

热退火处理对 AuGeNi/n-AlGaInP 欧姆接触性能的影响*

王苏杰 李树强[†] 吴小明 陈芳 江风益

(南昌大学, 国家硅基 LED 工程技术研究中心, 南昌 330047)

(2019 年 11 月 9 日收到; 2019 年 12 月 19 日收到修改稿)

本文在 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 表面通过电子束蒸发 Ni/Au/Ge/Ni/Au 叠层金属并优化退火工艺成功制备了具有较低接触电阻的欧姆接触, 其比接触电阻率在 445 °C 退火 600 s 时达到 $1.4 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}^2$. 二次离子质谱仪测试表明, 叠层金属 Ni/Au/Ge/Ni/Au 与 n-AlGaInP 界面发生固相反应, Ga, In 原子由于热分解发生外扩散并在晶格中留下 III 族空位. 本文把欧姆接触形成的原因归结为 Ge 原子内扩散占据 Ga 空位和 In 空位作为施主提高 N 型掺杂浓度. 优化退火工艺对低掺杂浓度 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 的欧姆接触性能有显著改善效果, 但随着 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 掺杂浓度提高, 比接触电阻率与退火工艺没有明显关系. 本文为 n 面出光的 AlGaInP 薄膜发光二极管芯片的 n 电极制备提供了一种新的方法, 有望大幅简化制备工艺, 降低制造成本.

关键词: AlGaInP, 欧姆接触, 退火工艺, 发光二极管

PACS: 81.05.Ea, 73.40.Cg, 81.40.Ef, 85.60.Jb

DOI: 10.7498/aps.69.20191720

1 引言

目前, 与 GaAs 衬底晶格匹配的 (Al_xGa_{1-x})_{0.5}In_{0.5}P 材料是制备 590—660 nm 谱段发光二极管(LED)性能最好的化合物半导体材料^[1].

AlGaInP LED 的研制可以追溯到上世纪 80 年代^[2], 初期都是在 GaAs 衬底上晶格匹配生长 AlGaInP 材料后制备 p 面朝上的 LED 芯片, 这种结构的 LED 芯片存在衬底光吸收和表面全反射损耗, 其功率转换效率通常只有 10% 左右^[3]. 此后, 业界通过晶片键合^[4]、衬底剥离和表面粗化等^[5]芯片工艺开发出了 n 面朝上的 AlGaInP 薄膜 LED 芯片, 其消除了衬底光吸收, 减少了出光面的全反射损耗, 大幅度提升了 AlGaInP LED 的功率转换效率^[6], 比如峰值波长 630 nm 的 AlGaInP 薄膜 LED 芯片封装器件后的功率转换效率已达到

60% 左右^[7], 使 AlGaInP LED 应用领域得到拓展, 目前已广泛应用于汽车灯具、户外全彩显示、舞台投光灯、植物生长照明、多基色混合白光照明、城市亮化等诸多领域.

常规 n 面出光的 AlGaInP 薄膜 LED 芯片是在 n⁺-GaAs 层上制备 N 型欧姆接触. 这种 n 面电极制备方案存在如下几个问题: 第一, 影响光效, 由于 n⁺-GaAs 对可见光完全吸收, 因此 n 电极存在光吸收问题, 影响 LED 的功率转换效率; 第二, 制程复杂, 成本高^[8], 在 GaAs 上制备 n 型欧姆接触, 在芯片表面粗化时, 需要增加一道光刻工艺, 保留与 n 电极进行接触的 GaAs, 在需要进行 p 面电极和 n 面电极对位时, 由于 n⁺-GaAs 层不透光, 还需要增加一道光刻, 以得到一个可以看到 p 电极图形的透明窗口进行定位.

如果能在 n-AlGaInP 层上直接制备 n 型欧姆接触, 就可以消除业界普遍采用的 n⁺-GaAs 层上

* 国家重点研发计划 (批准号: 2016YFB0400600, 2016YFB0400601, 2016YFB0400603) 资助的课题.

[†] 通信作者. E-mail: lishuqiang@ncu.edu.cn

制备 n 型欧姆接触时存在的上述问题, 在提高 AlGaInP 薄膜 LED 芯片光电性能的同时简化其制备工艺, 并降低其制备成本. 但由于 n-AlGaInP 材料中 Al 原子易与 O 原子结合形成 Al 元素的氧化物^[9], 较难做到性能优异的欧姆接触^[10]. 这一难题的存在, 使 n-AlGaInP 材料上直接制备欧姆接触鲜有系统的研究. 因此, 研究在 n-AlGaInP 粗化层上直接制备 n 型欧姆接触, 具有重要意义.

Au/Ge/Ni 是传统 III-V 族半导体制作欧姆接触的合金材料^[11], 例如 GaAs^[12], InP^[13] 等. 合金化过程中的互扩散和相变反应被认为是 Au/Ge/Ni 与 n-GaAs 形成良好欧姆接触的主要原因^[14]. 本文通过电子束蒸发在 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 材料表面蒸镀 Ni/Au/Ge/Ni/Au 电极, 通过研究 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 表面接触层的掺杂浓度以及退火工艺, 包括退火温度和退火时间对欧姆接触的影响, 获得了具有较低比接触电阻率的欧姆接触, 并讨论分析其欧姆接触的形成机理.

2 实验过程

本实验使用的外延材料由山东华光光电子股份有限公司提供, 采用 LP-MOCVD 设备生长, III 族 MO 源使用 TMGa, TMAI, TMIn, V 族源使用 PH₃, AsH₃, n 型掺杂剂为 Si₂H₆, p 型掺杂剂为 CP₂Mg, AlGaInP 材料层生长温度为 690 ± 5 °C, 生长室压力为 50 mbar. 外延结构如图 1 所示, 自 GaAs 衬底开始依次生长 n-Ga_{0.5}In_{0.5}P 腐蚀阻挡层, n⁺-GaAs, n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 粗化层, n-

Al_{0.5}In_{0.5}P 下限制层, 非掺杂 MQW 有源区、p-Al_{0.5}In_{0.5}P 上限制层和 p-GaP 窗口层.

为研究掺杂浓度对欧姆接触性能的影响, 本实验生长了 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 粗化层掺杂浓度分别为 7 × 10¹⁷, 1 × 10¹⁸, 2 × 10¹⁸, 3 × 10¹⁸ cm⁻³ 的四批样品, 依次标记为 A, B, C, D.

本文样品制备依照常规 n 面出光的 AlGaInP 薄膜 LED 芯片加工工艺流程, 其基本步骤包括: 生长 SiO₂ 全方向反射镜 (ODR)、p 电极制备、新支撑基板制备及金属热压键合, 依次去除衬底、腐蚀截止层, 制备 n 电极, 得到常规 AlGaInP 薄膜 LED 芯片, 如图 2(a) 所示. 图 2(b) 为去除 n⁺-GaAs 欧姆接触层后得到以 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 层为 n 面欧姆接触层的样品. 在蒸发 n 电极金属前, 将样品置于摩尔浓度为 0.01 mol/L 的稀盐酸

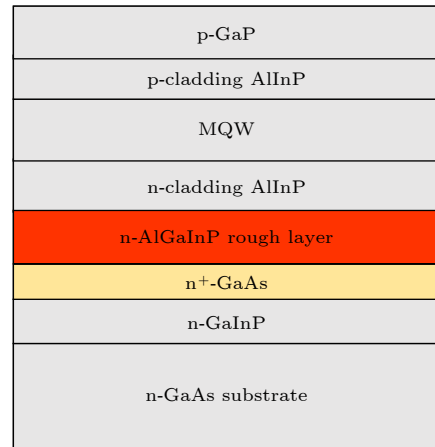


图 1 AlGaInP LED 基本外延结构

Fig. 1. Schematic diagrams of AlGaInP-base LED epitaxial structure.

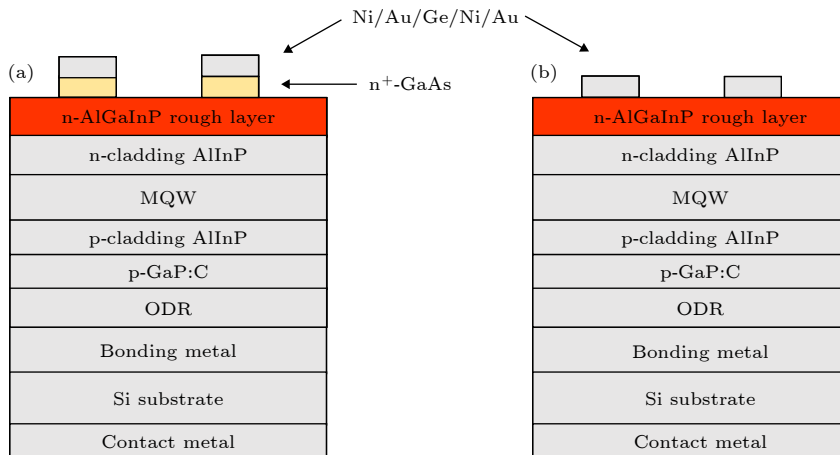


图 2 n 面出光 AlGaInP LED (a) 常规结构薄膜芯片; (b) 基于 n-AlGaInP 欧姆接触的芯片结构

Fig. 2. Schematic diagrams of (a) conventional n-side-up AlGaInP LED structure and (b) n-AlGaInP contact LED.

表 1 样品退火分组信息及比接触电阻率 (ρ_c) 测试结果
Table 1. Grouping information of samples annealing and specific contact resistivity (ρ_c) results.

编号	N_D/cm^{-3}	$T/^\circ\text{C}$	Time/s	$\rho_c/\Omega\cdot\text{cm}^2$	编号	N_D/cm^{-3}	$T/^\circ\text{C}$	Time/s	$\rho_c/\Omega\cdot\text{cm}^2$
A ₁	7×10^{17}	385	25	—	C ₁	2×10^{18}	385	25	1.1×10^{-3}
A ₂	7×10^{17}	425	25	—	C ₂	2×10^{18}	425	25	9.4×10^{-4}
A ₃	7×10^{17}	445	25	—	C ₃	2×10^{18}	445	25	4.8×10^{-4}
A ₄	7×10^{17}	485	25	2.9×10^{-3}	C ₄	2×10^{18}	485	25	5.3×10^{-4}
A ₅	7×10^{17}	445	600	3.2×10^{-3}	C ₅	2×10^{18}	445	600	2.8×10^{-4}
A ₆	7×10^{17}	445	900	3.6×10^{-3}	C ₆	2×10^{18}	445	900	3.0×10^{-4}
B ₁	1×10^{18}	385	25	—	D ₁	3×10^{18}	385	25	4.9×10^{-4}
B ₂	1×10^{18}	425	25	—	D ₂	3×10^{18}	425	25	4.0×10^{-4}
B ₃	1×10^{18}	445	25	3.5×10^{-3}	D ₃	3×10^{18}	445	25	3.3×10^{-4}
B ₄	1×10^{18}	485	25	5.1×10^{-4}	D ₄	3×10^{18}	485	25	4.1×10^{-4}
B ₅	1×10^{18}	445	600	4.6×10^{-4}	D ₅	3×10^{18}	445	600	1.4×10^{-4}
B ₆	1×10^{18}	445	900	5.4×10^{-4}	D ₆	3×10^{18}	445	900	1.9×10^{-4}

溶液中浸泡 4 min, 冲水吹干后, 通过电子束蒸发的方法在 $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 层表面蒸镀 Ni/Au/Ge/Ni/Au 作为 n 电极, 金属厚度依次为 100/500/200/100/5000 Å, 最先沉积的金属为 Ni. 将 A, B, C, D 各自平均分为 6 小份并进行标号: A₁, A₂, ..., A₆, 详细样品标号及退火条件见表 1.

用圆环传输线法 (CTLM) 测试退火后样品的 I - V 特性曲线, 并计算其比接触电阻率 (ρ_c). 圆环间隔从小到大依次为 2.5, 5, 10, 15, 20, 25, 30 和 35 μm, 考虑光刻误差以及电流扩展带来的差异, 只测试圆环间隔为 10—35 μm 区域的 I - V 特性曲线^[15]. 本文选取 $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 层掺杂浓度为 $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 的样品, 在退火前后进行二次离子质谱测试 (secondary ion mass spectrometry, SIMS), 观察 n 电极与 $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 界面原子的扩散情况.

3 结果与分析

表 1 列出了各样品的 $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 层掺杂浓度 (N_D)、退火温度 (T)、退火时间 (Time) 以及 NiAuGeNiAu/ $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 在退火后测试得到的比接触电阻率 ρ_c . 图 3 为计算 D₅ 样品 ρ_c 所需要测试的 I - V 曲线, 插图为 CTLM 的测试图形. 根据 CTLM 测试结果可知, 当掺杂浓度为 $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 时, 在 $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 层上直接制备欧姆接触最优退火温度为

445 °C, 退火时间为 600 s, 对应的 ρ_c 值为 $1.4 \times 10^{-4} \Omega\cdot\text{cm}^2$. 这一数值已接近 AuGeNi/n-GaAs 上制备欧姆接触的结果^[16].

A₁, A₂, A₃, B₁, B₂ 五个样品没有形成欧姆接触, 因此没有在表 1 中列出 ρ_c 值. 图 4 为 385 °C 退火 25 s 时, 4 种掺杂浓度样品的 I - V 特性. 其中插图为相邻电极测量接触特性示意图. 掺杂浓度为 7×10^{17} 和 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 的样品退火后的 I - V 曲线为非直线, 而掺杂浓度为 2×10^{18} 和 $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 的样品退火后的 I - V 曲线为直线. 在此退火条件下, 当掺杂浓度达到 $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 时, NiAuGeNiAu/ $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 接触由肖特基接触转变为欧姆接触. 随着 $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 掺杂浓度的提高, ρ_c 值呈现降低趋势, 这与欧姆接触的理论相符合^[17].

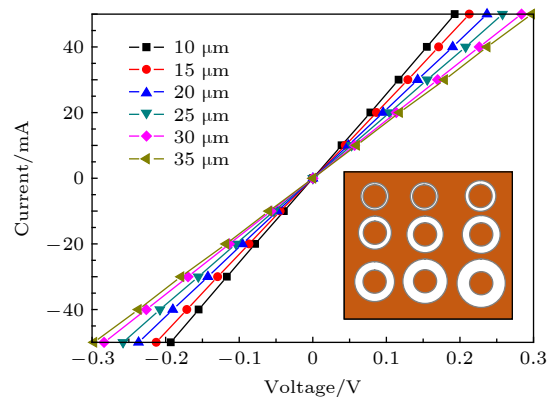


图 3 D₅ 样品的 I - V 曲线, 圆环间距为 10—35 μm
Fig. 3. I - V behaviors of Sample D₅, ring intervals are 10—35 μm.

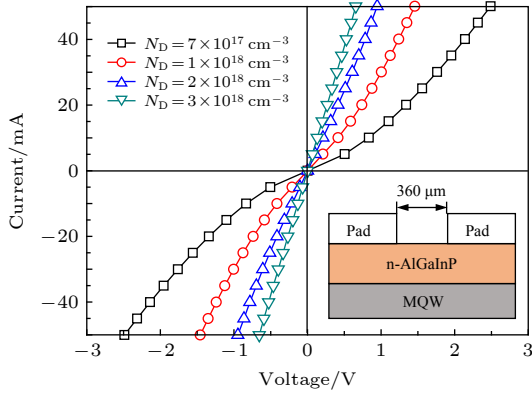


图 4 385 °C 退火 25 s 时, A₁, B₁, C₁ 和 D₁ 样品 *I-V* 曲线
Fig. 4. *I-V* behaviors of Sample A₁, B₁, C₁ and D₁ after annealing at 385 °C for 25 s.

图 5 为几组不同退火条件下 ρ_c 与掺杂浓度的关系。随着退火温度与时间的增加, 低掺杂浓度样品的 NiAuGeNiAu/n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 接触也转变为欧姆接触。在形成欧姆接触的相同退火条件下, ρ_c 随着掺杂浓度的提高逐渐减小。掺杂浓度从 $7 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ 增大到 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 时, ρ_c 值迅速降低, 继续提高掺杂浓度后, 其变化趋于平缓。

为研究退火过程中 Ni/Au/Ge/Ni/Au 与 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 层之间的界面反应, 本文对 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 层掺杂浓度为 $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 退火前后的样品进行 SIMS 测试表征, 结果如图 6 所示。首先对未退火样品表面进行 SIMS 深度剖

析, 叠层金属与粗化层之间区分明显, 在距离 n 电极表面深度约为 600 nm 处, 已经几乎检测不到 n 电极中的金属元素, 这与蒸镀 n 电极的厚度 (590 nm) 相符。对比分析 385 °C 退火 25 s 后样品表面 SIMS 测试结果, 与未退火时存在明显不同。在 n 电极一侧, 除了 Ni, Au, Ge 三种元素外, 还检测到了 Ga, In, Al 元素。这表明, 在退火过程中, n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 发生了分解, 部分 Ga, In, Al 元素向外扩散。

研究表明 [18], 在成熟的 Au/Ge/Ni 与 n-GaAs 欧姆接触体系中, 欧姆接触形成的机理, 是合金过程中的互扩散。GaAs 材料会在 300 °C 左右

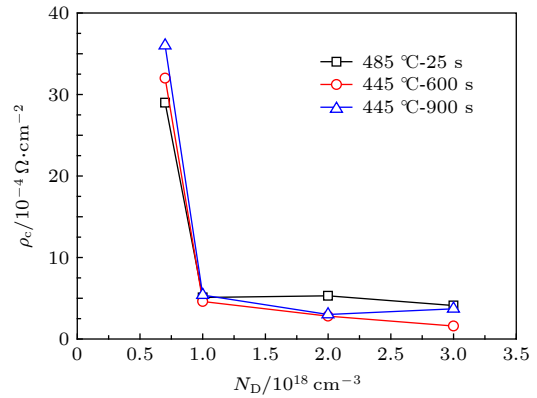


图 5 不同退火条件下, ρ_c 与 N_D 关系
Fig. 5. Contact resistivity as a function of doping concentration for different annealing conditions.

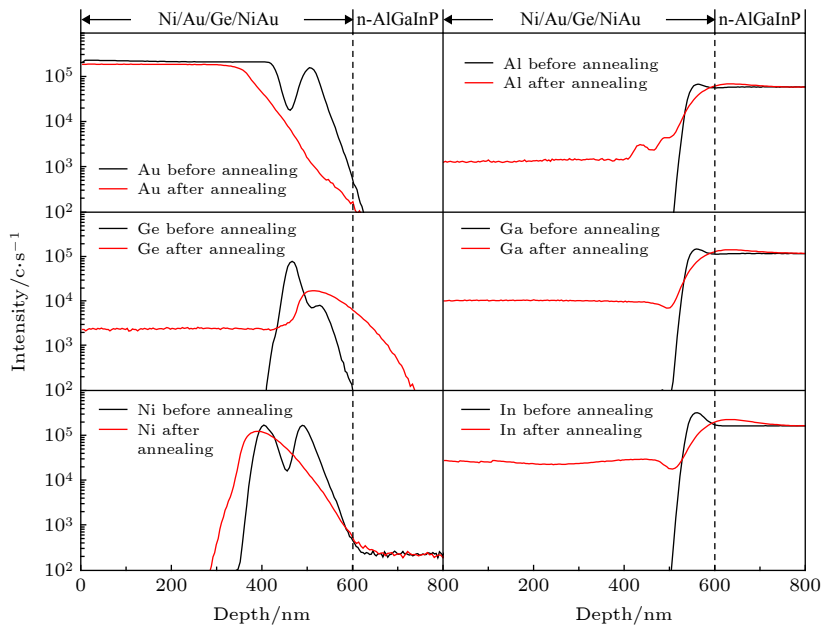
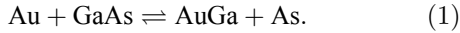


图 6 SIMS 深度剖析 Ni/Au/Ge/Ni/Au 与 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 接触性能
Fig. 6. SIMS depth profiles of Ni/Au/Ge/Ni/Au contact on n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P before annealing and after annealing.

发生分解, 而由于合金层 Au 的存在会加速 Ga 的外扩散. 相变过程如下 [14]:



GaAs 中由于 Ga 的外扩散在晶格中留下大量 Ga 空位. 当温度升高到 400 °C 时, Ge 会向晶体内部扩散占据 Ga 空位成为施主杂质提供电子, 因此在电极下方可以得到一层 n⁺-GaAs. 此外, 也有研究者利用扩散理论在 Au/Ge/Pd 与 n-Al_{0.5}In_{0.5}P 界面得到低接触电阻率的欧姆接触 [19]. n-Al_{0.5}In_{0.5}P 中 In 向外扩散, Au/Ge/Pb 中的 Ge 向内扩散, 形成低接触电阻.

参考前文所述的几种欧姆接触机理, 本文认为互扩散是 NiAuGeNiAu/n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 形成欧姆接触的关键. AlGaInP 材料中 Al, Ga, In 三种原子按照一定比例占据 III 族位 [20], 在退火过程中由于热分解 Ga, In 发生外扩散, 在材料中会留下 Ga 空位与 In 空位. Au 不仅会加速 Ga 的外扩散, 高温下还能与 In 强烈反应形成 Au-In 化合物, 类似于 AuGe/n-InP 形成欧姆接触过程形成的 Au₁₀In₃ [21]. 同时 Ge 向界面内扩散占据 Ga 空位与 In 空位, 这才是较低掺杂浓度 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 也能形成欧姆接触的原因. 足够的 Ge 内扩散导致合金层下 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 转变为 n⁺-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P, 肖特基势垒消失, 形成欧姆接触 [22]. 对比可以发现, In 外扩散的含量最多, 而 Al 元素扩散较少, 这主要是因为 Al 易与 O 元素结合形成较难分解的氧化物. 在 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 一侧, 有部分 Ge 向内扩散进入晶格中, 占据 Ga, In 外扩散留下的 III 族空位, 成为施主杂质提高 n 型掺杂浓度. 此外, n-AlGaInP 层中检测到大量的 Ni 元素, 本文认为 Ni 在合金化的过程中有助于改善金属与半导体的界面粗糙度, 提高金属电极与半导体材料的黏附性, 但过多的 Ni 内扩散作为深能级受主杂质可能是阻碍比接触电阻率降低的主要原因.

成功在 n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 上制备欧姆接触后, 本文在此基础上进行了系列优化退火工艺的工作. 在相同掺杂浓度、相同退火时间下, 分析 NiAuGeNiAu/n-AlGaInP 接触的 ρ_c 与退火温度的关系, 结果如图 7(a) 所示. 从曲线中可以看出, 两种掺杂浓度下的 ρ_c 值都随退火温度的升高呈现先降低后升高的趋势, 当退火温度为 445 °C 时,

NiAuGeNiAu/n-AlGaInP 接触具有最低的 ρ_c 值. 继续升高退火温度至 485 °C, 其接触性能都略有退化. 对此, 本文解释如下: 随着退火温度的升高, n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 与合金层之间的互扩散加剧, 有足够的 Ge 占据 Ga, In 空位, 合金层下方的载流子浓度逐渐趋于饱和, 更高温度的接触性能退化可能与接触界面 Au-Ge 合金的“球聚”有关. 当 Au-Ge 与接触材料浸润性较差时, 容易在合金化过程中出现“球聚”的现象 [23], 收缩成不同大小的孤立小岛. “球聚”会使接触界面粗糙, 提高接触电阻, 同时降低欧姆接触性能的稳定性.

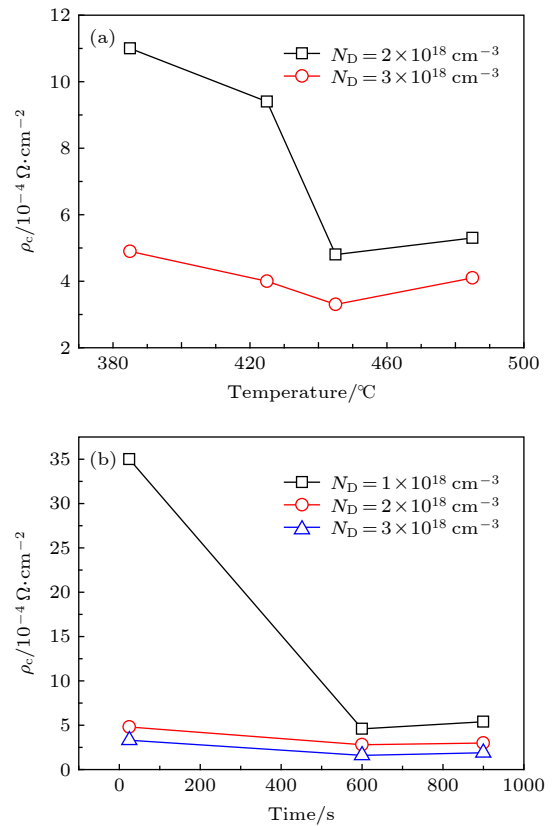


图 7 相同掺杂浓度时 (a) 退火时间 25 s, ρ_c 与退火温度关系; (b) 退火温度 445 °C, ρ_c 与退火时间关系
Fig. 7. At the same N_D (a) ρ_c as a function of annealing temperature when the annealing time is 25 s; (b) ρ_c as a function of annealing temperature when the annealing temperature is 445 °C.

本文利用 SIMS 测试中的二次离子轰击, “剥离”n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P 表面的叠层金属, 再通过 SEM 测试了不同退火温度下 Au-Ge 合金在接触界面的形貌, 结果如图 8 所示. 图 8(a) 与图 8(b) 对应的退火温度分别为 445 °C, 485 °C, 退火时间都为 25 s. 在退火温度达到 445 °C 时, Au-Ge 合金

开始熔化形成较小尺寸的小岛,随着退火温度的升高,“球聚”变得愈发严重,接触界面不再保持光滑,欧姆接触电阻也随之升高。

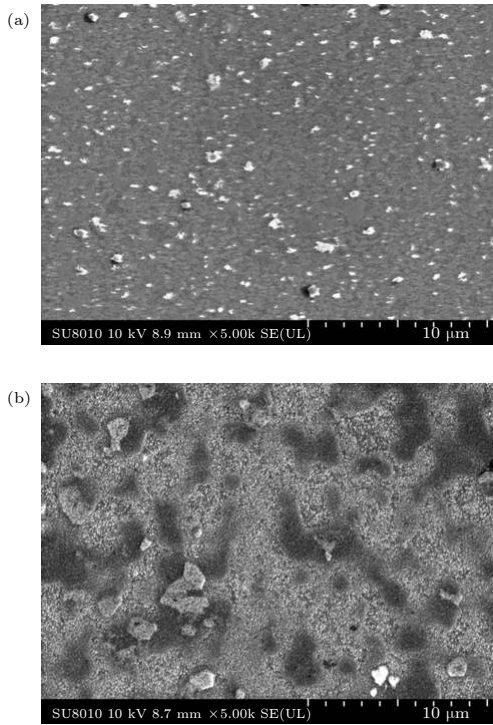


图 8 SEM 测试不同退火温度下接触界面形貌 (a) 445 °C 退火 25 s; (b) 485 °C 退火 25 s

Fig. 8. SEM micrographs showing the surface morphologies of ohmic contact (a) 445 °C for 25 s (b) 485 °C for 25 s.

图 7(b) 为不同掺杂浓度样品的比接触电阻率随退火时间的变化曲线. 从图中可以看出, 掺杂浓度大于 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 时, 其 ρ_c 值随退火时间增大无明显变化. 掺杂浓度较低时, 其接触性能随退火时间增大有明显改善. 结合图 7 与表 1 数据, 低掺杂浓度样品 ($\leq 1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) 对退火温度和时间都非常敏感, 而高掺杂浓度样品并未表现出相同性质. 掺杂浓度较低时, 肖特基势垒较高, 合金过程中的互扩散可显著提高 $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 表面掺杂浓度, 降低肖特基势垒高度; 而高掺杂浓度样品其本身肖特基势垒较低, 互扩散带来的变化并不明显. 退火时间的增加与升高退火温度类似, 都是加剧互扩散的过程, 有利于更多的 Ga, In 外扩散和 Ge 的内扩散. 退火温度较低或时间较短时, 界面原子间的相变反应不完全, $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 表面的掺杂浓度较低, 势垒高度较高, 无法形成欧姆接触. 而经过高温退火或长时间退火后, 合金层下的载流子浓度迅速升高, 达到与高掺杂浓

度样品 ($> 1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) 低温退火条件下相同的欧姆接触性能. 此外, 可能受材料表面态影响, $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 的掺杂浓度到达 $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 后接触界面的费米能级钉扎效应 (pinning effect) 明显, 合金层下方的载流子浓度趋于饱和, 欧姆接触性能逐渐稳定.

目前, 本研究在 $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 上制备的欧姆接触比接触电阻率 ρ_c 最低为 $1.4 \times 10^{-4} \Omega\cdot\text{cm}^2$, 将其导入 AlGaInP 薄膜 LED 芯片工艺时, 27 mil 规格芯片在 350 mA 电流下电压比常规工艺高 0.3 V 左右, 尚不能应用于批量化生产工艺. 后期需优化 $n\text{-AlGaInP}$ 组份、厚度、掺杂、表面处理工艺和金属组合, 使比接触电阻率进一步降低.

4 结 论

本文成功在 $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 材料上直接制备欧姆接触, 研究了热退火工艺对 NiAuGeNiAu/ $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 欧姆接触性能的影响并分析其形成机理. 结果表明, 当 $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 掺杂浓度为 $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, 退火温度为 445 °C, 退火 600 s 时, Ni/Au/Ge/Ni/Au 与 $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 比接触电阻率达到 $1.4 \times 10^{-4} \Omega\cdot\text{cm}^2$. 在退火过程中, Ga, In 外扩散在晶格中留下 III 族空位, 合金层中 Ge 内扩散占据 Ga 空位和 In 空位成为施主提供电子. 掺杂浓度较低条件下, 升高退火温度或增加退火时间均有利于互扩散的进行, 能明显改善接触性能. 随着掺杂浓度的提高, 改变退火条件对接触性能没有明显影响. 本文在 $n\text{-(Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73})_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ 层上成功制备了欧姆接触, 简化了 AlGaInP 薄膜 LED 芯片制备工艺. 但本文仍存在不足, 不足之处在于过高的 n 型 AlGaInP 掺杂浓度会影响晶体质量, 导致 LED 的发光效率降低, 因此, 为了在低掺杂浓度的 $n\text{-AlGaInP}$ 材料上制备性能优异的欧姆接触, 优化电极设计与半导体材料的表面处理是后续研究的关键.

参考文献

- [1] Hong R H, Huang S H, Wu D S, Chi C Y 2003 *Appl. Phys. Lett.* **82** 4011
- [2] Gessmann T, Schubert E F 2004 *J. Appl. Phys.* **95** 2203
- [3] Dupuis R D, Krames M R 2008 *J. Lightwave. Technol.* **26** 1154

- [4] Kish F A, Steranka F M, Defevere D C, Vanderwater D A, Park K G, Kuo C P, Osentowski T D, Peanasky M J, Yu J G, Fletcher R M 1994 *Appl. Phys.* **64** 2839
- [5] Liu Z K, Gao W, Xu C 2010 *J. Semicond.* **31** 52 (in Chinese) [刘自可, 高伟, 徐晨 2010 半导体学报 **31** 52]
- [6] Huang W, Chien F S, Yen F, Lin C, Ching B, Chiang K N 2014 *Solid. State. Electron.* **93** 15
- [7] Dong Y, Han J, Chen X, Xie Y, Jie S 2016 *IEEE Electron Device Lett.* **37** 1303
- [8] Zhan Y, Niu L J, Li X Y, Wang X L, Peng X L 2008 *Semicond. Technol.* **8** 15 (in Chinese) [战瑛, 牛丽娟, 李晓云, 王小丽, 彭晓磊 2008 半导体技术 **8** 15]
- [9] Sai S G, Mahadeva B K, Dhamodaran S, Pathak A P, Muralidharan R, Vyas H P, Sridhara R D, Balamuralikrishnan R, Muraleedharan K 2015 *Mater. Sci. Semicond. Process.* **30** 62
- [10] Carroll J E 1977 *IET. Power. Electron.* **23** 841
- [11] Tahamtan S, Goodarzi A, Abbasi S P, Hodaei A, Zabihi M S, Sabbaghzadeh J 2011 *Microelectron. Reliab.* **51** 1330
- [12] Kumar D 2006 *Phys. Status Solidi A* **139** 433
- [13] Clausen T, Leistiko O 1995 *Semicond. Sci. Technol.* **10** 691
- [14] Wu D F, Wang D N 1985 *Acta. Phys. Sin.* **34** 332 (in Chinese) [吴鼎芬, 王德宁 1985 物理学报 **34** 332]
- [15] Wang G X, Tao X X, Xiong C B, Liu J L, Feng F F, Zhang M, Jiang F Y 2011 *Acta. Phys. Sin.* **60** 808 (in Chinese) [王光绪, 陶喜霞, 熊传兵, 刘军林, 封飞飞, 张萌, 江风益 2011 物理学报 **60** 808]
- [16] Blank T V, Gol'Dberg Y A 2007 *Semiconductors.* **41** 1263
- [17] Liu E K, Zhu B S, Luo J S 2011 *The Physics of Semiconductors* (7th Ed.) (Beijing: Electronics industry Press) p204 (in Chinese) [刘恩科, 朱秉升, 罗晋生 2011 半导体物理学 (第7版) (北京: 电子工业出版社) 第204页]
- [18] Lumpkin N E, Lumpkin G R, Blackford M G 1999 *J. Mater. Res.* **14** 1261
- [19] Hao P H, Wang L C, Ressel P, Kuo J M 1996 *J. Vac. Sci. Technol., B* **14** 3244
- [20] Guo W L, Qian K W, Wang J X 2015 *LED Devices and Technology* (Beijing: Publishing House of Electronics Industry) p76 (in Chinese) [郭伟玲, 钱可元, 王军喜 2015 LED器件与工艺技术 (北京: 电子工业出版社) 第76页]
- [21] Clausen T, Leistiko O, Chorkendorff I, Larsen J 1993 *Thin Solid Films* **232** 215
- [22] Farmanbar M, Brocks G 2016 *Adv. Electron. Mater.* **2** 4
- [23] Wen C H, Tan F L, Lee C L 1996 *J. Appl. Phys.* **79** 9200

Study on the effect of thermal annealing process on ohmic contact performance of AuGeNi/n-AlGaInP*

Wang Su-Jie Li Shu-Qiang[†] Wu Xiao-Ming Chen Fang Jiang Feng-Yi

(National Institute of LED on Si Substrate, Nanchang University, Nanchang 330047, China)

(Received 9 November 2019; revised manuscript received 19 December 2019)

Abstract

In this paper, Ni/Au/Ge/Ni/Au laminated metals were deposited on the n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P by electron beam evaporation, the ohmic contact with low contact resistance was successfully prepared by optimized annealing process. The specific contact resistance reached $1.4 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}^2$ when annealed at 445 °C for 600 s. The result of the secondary ion mass spectrometer shows that the solid-state reaction takes place at the interface between the laminated metal Ni/Au/Ge/Ni/Au and n-AlGaInP, then the germanium atoms and indium atoms diffuse outwards due to thermal decomposition and leave vacancies in the lattice. In this paper, the reason for the formation of ohmic contact is attributed to the fact that the germanium vacancy and indium vacancy are occupied by gallium atoms as donors to increasing the N-type doping concentration. The optimized annealing process can improve the ohmic contact performance of n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P with low doping concentration, but the specific contact resistivity has no obvious relationship with the annealing process when the of doping concentration of n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P increased. The Schottky barrier is high at low doping concentration of n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P. So inter diffusion in the annealing process could significantly increase the doping concentration of n-(Al_{0.27}Ga_{0.73})_{0.5}In_{0.5}P and reduce the Schottky barrier height. Nevertheless, the Schottky barrier of the sample with high doping concentration is low enough what is not sensitive with inter diffusion. It provides a new method for the preparation of N-electrode of AlGaInP thin film light-emitting-diodes chip, as so as avoid the problem of n⁺-GaAs absorption in the conventional N-electrode preparation method and the problem of electrode drooping. However, there are still some shortcomings in this paper. The disadvantage is that the high doping concentration of n-AlGaInP will affect the crystal quality, which will reduce the luminous efficiency of LED. Therefore, in order to prepare ohmic contact with excellent properties on n-AlGaInP with lower doping concentration, optimizing the electrode design and the surface treatment of semiconductor materials are the keys to follow-up research.

Keywords: AlGaInP, ohmic contact, annealing process, film chip

PACS: 81.05.Ea, 73.40.Cg, 81.40.Ef, 85.60.Jb

DOI: 10.7498/aps.69.20191720