kV高压辐照实验平台上进行, 单晶6H-SiC的注量分别为 1×10^{14} , 2×10^{14} , 5×10^{14} , 1×10^{15} , 2×10^{15} ,

5×10^{15} , 1×10^{16} 和 2×10^{16} cm⁻², 多晶CVD SiC的注量分别为 1×10^{15} , 5×10^{15} , 1×10^{16} 和 2×10^{16} cm⁻². 图1给出了利用SRIM程序^[17]模拟计算的1.5 MeV Si离子在SiC材料内沿深度的损伤分布, 计算采用full calculation模式, 密度为3.21 g/cm³, Si的移位阈能为35 eV, C的移位阈能为21 eV^[18]. 由图1可知, 1.5 MeV的Si离子引起的位移损伤主要集中在距样品表面约1.2 μm厚的范围内, 当注量为 1×10^{16} cm⁻², 样品的平均移位损伤约为2 dpa, 峰值位移损伤约为5 dpa.

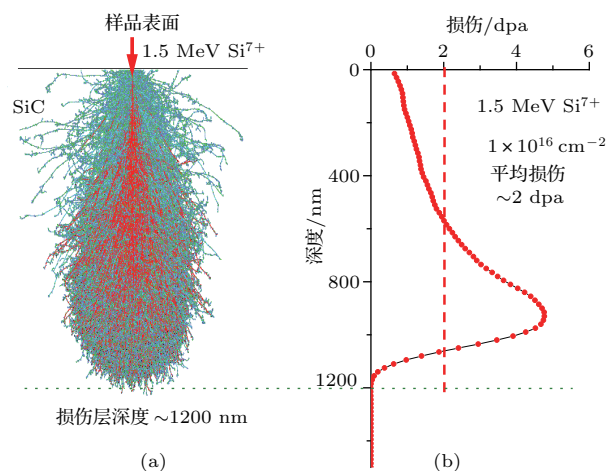


图1 (网刊彩色) (a) SRIM软件模拟1.5 MeV Si辐照SiC的辐照损伤分布图; (b) SiC经过1.5 MeV Si辐照后辐照损伤随样品深度的分布 (注量为 1×10^{16} cm⁻²)

Fig. 1. (color online) (a) SRIM predicted collision for the SiC sample irradiated with 1.5 MeV Si; (b) damage profile in SiC sample irradiated with 1.5 MeV Si to a fluence of 1×10^{16} cm⁻².

XRD采用Philips公司的X'pert Pro X射线衍射仪, 测试模式为 θ - 2θ , 激发X射线波长 λ 为1.5405 Å. 六方晶系*c*轴的晶格常数*c*的计算公式为

$$c = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \sqrt{\frac{4}{3(a/c)^2} (h^2 + hk + k^2) + l^2}, \quad (1)$$

其中*h*, *k*, *l*分别为对应于六方晶系中晶面指数, *a*为*a*轴的晶格常数, θ 为衍射角. 测量材料体积肿胀有多种方法, 通过密度法 (对于中子辐照样品) 和台阶肿胀法 (对于重离子辐照样品) 得到的是实际体积肿胀, 本实验在辐照的过程中利用垫片遮盖样品的部分区域, 通过测量辐照区域和未辐照区域之间的高度差获得辐照肿胀高度, 采用Taylor Hobson公司的Talysurf CCI6000型白光干涉仪测量台阶高度, 每个台阶高度测量6次, 用以统计平均值和误差. 由于MeV量级的重离子在SiC射程为微米量级, 样品上被辐照面积为1—2 cm², 在基体的束

缚下, 辐照肿胀主要沿平行于入射离子的方向生长, 利用肿胀台阶高度除以离子射程得到的肿胀率为实际体积肿胀^[5]. 通过XRD测量辐照前后晶格常数的差异估算得到体积肿胀, 叫XRD体积肿胀, 该方法仅适用于特定的辐照条件, 首先根据XRD数据获得线形肿胀 S_{linear} (晶体沿某一个方向的晶格肿胀), 6H-SiC中沿 c 轴方向的 S_{linear} 大小和沿 c 轴方向应变(ε)一致, 根据Snead报道, 6H-SiC常温辐照下晶格肿胀近似为各向同性, 因此SiC的XRD体积肿胀公式为

$$S_{\text{volume}} = (S_{\text{linear}} + 1)^3 - 1. \quad (2)$$

3 结果与讨论

3.1 辐照前后的XRD表征

图2给出了未辐照的单晶6H-SiC以及在不同注量下常温1.5 MeV Si离子辐照后6H-SiC的XRD谱. 如图2(a)所示, 在未辐照样品中可观察到清晰尖锐的6H-SiC(0006)衍射峰, 2θ 的峰位在 35.63° ,

根据(1)式, 晶格常数 $c_0 = 15.10 \text{ \AA}$; 如图2(b)–(e)所示, 当注量为 1×10^{14} – $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 时, 在(0006)主衍射峰的左侧观察到因辐照导致的新峰(包) P_1 , 且随着注量的增大, P_1 的峰位向低角度移动, 强度(相对于主衍射峰)逐渐降低; 如图2(f)–(h)所示, 当注量达到 $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 时, P_1 峰消失. 由于在 θ - 2θ 分析模式下, XRD对于SiC(0006)衍射峰的分析深度约为 $12 \text{ }\mu\text{m}$ ^[5], 而SRIM程序模拟计算的1.5 MeV Si离子辐照SiC产生的损伤层只有 $1.2 \text{ }\mu\text{m}$, 因此图2中不同辐照注量的SiC的XRD谱中位于 35.63° 的衍射峰都是来自SiC基底, 新增的衍射峰 P_1 来自于损伤层. 由于不同的注入深度上损伤程度不同, 新增衍射峰 P_1 并非规则的洛伦兹分布, 为了方便讨论, 对 P_1 峰进行近似的单峰洛伦兹拟合, 根据单峰拟合结果获得的晶格常数 c_1 代表损伤层的平均晶格常数, 拟合结果见表1. 另外辐照缺陷导致SiC内部出现拉伸弹性应变, 应变的计算公式如下:

$$\varepsilon = (c_1 - c_0)/c_0, \quad (3)$$

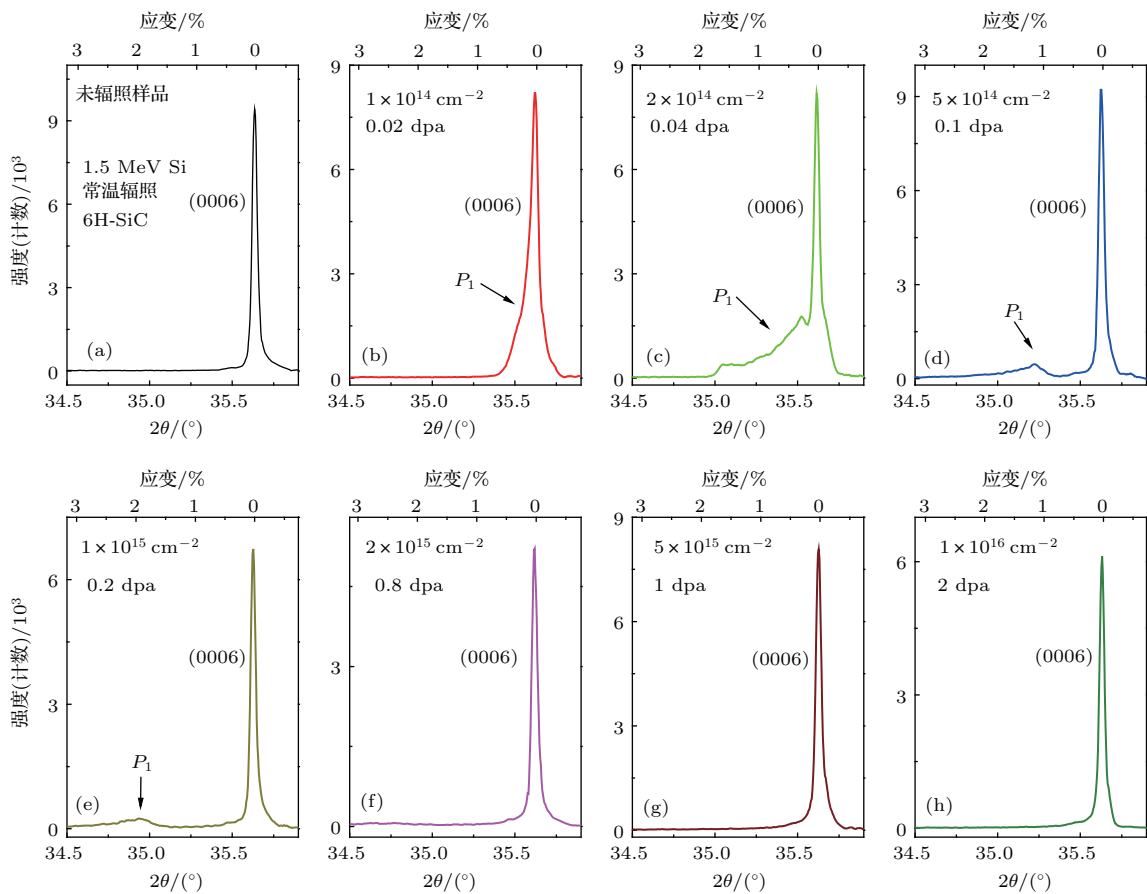


图2 (网刊彩色) (a) 单晶6H-SiC的XRD谱; (b)–(h)不同注量(1×10^{14} – $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$)下经过1.5 MeV 常温Si离子辐照后的XRD谱

Fig. 2. (color online) (a) XRD result of virgin 6H-SiC; (b)–(h) XRD results of irradiated 6H-SiC at RT, the fluence is from 1×10^{14} to $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, respectively.

表1 单晶6H-SiC常温1.5 MeV Si离子辐照后损伤峰峰位、应变和XRD 肿胀数据汇总
Table 1. Damage peak position, strain and XRD swelling data in 6H-SiC irradiated by 1.5 MeV Si at RT.

注量 ϕ/cm^{-2}	平均辐照损伤 Damage/dpa	损伤峰 $P/(\circ)$	晶格常数 $c_1/\text{\AA}$	应变 $\varepsilon/\%$	XRD 体积肿胀 $S_{\text{volume}}/\%$
1×10^{14}	0.02	35.58	15.12	0.11	0.32
2×10^{14}	0.04	35.47	15.17	0.40	1.21
5×10^{14}	0.1	35.18	15.59	1.24	3.75
1×10^{15}	0.2	34.89	15.41	2.03	6.22

对应于图2的上坐标轴. 根据图2和表1的结果可知, 随着辐照损伤的增大, 辐照缺陷增多, 晶格常数不断增大, 缺陷诱导的应变随之增大. 当注量达到 $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 之后, 损伤峰 P_1 消失, 说明损伤层已经完全非晶化[5], 此时样品的平均辐照损伤为0.8 dpa, 由此可知单晶6H-SiC常温1.5 MeV Si离子辐照的非晶化阈值剂量介于0.2和0.8 dpa之间. Kerbirou等[19]采用4 MeV的Au离子常温辐照6H-SiC, 通过沟道背散射分析得到6H-SiC的常温非晶化阈值剂量为0.4 dpa, 和本实验的现象一致.

3.2 辐照肿胀台阶的测试

图3给出了单晶6H-SiC和多晶CVD SiC辐照后肿胀台阶高度随着注量增大的变化结果. 结果显示: 单晶6H-SiC和多晶CVD SiC的肿胀台阶高度都是随着注量的增大而增大, 注量在 1×10^{15} — $5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, 即在非晶化阈值剂量附近, 单晶6H-SiC的辐照肿胀明显高于多晶CVD SiC的辐照肿胀; 注量达到 $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 时, 单晶6H-SiC和多晶CVD SiC的辐照肿胀达到饱和并趋于一致. 利用直接碰撞模型(direct-impact model)[20]对图3中肿胀台阶随注量的变化规律进行拟合的公式如下:

$$H = B(1 - e^{-\sigma\phi}), \quad (4)$$

其中 H 是实验测到的肿胀台阶的高度, B 是饱和肿胀台阶高度, σ 是非晶化截面, ϕ 是辐照注量, 拟合结果如图3中虚线所示, 实验结果与直接碰撞模型符合较好. 拟合结果显示: 单晶6H-SiC和多晶CVD SiC的饱和肿胀台阶高度接近, 和Snead等[3]报道的单晶6H-SiC和多晶CVD SiC在 $60 \text{ }^\circ\text{C}$ 下中子辐照非晶化之后具有相同的密度和肿胀率的结果一致; 单晶6H-SiC的非晶化截面 σ ($5.9 \times 10^{-16} \text{ cm}^2$) 显著大于多晶CVD SiC的非晶化截面 ($2.3 \times 10^{-16} \text{ cm}^2$), 表明在常温下多晶CVD

SiC比单晶6H-SiC需要更多的辐照损伤才能非晶化, 即常温辐照环境下多晶CVD SiC比单晶6H-SiC的非晶化阈值剂量要大.

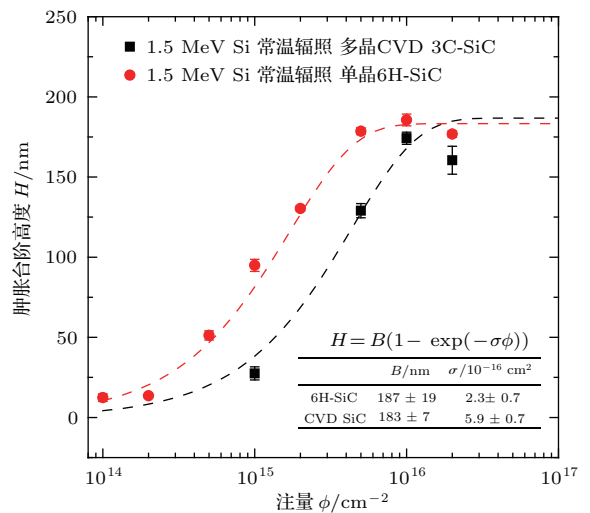


图3 (网刊彩色) 1.5 MeV Si离子辐照CVD SiC和6H-SiC产生的肿胀台阶高度

Fig. 3. (color online) Swelling step height of CVD SiC and 6H-SiC irradiated by 1.5 MeV Si.

3.3 辐照肿胀差异性分析

根据Zhang等[21]的报道, SiC常温辐照肿胀的来源有两方面: 一是点缺陷的积累; 二是晶体结构中固态相转变为非晶相的过程中导致的体积增大. 根据Gao和Weber[22]的报道, SiC在辐照环境下发生晶态向非晶态的转变机制有直接碰撞非晶化、缺陷浓度的积累和无定型团簇的形成和生长等. 常温辐照实验中, 在辐照损伤的早期, 点缺陷占大多数, 此时的辐照肿胀是由于点缺陷的积累导致. 由于本实验采用的多晶CVD SiC是晶粒在微米量级的致密晶体, 单个晶粒内部为单晶结构, 晶界对点缺陷产生和积累的过程影响不大, 因此二者的辐照肿胀差别很小. Snead等[3]利用在 $60 \text{ }^\circ\text{C}$ 下中子辐照单晶和多晶SiC的实验也报道了这一现

象. 随着辐照损伤的进一步增大, 大的缺陷团簇出现, 单个间隙原子不断减少, 在低注量下形成的点缺陷和小的缺陷团簇开始作为非晶核, 非晶区域不断生长和聚集最终导致完全非晶化, 在这个阶段, 由于晶界具有吸收缺陷和阻碍缺陷迁移的作用, 因此导致多晶 CVD SiC 的非晶化阈值剂量高于单晶 6H-SiC. 当 SiC 发生完全非晶化之后, 辐照肿胀的大小取决于单晶或多晶 SiC 和完全非晶化之后 SiC 的密度差别, 由于致密多晶 CVD SiC 的密度和单晶 SiC 的密度接近, 因此二者的饱和非晶化肿胀高度差别不大.

图 4 给出了 6H-SiC 经过常温 1.5 MeV Si 离子辐照后, 通过测量肿胀台阶得到的实际体积肿胀和利用辐照前后晶格常数变化估算的 XRD 体积肿胀的结果, 以及根据 Snead 等^[3] 在 60 °C 下中子辐照的 6H-SiC 的晶格常数变化估算的 XRD 体积肿胀结果. 由图 4 可知, 本实验中低注量下 XRD 体积肿胀和实际体积肿胀比较接近, 在注量为 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ (平均损伤为 0.2 dpa), XRD 体积肿胀小于实际辐照肿胀, 由于单晶 6H-SiC 的非晶化阈值剂量约为 0.4 dpa, 在注量为 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 的样品中, 根据图 1 所示, 在重离子射程的末端, 最大辐照损伤已经达到 0.5 dpa, 由此推测注量为 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 的样品中有部分区域出现了非晶化, 进而导致在这个注量下 XRD 体积肿胀小于实际肿胀, 因此 1.5 MeV Si 离子常温辐照下单晶 6H-SiC 的非晶化阈值剂量为 0.2—0.5 dpa. 根据我们之前的报道^[5], 在 300 °C 和 500 °C 重离子辐照下, SiC 中产生辐照缺陷主要是点缺陷, 辐照肿胀主要由点缺陷的积累导致, 实际体积肿胀和 XRD 肿胀一致, 当辐照温度进一步增大, 复杂缺陷增多后, 该规律不再适用, Lin 等^[23] 在 1200 °C 和 1400 °C 下采用 5.1 MeV 的 Si 离子辐照单晶 SiC, 辐照损伤为 20 dpa, 发现利用 XRD 测量得到的体积肿胀小于利用透射电子显微镜观测统计空洞缺陷估算出的体积肿胀. 因此 XRD 辐照肿胀测量方法适用于辐照温度低于复杂缺陷形成温度且没有发生非晶化的辐照实验. 由于中子辐照实验中, 中子射程大于样品的厚度, 样品内部各处损伤程度基本一致, XRD 辐照肿胀测量方法更适用于中子辐照实验.

通过比较图 4 中常温辐照下 6H-SiC 的实际体积肿胀和 60 °C 下 6H-SiC XRD 体积肿胀结果, 发现 60 °C 下中子辐照 6H-SiC 的肿胀趋势和常温重离子辐照一致, 相同辐照注量下, 常温重离子辐照

的肿胀数据略高, 表明 60 °C 下中子辐照 6H-SiC 的非晶化阈值剂量高于常温下重离子辐照 6H-SiC. Jiang 等^[7] 报道了在 -123, -83, -23 和 22 °C 辐照温度下 6H-SiC 的无序度随着注量的变化规律, 结果表明辐照温度越高, 达到非晶化需要的注量越大, 说明非晶化阈值和辐照温度有关, 因此我们认为图 4 中显示的重离子和中子的非晶化肿胀差异主要由于辐照温度差异导致.

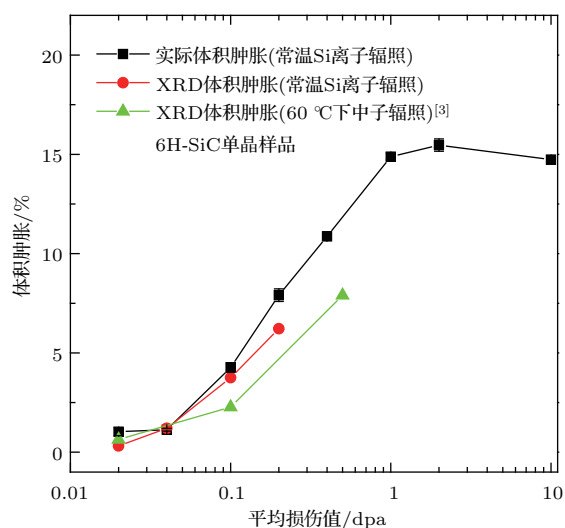


图 4 (网刊彩色) 6H-SiC 辐照后的实际体积肿胀和 XRD 体积肿胀结果

Fig. 4. (color online) Actual volume swelling and XRD volume swelling in irradiated 6H-SiC.

4 结 论

本文对常温下 1.5 MeV Si 离子辐照单晶 6H-SiC 和多晶 CVD SiC 的辐照肿胀规律进行了系统研究, 实验结果表明: 1) 在 1.5 MeV Si 离子常温辐照下, 注量达到 $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, 单晶 6H-SiC 完全非晶化, 1.5 MeV Si 离子常温辐照下单晶 6H-SiC 的非晶化阈值剂量为 0.2—0.5 dpa; 2) 在注量为 1×10^{15} — $5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 时, 单晶 6H-SiC 的辐照肿胀显著高于多晶 CVD SiC, 多晶 CVD SiC 的常温非晶化阈值高于单晶 6H-SiC; 3) 不同辐照注量下单晶和多晶 SiC 的常温辐照肿胀差异分为三个阶段, 在低注量辐照阶段(点缺陷为主)和高注量辐照阶段(样品完全非晶化), 单晶和多晶 SiC 的辐照肿胀几乎差别不大; 但是在晶态向非晶态转化的阶段, 晶界起到吸收缺陷和阻碍缺陷迁移的作用, 多晶 SiC 的辐照肿胀小于单晶 SiC; 4) 在 SiC 材料的辐照肿胀分析中, XRD 辐照肿胀测量方法适用于辐照肿胀主要由点缺陷导致的辐照实验, 尤其适用

于中子辐照实验.

感谢威斯康辛麦迪逊大学 Allen Todd 教授提供 CVD SiC 样品和 Zheng Gui-Qiu 博士对 CVD SiC 样品的抛光; 感谢中国科学院近代物理研究所 320 kV 高压平台的李锦钰、刘会平和康龙老师对本辐照实验的帮助.

参考文献

- [1] Snead L L, Nozawa T, Ferraris M, Katoh Y, Shinavski R, Sawan M 2011 *J. Nucl. Mater.* **417** 330
- [2] Newsome G, Snead L L, Hinoki T, Katoh Y, Peters D 2007 *J. Nucl. Mater.* **371** 76
- [3] Snead L L, Katoh Y, Koyanagi T, Terrani K, Specht E D 2016 *J. Nucl. Mater.* **471** 92
- [4] Snead L L, Katoh Y, Connery S 2007 *J. Nucl. Mater.* **367–370** 677
- [5] Zang H, Guo D X, Shen T L, He C H, Wang Z G, Pang L L, Yao C F, Yang T 2013 *J. Nucl. Mater.* **433** 378
- [6] Weber W J, Wang L M, Yu N, Hess N J 1998 *Mater. Sci. Eng. A* **253** 62
- [7] Jiang W L, Zhang Y W, Weber W J 2004 *Phys. Rev.* **70** 165208
- [8] Snead L L, Zinkle S J, Hay J, Osborne M 1998 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B* **141** 123
- [9] Kim W J, Park J N, Cho M S, Park J Y 2009 *J. Nucl. Mater.* **392** 213
- [10] Friedland E, van der Berg N G, Malherbe J B, Hancke J J, Barry J, Wendler E, Wesch W 2011 *J. Nucl. Mater.* **410** 24
- [11] Zang H, Yang T, Guo D X, Xi J Q, He C H, Wang Z G, Shen T L, Pang L L, Yao C F, Zhang P 2013 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B* **307** 558
- [12] Yang T, Zang H, He C H, Guo D X, Zhang P, Xi J Q, Ma L, Wang Z G, Shen T L, Pang L L, Yao C F 2015 *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* **12** 390
- [13] Blagoeva D T, Hegeman J B J, Jong M, Heijna M C R, de Vicente S M Gonzalez, Bakker T, ten Pierick P, Nolles H 2015 *Mater. Sci. Eng. A* **638** 305
- [14] Ackland G 2010 *Science* **327** 1587
- [15] Snead L L 2004 *J. Nucl. Mater.* **329–333** 524
- [16] Idris M I, Konishi H, Imai M, Yoshida K, Yano T 2015 *Energy Procedia.* **71** 328
- [17] Ziegler J F, Ziegler M D, Biersack J P 2010 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B* **268** 1818
- [18] Devanathan R, Weber W J 2000 *J. Nucl. Mater.* **278** 258
- [19] Kerbirou X, Costantini J M, Sauzay M, Sorieul S, Thomé L, Jagielski J, Grob J J 2009 *J. Appl. Phys.* **105** 073513
- [20] Weber W J 2000 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B* **166–167** 98
- [21] Zhang Y W, Weber W J, Jiang W L, Hallén A, Possnert G 2002 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B* **195** 320
- [22] Gao F, Weber W J 2004 *Phys. Rev. B* **69** 224108
- [23] Lin Y R, Ku C S, Ho C Y, Chuang W T, Kondo S, Kai J J 2015 *J. Nucl. Mater.* **459** 276

Comparative study of irradiation swelling in monocrystalline and polycrystalline silicon carbide*

Zang Hang[†] Huang Zhi-Sheng Li Tao Guo Rong-Ming

(School of Nuclear Science and Technology, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(Received 17 November 2016; revised manuscript received 22 December 2016)

Abstract

Silicon carbide (SiC) is considered as one of the most promising structural and coating materials for advanced nuclear applications, due to its low neutron capture cross section and excellent irradiation resistance. The difference in swelling behavior between monocrystalline and polycrystalline SiC is experimentally investigated by heavy ion irradiation at room temperature (RT). In this work, single crystal hexagonal (6H) SiC and polycrystalline chemically vapor-deposited (CVD) SiC are irradiated by 1.5 MeV Si ions with the fluences of 1×10^{14} – 2×10^{16} cm⁻² and 1×10^{15} – 2×10^{16} cm⁻², respectively, at RT. The step height of irradiation swelling is measured by a white light interferometer and the lattice expansion of the damage layer is characterized by using X-ray diffraction (XRD) spectrometry, in addition, the actual irradiation swelling is obtained by dividing the height of swelling step by the depth of damage layer. The XRD profiles show that the lattice expansion in the damage layer increases with the increase of irradiation fluence, and the new diffraction peak relating to the lattice structure of damage layer disappears in a fluence of 2×10^{15} cm⁻², which means that the damage layer is completely amorphous at this time and the threshold dose of amorphization at RT in single crystal 6H-SiC is less than 0.8 dpa. The direct-impact model is used to fit the swelling step heights of CVD SiC and 6H-SiC irradiated by 1.5 MeV Si, and the swelling results show that the amorphization threshold dose of polycrystalline CVD SiC is larger than that of single crystal 6H-SiC. In the present work, three distinct stages are found in the heavy-ion irradiation swellings between monocrystalline and polycrystalline SiC. i.e., low-fluence region, intermediate-fluence region, and high-fluence region stage. 1) In the low-fluence region, the swellings are similar to each other, since the swelling is mainly contributed to by point defects in this region, and the micron sized grains in polycrystalline CVD SiC are of single crystal structure. 2) In the intermediate-fluence region, the irradiation swelling of the polycrystalline CVD SiC is smaller than that of the single crystal 6H-SiC, since the irradiation-induced amorphousness in polycrystalline CVD SiC is relatively hard to occur due to the existence of grain boundary in this region. 3) The irradiation swellings of 6H-SiC and CVD SiC are almost the same at the high-fluence region stage, since the irradiation swelling is caused by amorphization in this region, and the swelling depends on the difference between densities before and after irradiation. In addition, in the irradiation swelling analysis of SiC materials, XRD swelling measurement method is suitable for irradiation swelling induced by point defects, especially for neutron irradiation experiments.

Keywords: silicon carbide, grain boundary, amorphization threshold, irradiation swelling measurement method

PACS: 61.80.Jh, 61.80.-x, 61.72.Dd

DOI: 10.7498/aps.66.066104

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 11405124), the Doctoral Fund of Ministry of Education of China (Grant No. 20130201120065), and the Project Supported by Natural Science Basic Research Plan in Shaanxi Province of China (Grant No. 2015JQ1030).

† Corresponding author. E-mail: zanghang@xjtu.edu.cn