



## 合金条件对 Al/n<sup>+</sup>-Ge 欧姆接触的影响

林旺<sup>a</sup>, 阮育娇<sup>a</sup>, 陈松岩<sup>a</sup>, 李成<sup>a</sup>, 赖虹凯<sup>a</sup>, 汤丁亮<sup>b</sup>

(厦门大学 a. 物理系 半导体光子学研究中心;

b. 化学化工学院, 福建 厦门 361005)

**摘要:** Ge 比 Si 具有更高的电子和空穴迁移率, 且 Ge 材料可以应用于 1.3 ~ 1.5 μm 近红外波段, 因此 Ge 成为制备微电子和光电子器件的主要材料。然而由于 Ge 的费密能级钉扎效应以及难以获得高浓度的磷 (P) 原位掺杂, 使得 n-Ge 的欧姆接触成为一个难题。采用 P<sup>+</sup> 离子注入获得高掺杂浓度的 n-Ge 材料, 掺杂浓度为  $1.5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ; 依据圆形传输线模型 (CTLTM) 制备了一系列 Al/n<sup>+</sup>-Ge 样品, 研究了不同退火温度和退火方式对其接触特性的影响。实验结果表明, Al/n<sup>+</sup>-Ge 样品通过 400 °C 快速热退火 (RTA) 30 s 表现出欧姆接触特性, 并且接触电阻率  $\rho_c$  最低, 为  $1.3 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 。

**关键词:** Al/n<sup>+</sup>-Ge 接触; 离子注入; 退火; 圆形传输线模型 (CTLTM); 接触电阻率

**中图分类号:** TN305 **文献标识码:** A **文章编号:** 1003-353X (2013) 07-0530-06

## Alloy Conditions Impact on Al/n<sup>+</sup>-Ge Ohmic Contact

Lin Wang<sup>a</sup>, Ruan Yujiao<sup>a</sup>, Chen Songyan<sup>a</sup>, Li Cheng<sup>a</sup>,

Lai Hongkai<sup>a</sup>, Tang Dingliang<sup>b</sup>

(a. Semiconductor Photonics Research Center, Department of Physics;

b. College of Chemistry and Chemical Engineering, Xiamen University, Xiamen 361005, China)

**Abstract:** Germanium is used as the primary material on the micro-or opto-electronic devices, due to the much higher electron and hole mobility compared to Si, as well as its favorable absorption coefficient in the near infrared wavelength regime (1.3 - 1.5 μm). However, the ohmic contact formation on n-type Ge is still a challenge because of the severe Fermi level pinning effect of n-Ge and the low concentration of P-situ doping. Heavily-doped n-type Ge was achieved with phosphorus concentration of  $1.5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  by the ion implantation. And then a series of Al/n<sup>+</sup>-Ge samples were prepared according to circular transmission line model (CTLTM). The samples were annealed at different temperatures and with different annealing ways to analyze the contact characteristics. The test result indicate that the Al/n<sup>+</sup>-Ge contacts show ohmic characteristics by rapid thermal annealing (RTA) at 400 °C for 30 s, with the lowest contact resistivity  $\rho_c$  of  $1.3 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ .

**Key words:** Al/n<sup>+</sup>-Ge contact; ion implantation; annealing; circular transmission line model (CTLTM); contact resistivity

**EEACC:** 2550

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (61176050, 61036003, 61176092, 60837001); 国家重点基础研究发展计划资助项目 (2012CB933503, 2013CB632103); 福建省基础研究基金资助项目 (2012H0038); 中央高校基本科研基金资助项目 (2010121056)

通信作者: 汤丁亮, E-mail: tdl69@xmu.edu.cn

## 0 引言

由于 Ge 的禁带宽度小于 Si, 室温下约为 0.67 eV, 且 Ge 的电子和空穴迁移率分别是 3 900 和 1 900 cm<sup>2</sup> / (V · s), 因此在等比例降低电源电压、降低功耗方面具有更大的潜力; 更重要的是, Ge 器件工艺与 Si 标准工艺相兼容, 使 Ge 材料成为制备高性能 MOS 器件的理想材料之一<sup>[1-2]</sup>。此外, Ge 比 Si 具有更好的光电性质, Ge 在 1.3 ~ 1.5 μm 通信波段具有较高的吸收系数, 可以用于红外光电探测器的制备<sup>[3-5]</sup>; 通过 Ge 的高掺和应变调控, 有望获得 Ge 的直接带隙发光<sup>[6]</sup>。因此 Ge 的微电子和光电子器件的研制引起人们浓厚的兴趣, 但是 n 型 Ge 欧姆接触至今仍然是一个难题, 其一方面是由于 Ge 的费密钉扎效应, 会形成非常高的接触势垒; 另一方面, 磷 (P) 在 Ge 里溶解度低且扩散快, 使得 P 的掺杂浓度很难提高, 通常原位生长掺杂的 n 型 Ge 的浓度一般在 10<sup>18</sup> cm<sup>-3</sup> 量级<sup>[7]</sup>。

虽然 Ge 费密钉扎效应的机理还不完全清楚, 但是研究人员在金属诱导带间态理论和悬挂键诱导界面态理论的启发下, 采取了界面改性的方法来降低金属/n-Ge 接触的势垒高度<sup>[8-9]</sup>。对于如何提高 Ge 中 P 的掺杂, 国际上采用 δ 掺杂<sup>[10]</sup>、离子注入等方法<sup>[11]</sup>, 使其掺杂浓度提高到 10<sup>19</sup> cm<sup>-3</sup> 量级。

本文以离子注入方法实现 n 型 Ge 的高掺, 掺杂浓度为 1.5 × 10<sup>19</sup> cm<sup>-3</sup>, 并系统研究了退火参数和方式对 Al/n<sup>+</sup>-Ge 的欧姆接触影响, 优化合金条件, 得到较低的接触电阻率。

## 1 实验

实验采用 p 型 (100) Ge 衬底, 电阻率为 1.10 ~ 1.30 Ω · cm (掺杂浓度约为 10<sup>15</sup> cm<sup>-3</sup>), 首先按严格的标准清洗: ①依次使用丙酮、乙醇超声清洗 10 min, 去除有机污染; ②冷去离子水冲洗 15 遍; 步骤①和②重复两次; ③浸泡体积分数 V<sub>HCl</sub>:V<sub>H<sub>2</sub></sub> = 1:4 的混合溶液约 30 s, 去除氧化物和金属杂质, 冷却离子水冲洗 3 min, 重复 5 次; ④将 HF 与水按体积分数为 V<sub>HF</sub>:V<sub>H<sub>2</sub>O</sub> = 1:50 制成混合溶液, 浸泡 30 s, 冷去离子水冲洗 3 min, 重复 3 次。

清洗后 Ge 片用高纯氮气吹干, 用等离子体增强化学气相沉积法 (plasma enhanced chemical vapor deposition, PECVD) 沉积 15 nm 的 SiO<sub>2</sub> 作为保护

层, 然后进行磷离子 (P<sup>+</sup>) 注入, 条件为: 注入剂量 4 × 10<sup>15</sup> cm<sup>-2</sup>, 注入能量 40 keV, 为了减小沟道效应, 样品倾斜 7° 角放置。注入后样品在 H<sub>2</sub> 氛围下经 650 °C 快速热退火 15 s 激活, 二次离子质谱 (secondary ion mass spectroscopy, SIMS) 测量结果如图 1 所示, P 的掺杂浓度  $n$  为 1.5 × 10<sup>19</sup> cm<sup>-3</sup>, 掺杂深度  $d$  约为 200 nm。

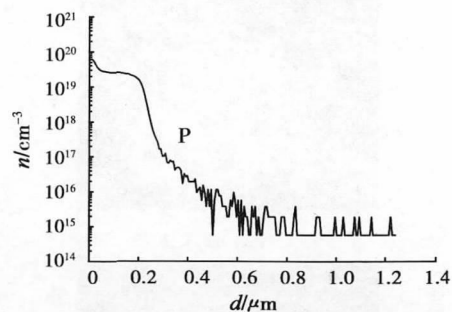


图 1 激活后的 Ge 样品 SIMS 分布曲线

Fig. 1 SIMS distribution curve of Ge sample after being activated

Ge 样品激活后去除表面 SiO<sub>2</sub>, 再接严格的标准清洗, 然后通过光刻, 溅射和剥离工艺, 在 Ge 衬底表面形成符合圆形传输矩阵的 Al 电极, 为了减小入射光的阴影影响, 金属的厚度不宜太厚; 同时电极太薄影响电极接触质量, 故电极厚度选为 400 nm。同时为了更直观地分析退火条件和退火方式对 n-Ge 欧姆接触特性的影响, 采用在掺杂 Ge 衬底上直接溅射金属 Al, 而没有进行 Ge 表面钝化处理以及 Al 和 Ni 合金等优化技术。因为 Ge-Al 共熔点约为 400 °C, 因此退火温度范围在 350 ~ 430 °C。实验分为 A, B 和 C 三组样品, 退火方式和参数见表 1, 退火均在 N<sub>2</sub> 氛围中进行。用金相显微镜观察样品的形貌变化, 并用半导体参数测试系统对样品进行 I-V 特性测试, 确认其接触特性及计算其接触电阻率 ρ<sub>c</sub>。

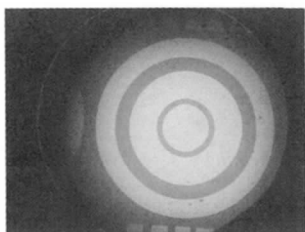
表 1 样品退火条件

Tab. 1 Annealing conditions of the samples

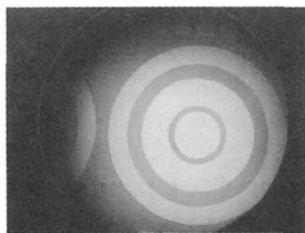
| 样品 | 退火方式  | 退火温度 T/°C | 退火时间 t/s |
|----|-------|-----------|----------|
| A1 | 常规退火  | 未退火       |          |
| A2 | 常规退火  | 350       | 180      |
| A3 | 常规退火  | 350       | 240      |
| B1 | 常规退火  | 400       | 180      |
| B2 | 常规退火  | 400       | 240      |
| B3 | 常规退火  | 400       | 300      |
| C1 | 快速热退火 | 350       | 30       |
| C2 | 快速热退火 | 400       | 30       |
| C3 | 快速热退火 | 430       | 30       |

## 2 结果与讨论

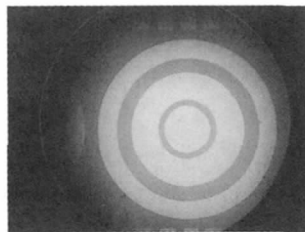
图2为A组样品电极表面200倍显微镜形貌图,其中A1为未退火的样品,A2和A3分别为在350℃下常规退火180和240s的样品,从图中可以看出,A2和A3样品电极表面与A1相比没有明显变化。



(a) 样品 A1 未退火



(b) 样品 A2 350℃ 退火 180 s



(c) 样品 A3 350℃ 退火 240 s

图2 A组样品的显微镜形貌图

Fig.2 Microscope images of A group samples

图3为A组样品I-V曲线,350℃常规退火180(A2)和240s(A3)的I-V特性基本相同,两条曲

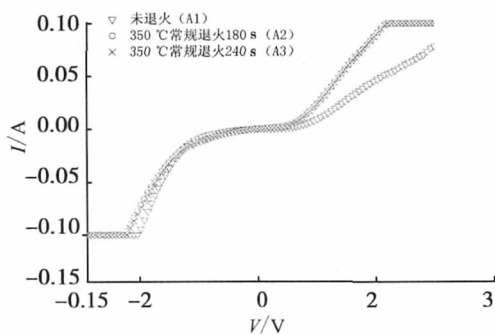
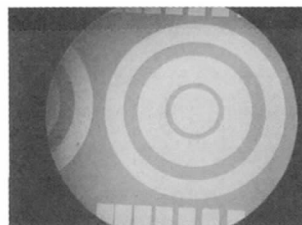


图3 A组样品的I-V曲线

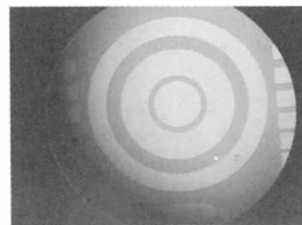
Fig.3 I-V curves of A samples

线几乎是重合的,表明在该温度下时间对I-V特性影响较小,整流特性相比于退火前(A1)有所改善,但仍然为肖特基接触。由此可知,350℃下退火合金化不足主要是温度太低所致,而非时间因素引起,因此应该适当提高退火温度来提高合金化质量。

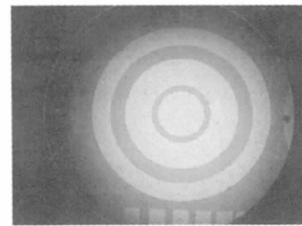
如表1所示,B组样品退火温度提高到400℃。图4为B组样品电极表面200倍显微镜形貌图,其中B1,B2和B3分别为在400℃下常规退火180,240和300s的样品,可以看出,B1和B2样品电极表面良好,而B3样品电极表面出现了一些黑色斑点,这是因为400℃已经接近AlGe合金熔点,退火时间太长导致合金局部熔化,金属表面已经出现轻微聚球。图5为相应的I-V特性曲线,可以看到随着退火时间的增加,样品的I-V特性发生明显改变,B1样品仍为肖特基接触,而B2和B3样品已经形成欧姆接触,但是B3样品金属表面出现轻微聚球,这会增加器件的漏电流,对器件性能造成不利影响,因此只有B2样品退火参数比较合适。



(a) 400℃ 常规退火 180 s (样品 B1)



(b) 400℃ 常规退火 240 s (样品 B2)



(c) 400℃ 常规退火 300 s (样品 B3)

图4 B组样品退火后的显微镜形貌图

Fig.4 Microscope images of B group samples after annealing

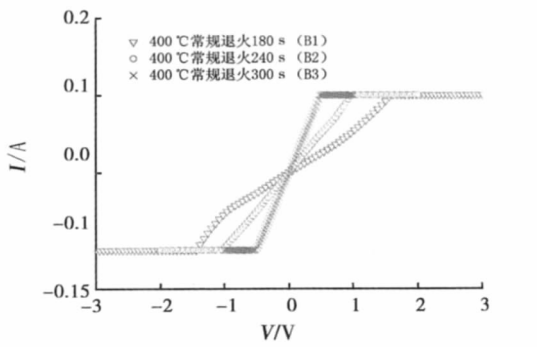


图5 B组样品的 I-V 曲线  
Fig. 5 I-V curves of B group samples

通常 Al 的功函数为 4.28 eV, Ge 的功函数为 4.8 eV, 即两者的费能级不同, Al 与 Ge 接触时势必会在界面处形成肖特基势垒。虽然本文采用高掺杂浓度的 Ge 会适当降低界面处的势垒高度, 但是还不足以消除势垒, 导致退火前 Al/n<sup>+</sup>-Ge 接触为肖特基接触。在合适的退火条件下如 B2 样品, 经过 400 °C 常规退火 240 s, Al 可以穿过 Ge 表面很薄的自然氧化层而到达 Ge 层, 并与 Ge 相互扩散、很好地熔合成一体, 因此在适宜的合金条件下能够得到很好的欧姆接触。

接触电阻率  $\rho_c$  是反映金属/半导体欧姆接触性质好坏的重要参数, 因此需计算样品的接触电阻率  $\rho_c$ 。本文采用圆形传输线模型 (CTLM) 测量接触电阻率<sup>[12]</sup>, 图 6 为模型示意图, 实验参数为  $r_0 = 80 \mu\text{m}$ ,  $r_1' = 100 \mu\text{m}$ ,  $r_1 = 200 \mu\text{m}$ ,  $r_2' = 250 \mu\text{m}$ ,  $r_2 = 320 \mu\text{m}$ 。

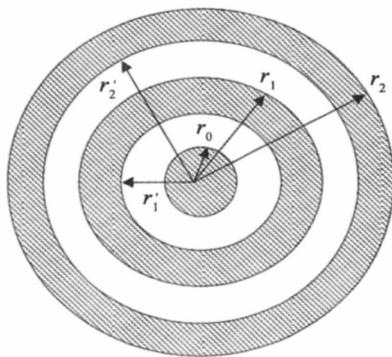


图6 圆形传输线模型示意图  
Fig. 6 Schematic diagram circular transmission line model

实验时, 要先测得中心圆盘和内圆环间的电阻  $R_1$ 、两个圆环间的电阻  $R_2$  以及中心圆盘和外圆环间的电阻  $R_3$ , 然后通过推导得到式 (1) (以下公式均出自文献 [12])

$$R_E = (R_1 + R_2 - R_3) / 2, \quad (1)$$

由式 (1) 可以得到端电阻  $R_E$ , 这样就可以根据式 (2):

$$\Phi = [\ln(r_2'/r_1) R_1 - \ln(r_1'/r_0) R_2] / R_E \quad (2)$$

计算得到  $\Phi$  则有

$$\begin{aligned} \Phi(\alpha, r_0) &= \left[ \ln\left(\frac{r_2'}{r_1}\right) R_1 - \ln\left(\frac{r_1'}{r_0}\right) R_2 \right] / R_E = \\ &= \left\{ \ln\left(\frac{r_2'}{r_1}\right) \left[ \frac{E(r_0)}{\alpha r_0} + \frac{1}{\alpha r_1'} \frac{A(r_1, r_1')}{C(r_1, r_1')} \right] - \right. \\ &\quad \left. \ln\left(\frac{r_1'}{r_0}\right) \left[ \frac{1}{\alpha r_1} \frac{B(r_1, r_1')}{C(r_1, r_1')} + \frac{1}{\alpha r_2'} \frac{A(r_2, r_2')}{C(r_2, r_2')} \right] \right\} / \\ &\quad \left[ \frac{A(r_1, r_1') \cdot B(r_1, r_1')}{C(r_1, r_1')} + D(r_1, r_1') \right] \quad (3) \end{aligned}$$

式中:  $E(r_0) = \frac{I_0(\alpha r_0)}{I_1(\alpha r_0)}$ ;  $A(r, x) = I_1(\alpha r) K_0(\alpha x) + I_0(\alpha x) K_1(\alpha r)$ ;  $B(r, x) = I_1(\alpha r) K_0(\alpha r) + I_0(\alpha x) K_1(\alpha r)$ ;  $C(r, x) = I_1(\alpha r) K_1(\alpha x) - I_1(\alpha x)$ ;  $D(r, x) = I_0(\alpha r) K_0(\alpha r) - I_0(\alpha x)$ ;  $I_0$  和  $I_1$  为第一类零级和一级变形的贝塞尔函数;  $K_0$  和  $K_1$  为第二类零级和一级变形的贝塞尔函数;  $\alpha$  为衰减常数。

可以通过式 (3) 求得  $\alpha r_0$  值, 将其值代入式 (4)

$$\begin{aligned} \Delta(\alpha, r_0) &= \\ &= \left[ \frac{2\pi}{(\alpha r_0)^2 \cdot \Phi} \right] / \left[ \frac{A(r_1, r_1')}{C(r_1, r_1')} \cdot B(r_1, r_1') + D(r_1, r_1') \right] \quad (4) \end{aligned}$$

得到  $\Delta$  值, 最后由式

$$\rho_c = \left[ \ln\left(\frac{r_2'}{r_1}\right) R_1 - \ln\left(\frac{r_1'}{r_0}\right) R_2 \right] (r_0^2) \Delta \quad (5)$$

计算得出接触电阻率  $\rho_c$ 。

为了计算简便, 一般都是根据电极的参数画出  $\Phi(\alpha, r_0)$ ,  $\Delta(\alpha, r_0)$  与  $\alpha, r_0$  的关系曲线, 如图 7 所示。再由实验测得具体数据得到  $\Phi$  值, 找出对应的  $\alpha r_0$  值, 再从  $\Delta(\alpha, r_0)$  与  $\alpha, r_0$  的关系曲线得

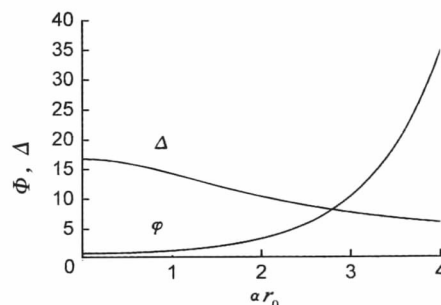
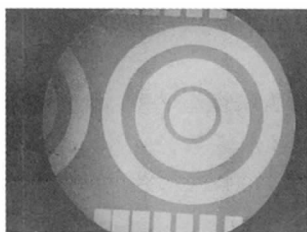


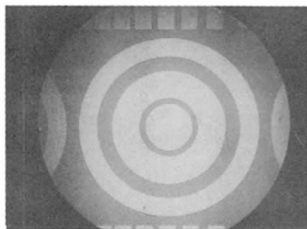
图7  $\Phi, \Delta$  与  $\alpha r_0$  的关系曲线  
Fig. 7 Relation curves of  $\Phi, \Delta$  and  $\alpha r_0$

到  $\Delta$  值, 就可以由式 (5) 计算出  $\rho_c$ 。根据实验测量结果算得样品 B2 的接触电阻率  $\rho_c$  为  $4.3 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 。

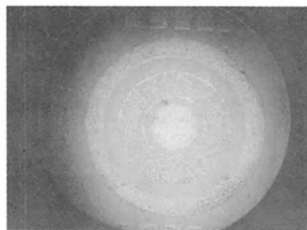
针对 P 元素在 Ge 中扩散较快, 如果退火时间太长, 扩散比较严重, 甚至导致 pn 结穿通, 严重影响器件性能, 因此研究了相同时间内不同温度快速热退火对 Al/n<sup>+</sup>-Ge 的合金影响 (即表 1 的 C 组样品)。图 8 为 C 组样品电极表面 200 倍显微镜形貌图, C1, C2 和 C3 样品快速热退火 (rapid thermal annealing, RTA) 时间均为 30 s, 退火温度分别为 350, 400 和 430 °C, 可以看出, C1 样品 (350 °C) 电极表面良好; C2 样品 (400 °C) 电极表面出现少许小黑斑, 整体良好; C3 样品 (430 °C) 电极表面聚球现象十分严重, 金属已经出现熔融状, 开始变形, 这样的电极表面会造成器件表面非常大的漏电流。



(a) 350 °C RTA 30 s (样品 C1)



(b) 400 °C RTA 30 s (样品 C2)



(c) 430 °C RTA 30 s (样品 C3)

图 8 C 组样品的显微镜形貌图

Fig. 8 Microscope images of C group samples

C 组样品的退火时间远远短于 B 组样品, 但是电极表面聚球现象比较明显, 这是由于不同升温方式所致。常规退火是采取缓慢升温, 样品受热比较均匀, 故 Al 和 Ge 的温差不会太大; 而快速热退火

采用的是快速升温, 整个升温过程只有 4 s 左右。由于 Al 和 Ge 的导热性不同, 过短的升温时间势必造成两者的温差较大, 会产生很大的热应力, 可能使 Al 从 Ge 表面局部脱落。另外升温过快也容易造成金属表面受热不均匀, 局部合金先期完成, 容易形成聚球现象。同时从 C2 和 C3 样品对比可以看出温度对快速热退火的影响非常显著, 温度高于 400 °C, 电极表面就会非常容易出现聚球现象。

C 组样品  $I$ - $V$  曲线如图 9 所示, C1 样品仍然是肖特接触, 说明 350 °C 下快速热退火还是不能合金化。C2 样品为欧姆接触, C3 样品由于表面聚球现象十分严重, 没有进行  $I$ - $V$  测试。同样可以根据 CTLM 测得的结果, 计算出 C2 样品的接触电阻率  $\rho_c$  为  $1.3 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ , 小于 B2 样品。

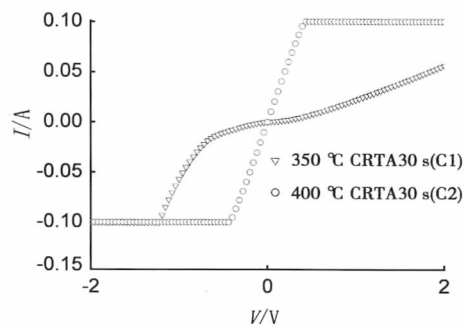


图 9 C 组样品  $I$ - $V$  曲线

Fig. 9  $I$ - $V$  curves of C group samples

### 3 结论

本文通过 P<sup>+</sup> 注入掺杂得到 n<sup>+</sup>-Ge, 掺杂浓度为  $1.5 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$ 。并系统的研究了不同温度退火和不同退火方式对 Al/n<sup>+</sup>-Ge 接触特性和接触电阻率的影响。通过金相显微镜观察电极表面形貌以及  $I$ - $V$  特性测试, 得出了 400 °C 常规退火 240 s 以及 400 °C 快速热退火 30 s 能够实现欧姆接触。通过圆形传输线模型计算得到两种合金条件下的样品接触电阻率  $\rho_c$  的分别为  $4.3 \times 10^{-5}$  和  $1.3 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ , 基本满足器件应用。

#### 参考文献:

[1] HACKBARTH T, KIBBEL H, GLUECK M, et al. Artificial substrates for n- and p-type SiGe heterostructure field-effect transistors [J]. Thin Solid Films, 1998, 321 (1/2): 136 - 140.  
 [2] JUTZIA M, BERROTHA M, WOHL G, et al. SiGe

- PIN photodetector for infrared optical fiber links operating at 1.25 Gbit/s [J]. *Applied Surface Science*, 2004, 224 (1/2/3/4): 170 – 174.
- [3] BANDARU P R, SAHNI S, YABLONOVITCH E, et al. Fabrication and characterization of low temperature (< 450 °C) grown p-Ge/n-Si photodetectors for silicon based photonics [J]. *Materials Science and Engineering: B*, 2004, 113 (1): 79 – 84.
- [4] OH J, BANERJEE S K, Campbell J C. Metal-germanium-metal photodetectors on heteroepitaxial Ge-on-Si with amorphous Ge Schottky barrier enhancement layers [J]. *IEEE Photonics Technology Letters*, 2004, 16 (2): 581 – 583.
- [5] LIU J L, TONG S, LUO Y H, et al. High-quality Ge films on Si substrates using Sb surfactant-mediated graded SiGe buffers [J]. *Appl Phys Lett*, 2001, 79 (21): 3431 – 3433.
- [6] SUN X, LIU J, KIMERLING C, et al. Room-temperature direct bandgap electroluminescence from Ge-on-Si light-emitting diodes [J]. *Optics Letters*, 2009, 34 (8): 1198 – 1200.
- [7] 陈城钊. Si 基 Ge 材料的外延生长、原位掺杂及其光电性质 [D]. 厦门: 厦门大学, 2012: 49 – 57.
- [8] IYOTA M, YAMAMOTO K, WANG D, et al. Ohmic contact formation on n-type Ge by direct deposition of TiN [J]. *App Phys Lett*, 2011, 98 (19): 192108-1 – 192108-3.
- [9] KISHORE V P, PARAMAHANS P, SADANA S, et al. Nanocrystal-based Ohmic contacts on n and p-type germanium [J]. *App Phys Lett*, 2012, 100 (14): 142107-1 – 142107-3.
- [10] CAMACHO-AGUILERA R E, CAI Y, PATE N, et al. An electrically pumped germanium laser [J]. *Opt Express*, 2012, 20 (10): 11316 – 11320.
- [11] CHUI C O, GOPALAKRISHNAN K, GRIFFIN P B, et al. Activation and diffusion studies of ion-implanted p and n dopants in germanium [J]. *Appl Phys Lett*, 2003, 83 (16): 3275 – 3277.
- [12] REEVES G K. Specific contact resistance using a circular transmission line model [J]. *Solid State Electronics*, 1980, 23 (5): 487 – 490.

(收稿日期: 2013-04-03)

## 作者简介:

林旺 (1988—), 男, 福建人, 硕士研究生, 研究方向是 Si 基半导体薄膜的生长和 Ge 光电探测器的制备;



陈松岩 (1966—), 男, 黑龙江人, 教授, 博士, 研究方向为 Si 基半导体材料生长和光电器件工艺研究、纳米结构的物理方法制备和性能表征。

## 意法半导体 (ST) 微控制器推动汽车安全达到最高水平

横跨多重电子应用领域、全球领先的半导体供应商及全球汽车半导体领导供应商意法半导体 (ST) 宣布, 其多核微控制器 (MCU) 产品家族再添新成员。新的多核微控制器针对汽车电子系统功能性安全应用, 不仅符合最严格的汽车安全标准 (ISO 26262), 还扩大了片上非易失存储器的容量, 为汽车客户使用现有部件升级系统提供了一个简便的途径, 加强了意法半导体的关键任务容错汽车微控制器的产品阵容。

**SPC56EL70** 32 bits 微控制器是意法半导体汽车微控制器产品家族的最新成员, 意法半导体 32 bits 汽车微控制器系列符合汽车工业强制性标准 “汽车安全整合标准” (ASIL), 包括最严格的 ASIL D 级标准, 这些安全要求是汽车关键系统的共同要求, 如防抱死制动系统、电动转向系统、主动悬挂系统以及先进驾驶辅助系统 (ADAS)。

**SPC56EL** 汽车微控制器系列属于 Power Architecture™ 产品家族, 让系统集成商能够使用 32 微控制器研发动力总成、车身电子、底盘和安全系统。这些产品可支持先进功能, 并提高汽车性能、成本效益及软硬件的再用性, 节省研发成本。