

## 1 nm Al 插入层调节 NiGe/n-Ge 肖特基势垒\*

丁华俊 薛忠营 魏星 张波†

(中国科学院上海微系统与信息技术研究所, 高端硅基材料与器件实验室, 上海 200050)

(2022 年 2 月 22 日收到; 2022 年 6 月 24 日收到修改稿)

通过引入 1 nm 铝作为插入层, 研究了铝在调制镍与 n 型锗反应时对镍化锗与 n 型锗接触的肖特基势垒高度的影响. 采用正向  $I-V$  法、Cheung 法和 Norde 法分别提取了镍化锗与 n 型锗接触的肖特基二极管的串联电阻、势垒高度和理想因子. 研究表明, 在镍和锗衬底之间引入 1 nm 铝插入层, 能够有效降低势垒高度, 且其能够在 350 °C—450 °C 保持稳定.

**关键词:** 铝, 肖特基势垒, 锗, 镍

**PACS:** 73.30.+y, 68.55.aj, 68.60.Dv, 61.82.bg

**DOI:** 10.7498/aps.71.20220320

## 1 引言

随着超大规模集成电路发展到纳米节点, 硅 (Si) 材料逼近其物理极限, 短沟道效应、隧穿效应等对器件性能的影响愈发严重. 为了维持摩尔定律, 需要新材料、新工艺和新结构来实现晶体管尺寸的进一步缩小. 锗 (Ge) 由于具有超高的电子和空穴迁移率被认为是下一代高迁移率互补金属氧化物半导体 (complementary metal oxide semiconductors, CMOS) 器件中具有前景的沟道材料<sup>[1,2]</sup>. Ge 价带附近的费米能级钉扎增加了通过选择具有不同功函数的金属来调节金属和锗之间的势垒高度的难度, 这也是实现高性能锗基 CMOS 器件的主要挑战之一<sup>[3]</sup>. 国内外学者均提出使用插入层来调节金属与 Ge 接触势垒高度. Jason 等<sup>[4]</sup>提出使用二氧化钛界面层降低金属与 n 型 Ge 接触的肖特基势垒高度, 增加电流密度. Lieten 等<sup>[5]</sup>提出使用氮化锗作为界面层抑制金属与 n 型 Ge 接触的费米能级钉扎, 可以在 n 型 Ge 上形成欧姆接触, 在 p 型 Ge 上形成整流接触. Liu 等<sup>[6]</sup>提出氟化石

墨烯中间层能够有效地缓解钛与 n 型 Ge 接触的肖特基二极管 (Schottky barrier diode, SBD) 中费米能级钉扎的现象, 并且其势垒高度与偏置电压无关. Kobayashi 等<sup>[7]</sup>提出使用氮化硅界面层能调制金属与 n 型 Ge 接触的肖特基势垒高度. Lin 等<sup>[8]</sup>提出使用超薄氧化铝界面层来调制金属与 n 型 Ge 接触的肖特基势垒高度, 可以降低接触电阻.

在传统的体硅工艺中, 自对准硅化物可用于源/漏接触和局部互连, 自对准锗化物可应用于锗基器件的制造, 镍化锗 (NiGe) 具有低电阻率、低形成温度和兼容自对准工艺, 是最有潜力的候选材料之一, 但是, NiGe 因为热稳定性较差, 在高温下会严重影响器件的性能<sup>[9,10]</sup>. 目前, 国际上大多使用金属插入层来提高 NiGe 热稳定性, 比如使用 Ti<sup>[11]</sup> 等.

本文提出使用超薄的铝 (Al) 插入层调制 NiGe/n-Ge SBD, 基于热离子发射模型, 采用正向  $I-V$  法, Cheung 的方法和 Norde 的方法提取肖特基势垒参数, 结果表明, 经过 1 nm Al 调制后的 NiGe/n-Ge SBD 的肖特基势垒高度有所降低, 在 350—450 °C 保持稳定.

\* 国家自然科学基金 (批准号: 62074152) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: bozhang@mail.sim.ac.cn

## 2 实验

本文采用电阻率为  $0.05\text{--}0.25\ \Omega\cdot\text{cm}$  的  $n$  型 (110) Ge 片作为衬底, 首先使用循环稀释的氢氟酸 ( $V_{\text{HF}}:V_{\text{H}_2\text{O}} = 1:100$ ) 清洗 Ge 片, 去除表面原生氧化层. 再用等离子增强化学气相淀积在 Ge 上长  $100\ \text{nm}$  的二氧化硅作为隔离层, 接着光刻出图形, 用四氯化碳刻蚀暴露的二氧化硅, 用电子束蒸发依次蒸镀  $1\ \text{nm}$  Al 和  $10\ \text{nm}$  Ni, 金属剥离工艺去除不在图形内的金属, 在  $350\text{--}450\ ^\circ\text{C}$  下以  $99.999\%$  高纯氮气为气氛快速热退火  $30\ \text{s}$ , 再用稀盐酸溶液 ( $V_{\text{HCl}}:V_{\text{H}_2\text{O}} = 1:10$ ) 去除未反应的 Ni, 接着按照图形进行二次光刻, 用电子束蒸发蒸镀  $150\ \text{nm}$  Al 作为电极. 图 1 是 Ni/Al/Ge SBD 样品的结构图和光镜图.  $I$ - $V$  测量使用半导体参数分析仪 (KEITHLEY4200) 在  $300\ \text{K}$  的黑暗条件下进行.

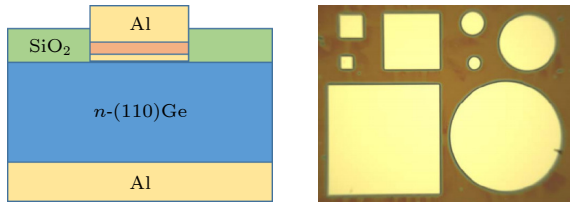
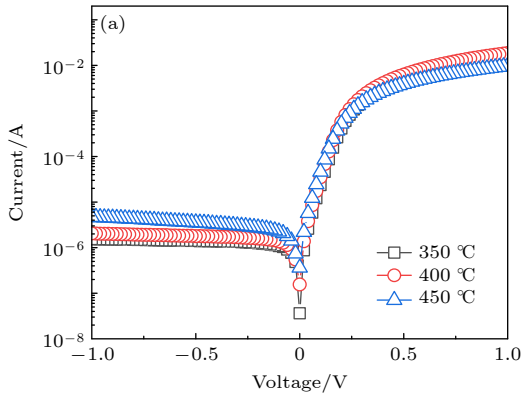


图 1 带有  $1\ \text{nm}$  Al 中间层的 Ni/Ge SBD 结构图与光镜图  
Fig. 1. Structure and light microscopy of Ni/Ge SBD with  $1\ \text{nm}$  Al interlayer.

## 3 实验结果与分析

图 2 是 Ni/Al/Ge SBD 在  $400\ ^\circ\text{C}$  退火后的透射电镜图 (transmission electron microscopy, TEM) 和 X 射线能谱 (energy dispersive spectroscopy, EDS).



从图 2 中可以发现, 在使用  $1\ \text{nm}$  Al 插入层调制后, 生成了约  $26\ \text{nm}$  厚的 Ni, Ge 原子比为  $1:1$  的单一的 NiGe 相薄膜, 此时的 NiGe 薄膜连续且均匀, NiGe 薄膜与 Ge 衬底界面平整.

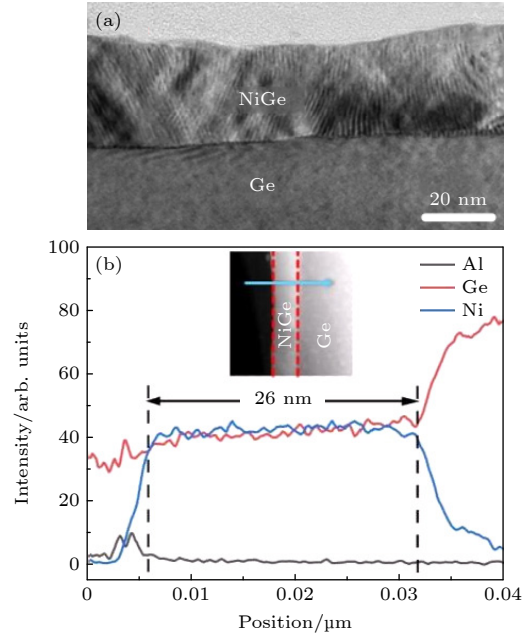


图 2 Ni/Al/Ge 在  $400\ ^\circ\text{C}$  条件下的 (a) TEM 图; (b) EDS 图  
Fig. 2. (a) TEM image of Ni/Al/Ge at  $400\ ^\circ\text{C}$ ; (b) EDS image of Ni/Al/Ge at  $400\ ^\circ\text{C}$ .

图 3 显示了 Ni/Ge, Ni/Al( $1\ \text{nm}$ )/Ge 两种 SBDs 在  $350\text{--}450\ ^\circ\text{C}$  下的  $I$ - $V$  特性. 两种肖特基二极管都有明显的整流特性, 正向偏置电流的线性区域表明电流满足热离子发射模型.

根据热离子发射模型, 可以确定 SBD 正向偏置电流  $I$  为 [12,13]

$$I = I_0 \left[ \exp \frac{q(V - IR_s)}{nkT} - 1 \right], \quad (1)$$

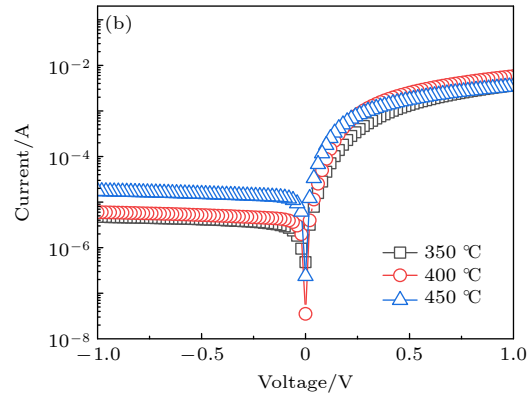


图 3 SBD 的  $I$ - $V$  特性 (a) Ni/Ge; (b) Ni/Al/Ge  
Fig. 3.  $I$ - $V$  characteristics of SBD: (a) Ni/Ge; (b) Ni/Al/Ge.

其中,  $q$  为电子电荷;  $V$  为外加偏置电压;  $k$  为玻尔兹曼常数;  $T$  是绝对温度;  $R_s$  是串联电阻;  $n$  为理想因子; 饱和电流  $I_0$  可以从  $\ln I$  与  $(V-I)$  的曲线在  $V=0$  时获得,  $I_0$  为

$$I_0 = AA^{**}T^2 \exp\left(-\frac{q\phi_B}{kT}\right), \quad (2)$$

其中,  $A$  为接触的有效面积;  $AA^{**}$  是理查德常数, 对于  $n$  型 Ge 来说约等于  $50 \text{ A}\cdot\text{cm}^{-2}\text{K}^{-2}$ ;  $\phi_B$  为肖特基势垒,

$$\phi_B = \frac{kT}{q} \ln\left(\frac{AA^{**}T^2}{I_0}\right). \quad (3)$$

理想因子  $n$  由正向偏置  $\ln I$  与  $V$  曲线的线性区域的斜率确定,

$$n = \frac{q}{kT} \left( \frac{dV}{d(\ln I)} \right). \quad (4)$$

Ni/Ge SBD 的肖特基势垒高度  $\phi_B$  和理想因子  $n$  在  $350^\circ\text{C}$  的时候分别为  $0.38 \text{ eV}$  和  $1.41$ , 在  $400^\circ\text{C}$  的时候分别为  $0.38 \text{ eV}$  和  $1.04$ , 在  $450^\circ\text{C}$  的时候分别为  $0.36 \text{ eV}$  和  $0.92$ ; Ni/Al/Ge SBD 的肖特基势垒高度  $\phi_B$  和理想因子  $n$  在  $350^\circ\text{C}$  的时候分别为  $0.35 \text{ eV}$  和  $1.3$ , 在  $400^\circ\text{C}$  的时候分别为  $0.35 \text{ eV}$  和  $0.85$ , 在  $450^\circ\text{C}$  的时候分别为  $0.32 \text{ eV}$  和  $1.54$ . SBD 的理想因子接近 1, 说明该结果接近于理想情况. Ni/Al/Ge SBD 的理想因子比 Ni/Ge SBD 的略大, 这可能归因于各种影响, 包括施加电压的增加导致扩散电流的增加<sup>[14]</sup>, 在耗尽区产生复合过程<sup>[15]</sup>, 串联电阻  $R_s$  的存在<sup>[16]</sup>, 或者是隧穿过程的影响<sup>[17]</sup>. 由结果可知 Ni/Al/Ge SBD 的肖特基势垒高度低于 Ni/Ge SBD, 这一点在后面讨论.

NiGe/Ge 在  $450^\circ\text{C}$  和 Ni/Al/Ge 在  $400^\circ\text{C}$  时提取的理想因子均小于 1, 可能是俄歇复合效应和正向  $I-V$  法选用的是偏低压的原因, 从而对于理想因子的计算产生影响.

串联电阻  $R_s$ 、肖特基势垒高度  $\phi_B$  和理想因子  $n$  通过 Cheung 的方法由正向偏置  $I-V$  数据计算得到, 用 Cheung 的方法表示含有  $R_s$  的肖特基接触正向  $I-V$  特性的函数为<sup>[18]</sup>

$$\frac{dV}{d(\ln I)} = \frac{nkT}{q} + IR_s, \quad (5)$$

$$H(I) = V - \left(\frac{kT}{q}\right) \ln\left(\frac{I}{AA^{**}T^2}\right) = n\phi_B + IR_s. \quad (6)$$

图 4 是 Ni/Ge, Ni/Al/Ge SBDs 的  $dV/d\ln I$  与  $I$  的变化曲线,  $R_s$  和  $n$  分别由斜率和  $y$  轴截距得到. 结果表明, Ni/Ge SBD 的  $R_s$  和理想因子  $n$  在  $350^\circ\text{C}$  的时候分别为  $38.71 \Omega$  和  $1.06$ , 在  $400^\circ\text{C}$  的时候分别为  $37.51 \Omega$  和  $1.07$ , 在  $450^\circ\text{C}$  的时候分别为  $82.89 \Omega$  和  $1.13$ ; Ni/Al/Ge SBD 的  $R_s$  和理想因子  $n$  在  $350^\circ\text{C}$  的时候分别为  $197.17 \Omega$  和  $1.55$ , 在  $400^\circ\text{C}$  的时候分别为  $147.64 \Omega$  和  $1.34$ , 在  $450^\circ\text{C}$  的时候分别为  $296.77 \Omega$  和  $1.81$ . 图 5 是 Ni/Ge, Ni/Al/Ge SBDs 的  $H(I)$  与  $I$  的变化曲线,  $R_s$  可以由该图斜率得到,  $\phi_B$  可以由  $y$  轴截距和前面得到的  $n$  计算得到. 结果表明, Ni/Ge SBD 的  $R_s$  和肖特基势垒高度  $\phi_B$  在  $350^\circ\text{C}$  分别为  $43.43 \Omega$  和  $0.35 \text{ eV}$ , 在  $400^\circ\text{C}$  分别为  $39.42 \Omega$  和  $0.33 \text{ eV}$ , 在  $450^\circ\text{C}$  分别为  $78.71 \Omega$  和  $0.3 \text{ eV}$ ; Ni/Al/Ge SBD 的  $R_s$  和肖特基势垒高度  $\phi_B$  在  $350^\circ\text{C}$  分别为  $211.58 \Omega$  和  $0.23 \text{ eV}$ , 在  $400^\circ\text{C}$  分别为  $138.58 \Omega$  和  $0.25 \text{ eV}$ , 在  $450^\circ\text{C}$  分别为  $252.07 \Omega$  和  $0.17 \text{ eV}$ . 由此可知,

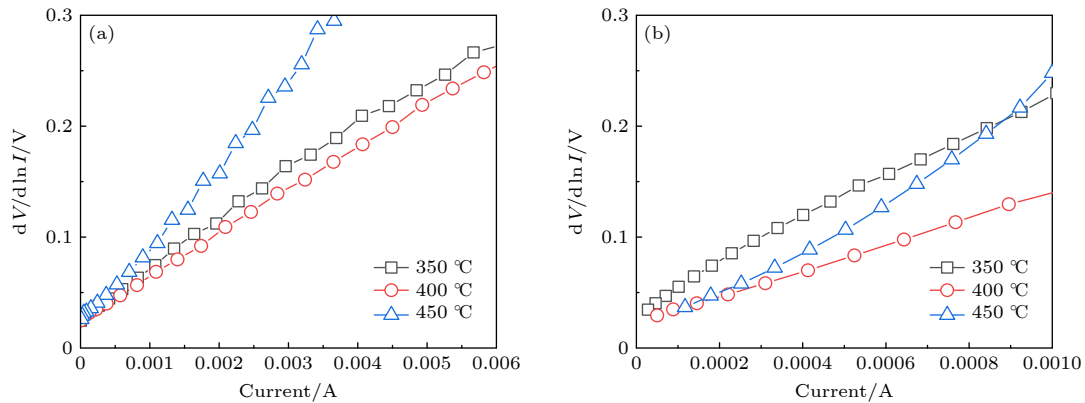
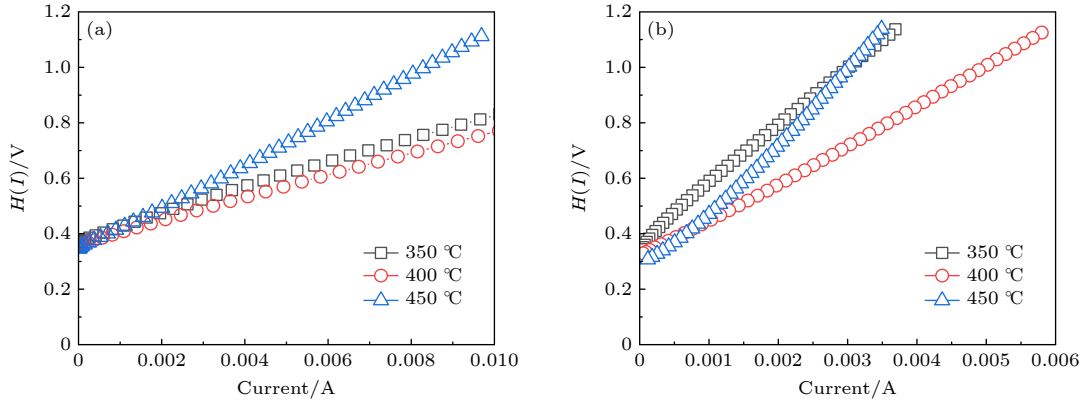


图 4 SBDs 的  $dV/d\ln I$  与  $I$  的变化曲线 (a) Ni/Ge; (b) Ni/Al/Ge  
Fig. 4. Variation curves of  $dV/d\ln I$  vs.  $I$  for SBDs: (a) Ni/Ge; (b) Ni/Al/Ge.

图 5 SBDs 的  $H(I)$  与  $I$  的变化曲线 (a) Ni/Ge; (b) Ni/Al/GeFig. 5.  $H(I)$  vs.  $I$  curves of SBDs: (a) Ni/Ge; (b) Ni/Al/Ge.

使用 1 nm Al 插入层可以降低肖特基势垒高度, 但也引入了一定的电阻。

另一种提取肖特基参数  $R_S$  和  $\phi_B$  的方法是 Norde 的方法, Norde 函数定义为<sup>[19]</sup>

$$F(V) = \ln\left(\frac{V}{\gamma}\right) - \frac{kT}{q} \ln\left(\frac{I(V)}{AA^{**}T^2}\right), \quad (7)$$

这里,  $\gamma$  是大于理想系数的任意整数常数,  $\phi_B$  和  $R_S$  可以定义为

$$\phi_B = F(V_{\min}) + V_{\min} - kT/q, \quad (8)$$

$$R_S = \frac{kT(\gamma - n)}{qI_{\min}}, \quad (9)$$

其中,  $F(V_{\min})$  和  $V_{\min}$  是曲线  $F(V)$  得到的,  $I_{\min}$  为电压  $V_{\min}$  处的电流值,  $n$  为理想因子。

图 6 为 Ni/Ge, Ni/Al/Ge SBDs 的  $F(V)$  与  $V$  的变化曲线, 由公式计算得到的 Ni/Ge SBD 的  $R_S$  和肖特基势垒高度  $\phi_B$  在 350 °C 时分别为 44.52  $\Omega$  和 0.48 eV, 在 400 °C 时分别为 46.86  $\Omega$  和 0.46 eV, 在 450 °C 时分别为 110.72  $\Omega$  和 0.42 eV; Ni/Al/Ge SBD 的  $R_S$  和肖特基势垒高度  $\phi_B$  在 350 °C 时分别为 367.23  $\Omega$  和 0.39 eV, 在 400 °C 时分别为 122.67  $\Omega$  和 0.39 eV, 在 450 °C 时分别为 150.56  $\Omega$  和 0.34 eV。如表 1 所示, 利用 Norde 的方法得到的与其他方法得到的肖特基势垒高度存在差异, 这种差异可能是因为器件与理想热离子偏差有关<sup>[20]</sup>, 而且, Norde 方法可能不适用理想因子高的整流结, 这与热离子发射相悖<sup>[21]</sup>; 也可能是由于对正向偏置  $I-V$  图不同区域的提取所致, 在研究中, 正向  $I-V$  方法使用了正向  $I-V$  特性的低压部分, Cheung 的方法使用了正向  $I-V$  特性中的高压部分, 而 Norde 方法则考虑了整个正向  $I-V$  数据。

## 4 实验数据讨论

### 4.1 1 nm Al 插入层调制 Ni 与 Ge 的固相反应

在没有 Al 插入层的情况下, Ni 与 Ge 衬底在 150 °C 退火就开始发生固相反应, 生成  $Ni_5Ge_3$ , 在 250—600 °C 退火温度区间内, NiGe 是唯一的相, 在 350 °C 以上退火, NiGe 表面发生团聚效应, 导致 NiGe 薄膜不连续<sup>[22,23]</sup>。在有超薄 Al 插入层的情况下 (图 2), 在使用 1 nm Al 插入层调制后, 此时的 NiGe 薄膜连续均匀, 生成了单一的 NiGe 相位。一方面, Al 层可能会减少 NiGe 的生长速率, 调制 Ni 扩散进入 NiGe/Ge 界面的速率, 导致 NiGe 晶粒生成较大的尺寸, 就像 Ni-Al-Si 系统中通过 Al 插入层调制形成外延 NiSi 层一样<sup>[24]</sup>; 另一方面, Al 插入层可能减少了 NiGe 晶粒的吉布斯自由能, 或者改变了晶界结构从而提高了热稳定性, 因为晶界面能的减小是晶界处发生团聚的驱动力<sup>[25]</sup>。

结合 TEM 和 EDS 测试结果, 发现 Al 从插入层转变为了盖帽层。Marshall<sup>[26]</sup> 利用钨标记物研究 Ni-Ge 体系中的扩散元素, 他们确定 Ni 为  $Ni_2Ge$  相中的扩散元素, 所以 Ni 通过扩散在 Al 中间层下形成镍锆化物, 退火后, 大部分 Al 原子从原始层间向表面扩散, 形成氧化混合层。根据之前的研究<sup>[24,27]</sup>, 使用 Al 插入层用来调节 Ni 与 Si, Ni 与 SiGe 的固相反应, 不仅能够获得外延生长的硅镍与锆硅镍薄膜, 也都发现了 Al 插入层的“层转移”现象。

### 4.2 1 nm Al 插入层降低了 Ni/n-Ge 的肖特基势垒高度

在对两种肖特基二极管的  $I-V$  特性经过正向



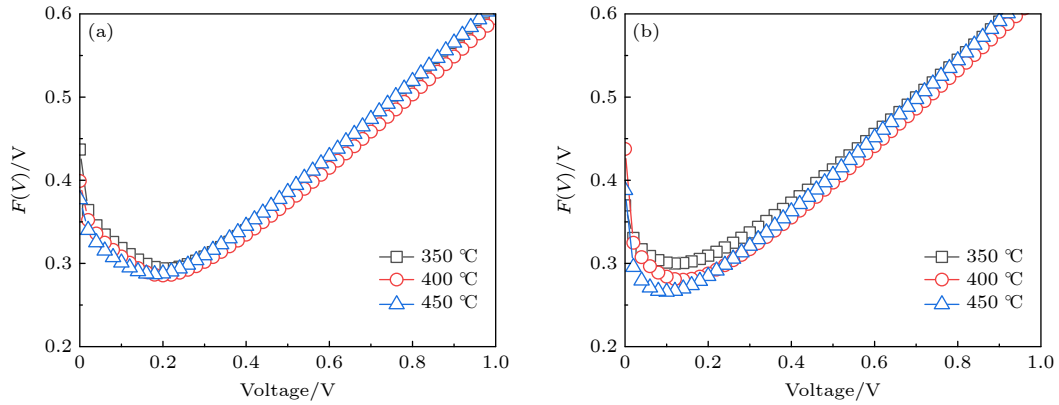
图 6 SBDs 的  $F(V)$  与  $V$  的变化曲线 (a) Ni/Ge; (b) Ni/Al/GeFig. 6. Variation curves of  $F(V)$  vs.  $V$  for SBDs: (a) Ni/Ge; (b) Ni/Al/Ge.

表 1 不同方法提取的 Ni/Ge 和 Ni/Al/Ge SBDs 的肖特基势垒参数

Table 1. Schottky barrier parameters of Ni/Ge and Ni/Al/Ge SBDs extracted by different methods.

| 样品     |            | 肖特基势垒高度 $\phi_B/\text{eV}$ |          |         | 理想因子 $n$ |            | 串联电阻 $R_s/\Omega$ |         |
|--------|------------|----------------------------|----------|---------|----------|------------|-------------------|---------|
|        |            | 正向 $I-V$ 法                 | Cheung 法 | Norde 法 | Cheung 法 | 正向 $I-V$ 法 | Cheung 法          | Norde 法 |
| 350 °C | Ni/n-Ge    | 0.38                       | 0.35     | 0.48    | 1.06     | 1.41       | 43.43             | 44.52   |
|        | Ni/Al/n-Ge | 0.35                       | 0.23     | 0.39    | 1.55     | 1.3        | 211.58            | 367.23  |
| 400 °C | Ni/n-Ge    | 0.38                       | 0.33     | 0.46    | 1.07     | 1.04       | 39.42             | 46.86   |
|        | Ni/Al/n-Ge | 0.35                       | 0.25     | 0.39    | 1.34     | 0.85       | 138.58            | 122.67  |
| 450 °C | Ni/n-Ge    | 0.36                       | 0.3      | 0.42    | 1.13     | 0.92       | 78.71             | 110.72  |
|        | Ni/Al/n-Ge | 0.32                       | 0.17     | 0.34    | 1.81     | 1.54       | 252.07            | 150.56  |

$I-V$  法, Cheung 法和 Norde 法处理后, 发现使用 1 nm Al 插入层降低了 Ni/n-Ge SBD 的肖特基势垒高度, 这可以从四个方面考虑.

1) 在具有共价键的半导体表面, 通常会存在许多未配对电子的原子, 称为悬空键, 因为 Ge 表面存在许多悬空键, 所以其表面态密度大 [5]. Ohta 等 [28] 报道了 Al/GeO<sub>2</sub> 的 O 会从 GeO<sub>2</sub> 向 Al 移动并且在界面处形成 Al—Ge 键, 同时也观察到了 Ge 表面费米能量的变化. 由此可以猜测, 使用 Al 插入层减少了 Ge 表面悬空键数量, 降低了 Ge 表面态密度, 从而有利于降低肖特基势垒高度. 2) Liew 等 [29] 报道了使用退火后能与锗形成金属锗化物金属/Ge 的肖特基接触可以调制肖特基势垒高度, 因为锗与金属热反应形成埋藏界面, 可以极大地调节界面条件. 由于锗化物/锗界面是由原子扩散和反应形成的, 且 Al 可以调节 Ni 与 Ge 的固相反应, 由图 2 可知, 在 400 °C 下形成了晶粒连续的 NiGe 薄膜, NiGe/Ge 界面平整, Al 也从插入层变成盖帽层, 因此, 可望形成一个“干净”的界面, 并修复金属沉积过程中可能造成的损伤. 3) Richter 和 Hiebl [30] 报道了 Al 原子在 NiSi<sub>2</sub> 中可增加 NiSi<sub>2</sub> 的晶格常

数, 从而使得 NiSi<sub>2</sub> 和 Si 衬底完全匹配. 在本研究小组的样品中, 虽然 Al 原子含量很少, 但是 Al 原子的存在可能会改变 NiGe 晶格常数的大小, 使得 NiGe 和衬底 Ge 的晶格常数正好符合, 从而减少了 NiGe/Ge 接触界面因为晶格不连续产生的界面态, 降低肖特基势垒高度. 4) Sinha 等 [31] 报道了在 NiSiGe/SiGe 肖特基结中通过离子注入引入 Al 原子, 会使得 Al 在 NiSiGe/SiGe 界面处偏析, 因为 Al 原子在界面处引入了电偶极子, 导致界面处产生一个电场, 使得肖特基势垒宽度降低. 实验中, 大部分 Al 原子在退火后由中间插入层转移到表面作为盖帽层, 预计也有少量 Al 原子可能存在 NiGe/Ge 界面, 起到调制肖特基势垒的作用.

#### 4.3 1 nm Al 插入层增加了 Ni/n-Ge 的串联电阻

通过  $dV/d\ln I$ ,  $H(I)$ , Norde 的方法获得的串联电阻可知, 在 350—450 °C 下, 有 1 nm Al 插入层的 Ni/n-Ge SBD 引入了一定的电阻. NiGe 通常用于 n 型 Ge 上的低电阻接触, NiGe/Ge 的电流密度通常为  $8.9 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ , Al/Ge 的电流密度

为  $5.5 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$  [5]. Ghosh 等 [32] 报道 Al/Ge 的接触电阻会随着 Al 的厚度而变化, 当 120 nm 厚的 Al 淀积在 Ge 形成约 150 nm 的 Al/Ge 层时, 350 °C 退火后的顶层区域的薄层电阻率为  $1.5 \text{ } \Omega/\text{m}$ , 研磨至裸露 Ge 表面时, 薄层电阻率可达  $600 \text{ } \Omega/\text{m}$ . 在本实验中, 使用的是 1 nm Al 作为 Ni/n-Ge 的插入层, Al 对 NiGe/Ge 界面的调制减少了界面态, 降低了肖特基势垒高度, 但 1 nm Al 与 Ge 的相互扩散或许是 Ni/n-Ge SBD 串联电阻增大的主要因素.

## 5 结 论

本文详细研究了 Al 插入层对 NiGe/n-Ge 接触中电学特性的影响, 包括串联电阻、肖特基势垒高度和理想因子等. 研究结果表明, 1 nm Al 插入层调节后能有效降低 NiGe/n-Ge SBD 的肖特基势垒高度. 在 Al 元素的调制 Ni-Ge 反应过程中, Al 由插入层变为盖帽层. 该研究结果对未来 Ge 基 MOSFET 源漏接触方面具有一定的参考意义.

## 参考文献

- [1] Maeda T, Ikeda K, Nakaharai S, Tezuka T, Sugiyama N, Moriyama Y, Takagi S 2005 *IEEE Electron. Dev. Lett.* **26** 102
- [2] Oh J, Majhi P, Lee H, Yoo O, Banerjee S, Kang C Y, Yang J W, Harris R, Tseng H H, Jammy R 2007 *IEEE Electron Dev. Lett.* **28** 1044
- [3] Wager J F, Robertson J 2011 *J. Appl. Phys.* **109** 094501
- [4] Lin J, Roy A M, Nainani A, Sun Y, Saraswat K C 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 092113
- [5] Lieten R R, Degroote S, Kuijk M, Borghs G 2008 *Appl. Phys. Lett.* **92** 022106
- [6] Liu G Y, Zhang M, Xue Z Y, Hu X D, Wang T B, Han X W, Di Z F 2019 *J. Alloys Compd.* **794** 218
- [7] Kobayashi M, Kinoshita A, Saraswat K, Wong H S P, Nishi Y 2009 *J. Appl. Phys.* **105** 023702
- [8] Lin L, Robertson J, Clark S J 2011 *Microelectron. Eng.* **88** 1461
- [9] Gaudet S, Detavernier C, Lavoie C, Desjardins P 2006 *J. Appl. Phys.* **100** 034306
- [10] Zhang Q C, Wu N, Osipowicz T, Bera L K, Zhu C 2005 *Jpn. J. Appl. Phys.* **44** 1389
- [11] Zhu S Y, Yu M B, Lo G Q, Lwong D L 2007 *Appl. Phys. Lett.* **91** 051905
- [12] Khurelbaatar Z, Kil Y H, Shim K H, Cho H, Kim M J, Lee S N, Jeong J C, Hong H, Choi C J 2016 *Superlattice. Microst.* **91** 306
- [13] Rhoderick E H, Williams R H 1988 *Metal-Semiconductor Contacts* (Oxford: Clarendon Press) p78
- [14] Farag A A M, Osiris W G, Yahia I S 2011 *Synth. Met.* **161** 1805
- [15] Kim H Y, Lee K, McEvoy N, Yim C, Duesberg G S 2013 *Nano Lett.* **13** 2182
- [16] Tung R T 1992 *Phys. Rev. B* **45** 23
- [17] Mridha S, Basak D 2008 *Appl. Phys. Lett.* **92** 142111
- [18] Cheung S K, Cheung N W 1986 *Appl. Phys. Lett.* **49** 85
- [19] Chot T 1981 *Status Solidi A Appl. Res.* **66** 43
- [20] Monch W 1999 *J. Vac. Sci. Technol. B* **17** 1867
- [21] Tung R T 1992 *Phys. Rev. B* **45** 13509
- [22] Zhu S, Nakajima A 2005 *Jpn. J. Appl. Phys.* **44** 753
- [23] Nemouchi F 2006 *Microelectron. Eng.* **83** 2101
- [24] Yong K, Ping Y X, Liu W, Yang J, Yu W, Xue Z Y, Wei X, Wu A M, Zhang B 2020 *Appl. Phys. Express.* **13** 015505
- [25] Nygren S, Johansson S 1990 *J. Appl. Phys.* **68** 1050
- [26] Marshall E D 1985 *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* **47** 161
- [27] Zhang B, Yu W, Zhao Q T, Mussler L, Jin D, Buca B, Hollaender M, Zhang M, Wang X, Mantl S 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 252101
- [28] Ohta A, Fujioka T, Murakami H, Higashi S, Miyazaki S 2011 *Jpn. J. Appl. Phys.* **50** 10
- [29] Liew S L, Balakrishnan B, Ho S, Thomas O, Chi D Z 2007 *J. Electrochem. Soc.* **154** 9
- [30] Richter K W, Hiebl K 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 497
- [31] Sinha M, Lee T P, Lohani A, Mhaisalkar S, Chor E F, Yeo Y C, 2009 *J. Electrochem. Soc.* **156** 4
- [32] Ghosh M, Pitale S, Singh S G, Manasawala H, Karki V, Singh M, Singh K, Patra G D, Sen S 2021 *Mat. Sci. Semicon. Proc.* **121** 105350

# Effects of ultra-thin aluminium interlayer on Schottky barrier parameters of NiGe/n-type Ge Schottky barrier diode<sup>\*</sup>

Ding Hua-Jun    Xue Zhong-Ying    Wei Xing    Zhang Bo<sup>†</sup>

(*State Key Laboratory of Functional Materials for Informatics, Shanghai Institute of Microsystem and Information Technology, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China*)

( Received 22 February 2022; revised manuscript received 24 June 2022 )

## Abstract

NiGe/n-Ge Schottky barrier height is modulated by Ni/n-Ge reaction with 1 nm Al as an intermediate layer. The series resistance, barrier height and ideal factor of Schottky diodes are extracted by the forward  $I$ - $V$  method, Cheung method and Norde method, respectively. Comparing with Ni/n-Ge SBD, the introduction of 1 nm Al insertion layer between Ni and Ge substrates can effectively reduce the barrier height and maintain stability between 350 °C and 450 °C.

**Keywords:** aluminum, Schottky barrier, germanium, nickel

**PACS:** 73.30.+y, 68.55.aj, 68.60.Dv, 61.82.bg

**DOI:** [10.7498/aps.71.20220320](https://doi.org/10.7498/aps.71.20220320)

---

<sup>\*</sup> Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 62074152).

<sup>†</sup> Corresponding author. E-mail: [bozhang@mail.sim.ac.cn](mailto:bozhang@mail.sim.ac.cn)



## 1 nm Al 插入层调节 NiGe/n-Ge 肖特基势垒

丁华俊 薛忠营 魏星 张波

### Effects of ultra-thin aluminium interlayer on Schottky barrier parameters of NiGe/n-type Ge Schottky barrier diode

Ding Hua-Jun    Xue Zhong-Ying    Wei Xing    Zhang Bo

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 71, 207302 (2022) DOI: 10.7498/aps.71.20220320

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220320>

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

非对称氧掺杂对石墨烯/二硒化钼异质结肖特基势垒的调控

Regulation and control of Schottky barrier in graphene/MoSe<sub>2</sub> heterojunction by asymmetric oxygen doping

物理学报. 2022, 71(1): 017104 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20210238>

电场对graphene/InSe范德瓦耳斯异质结肖特基势垒的调控

Tuning Schottky barrier in graphene/InSe van der Waals heterostructures by electric field

物理学报. 2020, 69(15): 157302 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20191987>

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>

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>

基于两步退火法提升Al/n<sup>+</sup>Ge欧姆接触及Ge n<sup>+</sup>/p结二极管性能

Improved performance of Al/n<sup>+</sup>Ge Ohmic contact and Ge n<sup>+</sup>/p diode by two-step annealing method

物理学报. 2019, 68(17): 178501 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190699>

直拉硅单晶的机械强度: 锗和氮共掺杂的效应

Mechanical strength of Czochralski silicon crystal: Effects of co-doping germanium and nitrogen

物理学报. 2021, 70(9): 098101 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20201803>