

高剂量 As 离子注入对高阻 Si 电学特性的影响*

朱贺¹⁾ 张兵坡¹⁾ 王淼¹⁾ 胡古今²⁾ 戴宁²⁾ 吴惠桢^{1)†}

1) (浙江大学物理系和硅材料国家重点实验室, 杭州 310027)

2) (中国科学院上海技术物理研究所, 红外物理国家重点实验室, 上海 200083)

(2013年11月14日收到; 2014年3月12日收到修改稿)

为了实现低电阻率厚度为纳米级的红外探测器电极材料, 通过离子注入的方法将高浓度的 As 掺入高阻单晶硅, 并经过快速退火处理, 获得了厚度 ~ 200 nm、电阻率为 10^{-4} $\Omega\cdot\text{cm}$ 的 Si:As 电极层. 原子力显微镜测试结果表明, 离子注入的样品表面依然较平整, 表面均方根粗糙度仅为 0.5 nm. 使用聚焦离子束设备 (FIB) 制备高分辨透射电镜 (HRTEM) 样品, 高浓度的 As 掺入虽然会损伤 Si 晶格、引入大量的缺陷, 但是 HRTEM 观察表明合适的退火工艺能够使得完整晶格得到恢复, 而且霍尔效应和扩展电阻的测量分析表明, 用离子注入方法制备的 Si:As 层载流子浓度达到 2.5×10^{20} cm^{-3} 、电子迁移率高于 40 $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$, 具有优异的电学性能, 适合用作各种 Si 基光电器件的背电极.

关键词: 硅电极材料, 离子注入, 低电阻率, 微观结构

PACS: 68.55.Ln, 73.61.Cw, 68.37.Og

DOI: 10.7498/aps.63.136803

1 引言

红外探测器在红外天文物理、星际生命科学、航空航天、国防和民用等领域有着极其重要的应用. 现有的红外探测器大致分光电和光热型两类. 光电探测器有 pn 结型光电二极管, pin 结型光电二极管, 雪崩光电二极管, 光导型探测器以及薄膜场效应管等. 常用做制备红外探测器的材料有 Si, Ge, HgCdTe, InSb, PbTe 等^[1-3], 它们具有不同的响应波长, 在科学研究与技术开发的各个领域起着重要作用^[4-6]. IBC (impurity band conductor) 探测器以其独特的器件结构, 具有探测波长更长、灵敏度高、噪声小等特点^[7]. 采用这种结构的探测器以 Ge, Si 材料为主, 近些年发展了以 GaAs 为材料的 IBC 型探测器^[8], 将探测器的响应波长拓展到了数百微米. 硅材料的 IBC 探测器的响应波长在 8—25 μm 之间, 它们主要应用于深空探测、航空航天和国防领域.

硅基 IBC 探测器由 Stapelbroek 和 Petroff 于

上世纪 80 年代提出, 其器件结构如图 1, 上电极和背电极为重掺杂的硅, 在背电极上面是用外延方法生长的红外光子吸收层, 吸收层与上电极之间有一层高阻硅作为载流子阻挡层, 阻挡杂质能带中的空穴从上电极得到补充, 形成耗尽区^[9].

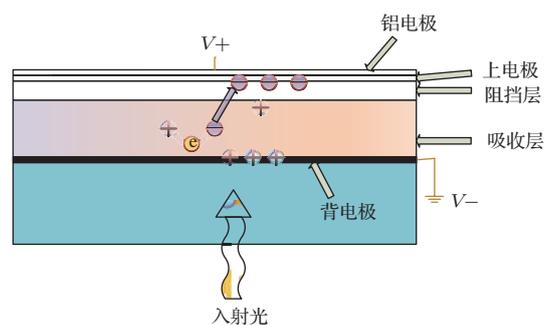


图 1 IBC 型探测器的器件结构图

离子注入是实现半导体局域掺杂的最有效方法之一^[10,11]. 为了获得高电导率的 n 型层, 我们对高阻单晶 Si 衬底进行高剂量、高能量的 As 离子注

* 国家自然科学基金 (批准号: 61290305 和 11374259) 资助的课题.

† 通讯作者. E-mail: hzwu@zju.edu.cn

入掺杂. As 的注入使 Si 晶体受到极大损伤, 引入大量缺陷, 进而引起杂质的低激活效率和材料电子迁移率的下降^[12]. 对离子注入后的样品进行退火处理可以部分修复损伤和减少缺陷. 常用的退火方法有常规退火处理、激光退火和使用氩灯或者石墨等加热源的快速退火 (RTA) 方法^[13-16]. 常规退火方法的一大不足是杂质再分布现象严重, 激光退火适合对小区域进行热处理, 但成本高. 本工作利用氩灯为加热源的快速退火方法, 在保证杂质激活效率的同时, 尽量减小退火过程中杂质的扩散. 退火温度过低, 杂质中残留有大量缺陷, 杂质不能完全激活, 退火温度过高, 杂质会与缺陷复合, 随着缺陷迁移, 形成沉淀或团簇, 也会造成杂质的失活和杂质的再分布^[17-19], 因此对于重掺杂 Si:As 样品, 选择最佳的退火温度成为一个关键问题. 本文采用微结构和电学特性表征手段对高阻晶体 Si 经离子注入 As 离子、并经快速退火处理后的晶体损伤、缺陷、杂质的电活性进行了深入研究. 在此基础上, 制备出了载流子浓度高达 10^{20} cm^{-2} , 电子迁移率达到 $88 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$, 电阻率达到 $2.1 \times 10^{-4} \Omega\cdot\text{cm}$ 的 Si:As 电极层. 这一方法可以作为光电二极管、太阳电池、MOS 晶体管、双极晶体管等光电子器件制作工艺的参考.

2 离子注入参数设计与实验

离子注入过程中带电离子主要受到两种散射作用, 一种是来自入射离子与靶原子核的相互作用, 一种是来自电子的阻挡作用, 带电离子单位长度内损失掉的能量为^[20]

$$\frac{dE}{dx} = -N_T[S_n(E) + S_e(E)], \quad (1)$$

N_T 表示单位长度体积内的散射中心数目, $S_n(E)$ 表示来自核的阻挡能力, $S_e(E)$ 表示来自电子的阻挡能力. 在单个入射离子与靶原子的二体相互作用中, 入射离子损失的能量为

$$\Delta E = \frac{4M_1M_2}{(M_1 + M_2)^2} \cdot \sin^2 \frac{\Theta}{2} \cdot E_0, \quad (2)$$

M_1 和 M_2 代表入射离子和靶原子的相对原子质量, Θ 表示在质心坐标系下的散射角, E_0 表示入射离子的初始能量. 来自电子的阻挡能力分为来自靶中离子的有效电荷阻止和正电子的阻挡作用, 损失掉的总能量为^[21]

$$\Delta E_e = Z_1^{*2} \int_{x_1}^{x_2} S_p(v, r_s(x)) dx, \quad (3)$$

其中

$$S_p(v, r_s(x)) = Z_1^{*2} S_0, \quad (4)$$

$$Z_1^{*2} = Z_1^2 \left[q + \frac{1}{2} (1-q) \ln \left[1 + \left(\frac{4A}{r_s} \right)^2 \right] \right]^2, \quad (5)$$

$$S_0 = \frac{3v}{k_F r_s^3} \sum_{l=0}^{\infty} (l+1) \times \sin^2 [\delta_l(E_F) - \delta_{l+1}(E_F)], \quad (6)$$

$$A = \frac{0.48(1-q)^{2/3}}{Z_1^{1/3} \left(1 - \frac{1}{7}(1-q) \right)}, \quad (7)$$

S_p 为电子阻止能力, Z_1^* 为靶介质中离子的有效电荷量, S_0 为质子阻挡能力, Z_1 为离子的原子序数, r_s 为电子半径, A 为屏蔽长度, k_F 为费米波矢, v 是离子的速度, δ_l 表示费米面上第 l 部分的波的相移, 函数 $q = 0.89v_r/(Z_1^{2/3}v_B) - 0.3 \left(v_r/(Z_1^{2/3}v_B) \right)^2$, 其中 v_r 为入射离子与靶材中电子的相对速度, v_B 为玻尔速度. 离子注入后的杂质分布可以用高斯函数描述^[22]

$$N(x) = \frac{\Phi}{\sqrt{2\pi}\Delta R_p} \exp \left[-\frac{(x - R_p)^2}{2\Delta R_p^2} \right], \quad (8)$$

$$\Delta R_p = \sqrt{\frac{\int_0^{\infty} (x - R_p)^2 N(x) dx}{\int_0^{\infty} N(x) dx}}, \quad (9)$$

Φ 为注入剂量, R_p 为离子注入的投影长度, ΔR_p 为离散长度. 我们采用 TRIM 进行模拟和设计, 选择 As 离子注入能量为 180 keV, 其投影长度的预测值为 118 nm, 离散长度为 32 nm.

我们选用高阻 p 型单晶硅作为衬底材料, 其电阻率大于 $5 \times 10^3 \Omega\cdot\text{cm}$. 在 As 离子注入前对其表面用等离子增强化学气相沉积 (PECVD) 沉积 SiO_2 作为保护层, SiO_2 层厚度约为 10 nm. 为了防止离子注入过程中的沟道效应, 离子注入的束流角度偏离沟道方向 7° , 离子注入能量为 180 keV, 注入剂量的选用分别是 $5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ (1#) 和 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ (2#). 为避免注入过程中的自发退火, 注入时衬底温度为常温. 为了尽量减小杂质在退火过程中的扩散, 我们使用 RTA 方法, 退火设备采用以氩灯做为加热源的快速退火炉 (台湾 Premtek 公司 RTP-CT100M), 退火在氮气保护氛围中进行. 将经过离子注入的硅片切成尺寸为 $1 \text{ cm} \times 1 \text{ cm}$ 的样品放置在退火炉中, 退火温度分别为 700°C , 850°C ,

950 °C, 1050 °C, 1150 °C, 升温时间为30 s, 退火时间为30 s. 退火后增加气体流量, 将多余的热量带走, 起到快速降温的作用, 温度降到200 °C后让硅片自然冷却. 将退火处理后的样品浸泡在HF酸溶液中恒温26 °C处理30 s, 腐蚀掉表面的氧化层. 薄膜表面特性的信息使用日本精工公司生产的SPI3800N型原子力显微镜(AFM)测试获得. 为了观察退火对薄膜的微结构造成的影响, 我们采用飞利浦公司的Quanta 3D FEG型FIB制备HRTEM样品, 然后利用Tecnai G2F20型高分辨透射电镜获得退火后样品的微观结构信息. 样品的电学特性采用霍尔效应测试和扩展电阻测试表征. 霍尔效应测试(美国BIO-RAD公司, HL5500型)使用范德堡方法测量薄膜的载流子浓度、迁移率、电阻率等数据, 用扩展电阻确定载流子随深度的分布.

表1 各样品的离子注入参数

| 样品编号 | 注入剂量/cm ⁻² | 注入能量/keV | 倾斜角度/(°) |
|------|-----------------------|----------|----------|
| 1# | 5 × 10 ¹⁵ | 180 | 7 |
| 2# | 1 × 10 ¹⁵ | 180 | 7 |

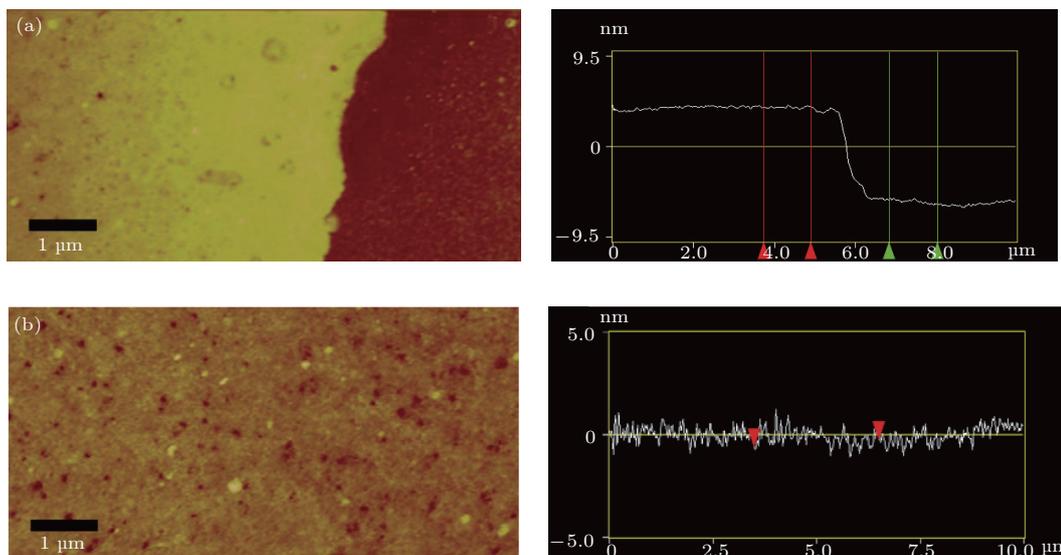


图2 (a) 对样品表面进行选择性化学腐蚀后, 腐蚀区域与未腐蚀区域之间观测到台阶; (b) 去除SiO₂后样品表面的AFM照片

我们选用950 °C退火处理的1#样品进行HRTEM表征, FIB制样过程由图3(a)表示, 在对样品切割之前先在表面镀Pt作为保护层, 然后将样品两边的区域用Ga离子刻蚀挖出两个凹槽, 将样品转接到纳米手之后, 对样品进行U形切割, 再将样品转接到铜网上并进行均匀减薄. 从图3(b)可以清晰的看出样品分为三层, 中间层是用电子束

3 实验结果和讨论

3.1 样品微结构表征

为了表征经As离子注入对Si表面的影响, 我们将经过As离子注入处理的每个样品的一半旋涂光刻胶作为保护层, 然后将硅片表面的SiO₂用HF : NH₄F : H₂O = 3 ml : 6 g : 10 ml的腐蚀液分别处理30 s和5 min, 随后用丙酮将光刻胶溶解掉. 图2(a)的AFM照片显示每个样品的台阶高度差均为10 nm, 同时用作对比的普通硅片经过相同处理, 在腐蚀液中腐蚀40 min后, 并未在表面观测到明显台阶, 说明上述腐蚀液腐蚀SiO₂层, 但是几乎不与Si发生反应. 台阶两侧的高度落差完全来自于被腐蚀掉的SiO₂层(PECVD沉积的SiO₂层的厚度为10 nm). 从图2(b)的结果可以看出样品表面很平整, 离子注入过的样品表面粗糙度为0.493 nm, 表面高度的起伏可能由PECVD沉积工艺和腐蚀的不均匀性或者表面沾染的杂质引起. 离子注入后样品表面的良好平整度说明离子注入不会改变样品表面的整体形貌.

辅助沉积的Pt第一保护层, 位于右边的部分为Pt第二保护层, 它是使用离子束辅助沉积(IBAD)方法制备, 位于最左边的区域是As离子注入区. 从HRTEM图中可以看出, 退火后的样品是晶格有序排列的单晶, 而且样品表面附近并未观察到位错或者其他缺陷. 图中离子注入区与Pt保护层的界面很平整, 与AFM中观察到的结果相同. 图3(d)为

未将表面的氧化层腐蚀掉的样品的 HRTEM 图片, 从图中可以看出, 氧化层与 Pt 保护层的界面也很平整, 说明离子注入不会改变样品的整体形貌. 在离子注入区中含有大量的衬度与单晶 Si 衬底不同的颗粒物质, 这些颗粒可能是退火过程中 As 聚集

形成的团簇, 在离子注入的射程末端距离表面大约 170 nm 的位置存在一些缺陷, 这些缺陷可能是离子注入造成的缺陷在退火的过程中迁移到样品内部, 在这些位置形成位错, 缺陷环, 也可能是 As 原子扩散到此处被缺陷俘获形成了 As 的沉淀.

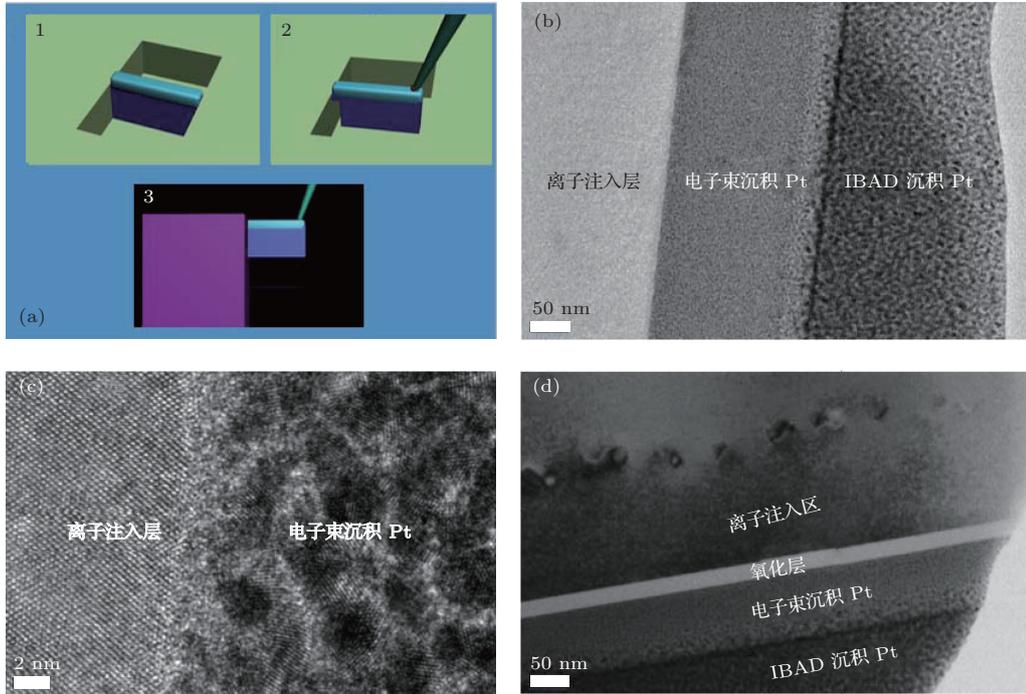


图3 (a) FIB 制样方法示意图; (b), (c) 不含氧化层的样品的截面 HRTEM 照片; (d) 经 1150 °C 退火处理且保留氧化层的样品的 HRTEM 测试结果

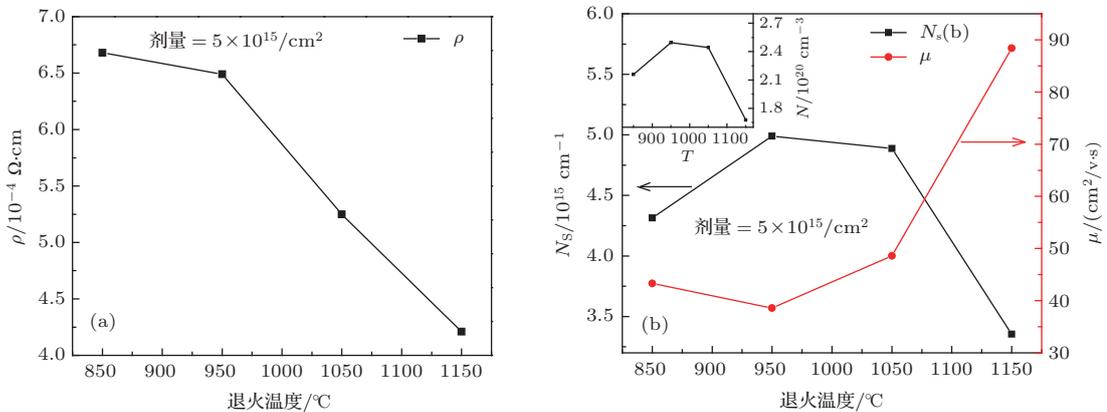


图4 样品 1# 的霍尔测试结果 (a) 为电阻率随温度的变化曲线; (b) 为载流子面密度和迁移率随温度的变化曲线 (插图为载体浓度随温度的变化曲线)

3.2 样品的电学特性

图 4 为 1# 样品的霍尔效应测试结果. 图 4(a) 给出了电阻率随退火温度的变化, 可见在 850—1150 °C 温度范围内退火的样品均具有很好的导电性. 随着退火温度的升高, 电阻率逐渐降低, 经过 1150 °C 退火的样品电阻率最低, 为

$2.1 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$, 而电阻率最高的样品也只有 $6.7 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$. 从载流子浓度的结果可以看出快速退火过程对于杂质电活性的激活效果显著, 从 850 °C 到 1050 °C, 载流子浓度基本与注入浓度相同, 均达到 $4 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 以上, 而载流子浓度最低的经过 1150 °C 处理的样品的载流子浓度也达到了 $3.35 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$. 950 °C 退火的样品, 载流

子浓度最大,几乎等于注入的As离子浓度,说明经过此温度退火杂质几乎全部激活.高于此退火温度,载流子浓度随温度上升而下降的原因可能是杂质与缺陷形成复合缺陷,并随着缺陷迁移,离开了替代位^[23],杂质在某些位置沉积下来形成富As沉淀或者团簇^[24],如图3(d)中观察到的离子注入程末端的缺陷,也可能是As原子扩散至SiO₂/Si界面时被限制在界面处,形成SiAs单斜晶体^[25].从图4(b)可知,样品的载流子浓度与迁移率基本呈反比关系.经过950 °C退火处理的样品,载流子浓度最高,即电离杂质浓度最高,自由电子受到的电离杂质散射最强,因此迁移率最低.1150 °C退火处理的样品迁移率明显高于其他温度,原因可能一方面由于其中的载流子受到电离杂质散射的概率较其他温度处理的样品减小了,另一方面由于退火温度较高,样品中残留的缺陷较其他温度减少了.

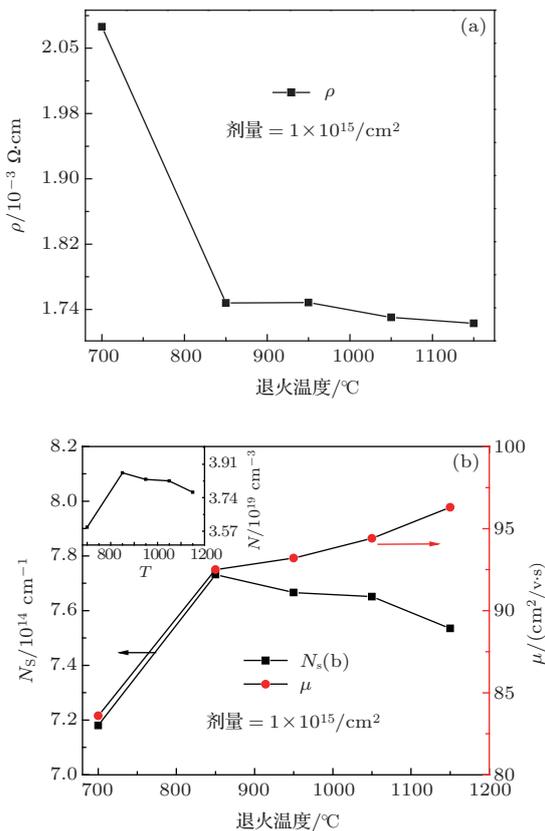


图5 样品2霍尔效应测试结果 (a)为电阻率随温度的变化曲线;(b)为载流子面密度和迁移率随温度的变化曲线(插图为载体浓度随温度的变化曲线)

在注入浓度为 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 样品2#中,电阻率与温度基本呈反比关系,在退火温度为1150 °C时达到最低值.所有退火样品的电阻率均低于 $2 \times 10^{-3} \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$,与注入剂量为 $5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$

样品1#相比,电阻率略高.但是样品2#的迁移率比高注入剂量的样品1#有显著地提升,700 °C退火的样品的载流子浓度虽然最低,但是其迁移率却并未比载流子浓度高的样品升高,可能是700 °C退火的样品由于退火温度偏低,损伤缺陷修复不够充分,缺陷的散射抑制了电子迁移率.经过退火处理后,载流子浓度随退火温度的变化曲线与高注入剂量的样品1#的变化趋势类同,在退火温度为850 °C时达到最大,温度低于850 °C时,样品中残留大量由离子注入引起的缺陷,而且杂质没有完全激活,当温度高于850 °C时,As原子与缺陷形成复合缺陷,随着缺陷扩散,失去电活性,载流子浓度下降.

我们进一步用扩展电阻方法测量了样品中载流子浓度随深度的分布曲线,从图6中可以看出,随着深度的增加,载流子浓度逐渐降低,在表面处的载流子浓度达到 10^{19} cm^{-3} ,这一结果与前面的霍尔效应测试结果有一定的差异,原因是由于扩展电阻测量的探针一般比较粗($>1 \text{ } \mu\text{m}$)引起展宽.在曲线的末尾,载流子浓度达到恒定,稳定在 10^{13} cm^{-3} ,说明选用的硅衬底杂质浓度很低,霍尔效应测试得到的载流子浓度均来自于电离的As替代杂质.

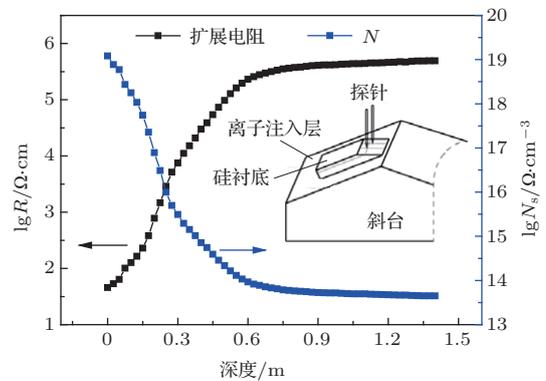


图6 扩展电阻方法测得的高注入剂量样品电子浓度随深度的分布

4 结 论

通过离子注入和快速热处理的方法,我们获得了高电子浓度、高迁移率、低电阻率的薄层硅电极材料,电阻率最低可至 $10^{-4} \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$,载流子浓度高达 10^{20} cm^{-3} ,可以起到良好的导电效果.注入剂量和退火温度均是影响样品电学性能的主要因素,注入剂量过高时,样品中缺陷密度增大,退火处理可能无法完全消除离子注入引入的缺陷,残留在样

品中的缺陷及高浓度的电离杂质降低了电子迁移率. 退火温度过高时, 样品中的 As 随着缺陷扩散, 失去电活性, 且 As 的再分布严重, 影响样品的导电性能; 退火温度过低, 离子注入造成的损伤不能完全修复, 残留有大量缺陷, 850—950 °C 退火的样品, 其电导率、载流子浓度和迁移率都能满足作为电极的基本需求. HRTEM 观察结果表明, 经过 RTA 处理的样品是晶格排列有序的单晶, 且接近表面的位置没有明显的晶格缺陷, 适合作为外延生长的衬底材料.

参考文献

- [1] Jiang T, Cheng X A, Xu Z J, Lu Q S 2013 *Acta Phys. Sin.* **62** 097303 (in Chinese)[江天, 程湘爱, 许中杰, 陆启生 2013 物理学报 **62** 097303]
- [2] Wei X D, Cai C F, Zhang B P, Hu L, Wu H Z, Zhang Y G, Feng J W, Lin J M, Lin C, Fang W Z, Dai N 2011 *J. Infrared Millim. Waves* **30** 293 (in Chinese) [魏晓东, 蔡春峰, 张兵坡, 胡炼, 吴惠楨, 张永刚, 冯靖文, 林加木, 林春, 方维政, 戴宁 2011 红外与毫米波学报 **30** 293]
- [3] Meng Q R, Yu Q, Zhang L W, Lv Y Q 2012 *Acta Phys. Sin.* **61** 226103 (in Chinese)[孟庆端, 余倩, 张立文, 吕衍秋 2012 物理学报 **61** 226103]
- [4] Rogalski A 2003 *Prog. Quant. Electron* **27** 59
- [5] Rogalski A 2011 *Infrared Phys. Technol.* **54** 136
- [6] Rogalski A 2007 *Infrared Phys. Technol.* **50** 240
- [7] Patrashin M, Hiromoto N, Fouks B, Maslov I A, Ledenev V M 1999 *J. Appl. Phys.* **86** 3797
- [8] Cardozo B L, Reichertz L A, Beeman J W, Haller E E 2005 *Infrared Phys. Technol.* **46** 400
- [9] Szmulowicz F, Madarasz F L 1987 *J. Appl. Phys.* **62** 2533
- [10] Guo H, Wang Y H, Zhang Y M, Qiao D Y, Zhang Y M 2009 *Chin. Phys. B* **18** 4470
- [11] Guo H, Zhang Y M, Qiao D Y, Sun L, Zhang Y M 2007 *Chin. Phys. B* **16** 1753
- [12] Nylandsted Larsen A, O'Raifeartaigh C, Barklie R C, Holm B, Priolo F, Franzo G, Lulli G, Bianconi M, Nipoti R, Lindner J K N, Mesli A, Grob J J, Cristiano F, Hement P L F 1997 *J. Appl. Phys.* **81** 2208
- [13] Lietoila A, Gibbons J F, Magee T J, Peng J, Hong J D 1979 *Appl. Phys. Lett.* **35** 532
- [14] Qin X F, Liang Y, Wang F X, Li S, Fu G, Ji Y J 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 066101 (in Chinese)[秦希峰, 梁毅, 王凤翔, 李双, 付刚, 季艳菊 2011 物理学报 **60** 066101]
- [15] Xu D Q, Zhang Y M, Lou Y L, Tong J 2014 *Acta Phys. Sin.* **63** 047501 (in Chinese)[徐大庆, 张义门, 娄永乐, 童军 2014 物理学报 **63** 047501]
- [16] Fulks R T 1981 *Appl. Phys. Lett.* **39** 604
- [17] Pandey K, Erbil A, Cargill G, Boehme R, Vanderbilt D 1988 *Phys. Rev. Lett.* **61** 1282
- [18] Xu R, Jia G, Liu C L 2014 *Acta Phys. Sin.* **63** 078501 (in Chinese)[许蓉, 贾光, 刘昌龙 2014 物理学报 **63** 078501]
- [19] Parisini A, Bourret A, Armigliato A, Servidori M, Solmi S, Fabbri R, Regnard J R, Allain J L 1990 *J. Appl. Phys.* **67** 2320
- [20] Lindhard J, Scharff M, Schidtt H E 1963 *Mat. Fys. Med.-d. Dan. Vid. Selsk.* **33** 14
- [21] Kevin M, Klein C P, Al F Tasch 1992 *IEEE T. Electron Dev.* **39** 1614
- [22] Suzuki K 2009 *FUJITSU Sci. Tech. J.* **46** 307
- [23] Solmi S, Nobili D, Shao J 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 658
- [24] Nobili D, Celotti G, Solmi S 1983 *J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Technology* **130** 922
- [25] Nobili D, Solmi S, Parisini A, Derdour M, Armigliato A, Moro L 1994 *Phys. Rev. B* **49** 2477

Influence of high dose As ion implantation on electrical properties of high resistivity silicon*

Zhu He¹⁾ Zhang Bing-Po¹⁾ Wang Miao¹⁾ Hu Gu-Jin²⁾ Dai Ning²⁾ Wu Hui-Zhen^{1)†}

1) (Department of Physics and State Key Laboratory of Silicon Materials, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China)

2) (Shanghai Institute of Technical Physics, Chinese Academy of Sciences, State Key Laboratory of Infrared Physics, Shanghai 200083, China)

(Received 14 November 2013; revised manuscript received 12 March 2014)

Abstract

To achieve nanoscale infrared photodetector electrodes with low resistivity, ion-implantation is used to implant high dose of As ion into high-resistivity silicon, and followed by rapid thermal annealing (RTA). A 200 nm thick Si:As layer with resistivity of $10^{-4} \Omega\cdot\text{cm}$ is obtained. Characterization by atomic force microscopy shows that the surfaces of the ion-implanted samples are smooth with a root-mean-square (RMS) coarseness of 0.5 nm. Although introduction of As ions destroys the lattice structure of crystalline silicon and causes a plenty of defects, proper annealing can restore the crystal lattice, as evidenced by the HRTEM observation of the annealed sample prepared by using focused ion beam (FIB) technology. Besides, the measurements of hall effect and spreading resistance indicate that the Si:As layer has good electrical properties including high carrier concentrations $2.5 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$, high electron mobilities $40 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$, and high electrical conductivities. The low resistivity Si:As material obtained is suitable to be used as the back electrodes of silicon-based optoelectronic devices.

Keywords: silicon electrode materials, ion implantation, low resistivity, microstructure

PACS: 68.55.Ln, 73.61.Cw, 68.37.Og

DOI: [10.7498/aps.63.136803](https://doi.org/10.7498/aps.63.136803)

* Project supported by the the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 61290305, 11374259).

† Corresponding author. E-mail: hzwu@zju.edu.cn