

SiGe 合金和 SiGe/Si 异质结构质子 位移损伤的蒙特卡罗模拟*

邢天¹⁾ 刘书焕^{1)†} 王炫¹⁾ 王超¹⁾ 周俊焯¹⁾ 张锡民¹⁾ 陈伟²⁾

1) (西安交通大学核科学与技术学院, 西安 710049)

2) (西北核技术研究所强脉冲辐射环境模拟与效应国家重点实验室, 西安 710024)

(2025 年 2 月 10 日收到; 2025 年 6 月 26 日收到修改稿)

基于 SiGe 合金的电子器件具有广阔的空间应用前景, 但是也受到空间环境中粒子辐照损伤的威胁. 本文通过蒙特卡罗模拟研究了 1—1000 MeV 质子对 SiGe 合金和 SiGe/Si 异质结构造成的位移损伤. 结果表明, 低能质子 (1—100 MeV) 在 SiGe 合金中主要通过库仑散射和弹性碰撞产生 Si 初级离位原子 (primary knock-on atom, PKA) 和 Ge PKA, 损伤能分布在质子射程末端形成一个明显的布拉格峰, 而高能质子 (300—1000 MeV) 在 SiGe 合金中的非弹性碰撞更加显著, 出现更多的 PKA 类型, 损伤能主要分布在质子射程前端. 同时, 质子在 SiGe/Si 异质结构中的损伤能随质子能量的增大呈现出整体下降的趋势, 反向入射质子 (10 MeV 和 100 MeV) 比正向入射质子在界面处 Si 基底一侧产生的损伤能更大, 导致界面两侧的损伤能起伏更为剧烈, 可能造成更加严重的位移损伤. 此外, Ge 含量会影响质子在 SiGe 合金中的 PKA 类型、损伤能分布和非电离能量损失, 随着 Ge 含量的增大, 高能质子在 SiGe 合金中的非电离能量损失逐渐变大, 但是, Ge 含量对质子在 SiGe/Si 异质结构中总损伤能的影响不显著. 总体上, 这项工作说明了质子在 SiGe 合金和 SiGe/Si 异质结构中产生的位移损伤和质子能量密切相关, 低能质子倾向于产生更多的自反冲原子, 并在小尺寸 SiGe/Si 异质结构中产生位移损伤, 为 SiGe 合金基电子器件的位移损伤效应研究和抗辐照加固技术提供了数据支持.

关键词: SiGe, 异质结构, 质子, 位移损伤, 蒙特卡罗模拟

PACS: 24.10.Lx, 61.80.Jh, 71.20.Nr, 74.78.Fk

DOI: 10.7498/aps.74.20250162

CSTR: 32037.14.aps.74.20250162

1 引言

基于带隙工程制备的 SiGe 合金具有优异的电学性能, 在现代电子器件的应用中扮演着重要角色. SiGe 合金的优势在于其可以与 Si 材料结合形成异质结构, 通过控制 Ge 含量和界面应力, 可以达到调节带隙和增强载流子迁移率的效果, 因此已经应用于异质结双极晶体管 (heterogeneous bipolar transistors, HBT)、场效应晶体管和远红

外光电探测器等器件中^[1]. 其中, SiGe HBT 和 SiGe 双极互补金属氧化物半导体器件, 由于具有低噪声、高增益、高频率和耐低温等优点, 在空间无线电通信领域具有广阔的应用前景^[2-4].

空间辐射环境中存在着大量源自银河宇宙射线、太阳宇宙射线和范艾伦辐射带的高能粒子和射线, 包括质子、电子、 α 粒子和重离子等^[5]. 这些高能粒子和射线会通过电离损伤和位移损伤在电子器件材料中产生电子-空穴对和晶格缺陷, 从而引发单粒子效应、总剂量效应和位移损伤效应, 导致

* 国家自然科学基金 (批准号: 12075180, 11575139) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: shuhuanliu@126.com

器件性能异常,甚至发生故障^[6-8]. 银河宇宙射线和太阳宇宙射线中超过 80% 的粒子为质子,当这些宇宙射线与近地轨道大气层发生作用后,也会产生大量的质子^[5,6,8]. 质子穿过靶材时,会通过库仑作用、弹性碰撞和非弹性碰撞在靶材中产生位移损伤^[9,10]. 位移损伤是由于高能粒子轰击靶材后,靶材中的晶格原子获得足够的能量而离开初始位置,导致靶材中产生晶格缺陷(点缺陷和团簇缺陷等),这些晶格缺陷会演变为载流子捕获中心,减小载流子寿命和迁移率等,进而影响器件的正常工作性能^[9,11]. 此外,由于位移损伤依赖于入射粒子在靶材中的非电离能量沉积,因此,国内外学者通过理论分析和蒙特卡罗模拟等方法研究了质子在一系列半导体材料中的非电离能量损失(nonionizing energy loss, NIEL). 其中,国外研究人员 Jun 等^[9]利用蒙特卡罗模拟研究了质子在多种单质材料(As, Ga, Ge, Si 等)中的 NIEL,而国内研究人员近年来利用蒙特卡罗模拟研究了质子在多种化合物材料(GaAs^[12,13], InP^[14], SiC^[15], Al_xGa_{1-x}N^[7]等)中的 NIEL 和位移损伤分布. 尽管如此,国内外研究人员对质子在 SiGe 合金中位移损伤的蒙特卡罗模拟却少见报道.

在 SiGe 器件辐照效应研究方面,自 20 世纪 90 年代,国内外学者就开展了 SiGe HBT 的辐照效应研究工作^[6]. 研究发现 SiGe HBT 具有良好的抗兆拉德级别的总剂量效应,同时也具有一定程度的抗位移损伤效应,但是对单粒子效应较为敏感. 这也导致了过往 SiGe HBT 的辐照效应研究主要集中于电离损伤导致的单粒子效应和总剂量效应方面,而在位移损伤效应方面的研究较少^[16-18]. 相关研究表明, SiGe HBT 在高注量中子和 Si 离子的辐照条件下,会发生位移损伤效应,可能和 SiGe 外延层或者界面处产生的缺陷有关^[11,19,20]. 特别地, Li 等^[21]发现,处于中子和伽马射线混合场中的 SiGe HBT 会受到总剂量和位移损伤的协同效应,并且位移损伤效应在低注入条件下更加显著. 此外,质子在 SiGe HBT 中也会同时产生电离损伤和位移损伤,具体的损伤机制涉及到质子能量和注量以及器件结构等因素^[22-24]. 除了 SiGe HBT 器件层面的研究,近年来研究人员开始从材料层面对 SiGe 合金的位移损伤效应进行研究. Jarrin 等^[25]结合蒙特卡罗和分子动力学模拟,研究了 18 MeV 以下中子在 SiGe 合金中产生的位移损伤. Xing

等^[26]也利用分子动力学模拟研究了初级离位原子(primary knock-on atom, PKA)能量和类型以及环境温度对 SiGe 合金中位移损伤缺陷演变的影响. 然而,到目前为止,利用蒙特卡罗模拟研究质子对 SiGe 合金位移损伤的文献较少.

综上,国内外学者利用蒙特卡罗模拟研究了质子在多种材料中的位移损伤情况,但是对 SiGe 合金中的位移损伤研究较少. 鉴于此,有必要利用蒙特卡罗模拟从材料层面研究质子对 SiGe 合金的位移损伤情况,为相关 SiGe 器件的位移损伤效应提供理论指导. 因此,本文通过蒙特卡罗模拟研究了质子在 SiGe 合金中产生 PKA 的能谱、类型以及损伤能分布情况,并探究了质子在 SiGe 器件关键结构 SiGe/Si 异质结构中损伤能的分布情况. 这项工作将有助于理解 SiGe HBT 和相关异质结器件的位移损伤效应,也能为 SiGe 器件抗辐照加固技术提供一定的指导意义.

2 模拟方法

通过蒙特卡罗软件 Geant4^[27]模拟质子在 SiGe 合金和 SiGe/Si 异质结构中产生的位移损伤. 图 1 为质子入射 SiGe 合金和 SiGe/Si 异质结构模型的示意图. SiGe 合金模型为类无限大的正方体,边长为质子在靶材中射程的 10 倍,以此获取质子

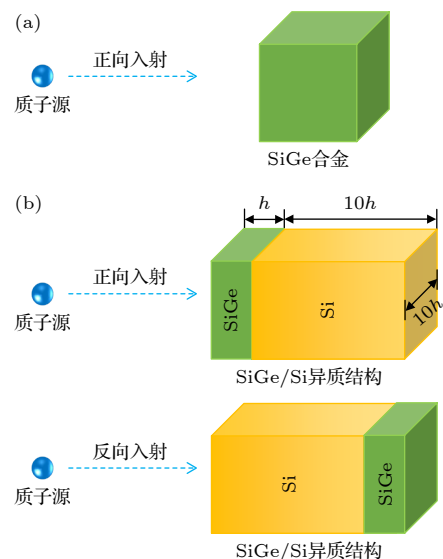


图 1 质子入射靶材示意图 (a) SiGe 合金; (b) SiGe/Si 异质结构 (h 为 SiGe 合金层的厚度)

Fig. 1. Schematic diagram of protons incident on the targets: (a) SiGe alloy; (b) SiGe/Si heterostructure (h is the thickness of the SiGe layer).

在靶材中完整的相互作用过程. SiGe/Si 异质结构模型为在 Si 基底上生长的 SiGe 合金, SiGe 合金层厚度为相应 Ge 含量的 SiGe 合金理论临界厚度, Si 基底厚度为 SiGe 合金层厚度的 10 倍, SiGe 合金层和 Si 基底的长度和宽度均为 SiGe 合金层厚度的 10 倍, 从而获取 SiGe 合金层和 Si 基底界面附近的位移损伤情况. 根据文献 [28], SiGe 合金层的理论临界厚度随 Ge 含量的增大而减小, Si_{0.7}Ge_{0.3}, Si_{0.5}Ge_{0.5} 和 Si_{0.3}Ge_{0.7} 合金层的厚度分别为 7.89 nm, 4.19 nm 和 2.77 nm. 本文同时考虑了正向和反向入射质子在 SiGe/Si 异质结构中产生的位移损伤情况, 其中正向入射表示质子首先进入 SiGe 合金层, 然后进入 Si 基底, 反向入射表示质子首先进入 Si 基底, 然后进入 SiGe 合金层.

采用 QGSP_BIC 物理列表模拟质子在靶材中的运输过程, 并添加 G4ScreenedNuclearRecoil 类模拟低能质子在靶材中的库仑散射, 物理模型的选择依据在文献 [7,8,29] 中已有详述. 参考 CREME96^[30] 近地轨道质子通量数据, 经过 100 mil (约 0.0254 mm) 铝材屏蔽后的质子能量可从 100 keV 提高至 10⁵ MeV, 主要分布区间为 100—10⁴ MeV (数目占比达到 10⁻³ 以上), 且峰值出现在 1000 MeV 附近 [8]. 因此, 选取能量区间处于 1—1000 MeV 的 6 种单能质子 (1 MeV, 10 MeV, 100 MeV, 300 MeV, 500 MeV 和 1000 MeV) 进行模拟, 该能量范围也可以涵盖空间辐射环境中大部分质子的能量和地面辐照实验中使用的质子能量 [7,31]. 质子由单能点源发出, 沿 Z 轴入射靶材, 质子源和靶材周围的空间为真空. 为了减小统计误差, 质子发射数目为 10⁵—10⁸, 具体数目根据模拟条件确定.

为了验证模拟过程的可靠性, 对质子在 Si 和 Ge 以及 SiGe 合金靶材中的 NIEL 进行模拟, 模拟方法参考文献 [7,8,15]. NIEL 表示单位质量厚度上由于库仑散射和核相互作用 (弹性碰撞和非弹性碰撞) 产生的非电离能量损失, 单位常为 MeV·cm²/g. 在 NIEL 的模拟过程中, 参考薄靶近似方法, 靶材厚度设为质子射程的 1/10, 从而减小质子慢化对 NIEL 计算的影响. NIEL 计算公式如下 [13,32]:

$$\text{NIEL} = \frac{N_A}{A} \sum_i \sigma_i(T) E_{\text{dam}}(T), \quad (1)$$

式中, N_A 为阿伏伽德罗常数, A 为靶材的原子质量数, T 为反冲原子的能量, σ_i 为反冲原子的微分截面, E_{dam} 为反冲原子的非电离损伤能. 通常, 可

以采用 Lindhard 能量配分函数得到 E_{dam} ^[33,34].

通过简化反冲原子的反应截面和非电离损伤能乘积的积分, (1) 式可以转化为 [32,35]

$$\text{NIEL} = \frac{T_{\text{dam}}}{\rho h}, \quad (2)$$

式中, T_{dam} 为反冲原子的平均非电离损伤能, ρ 为靶材的密度, h 为靶材的厚度.

质子在靶材中的射程通过蒙特卡罗软件 SRIM^[36] 得到, 如图 2(a) 所示. 相同能量的质子在 Si 中的射程最大, 在 Ge 中的射程最小, 使得随着 SiGe 合金中 Ge 含量的增大, 质子在 SiGe 合金中的射程减小. 模拟得到的 NIEL 结果如图 2(b) 所示, 图 2(c), (d) 为图 2(b) 中关键部分的放大图. 本文模拟的质子在 Si 和 Ge 中的 NIEL 结果与文献 [9] 中报道的结果基本一致. 尽管如此, 本文中的 NIEL 模拟结果和文献中报道的结果存在一定的差异, 这种差异主要来源于蒙特卡罗模拟软件的差异和模拟过程中的随机误差. 本文使用的模拟软件为 Geant4, 而文献 [9] 使用的软件为 MCNPX, 这两款软件的物理过程和截面库存在差异, 其次模拟过程中的质子发射数目和粒子输运过程随机性可能导致模拟结果出现一定的差异. 具体而言, 当质子能量较低 (尤其是小于 10 MeV) 时, 本文中的模拟结果比文献 [9] 中的结果略高, 可能是由于本文使用的 G4 ScreenedNuclearRecoil 类高估了低能质子库仑散射对 NIEL 的贡献, 而当质子能量较高 (尤其是大于 300 MeV) 时, 本文中的模拟结果和文献 [9] 中的结果比较接近. 总体上, 随着质子能量的增大, NIEL 逐渐减小, 但是当质子能量高于 50 MeV 后, NIEL 趋于稳定. 这主要和质子与 SiGe 合金的相互作用机制有关, 当能量低于 50 MeV 时, 质子主要和 SiGe 合金发生库仑散射, 而当能量高于 50 MeV 时, 质子和 SiGe 合金的核相互作用得到加强 [9,10]. 随着质子能量的增大, 库仑散射逐渐减弱, 而核相互作用逐渐加强, 这使得总相互作用截面 (库仑散射截面 + 核碰撞截面) 先减小后趋于稳定, 从而导致 NIEL 呈现出先下降后逐渐稳定的趋势. 同时, 当质子能量低于 50 MeV 时, Si 的 NIEL 最大, Ge 的 NIEL 最小, SiGe 合金的 NIEL 随着 Ge 含量的增大而降低, 更加接近 Ge 的 NIEL. 然而, 当质子能量大于 50 MeV 时, Si, Ge 和 SiGe 合金的 NIEL 大小顺序恰好相反. 为了进一步探究质子在 SiGe 合金中的相互作用过程, 下文中对质子在

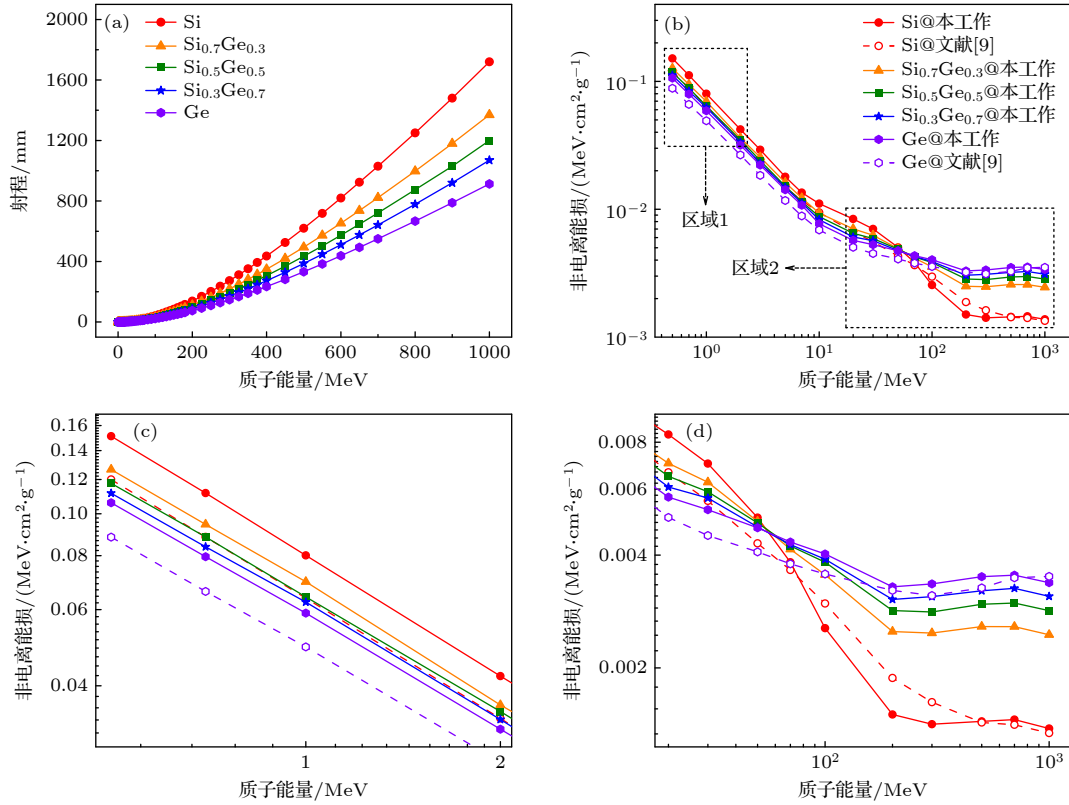


图2 质子在 Si, Ge 和 SiGe 合金中的射程和非电离能量损失 (a) 射程; (b) 非电离能量损失; (c) 图 (b) 中区域 1 的局部放大图; (d) 图 (b) 中区域 2 的局部放大图

Fig. 2. Projected range and the NIEL of protons in Si, Ge, and SiGe alloys: (a) Projected range; (b) NIEL; (c) the magnified view of Zone 1 in panel (b); (d) the magnified view of Zone 2 in panel (b).

SiGe 合金中产生的 PKA 的能量、类型和损伤能分布进行分析和讨论。

质子撞击靶材时, 首先获得能量离开晶格位置的反冲原子称为 PKA, 由于具有较高的能量, PKA 往往会继续撞击其他原子, 引发级联碰撞, 在更大范围内造成晶格缺陷. 质子与靶材相互作用产生的次级粒子包括靶材自身反冲原子和由非弹性碰撞产生的其他元素, 这些次级粒子在靶材中形成位移损伤的方式基本一致, 因此在本文中统称为 PKA. 这种 PKA 统计方式在文献 [7,8,25] 中有较多报道, 有助于分析不同能量质子在靶材中的位移损伤.

3 结果和讨论

3.1 质子在 SiGe 合金中产生的 PKA 能谱和类型

质子在 SiGe 合金中产生的 PKA 能谱如图 3(a), (c), (e) 所示, 纵坐标中的 PKA 数目为 10⁵ 个质子累计产生的 PKA 数目. 相同能量的质子在 3 种 SiGe 合金中产生的 PKA 能谱形状相近, 当质子能

量升高时, PKA 能谱趋向于扩展至高能区. 1 MeV 和 10 MeV 质子的 PKA 能谱形状相近, PKA 数目随 PKA 能量的增大整体呈现下降的趋势, 而当质子能量为 100 MeV 时, 在 PKA 能量大约为 0.1 MeV 处, PKA 数目开始保持稳定, 形成一个平台, 随着质子能量的进一步上升, 低于 0.1 MeV 的 PKA 数目逐渐减少, 而高于 0.1 MeV 的 PKA 数目逐渐增加. 同时, 随着质子能量的增大, PKA 能量拐点也趋向于从 0.1 MeV 向更低的值迁移, 从而导致了 PKA 能量整体升高. 最终, 相较于其他能量的质子, 1000 MeV 质子产生的高能 PKA 数目 (> 0.1 MeV) 更多, 低能 PKA (< 0.1 MeV) 数目更少. PKA 能谱随质子能量的变化趋势和图 2(b) 中 SiGe 合金的 NIEL 随质子能量的变化趋势具有相似性, 均说明了当质子能量高于 50 MeV 后, 质子和 SiGe 合金的相互作用机制会发生变化, 核相互作用会得到加强, 从而导致高能 PKA 增多, 尤其是, 300 MeV, 500 MeV 和 1000 MeV 质子与 SiGe 合金相互作用时, 非弹性碰撞截面增大, 从而增加了高能 PKA 的数目.

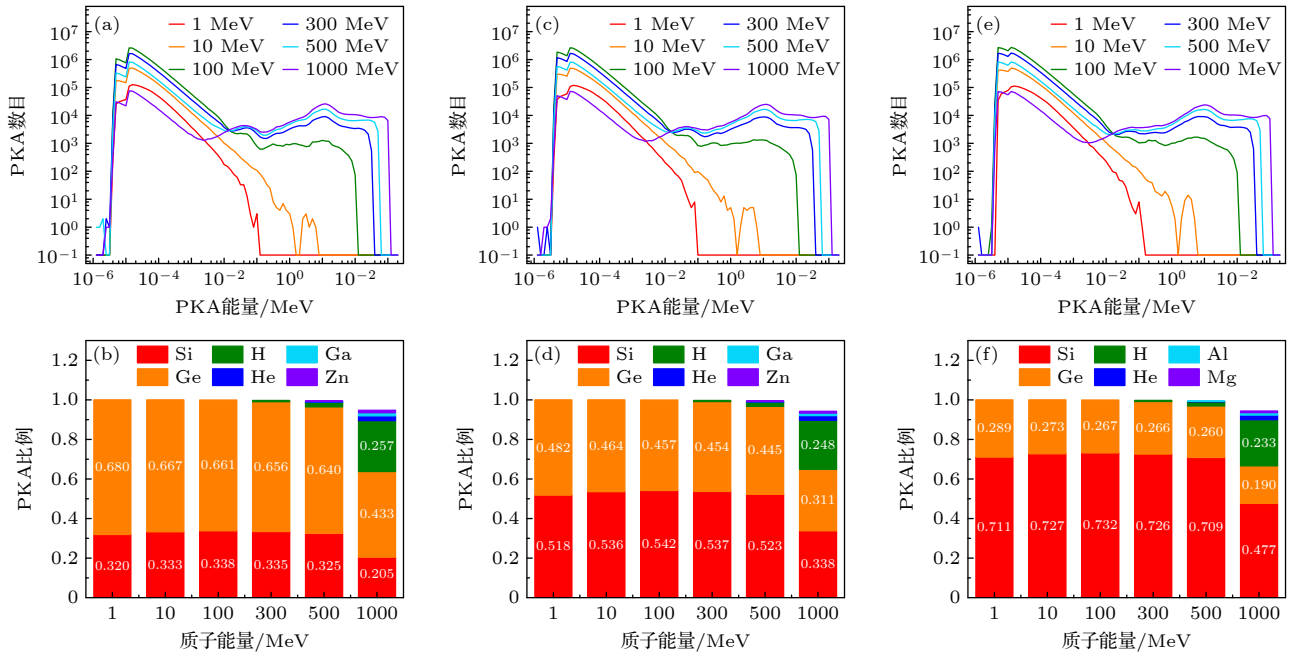


图 3 质子在 SiGe 合金中产生的 PKA 能谱和前 6 种 PKA 比例 (a) $\text{Si}_{0.3}\text{Ge}_{0.7}$ 的 PKA 能谱; (b) $\text{Si}_{0.3}\text{Ge}_{0.7}$ 的 PKA 比例; (c) $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$ 的 PKA 能谱; (d) $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$ 的 PKA 比例; (e) $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 的 PKA 能谱; (f) $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 的 PKA 比例

Fig. 3. Energy spectra of proton-induced PKAs and the proportions of top six types of PKAs in SiGe alloys: (a) PKA energy spectra of $\text{Si}_{0.3}\text{Ge}_{0.7}$; (b) PKA proportions of $\text{Si}_{0.3}\text{Ge}_{0.7}$; (c) PKA energy spectra of $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$; (d) PKA proportions of $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$; (e) PKA energy spectra of $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$; (f) PKA proportions of $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$.

质子在 SiGe 合金中产生的 PKA 类型如图 3(b), (d), (f) 所示. 由于高能质子与 SiGe 合金发生非弹性碰撞, 会产生多种 PKA 类型. 除了 Si PKA 和 Ge PKA 以外, 其他元素 PKA 类型可多达 40 余种. 因此, 本文将同一元素的所有同位素 PKA 合并统计, 并忽略比例小于 0.1% 的 PKA 类型, 最终仅汇总了数目最多的 6 种 PKA. 其中, 纵坐标 PKA 比例是指在横坐标对应能量的质子产生的所有 PKA 中, 特定类型的 PKA 数目与总 PKA 数目之比. 可以看出, 1 MeV 和 10 MeV 质子只在 SiGe 合金中发生库仑散射和弹性碰撞, 因此基本只产生 Si PKA 和 Ge PKA. 同时, 由于 100 MeV 质子的非弹性碰撞截面较小, 产生的 PKA 也基本只有 Si PKA 和 Ge PKA. 当质子能量达到 300 MeV, 500 MeV 和 1000 MeV 时, 非弹性碰撞逐渐增强, 出现了更多的 H PKA, He PKA, Ga PKA, Zn PKA, Al PKA 和 Mg PKA. 对于 $\text{Si}_{0.3}\text{Ge}_{0.7}$ 和 $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$, 前 6 种 PKA 类型基本相同, 而对于 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$, 前 6 种 PKA 中出现了 Al PKA 和 Mg PKA, 而不是 Ga PKA 和 Zn PKA, 这主要与 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ 中更高的 Si 含量有关, 导致了高能质子和 Si 原子发生非弹性碰撞, 产生了更多的 Al PKA 和 Mg PKA. 就反应方程式

而言, 由于高能质子产生的同位素 PKA 较多, 涉及的核反应过程较为复杂, 此处仅列举主要的反应过程. 低能质子主要通过库仑散射和弹性碰撞产生 Si PKA 和 Ge PKA, 反应过程为 (p, p), 而高能质子可以通过非弹性碰撞产生其他类型的 PKA (H, He, Al, Mg, Ga 和 Zn 等), 主要包括 $^{28}\text{Si}(p, 2p\text{n})^{26}\text{Al}$, $^{28}\text{Si}(p, 3p\text{n})^{25}\text{Mg}$, $^{28}\text{Si}(p, p\alpha)^{24}\text{Mg}$, $^{70}\text{Ge}(p, pd2\text{n})^{66}\text{Ga}$, $^{70}\text{Ge}(p, 2p\text{n})^{68}\text{Ga}$, $^{74}\text{Ge}(p, 3p5\text{n})^{67}\text{Zn}$ 和 $^{74}\text{Ge}(p, 3p4\text{n}\alpha)^{64}\text{Ni}$ 等, 即 Al PKA 和 Mg PKA 主要来自 Si 的核反应, Ga PKA 和 Zn PKA 主要来自 Ge 的核反应, 同时, 高能质子也会通过 (p, p') 反应产生 Si PKA 和 Ge PKA. 此外, 质子和 SiGe 合金相互作用产生的所有 PKA 类型中, Si PKA 和 Ge PKA 始终是占比最高的两种类型. 以 $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$ 合金为例, 对 Si PKA 和 Ge PKA 的产生机制进行分析后发现, 对于 1—500 MeV 之间的 5 种能量的质子, 超过 98% 的 Si PKA 和 Ge PKA 来源于库仑散射, 其次是弹性碰撞和非弹性碰撞. 当质子能量为 1000 MeV 时, 仍然有超过 85% 的 Si PKA 和 Ge PKA 来源于库仑散射, 这说明质子和 SiGe 合金之间的库仑散射产生了绝大多数的自反冲原子 PKA.

3.2 质子在 SiGe 合金中的损伤能分布

质子在入射靶材的过程中, 会沿着入射轨迹耗散能量, 导致质子在不同入射深度处和靶材的相互作用不尽相同, 进而可能产生不同程度的位移损伤. 图 4 给出了质子入射 SiGe 合金时在不同入射深度处的损伤能分布. 随着 Ge 含量的增大, 质子在 SiGe 合金中的损伤能分布深度逐渐减小, 这与图 2(a) 中的质子射程结果一致. 总体上, 质子在 SiGe 合金中产生的损伤能分布可以分为两部分, 分别为在质子入射深度前端的持续变化部分和在入射深度末端的布拉格峰部分, 这两部分的相对大小随着质子能量的变化而有所差异. 当质子能量为 1—100 MeV 时, 随着入射深度的增大, 前端损伤能持续上升, 直至在入射深度末端形成布拉格峰, 布拉格峰处的损伤能大于前端的损伤能. 然而, 当质子能量为 300 MeV 时, 随着入射深度的增大, 入射深度前端的损伤能开始不断降低. 随着 Ge 含量的增大, 前端的损伤能更大, 下降趋势更为明显, 并且当 Ge 含量为 0.7 时, 质子入射深度前端的损伤能已经略高于末端布拉格峰处的损伤能. 当质子能量为 500 MeV 和 1000 MeV 时, 入射深度末端的布拉格峰处的损伤能明显低于前端损伤能, 并

且 1000 MeV 质子产生的末端布拉格峰部分相对于前端损伤能部分甚至可以忽略.

入射深度前端和末端损伤能相对大小的变化源于这两部分产生的物理机制不同. 前端的损伤能和质子与 SiGe 合金之间的非弹性碰撞有关, 而末端的布拉格峰主要来源于库仑散射. 当质子能量处于 1—100 MeV 区间时, 质子在 SiGe 合金中的损伤能基本由库仑散射造成, 因此末端会出现较明显的布拉格峰, 而前端损伤能相对较低. 如图 5 所示, 1 MeV 和 10 MeV 质子通过库仑散射产生的损伤能分布和相同能量质子在图 4 中的损伤能分布基本相同, 这证实了质子和 SiGe 合金的非弹性碰撞概率很低, 没有对损伤能做出贡献. 当质子能量达到 100 MeV 及以上时, 质子和 SiGe 合金发生非弹性碰撞的概率增大, 产生的 PKA 能量更高, 从而导致前端的损伤能变得显著. 通过对比图 4 和图 5, 可以发现, 图 4 中较高的前端损伤能是由质子的非弹性碰撞贡献的, 这与文献 [7] 中报道的结果类似, 当 150 keV—200 MeV 质子和 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 材料相互作用时, 随着质子能量的增大, 质子入射深度前端的损伤能逐渐增大, 主要是因为高能质子和靶材非弹性碰撞产生的高能 PKA 数目增多, 从而贡献了前端的损伤能.

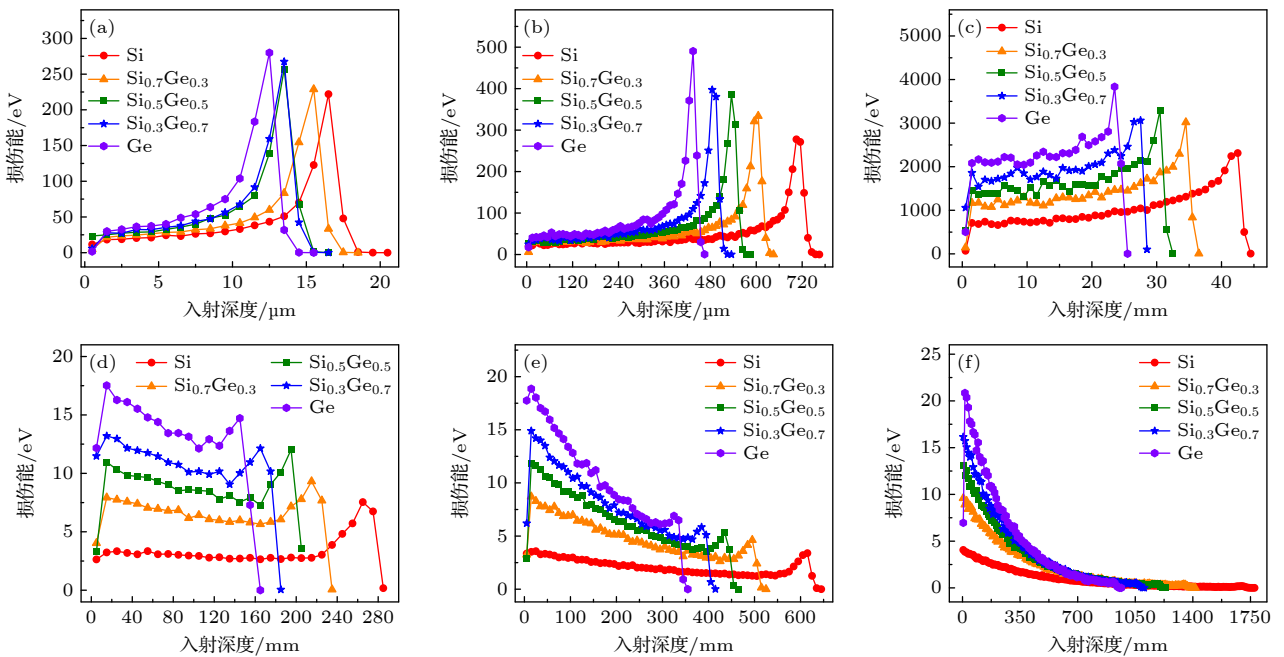


图 4 质子在 SiGe 合金中产生的损伤能随入射深度的分布 (a) 1 MeV 质子; (b) 10 MeV 质子; (c) 100 MeV 质子; (d) 300 MeV 质子; (e) 500 MeV 质子; (f) 1000 MeV 质子

Fig. 4. Distribution of damage energy in SiGe alloys produced by protons along the penetration depth: (a) 1 MeV proton; (b) 10 MeV proton; (c) 100 MeV proton; (d) 300 MeV proton; (e) 500 MeV proton; (f) 1000 MeV proton.

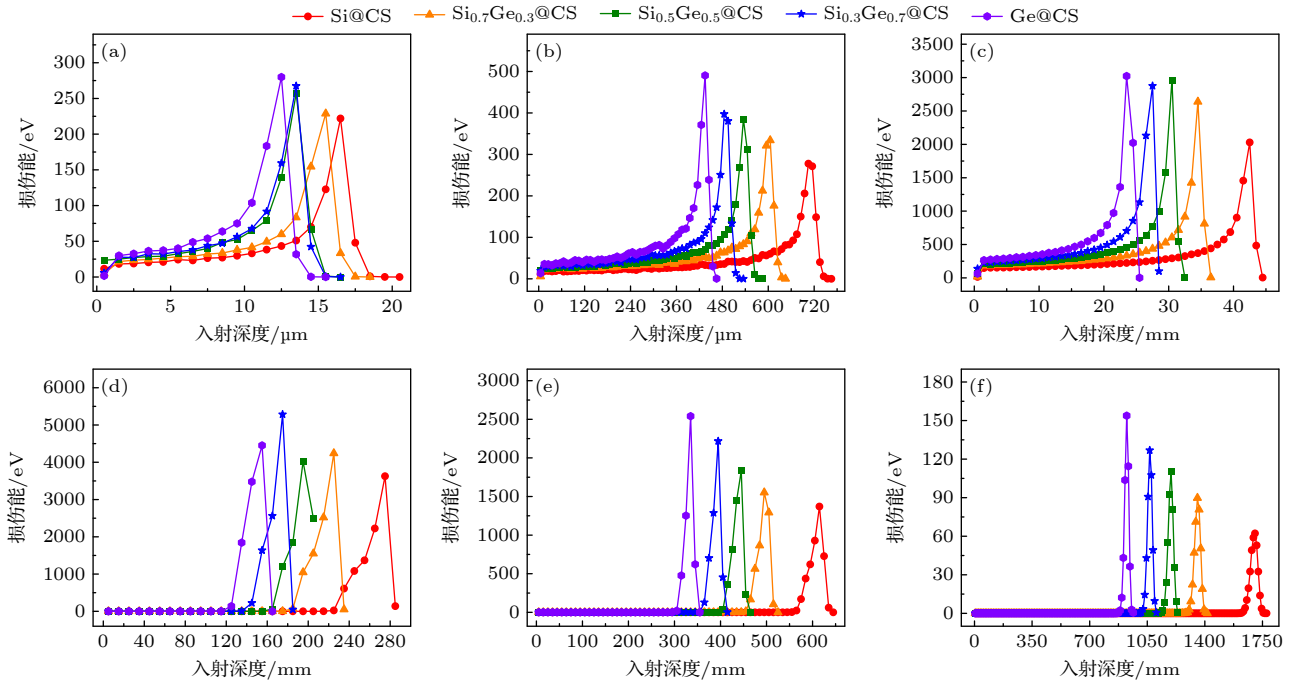


图5 质子在SiGe合金中通过库仑散射(CS)产生的损伤能随入射深度的分布 (a) 1 MeV质子; (b) 10 MeV质子; (c) 100 MeV质子; (d) 300 MeV质子; (e) 500 MeV质子; (f) 1000 MeV质子

Fig. 5. Distribution of damage energy in SiGe alloys produced by protons via the Coulomb scattering (CS) along the penetration depth: (a) 1 MeV proton; (b) 10 MeV proton; (c) 100 MeV proton; (d) 300 MeV proton; (e) 500 MeV proton; (f) 1000 MeV proton.

此外,如图5所示,布拉格峰的高度随着质子能量的增大呈现出先增大后减小的趋势,这与图4中布拉格峰高度的变化趋势一致.当质子能量处于1—300 MeV时,布拉格峰高度随着质子能量的增大而增大,但是当质子能量超过300 MeV后,布拉格峰高度开始随着质子能量的增大而减小.然而,图4和图5中布拉格峰高度先增大后减小的现象和入射深度的统计区间宽度有关,就单位统计区间宽度上的损伤能而言,布拉格峰的高度是随着质子能量的增大而单调减小的.以图5中的 $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$ 合金为例,1 MeV, 10 MeV, 100 MeV, 300 MeV, 500 MeV和1000 MeV质子在 $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$ 合金中产生的布拉格峰高度分别为257.05 eV, 385.28 eV, 2901.68 eV, 4021.92 eV, 1831.48 eV和110.10 eV,但是其对应的统计区间宽度分别为1 μm , 10 μm , 1 mm, 10 mm, 10 mm和10 mm,因此,如果将统计区间宽度归一化到1 mm,则布拉格峰高度分别为257050.00 eV, 38528.00 eV, 2901.68 eV, 402.19 eV, 183.15 eV,和11.01 eV,即布拉格峰高度随着质子能量的增大而减小.其余靶材的布拉格峰高度随质子能量的变化规律和 $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}$ 合金一致.这和布拉格峰的产生机制一致,随着质子能量从1 MeV增至1000 MeV,质子在SiGe合金中的

射程歧离和横向歧离加剧,在射程末端的库仑散射更加分散,导致布拉格峰处的库仑散射强度减弱,从而造成了更低的布拉格峰.这也进一步说明对于高能质子,相比于入射深度前端的损伤能,末端的布拉格峰部分的损伤能相对较弱.同时,就不同靶材而言,布拉格峰高度基本上随着SiGe合金中Ge含量的增大而增大,说明了Ge原子可以增强质子在SiGe合金中的库仑散射.

3.3 质子在SiGe/Si异质结构中的损伤能分布

基于上文中质子在SiGe合金中损伤能的讨论,有必要进一步探讨质子在SiGe/Si异质结构中的损伤能情况,这有助于实际SiGe/Si异质结构器件的位移损伤效应研究.图6为正向和反向入射的质子在SiGe/Si异质结构中产生的损伤能分布图.基本上,正向入射质子在SiGe合金层和Si基底中产生的损伤能沿入射深度的分布趋势和反向入射质子的情况相似.1 MeV质子在SiGe合金层和Si基底中产生的损伤能沿入射深度变化比较平稳,但是随着质子能量从1 MeV增至100 MeV, Si基底中入射深度较大处的损伤能波动增大.这主要是由于高能质子速度较高,和Si的总相互作用截面减小,

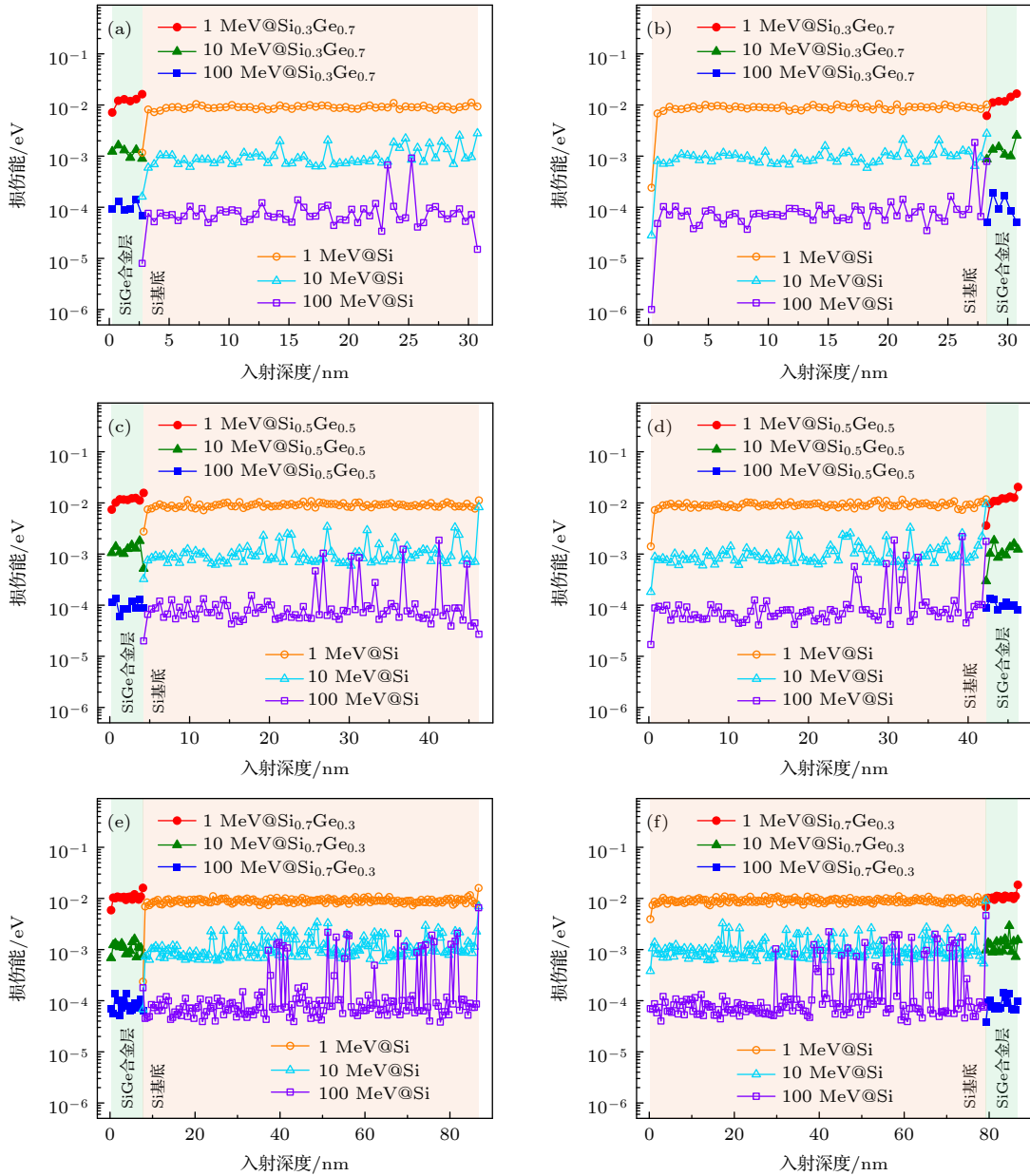


图 6 质子在 SiGe/Si 异质结构中产生的损伤能随入射深度的分布 (a) 质子正向入射 $\text{Si}_{0.3}\text{Ge}_{0.7}/\text{Si}$; (b) 质子反向入射 $\text{Si}_{0.3}\text{Ge}_{0.7}/\text{Si}$; (c) 质子正向入射 $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}/\text{Si}$; (d) 质子反向入射 $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}/\text{Si}$; (e) 质子正向入射 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}/\text{Si}$; (f) 质子反向入射 $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}/\text{Si}$
 Fig. 6. Distribution of damage energy in SiGe/Si heterostructures produced by protons along the penetration depth: (a) Proton incident forward on $\text{Si}_{0.3}\text{Ge}_{0.7}/\text{Si}$; (b) proton incident reversely on $\text{Si}_{0.3}\text{Ge}_{0.7}/\text{Si}$; (c) proton incident forward on $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}/\text{Si}$; (d) proton incident reversely on $\text{Si}_{0.5}\text{Ge}_{0.5}/\text{Si}$; (e) proton incident forward on $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}/\text{Si}$; (f) proton incident reversely on $\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}/\text{Si}$.

同时, 通过非弹性碰撞产生的 PKA 能量较高, 因此造成了 100 MeV 质子的损伤能波动较大. 此外, 100 MeV 质子在 Si 基底中的损伤能波动随着入射深度的增大而逐渐增大, 这与图 4(c) 中 100 MeV 质子在入射深度前端的损伤能变化情况一致. 然而, 由于 SiGe/Si 异质结构厚度较薄, 正向和反向入射质子在 SiGe 合金层中的损伤能差异不大. 当质子能量为 300 MeV, 500 MeV 和 1000 MeV 时, 质子没有在 SiGe 合金层中产生损伤能, 同时质子

在 Si 基底中产生的损伤能分布也较为零散, 能量沉积较低, 并且分布深度较大 (模拟数据未展示). 这说明了质子能量过高时, 和 SiGe/Si 异质结构发生相互作用的概率急剧降低, 产生位移损伤的可能性减小. 总体而言, 1 MeV 质子通过库仑散射在 SiGe/Si 异质结构中产生的损伤能整体高于其他能量质子产生的损伤能, 即低能质子更容易在小尺寸 SiGe/Si 异质结构中产生位移损伤.

同时, 由于 SiGe 合金层和 Si 基底的性质不

同, 损伤能在界面两侧的分布存在一定程度的起伏. 在正向和反向入射情况下, 质子在 SiGe 合金层和 Si 界面附近的损伤能分布有所差异. 总体而言, 对于 3 种组分的 SiGe/Si 异质结构, 在正向入射情况下, 由于 SiGe 合金层的厚度相对较薄, 质子在其中的能量衰减较小, 因此在界面两侧过渡时, 造成的损伤能起伏较小. 然而, 在反向入射情况下, Si 基底相对较厚, 质子在穿出 Si 基底时, 损伤能波动加剧, 波动程度随着质子能量的增大而增大. 随后, 当质子进入 SiGe 合金层后, 其产生的损伤能又趋于稳定, 波动程度明显减小. 因此, 在反向入射情况下, 界面两侧的损伤能起伏往往较大. 然而, 这种现象也和质子的能量大小相关, 对于 1 MeV 质子, 正向入射情况下界面两侧的损伤能起伏程度略高于反向入射情况, 但是基本相当, 而对于 10 MeV 和 100 MeV 质子, 反向入射情况下界面两侧损伤能的起伏程度明显高于正向入射情况. 相比于 1 MeV 和 10 MeV 质子, 100 MeV 质子反向入射 SiGe/Si 异质结构时, 界面两侧损伤能的起伏最为明显. 另外, 材料界面处往往存在界面缺陷, 较大的损伤能起伏可能在界面处产生更严重的位移损伤, 然而, 损伤能起伏对界面缺陷的确切影响机制有待进一步探究. 值得注意的是, SiGe/Si 异质结构中损伤能的波动程度也和质子发射数目带来的随机性有关, 质子发射数目增大后, 损伤能的波动程度会整体上减小, 模拟准确性得到提高 (模拟数据未展示), 但是损伤能在 SiGe/Si 异质结构中随入射深度的变化趋势保持不变, Si 基底入射深度较大处损伤能的波动程度依然很大, 这是由

质子和 SiGe/Si 异质结构相互作用机制决定的. 因此, 质子发射数目增大并不会改变本文的结论, 为了节约计算资源和模拟时间, SiGe/Si 异质结构损伤能模拟中发射的质子数目为 10^8 .

此外, 对正向和反向入射质子在 SiGe/Si 异质结构的 SiGe 合金层中产生的总损伤能进行了统计, 如图 7 所示. 采用单因素方差分析统计检验不同组之间的总损伤能结果, 显著性水平设置为 0.05. 对于同一 SiGe/Si 异质结构, 相同能量的质子正向和反向入射时, 在 SiGe 合金层中产生的总损伤能没有显著差异. 对于不同 SiGe/Si 异质结构, 随着 Ge 含量的增大, SiGe 合金层中的总损伤能显著减小, 这主要是由于 SiGe 合金层的厚度降低, 质子和 SiGe 合金层的作用区域变小. 作为对照, 模拟中使用相同尺寸的 Si 层代替 SiGe/Si 异质结构中的 SiGe 合金层, 并进行了相关的总损伤能统计. 在相同条件下, 正向和反向入射质子在 SiGe 合金层中的损伤能比 Si 层中的总损伤能略高, 但是并没有形成显著差异, 这说明了在小尺寸 SiGe 合金层中, Ge 含量对质子总损伤能的贡献有限. 进一步对正向和反向入射质子在 SiGe/Si 异质结构中的总损伤能进行统计后发现, 方向性和 Ge 含量均不会对其产生显著影响. 这些结果也说明了质子在 SiGe/Si 异质结构中界面两侧的损伤能起伏是和界面材料紧密相关的, 与整个结构中的总损伤能没有明显关系. 为进一步研究界面结构对 SiGe/Si 异质结构位移损伤的影响, 在未来的工作中, 有待通过第一性原理和分子动力学模拟研究界面处级联碰撞过程中的缺陷演变过程.

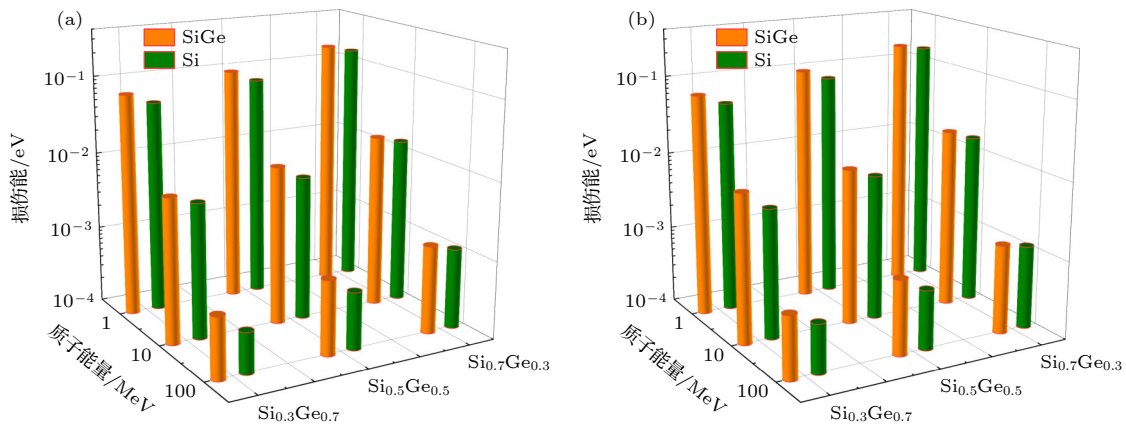


图 7 SiGe/Si 异质结构的 SiGe 合金层和对照组 Si 层中产生的总损伤能 (a) 正向入射; (b) 反向入射

Fig. 7. Total damage energy produced in the SiGe layer of SiGe/Si heterostructures and in the Si layer of control groups: (a) Forward incidence; (b) reverse incidence.

4 结 论

本文利用蒙特卡罗模拟研究了 1—1000 MeV 质子在 SiGe 合金和 SiGe/Si 异质结构中产生的位移损伤, 分析讨论了不同能量的质子在 SiGe 合金中产生的 PKA 能谱、类型以及损伤能分布情况和在 SiGe/Si 异质结构中的损伤能分布情况. 结果表明, Si PKA 和 Ge PKA 是比例最高的两种 PKA, 并且 85% 以上的 Si PKA 和 Ge PKA 来源于质子和 SiGe 合金的库仑散射. 同时, 质子在 SiGe 合金中的损伤能分布主要由前端持续变化部分和末端布拉格峰构成. 随着质子能量的增大, 非弹性碰撞加强, 导致前端部分逐渐升高, 而库仑散射减弱, 造成末端布拉格峰逐渐降低. 而且, 随着质子能量的增大, 质子在 SiGe/Si 异质结构中的损伤能整体上降低, 并且损伤能在 Si 基底入射深度较大处波动加剧. 与正向入射相比, 反向入射下的 10 MeV 和 100 MeV 质子在 SiGe/Si 异质结构界面两侧的损伤能波动更为剧烈, 可能造成更加严重的位移损伤. 此外, Ge 含量也会影响质子在 SiGe 合金中产生的 PKA 类型、损伤能分布和 NIEL, 但是对质子在 SiGe/Si 异质结构中的总损伤能影响不显著. 本文对 SiGe 合金基电子器件的位移损伤效应研究和相关抗辐照加固技术具有一定的参考价值.

参考文献

- [1] Li L, Bi R, Dong Z Y, Ye C Q, Xie J, Wang C L, Li X M, Pey K L, Li M, Wu X 2024 *Electron* **2** e32
- [2] Böck J, Aufinger K, Boguth S, et al. 2015 *IEEE Bipolar/BiCMOS Circuits and Technology Meeting—BCTM* October 26–28, 2015 pp121–124
- [3] Li P, Dong Z Y, Guo H X, Zhang F Q, Guo Y X, Peng Z G, He C H 2024 *Acta Phys. Sin.* **73** 044301 (in Chinese) [李培, 董志勇, 郭红霞, 张凤祁, 郭亚鑫, 彭治钢, 贺朝会 2024 *物理学报* **73** 044301]
- [4] Ma Y, Zhang P J, Xu X L, Chen X, Yi X H 2023 *Microelectron.* **53** 272 (in Chinese) [马羽, 张培健, 徐学良, 陈仙, 易孝辉 2023 *微电子学* **53** 272]
- [5] Chancellor J, Nowadly C, Williams J, et al. 2021 *J. Environ. Sci. Health Part C* **39** 113
- [6] Cressler J D 2013 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **60** 1992
- [7] He H, Bai Y R, Tian S, Liu F, Zang H, Liu W B, Li P, He C H 2024 *Acta Phys. Sin.* **73** 052402 (in Chinese) [何欢, 白雨蓉, 田赏, 刘方, 臧航, 柳文波, 李培, 贺朝会 2024 *物理学报* **73** 052402]
- [8] Bai Y R, Li Y H, Liu F, Liao W L, He H, Yang W T, He C H 2021 *Acta Phys. Sin.* **70** 172401 (in Chinese) [白雨蓉, 李永宏, 刘方, 廖文龙, 何欢, 杨卫涛, 贺朝会 2021 *物理学报* **70** 172401]
- [9] Insoo J, Xapsos M A, Messenger S R, Burke E A, Walters R J, Summers G P, Jordan T 2003 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **50** 1924
- [10] Zhu J H, Wei Y, Xie H G, Niu S L, Huang L X 2014 *Acta Phys. Sin.* **63** 066102 (in Chinese) [朱金辉, 韦源, 谢红刚, 牛胜利, 黄流兴 2014 *物理学报* **63** 066102]
- [11] Sun Y B, Fu J, Xu J, Wang Y D, Zhou W, Zhang W, Cui J, Li G Q, Liu Z H 2013 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res., Sect. B* **312** 77
- [12] Li Y H, Kou B C, Zhao Y L, He C H, Yu Q K 2018 *At. Energ. Sci. Technol.* **52** 1735 (in Chinese) [李永宏, 寇勃晨, 赵耀林, 贺朝会, 于庆奎 2018 *原子能科学技术* **52** 1735]
- [13] Fan J Q, Tan Q, Hao J H 2022 *AIP Adv.* **12** 095304
- [14] Bai Y R, Li P, He H, Liu F, Li W, He C H 2024 *Acta Phys. Sin.* **73** 052401 (in Chinese) [白雨蓉, 李培, 何欢, 刘方, 李薇, 贺朝会 2024 *物理学报* **73** 052401]
- [15] Shen S S, He C H, Li Y H 2018 *Acta Phys. Sin.* **67** 182401 (in Chinese) [申帅帅, 贺朝会, 李永宏 2018 *物理学报* **67** 182401]
- [16] Li P, He C H, Guo H X, Zhang J X, Wei J N, Liu M H 2022 *J. Terahertz Sci. Electron. Inf. Technol.* **20** 523 (in Chinese) [李培, 贺朝会, 郭红霞, 张晋新, 魏佳男, 刘默寒 2022 *太赫兹科学与电子信息学报* **20** 523]
- [17] Zhang J X, Guo H X, Li L, Wang X, Pan X Y 2022 *J. Terahertz Sci. Electron. Inf. Technol.* **20** 869 (in Chinese) [张晋新, 郭红霞, 吕玲, 王信, 潘霄宇 2022 *太赫兹科学与电子信息学报* **20** 869]
- [18] Pan X Y, Guo H X, Feng Y H, et al. 2022 *Sci. China: Technol. Sci.* **65** 1193
- [19] Sotnikov D I, Elesin V V, Kuznetsov A G, et al. 2020 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **67** 2396
- [20] Sotnikov D I, Kuznetsov A G, Elesin V V, Selishchev I A, Kotov V N, Nikiforov A Y 2021 *21th European Conference on Radiation and Its Effects on Components and Systems (RADECS)* September 13–17 2021 pp1–4
- [21] Li P, He C H, Guo H X, Li Y H, Wei J N 2022 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **69** 1051
- [22] Haugerud B M, Pratapgarhwal M M, Comeau J P, et al. 2006 *Solid-State Electron.* **50** 181
- [23] Diez S, Lozano M, Pellegrini G, et al. 2009 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **56** 1931
- [24] Li Z Q, Liu S H, Adekoya M A, Ren X T, Zhang J, Liu S Y, Li L 2021 *Microelectron. Reliab.* **127** 114396
- [25] Jarrin T, Jay A, Raine M, Mousseau N, Hémercyck A, Richard N 2020 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **67** 1273
- [26] Xing T, Liu S H, Wang X, et al. 2023 *Radiat. Eff. Defects Solids* **178** 1384
- [27] Allison J, Amako K, Apostolakis J, et al. 2016 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res., Sect. A* **835** 186
- [28] Douglas J P 2004 *Semicond. Sci. Technol.* **19** R75
- [29] Raine M, Jay A, Richard N, Goiffon V, Girard S, Gaillardin M, Paillet P 2017 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **64** 133
- [30] Tylka A J, Adams J H, Boberg P R, et al. 1997 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **44** 2150
- [31] Mesick K E, Bartlett K D, Coupland D D S, Stonehill L C 2019 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res., Sect. A* **948** 162774
- [32] Ye E L, Lai Y F, Shen C X, Hou Y J, Nan H J 2025 *Radiat. Phys. Chem.* **228** 112417
- [33] Robinson M T, Torrens I M 1974 *Phys. Rev. B* **9** 5008
- [34] Akkerman A, Barak J 2006 *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **53** 3667
- [35] Song C, Liu S H, Wang X, Mu H B, Bai Y R, Li H D, Xing T, He C H, Chen W 2023 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res., Sect. B* **545** 165144
- [36] Ziegler J F, Ziegler M D, Biersack J P 2010 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res., Sect. B* **268** 1818

Monte Carlo simulations of proton-induced displacement damage in SiGe alloys and SiGe/Si heterostructures*

XING Tian¹⁾ LIU Shuhuan^{1)†} WANG Xuan¹⁾ WANG Chao¹⁾
 ZHOU Junye¹⁾ ZHANG Ximin¹⁾ CHEN Wei²⁾

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

2) (*State Key Laboratory of Intense Pulsed Radiation Simulation and Effect,
 Northwest Institute of Nuclear Technology, Xi'an 710024, China*)

(Received 10 February 2025; revised manuscript received 26 June 2025)

Abstract

SiGe-based electronics have a promising prospect in the field of space exploration due to the controllable bandgap of SiGe alloys and high compatibility with Si technology. However, they may be susceptible to the influence of energetic particles in space radiation environments. In order to explain the potential displacement damage in SiGe-based electronics, Monte Carlo simulations are conducted to investigate the displacement damage in SiGe alloys and SiGe/Si heterostructures induced by 1–1000 MeV protons. The displacement damage in SiGe alloys is studied by the energy spectra and types of proton-induced primary knock-on atoms (PKAs) and the related damage energy distribution, while the displacement damage in SiGe/Si heterostructures is studied by the damage energy distribution caused by forward- and reverse-incident protons. Low-energy protons (1–100 MeV) primarily generate Si PKAs and Ge PKAs in SiGe alloys through Coulomb scattering and elastic collisions, and the corresponding damage energy distribution exhibits a distinct Bragg peak at the end of the proton range. Meanwhile, high-energy protons (300–1000 MeV) cause significant inelastic collisions in SiGe alloys, leading to a series of other PKA types, with the associated damage energy distribution predominantly located in the front of the proton range. In addition, the damage energy in SiGe/Si heterostructures generally decreases as the proton energy increases, and compared with the forward-incident protons, the reverse-incident protons (10 MeV and 100 MeV) cause greater damage energy on the side of Si substrate at the interface, and result in more noticeable fluctuations in damage energy on both sides of the interface, probably leading to severe displacement damage. Besides, Ge content can affect the PKA type, damage energy distribution, and nonionizing energy loss. As for high-energy protons, high Ge content may lead to a great nonionizing energy loss in SiGe alloys, whereas the Ge content has an insignificant effect on the total damage energy of small-size SiGe/Si heterostructures. In summary, this work indicates that the proton-induced displacement damage in SiGe alloys and SiGe/Si heterostructures is greatly dependent on the proton energy, and low-energy protons are prone to generating massive self-recoil atoms, inducing significant displacement damage in small-size SiGe/Si heterostructures, which will provide theoretical basis and reference for studying displacement damage effect and developing radiation hardening techniques of SiGe-based electronics.

Keywords: SiGe, heterostructure, proton, displacement damage, Monte Carlo simulation

PACS: 24.10.Lx, 61.80.Jh, 71.20.Nr, 74.78.Fk

DOI: [10.7498/aps.74.20250162](https://doi.org/10.7498/aps.74.20250162)

CSTR: [32037.14.aps.74.20250162](https://cstr.cn/32037.14.aps.74.20250162)

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 12075180, 11575139).

† Corresponding author. E-mail: shuhuanliu@126.com

SiGe合金和SiGe/Si异质结构质子位移损伤的蒙特卡罗模拟

邢天 刘书焕 王炫 王超 周俊辉 张锡民 陈伟

Monte Carlo simulations of proton-induced displacement damage in SiGe alloys and SiGe/Si heterostructures

XING Tian LIU Shuhuan WANG Xuan WANG Chao ZHOU Junye ZHANG Ximin CHEN Wei

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 74, 162401 (2025) DOI: 10.7498/aps.74.20250162

CSTR: 32037.14.aps.74.20250162

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250162>

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

质子入射 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 材料的位移损伤模拟

Simulation of displacement damage induced by protons incident on $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ materials

物理学报. 2024, 73(5): 052402 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20231671>

碲镉汞红外焦平面阵列图像传感器空间质子位移损伤及电离总剂量效应Geant4仿真

Geant4 simulation of $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ infrared focal plane array image sensor space proton displacement damage and total ionizing dose effects

物理学报. 2024, 73(23): 232402 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20241246>

近地轨道质子和 α 粒子入射InP产生的位移损伤模拟

Simulation of displacement damage of InP induced by protons and α -particles in low Earth orbit

物理学报. 2024, 73(5): 052401 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20231499>

空间重离子入射磷化铟的位移损伤模拟

Simulation of displacement damage in indium phosphide induced by space heavy ions

物理学报. 2021, 70(17): 172401 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210303>

InP中子位移损伤效应的Geant4模拟

Geant4 simulation of neutron displacement damage effect in InP

物理学报. 2022, 71(8): 082401 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20211722>

基于蒙特卡罗模拟研究锆钛酸铅镧材料的中子辐照损伤

Simulation of neutron irradiation damage in lead lanthanum zirconate titanate by Monte Carlo method

物理学报. 2022, 71(7): 076101 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20212041>