

重离子辐照导致的 SiC 肖特基势垒 二极管损伤机理*

彭超[†] 雷志锋 张战刚 何玉娟 陈义强 路国光 黄云

(工业和信息化部电子第五研究所, 电子元器件可靠性物理及其应用技术重点实验室, 广州 511370)

(2022 年 4 月 6 日收到; 2022 年 5 月 6 日收到修改稿)

基于高能 Ta 离子辐照研究了 SiC 肖特基势垒二极管的失效模式和机理, 实验表明辐照过程中的反向偏置电压是影响 SiC 肖特基势垒二极管器件失效的关键因素. 当器件反向偏置在 400 V 时, 重离子会导致器件的单粒子烧毁, 辐照后的器件出现了因 SiC 材料熔融形成的“孔洞”; 当器件反向偏置在 250—300 V 时, 器件失效表现为关态漏电流随着离子注量增加而增加, 且器件的偏压越高, 重离子导致的漏电增加率也越高. 对于发生漏电增加的器件, 基于显微分析技术发现了分布在有源区内重离子导致的漏电通道. TCAD 仿真结果表明, 重离子入射会导致器件内部的晶格温度上升, 且最大晶格温度随着偏置电压的增加而增加. 当偏置电压足够大时, 器件内部的局部晶格温度达到了 SiC 材料的熔点, 最终导致单粒子烧毁; 当偏置电压较低时, 重离子入射导致的晶格温度增加低于 SiC 材料的熔点, 因此不会造成烧毁. 但由于器件内部最大的晶格温度集中在肖特基结附近, 且肖特基金属的熔点要远低于 SiC 材料, 因此这可能导致肖特基结的局部损伤, 最终产生漏电通路.

关键词: SiC 功率器件, 肖特基势垒二极管, 重离子辐射效应

PACS: 61.80.-x, 61.80.Jh, 85.30.-z

DOI: 10.7498/aps.71.20220628

1 引言

相对于传统的硅材料, SiC 材料具有禁带宽度大、击穿场强高、热导率高、耐高温、耐辐照等优势, 在大功率应用领域显示出卓越的性能^[1-3]. 为了达到更大的电压容量, 基于 SiC 材料的功率器件厚度可以小于硅基器件^[4]. 因此, SiC 功率可以大幅度降低功率电子系统的体积和重量. SiC 功率器件的大规模应用使得电子设备变得更加轻型化和小型化, 具有极广阔的应用前景. 目前, SiC 功率器件已被纳入航天发展战略部署.

在航天应用中, 高能重离子是导致 SiC 功率器

件失效的一个主要来源. 虽然国内外已有大量文献报道了重离子辐照导致的 SiC 功率器件的单粒子烧毁 (single event burnout, SEB) 现象^[5-9], 但关于 SiC 功率器件中的 SEB 机理仍没有形成定论, 存在较大争议. Akturk 等^[10] 研究显示 SiC 基功率器件的 SEB 来源于碰撞电离和快速热瞬态, 完全不同于 Si 基功率器件中的寄生双极晶体管导通; 而 Witulski 等^[11] 基于 Sentaurus TCAD 仿真研究认为 SiC 功率金属-氧化物半导体场效应晶体管 (metal oxide semiconductor field effect transistor, MOSFET) 的 SEB 机制为寄生双极晶体管的开启, 继而引起载流子雪崩电离, 最终漏端电流失控导致 SEB; 还有文献将 SiC 功率 MOSFET 器件

* 国家自然科学基金 (批准号: 12075065)、广东省基础与应用基础研究基金 (批准号: 2019A1515012213, 2021B1515120043) 和广州市科技计划 (批准号: 202102021201) 资助的课题.

[†] 通信作者. E-mail: pengchaoeprei@qq.com

的 SEB 失效解释为寄生双极晶体管的开启和双极晶体管的二次击穿,但这无法解释 SiC 功率二极管中没有任何类型的寄生晶体管,也会发生同样的 SEB 失效^[12]; Soelkner 等^[13]则认为 SEB 是由非常强烈的动态雪崩产生的局部高热引起.除此之外,文献^[14–16]报道了重离子辐照下诱发的 SiC 功率器件泄漏电流增加的退化现象,该退化现象是 SiC 功率器件所特有的,在 Si 基功率器件中并未发现^[17].目前还没有理论可以很好地解释该现象. Javanainen 等^[18]认为是沿离子径迹产生的瞬态高功率引起剧烈的晶格振动,从而导致永久晶格损伤,然后形成泄漏电流通路.另外,有工作将泄漏电流的增加解释为一种局部微 SEB 现象^[19],但是这些理论都无法解释漏电增加退化只出现在 SiC 功率器件中.

以 SiC 肖特基势垒二极管 (Shottcky barrier diode, SBD) 为对象,本文利用重离子辐照实验和 TCAD 仿真进一步探索其失效模式特征和失效机理.结合光发射显微 (emission microscope, EMMI) 和聚焦离子束 (focus ion beam, FIB)-扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 双束技术验证了重离子辐照下 SiC-SBD 器件不同失效模式的显微特征.基于 TCAD 仿真分析了不同失效模式的物理机制.本文提出的失效机理解释了为什么重离子导致的关态漏电流增加退化只出现在 SiC 基功率器件中,而没有在 Si 基功率器件中观察到.

2 实验描述

实验样品选用泰科天润公司的 SiC 结势垒肖特基二极管 (G3S12005A, 1200V, 5A), 所有器件均采用 TO-220AC 封装.重离子辐照在兰州重离子加速器上进行,辐照使用初始能量为 2443.5 MeV 的 ¹⁸¹Ta 离子.为保证重离子能够进入器件有源区,全部器件在辐照前都要进行开封处理,如图 1(a) 所示.所有开封后的器件都要测试其电学特性,确保器件性能正常.图 1(b) 显示了实验用 SiC-SBD 器件开封后的切面 SEM 图,可以看到, Ta 离子在入射到器件中需穿透 Si₃N₄, SiO₂, Al, 肖特基金属接触才能进入 SiC 有源区.根据 SRIM 软件^[20]计算 Ta 离子在 SiC 材料中的射程为 97.34 μm, 该离子可以贯穿整个器件的有源区进入衬底,且在器件

中的线性能量传输 (linear energy transfer, LET) 值为 81.3 MeV·cm²/mg.

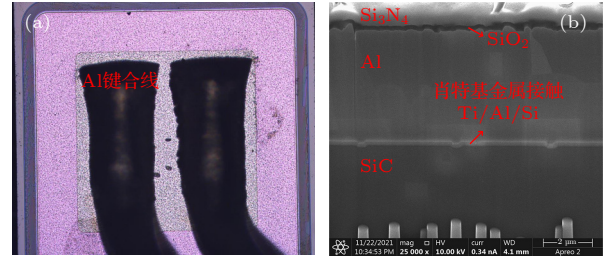


图 1 实验用 SiC-SBD 器件 (a) 开封后的光学显微镜顶视图; (b) 截面 SEM 图

Fig. 1. Device of SiC-SBD used in our experiment: (a) Top view of optical microscope after de-capsulated; (b) SEM diagram of cross-section.

整个重离子辐照在线测试布局如图 2 所示,全部待测器件安装在偏置板上,调整偏置板的位置保证重离子从正面垂直入射到待测器件,每次只有一个器件接受辐照.重离子束斑面积为 2 cm×2 cm,可以覆盖单个器件的整个有源区.辐照时,通过 Keithley 2410 高压源表给辐照器件通电.待测器件偏置在关态,即阴极加高电压,阳极接地;高压源表同时实时采集器件关态电流发送到上位机.测试人员位于测试间,通过长网线控制上位机,在线测试过程中发现关态电流突然激增时,则认为发生 SEB.此时,将高压源表连接到下一个待测器件,开始下一轮辐照,辐照过程中选定了不同的电压偏置条件.选用的重离子注量率为 1000 cm⁻²·s⁻¹.

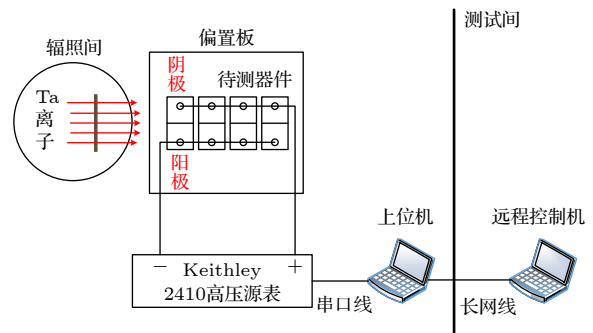


图 2 重离子辐照在线测试布局
Fig. 2. On-line test layout of heavy ion irradiation.

辐照后对所有失效样品进行 EMMI 分析, EMMI 测试在 Hamamatsu PHEMOS-1000 系统上进行,该系统可以通过检测微弱的光发射信号来精确定位 SiC-SBD 器件中的失效位置.使用 Thermo Fisher Scientific 公司的 Helios G4CX FIB-SEM

双束系统对失效位置制样并进行显微观察. 首先通过大束流 Ga 离子在失效位置刻蚀出剖面, 然后通过小束流条件对剖面进行抛光, 最后通过 SEM 获得剖面微观形貌.

3 实验结果及讨论

3.1 辐照过程中的电流在线测试

图 3 显示了不同偏置电压辐照过程中, SBD 器件关态漏电流的实时监测结果, 保持重离子注量率为 $1000 \text{ cm}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}$. 当器件偏置在 200 V 及以下时, 器件关态漏电流在整个辐照过程中保持稳定; 当器件偏置电压增加到 250 V 时, 器件关态漏电流在重离子开束的同时出现增加. 在整个辐照过程中, 关态漏电流随时间呈现出线性增长的趋势, 电流的增加率为 $2.24 \times 10^{-9} \text{ A/s}$. 偏置电压为 300 V 时, 同样观察到了重离子导致的器件关态漏电流增加. 但此时对应的电流增加率为 $3.13 \times 10^{-8} \text{ A/s}$, 相比偏置电压为 250 V 的情况增加了 1 个数量级.

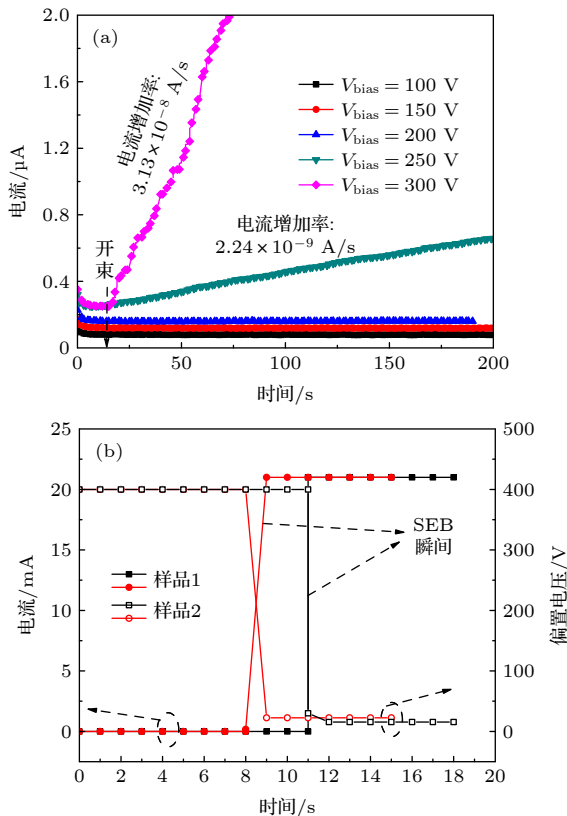


图 3 不同偏置电压 V_{bias} 辐照过程中, 器件关态漏电流随时间的变化关系 (a) $V_{\text{bias}} = 100\text{--}300 \text{ V}$; (b) $V_{\text{bias}} = 400 \text{ V}$

Fig. 3. Off-state leakage current as a function of time during irradiation under different biases V_{bias} : (a) $V_{\text{bias}} = 100\text{--}300 \text{ V}$; (b) $V_{\text{bias}} = 400 \text{ V}$.

对于偏置电压为 400 V 的器件, 当重离子的总注量达到 10^4 cm^{-2} 时, 发生了 SEB, 如图 3(b) 所示, 关态漏电流突然激增并被高压源表限流在 21 mA; 同时, 反向电压由 400 V 下降为 5 V, 失去了高压阻断能力. 这表明重离子辐照过程中 SiC-SBD 器件的反向偏置电压是影响其失效的关键因素. 在偏置电压较低时, SiC-SBD 器件的退化模式为关态漏电流增加; 只有当偏置电压足够大时, 该器件才出现 SEB, 这与文献 [16] 的报道一致. 此外, 较高的偏置电压还会加剧 SBD 器件的关态漏电流增加退化. 在相同的离子注量率下, 偏置电压越高, 器件的漏电流增加越显著.

3.2 辐射导致的器件损伤微观形貌特征

图 4 显示了辐照后器件的 EMMI 测试结果. 在偏置电压为 2 V, 漏电流为 $283 \mu\text{A}$ 时, 通过 EMMI 测试分析可以定位到发生 SEB 器件的损伤区域, 如图 4(a) 所示. 损伤区域的显微图像表明, 由于 SEB 过程中的热失控, SBD 器件中出现了一个直径大约为 $15 \mu\text{m}$ 的圆形熔融“空洞”, 见图 5(a). 这表明在 SEB 过程中, 器件内部的局部温度达到了 SiC 材料的熔点. 利用 FIB 对不同位置处的切面制样并获取其微观形貌, 如图 5(b)–(f) 所示, 可以看到 SEB 形成的熔融“空洞”近似为圆锥体, 其最深处在肖特基结以下 $10 \mu\text{m}$ 附近, 正好对应 SiC-SBD 器件的 n 偏移层/ n^+ 衬底结处.

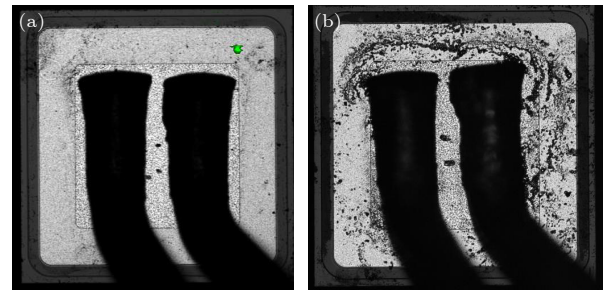


图 4 辐照后器件的 EMMI 测试结果 (a) SEB 的器件; (b) 关态漏电增加的器件

Fig. 4. EMMI analysis results for the irradiated devices: (a) Device of SEB; (b) device with leakage current increase.

对于辐照过程中出现了关态漏电流增加的器件同样开展了 EMMI 分析, 测试条件为偏置电压 500 V, 漏电流 $516 \mu\text{A}$. 结果如图 4(b) 所示, 未观察到标识失效位置的光发射信号. 这可能是因为该失效模式下损伤位置的漏电流很小, 对应的光发射

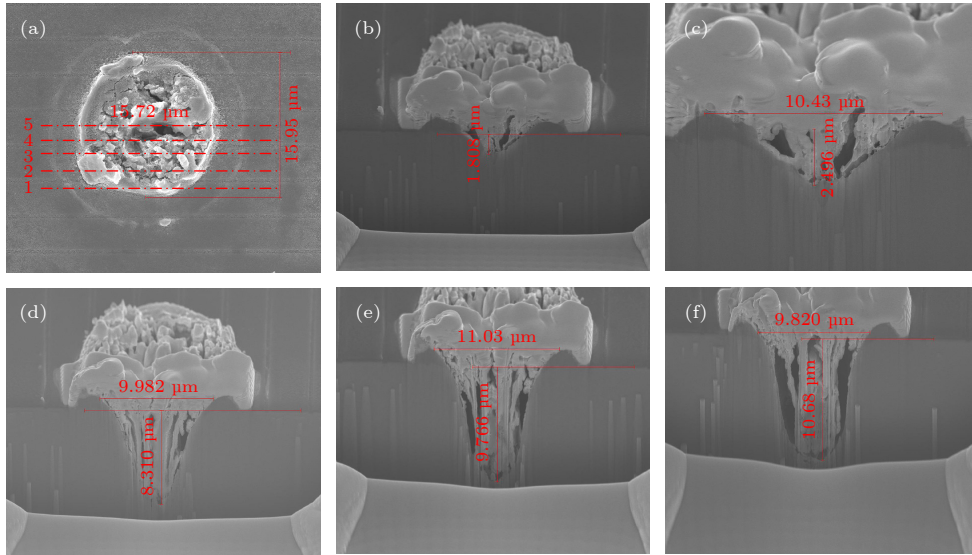


图 5 发生 SEB 的 SBD 器件的失效区域 SEM 图像 (a) 顶视图; (b)–(f) 分别对应位置 1–5 处的截面图

Fig. 5. SEM images of failure area for SBD device with SEB: (a) Top view; (b)–(f) cross-section image corresponding to the line 1–5, respectively.

信号也很弱, 因此 SiC-SBD 器件正面的金属布线会覆盖微弱的光发射信号, 导致无法实现失效定位. 基于此, 可以通过化学机械抛光研磨剥离掉部分背面金属, 从器件背面开展 EMMI 分析. 图 6 显示了关态漏电增加器件背面的 EMMI 测试结果, 其中辐照总注量 $7.8 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$, 测试条件为偏置电压 500 V, 漏电流 516 μA . 由图 6 可以看到, 代表损伤区域的“光斑”均匀分布在除键合线区域外的整个 SiC 器件有源区. 根据 SRIM 软件计算 Ta 离子在铝键合线中的射程约为 125 μm , 器件正面键合线的厚度要远大于 Ta 离子的射程. 这意味着当 Ta 离子从器件正面入射时, Ta 离子不能穿透键合线, 从而使得键合线下方的器件有源区免受损伤. 进一步证明损伤是由重离子撞击引起的, 而且损伤只存在于 Ta 离子入射的局部区域内. 图 6(b) 为漏电损伤区域的局部放大图, EMMI 分析中的每个“光斑”对应于重离子引入的阴极和阳极之间的电流泄漏通道, 光斑亮度代表泄漏电流的强度. 有些“光斑”比其他的亮, 表明不同泄漏通道的电导率并不完全相同. 在图 6(b) 显示的 $320 \mu\text{m} \times 432 \mu\text{m}$ 的区域内, 统计漏电通道数 (即 EMMI 分析中的“光斑”数) 大约为 148 个. 假设重离子完全均匀分布, 则入射到该区域的重离子数大约为 1078 个, 显然漏电通道数要远低于入射的重离子数. 造成该现象的原因可能是部分离子由于没有入射到敏感区域而不会导致漏电通道.

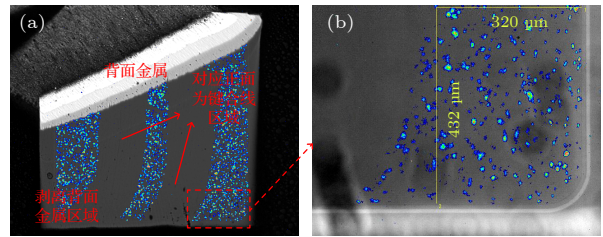


图 6 (a) 关态漏电增加器件背面的 EMMI 测试结果; (b) $320 \mu\text{m} \times 432 \mu\text{m}$ 区域的局部放大图 (图 (a) 红色虚线范围)

Fig. 6. (a) Back-side EMMI analysis result for the irradiated device with leakage current increase; (b) enlarged view of $320 \mu\text{m} \times 432 \mu\text{m}$ area (Area surrounded by the red dotted line in Fig.(a)).

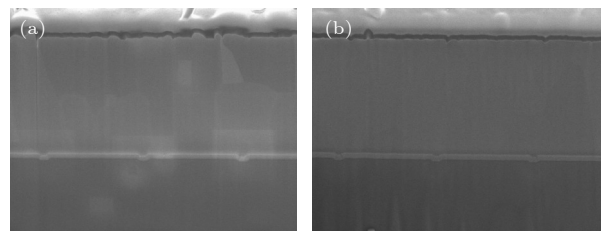


图 7 器件截面 SEM 形貌图 (a) 辐照后发生漏电增加的器件; (b) 未辐照器件

Fig. 7. SEM morphology of the device cross-section: (a) The irradiated device of leakage current increasing; (b) pristine device.

利用 FIB 对漏电损伤区域切面制样并获取其微观形貌, 如图 7(a) 所示. 与辐照前图 7(b) 所示的器件对比, 在 SEM 下未观察到明显的形貌差异, 也未观察到类似 SEB 的材料熔融现象. 图 8 给出了发生漏电增加器件辐照前后的 $I-V$ 特性曲线对

比. 辐照后器件的反向漏电流明显增加, 但未观察到正向特性的改变, 这意味着器件肖特基势垒未发生明显退化.

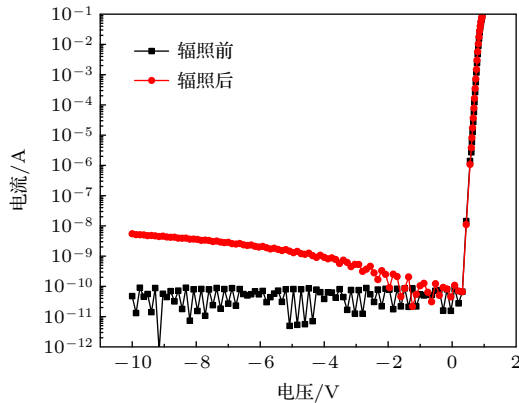


图 8 发生漏电增加器件辐照前后的 I - V 特性曲线

Fig. 8. I - V characteristics of the device with the leakage current increase before and after irradiation.

3.3 基于 TCAD 仿真的失效机理

为进一步研究重离子导致的 SiC-SBD 的失效机理, 本文利用 Sentaurus TCAD 工具开展了二维器件仿真^[21]. 基于已公开发表的文献^[7, 9, 22]和反向工程中获取的器件信息生成器件仿真结构, 如图 9 所示. 仿真过程中使用的模型包括载流子漂移-扩散模型、产生复合模型 (Shockley-Read-Hall 模型和 Auger 模型)、载流子迁移率模型 (掺杂依赖模型和高电场饱和模型). 除了这些基本的物理模型外, 还考虑了 SiC 材料的不完全电离和各向异性. 通过碰撞电离模型模拟 SiC 功率 SBD 器件的雪崩击穿行为, 考虑了因大电流密度导致的

晶格热过程. 仿真过程中, SBD 器件处于反向偏置状态, 辐射粒子从器件阳极垂直入射. 为与辐照实验保持一致, 仿真中离子 LET 值设为 $0.54 \text{ pC}/\mu\text{m}$, 对应 SiC 材料约为 $81 \text{ MeV}\cdot\text{cm}^2/\text{mg}$. 离子的射程设置为 $30 \mu\text{m}$, 可以贯穿 SBD 器件的 n 型漂移区. 通过改变 SBD 的反向偏置电压来研究影响器件失效的因素.

图 9 显示了不同反向偏压下辐射离子入射 SBD 导致的阴极瞬态电流密度和最大晶格温度随时间的变化关系. 辐射离子均从距离器件中心 $3 \mu\text{m}$ 处入射, 离子穿过肖特基金属后会经过 p^+/n 结区进入 n 型漂移区. 对应不同的电压偏置条件, 当辐射离子在 100 ps 入射时, 因辐射离子电离和碰撞电离产生的电子被收集, 在阴极会产生一个瞬态电流脉冲. 其中, 反向偏置电压越大, 器件内部电场强度越大, 则碰撞电离强度越大, 因碰撞电离电荷收集而产生的阴极瞬态电流也越大. 当器件偏置在 200 V 及以下时, 辐射产生的阴极瞬态电流在离子入射后逐渐趋于 0, 其导致的器件最大晶格温度在 700 K 左右, 如图 9(b) 所示. 这一温度远低于器件内部各材料的熔点, 不会引起材料的损伤导致器件的失效.

当器件偏置在 250 V 及以上时, 辐射诱生的阴极瞬态电流远高于 200 V 偏置时的情况, 且在离子入射后的 20 ns 内维持在一个较高的水平. 对应的 SBD 反向偏置电压 $V_r = 850 \text{ V}$ 时, 由离子入射 SBD 导致的沿离子径迹上的电场分布见图 10(a). 可以看到, 在离子入射的 10 ps 内, 靠近肖特基结的 p^+ 区发生了穿通. 强电场产生的大量碰撞电离

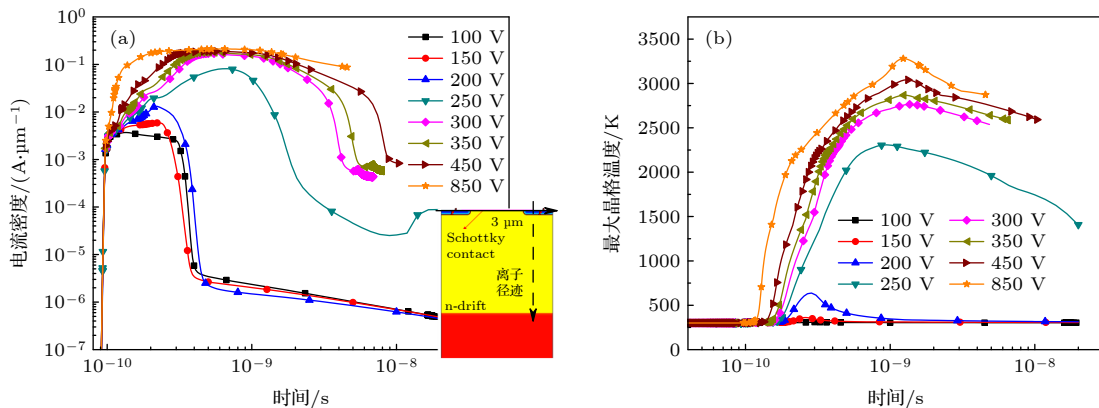


图 9 不同反向偏压下离子入射导致的 (a) 阴极瞬态电流密度和 (b) 最大晶格温度随时间的变化

Fig. 9. (a) Transient current density and (b) maximum lattice temperature as a function of time when heavy ion strikes under the different bias voltages.

电子注入 n 型漂移区形成了负空间电荷区, 导致电场峰值由 p⁺/n 结转移到 n⁻漂移区/n⁺衬底结, 峰值电场强度达到了 3 mV/cm. n⁻/n⁺结附近的强电场直接触发了雪崩倍增, 导致阴极关态电流激增. 仿真结果表明, 在离子入射后的 0.4—10.0 ns 内, 碰撞电离区会逐渐集中在漂移/衬底结处并起主导作用. 碰撞电离产生的大注入效应同时能维持住漂移/衬底结附近的强电场, 从而形成正反馈的雪崩倍增, 导致器件瞬态电流维持在一个较高的水平. 随着阴极关态电流的增加, SBD 内部最大晶格温度也逐渐增加, 大约 1 ns 时达到 3000 K 以上. 此时器件内部的最高晶格温度达到 SiC 材料的熔点,

最终会导致器件中 SiC 材料的热损伤, 发生 SEB. 图 11 显示了仿真得到的离子入射后 SiC-SBD 内部的晶格温度分布. 晶格温度的升高首先出现在沿离子径迹的肖特基结界面附近. 在离子入射 400 ps 后, 晶格温度上升区域开始蔓延到 n⁻/n⁺结区. 在 10 ns 时, 以离子入射径迹为中心的高晶格温度区几乎覆盖整个漂移区. 值得注意的是, 最大晶格温度点位于离子入射处的肖特基结界面附近, 其次为 n⁻/n⁺结附近. 可以推断, 这是 SEB 事件中 SBD 器件最早出现损伤的区域, 与失效分析中观察到的 SEB 区域的微观形貌一致 (见图 5), 高温导致的熔融区域由肖特基结延伸到 n⁻/n⁺结附近.

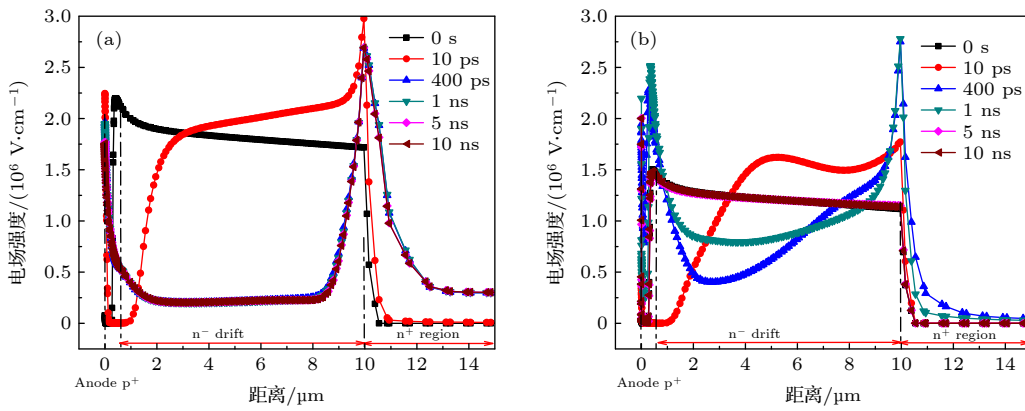


图 10 离子入射 SBD 导致的沿离子径迹上的电场分布仿真 (a) $V_r = 850$ V; (b) $V_r = 250$ V

Fig. 10. Simulated electric field as a function of distance along the ion track: (a) $V_r = 850$ V; (b) $V_r = 250$ V.

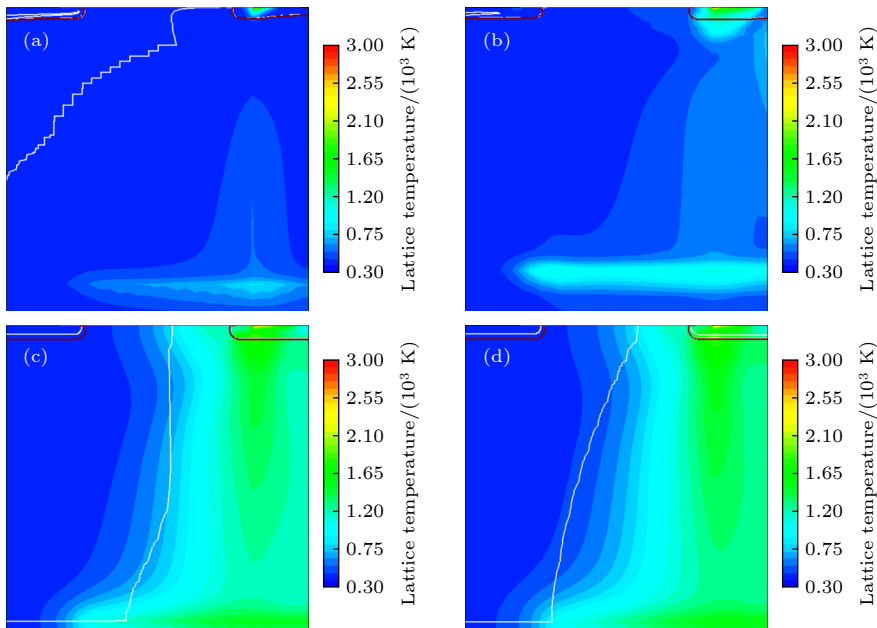


图 11 重离子入射不同时间后 SiC-SBD 器件内部的晶格温度分布 (a) 400 ps; (b) 1 ns; (c) 5 ns; (d) 10 ns

Fig. 11. Simulation of lattice temperature in SiC-SBD after the heavy ion incidence at different times: (a) 400 ps; (b) 1 ns; (c) 5 ns; (d) 10 ns.

对于器件反向偏置在 250 V 的情况, 离子入射后沿离子径迹上的电场分布如图 10(b) 所示. 在离子入射 400 ps 后, 由于大量碰撞电离电子注入 n 型漂移区导致在漂移/衬底结形成一个电场峰值. 但漂移/衬底结处的峰值电场无法维持. 在离子入射 5 ns 时, SBD 器件内部电场完全恢复到辐照前的状态. 这意味着此时辐射粒子的入射未触发正反馈的雪崩倍增, 最终也不会导致 SEB 效应. 但是, 尽管不会诱发 SEB, 器件内部的最大晶格温度仍然能达到 2300 K. 该温度虽然未达到 SiC 材料的升华温度 (约 3000 K), 但高于肖特基金属的熔点 (Ti 的熔点约为 2040 K, Al 的熔点约为 930 K). 根据图 11 的结果可知, 器件内部最大晶格温度正好集中在肖特基金属/p⁺区界面附近. 2300 K 的高温虽然不会导致 SiC 的熔融, 但会导致肖特基结的局部损伤. 这可能是 SiC-SBD 在辐照后未出现 SEB 但出现关态漏电流增加的原因. 需要注意, 由于重离子辐照导致的局部损伤区域相对于整个肖特基结面积非常小, 对肖特基势垒的影响可以忽略不计, 因此未观察到正向导通特性的变化 (图 8).

综上所述, 随着器件反向偏置电压的增加, 离子入射后导致的器件内部最大晶格温度也随之增加. 由于 SiC-SBD 器件中, SiC 材料的熔点要远高于肖特基金属等其他材料的熔点. 当器件偏置在 250—350 V 之间时, 辐射粒子入射导致的晶格温度增加达到了肖特基金属的熔点, 但低于 SiC 材料的熔点, 因此不会造成 SEB, 只会导致肖特基结的局部损伤, 产生漏电通路; 而当器件偏置在 350 V 以上时, 离子入射导致的晶格温度增加达到了 SiC 材料的熔点, 于是诱发了器件的 SEB. 这也可以解释为什么重离子导致的关态漏电流增加退化只出现在 SiC 基功率器件中, 而没有在 Si 基功率器件中观察到. Si 材料的熔点约为 1680 K, 这与肖特基金属的熔点相当. 这意味着肖特基金属不会在 SEB 前发生损伤, 即不会出现泄漏电流增加的退化模式. 当器件内部的晶格温度足够高时, 直接导致了 Si 材料的熔融, 发生 SEB.

4 结 论

本文针对 SiC 肖特基功率二极管开展了重离子辐照实验, 实验结果表明辐照过程中的反向偏置电压是影响 SiC-SBD 器件失效的关键因素. 在高

偏压下, 重离子会导致器件的 SEB. 烧毁区域的显微图像显示, SBD 器件中出现了一个近似圆锥体的熔融“孔洞”, 该“孔洞”的上表面直径约为 15 μm , 向下延伸到 SiC-SBD 器件的 n⁻漂移层/n⁺衬底结处. 在较低偏压下, 重离子会导致器件的关态漏电流增加. 通过 EMMI 分析观察到了重离子导致的分布在有源区内的漏电通道. TCAD 仿真结果表明, 在低偏压下重离子入射虽然不会诱发正反馈的雪崩倍增, 但瞬态大电流同样会导致局部晶格温度增加, 且最大的晶格温度集中在肖特基结附近. 辐射粒子入射导致的晶格温度增加低于 SiC 材料的熔点, 因此不会造成 SEB, 但可能导致肖特基结的局部损伤, 产生漏电通路.

感谢兰州重离子研究装置 (HIRFL) 为本论文研究提供的实验条件.

参考文献

- [1] Casady J B, Johnson R W 1996 *Solid-State Electron.* **39** 1409
- [2] Kimoto T, Cooper J A 2014 *Fundamentals of Silicon Carbide Technology: Growth, Characterization, Devices and Applications* (Singapore: John Wiley & Sons Press) p16
- [3] Zhang L, Xiao J, Qiu Y Z, Cheng H L 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 056106 (in Chinese) [张林, 肖剑, 邱彦章, 程鸿亮 2011 物理学报 **60** 056106]
- [4] Ino K, Miura M, Nakano Y, Aketa M, Kawamoto N 2019 *IEEE International Conference on Electron Devices and Solid-State Circuits (EDSSC)* Xi'an, China, June 12–14 2019 p1
- [5] Zhang H, Guo H X, Pan X Y, Lei Z F, Zhang F Q, Gu Z Q, Liu Y T, Ju A A, Ouyang X P 2021 *Acta Phys. Sin.* **70** 162401 (in Chinese) [张鸿, 郭红霞, 潘霄宇, 雷志锋, 张凤祁, 顾朝桥, 柳奕天, 琚安安, 欧阳晓平 2021 物理学报 **70** 162401]
- [6] Yu C H, Wang Y, Bao M T, Li X J, Yang J Q, Tang Z H 2021 *IEEE Trans. Electron. Dev.* **68** 5034
- [7] Yu C H, Wang Y, Li X J, Liu C M, Luo X, Cao F 2018 *IEEE Trans. Electron. Dev.* **65** 5434
- [8] McPherson J A, Kowal P J, Pandey G K, Chow T P, Ji W, Woodworth A A 2019 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **66** 474
- [9] Ball D R, Hutson J M, Javanainen A, Lauenstein J M, Galloway K F, Johnson R A, Alles M L, Sternberg A L, Sierawski B D, Witulski A F, Reed R A, Schrimpf R D 2020 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **67** 22
- [10] Akturk A, McGarrity J M, Goldsman N, Lichtenwalner D, Hull B, Grider D, Wilkins R 2018 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **65** 1248
- [11] Witulski A F, Ball D R, Galloway K F, Javanainen A, Lauenstein J M, Sternberg A L, Schrimpf R D 2018 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **65** 1951
- [12] Zhou X, Jia Y, Hu D, Wu Y 2019 *IEEE Trans. Electron. Dev.* **66** 2551
- [13] Soelkner G, Kaindl W, Treu M, Peters D 2007 *Mater. Sci. Forum* **556** 851

- [14] Martinella C, Natzke P, Alia R G, Kadi Y, Niskanen K, Rossi M, Jaatinen J, Kettunen H, Tsibizov A, Grossner U, Javanainen A 2022 *Microelectron. Rel.* **128** 114423
- [15] Martinella C, Ziemann T, Stark R, Tsibizov A, Voss K O, Alia R G, Kadi Y, Grossner U, Javanainen A 2020 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **67** 1381
- [16] Javanainen A, Galloway K F, Nicklaw C, Bossler A L, Ferlet-Cavrois V, Lauenstein J M, Pintacuda F, Reed R A, Schrimpf R D, Weller R A, Virtanen A 2017 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **64** 415
- [17] Mizuta E, Kuboyama S, Abe H, Iwata Y, Tamura T 2014 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **61** 1924
- [18] Javanainen A, Muinos H V, Nordlund K, Djurabekova F, Galloway K F, Turowski M, Schrimpf R D 2018 *IEEE Trans. Device Mater. Reliab.* **18** 481
- [19] Yu Q K, Zhang H W, Sun Y, Mei B, Wei Z C, Li X L, Wang H, Li P W, Cao S, Tang M 2019 *Modern Appl. Phys.* **10** 010602 (in Chinese) [于庆奎, 张洪伟, 孙毅, 梅博, 魏志超, 李晓亮, 王贺, 吕贺, 李鹏伟, 曹爽, 唐民 2019 *现代应用物理* **10** 010602]
- [20] Ziegler J F, Ziegler M D, Biersack J P 2010 *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B* **268** 1818
- [21] Synopsys 2014 *Sentaurus Device User Guide* (Mountain View, CA: Synopsys Inc.) p53
- [22] Shoji T, Nishida S, Hamada K, Tadano H 2014 *Jap. J. Appl. Phys.* **53** 04EP03

Damage mechanism of SiC Schottky barrier diode irradiated by heavy ions*

Peng Chao[†] Lei Zhi-Feng Zhang Zhan-Gang He Yu-Juan
Chen Yi-Qiang Lu Guo-Guang Huang Yun

(Science and Technology on Reliability Physics and Application of Electronic Component Laboratory, China Electronic Product Reliability and Environmental Testing Research Institute, Guangzhou 511370, China)

(Received 6 April 2022; revised manuscript received 6 May 2022)

Abstract

In this paper, the failure mode and mechanism of silicon carbide (SiC) Schottky barrier diode (SBD) irradiated by high-energy tantalum (Ta) ions are studied. The experimental results show that the reverse bias voltage during irradiation is the key factor causing the failure of SiC SBDs. When the reverse bias of the device is 400 V, the heavy ions will cause the single event burnout (SEB), and a “hole” formed by the melting of SiC material appears in the irradiated device. When the reverse bias is 250–300 V, the failure is manifested as the off state leakage current increases with the ion fluence. The higher the bias voltage of the device, the higher the leakage increase rate caused by heavy ions. For the devices with increased leakage, the leakage channels caused by heavy ions are found in the whole active region, based on microscopic analysis. The TCAD simulation results show that the incidence of heavy ions will lead the lattice temperature to increase in the device, and the maximum lattice temperature increases with bias voltage increasing. When the bias voltage is large enough, the local lattice temperature inside the device reaches the melting point of SiC material, resulting in SEB. When the bias voltage is relatively low, the lattice temperature is lower than the melting point of SiC material, so it will not cause burnout. However, the maximum lattice temperature in the device is concentrated near the Schottky junction, and the melting point of Schottky metal is much lower than that of SiC material. This may lead the Schottky junction to damage locally and eventually produce leakage path.

Keywords: SiC power device, Schottky barrier diode, heavy ion radiation effect

PACS: 61.80.–x, 61.80.Jh, 85.30.–z

DOI: 10.7498/aps.71.20220628

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 12075065), the Guangdong Basic and Applied Basic Research Foundation, China (Grant Nos. 2019A1515012213, 2021B1515120043), and the Science and Technology Program of Guangzhou, China (Grant No. 202102021201).

[†] Corresponding author. E-mail: pengchaoceprei@qq.com

重离子辐照导致的SiC肖特基势垒二极管损伤机理

彭超 雷志锋 张战刚 何玉娟 陈义强 路国光 黄云

Damage mechanism of SiC Schottky barrier diode irradiated by heavy ions

Peng Chao Lei Zhi-Feng Zhang Zhan-Gang He Yu-Juan Chen Yi-Qiang Lu Guo-Guang Huang Yun

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 71, 176101 (2022) DOI: 10.7498/aps.71.20220628

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220628>

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

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

复合漏电模型建立及阶梯场板GaN肖特基势垒二极管设计

Establishment of composite leakage model and design of GaN Schottky barrier diode with stepped field plate

物理学报. 2022, 71(5): 057301 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20211917>

低反向漏电自支撑衬底AlGaIn/GaN肖特基二极管

Investigation of AlGaIn/GaN Schottky barrier diodes on free-standing GaN substrate with low leakage current

物理学报. 2022, 71(15): 158503 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220161>

势垒可调的氧化镓肖特基二极管

Barrier-tunable gallium oxide Schottky diode

物理学报. 2022, 71(3): 037301 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20211536>

用于提高微波无线能量传输系统接收端能量转换效率的肖特基二极管

Ge Schottky diode for improving energy conversion efficiency of the receiver of microwave wireless power transfer

物理学报. 2020, 69(10): 108401 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20191415>

石墨烯过渡层对金属/SiC接触肖特基势垒调控的第一性原理研究

First principle study on modulating of Schottky barrier at metal/4H-SiC interface by graphene intercalation

物理学报. 2022, 71(5): 058102 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20211796>

基于晶向优化和Sn合金化技术的一种2.45 G弱能量微波无线输能用Ge基肖特基二极管

A Ge-based Schottky diode for 2.45 G weak energy microwave wireless energy transmission based on crystal orientation optimization and Sn alloying technology

物理学报. 2021, 70(10): 108401 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20201674>