

Pt/Au/n-InGaN 肖特基接触的电输运机理

徐峰 于国浩 邓旭光 李军帅 张丽 宋亮 范亚明 张宝顺

Current transport mechanism of Schottky contact of Pt/Au/n-InGaN

Xu Feng Yu Guo-Hao Deng Xu-Guang Li Jun-Shuai Zhang Li Song Liang Fan Ya-Ming Zhang Bao-Shun

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 67, 217802 (2018) DOI: 10.7498/aps.67.20181191

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20181191>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2018/V67/I21>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

[基于石墨烯振幅可调的宽带类电磁诱导透明超材料设计](#)

Tunable grapheme amplitude based broadband electromagnetically-induced-transparency-like metamaterial

物理学报.2018, 67(9): 097801 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20180114>

[类石墨烯复杂晶胞光子晶体中的确定性界面态](#)

Deterministic interface states in photonic crystal with graphene-allotrope-like complex unit cells

物理学报.2017, 66(22): 227802 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.227802>

[基于分子束外延生长的 1.05 eV InGaAsP 的超快光学特性研究](#)

Study on photoluminescence properties of 1.05 eV InGaAsP layers grown by molecular beam epitaxy

物理学报.2015, 64(17): 177802 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.177802>

[表面态调控对 GaN 荧光光谱的影响](#)

Effects of controlled surface states on the photoluminescence emission of GaN film

物理学报.2014, 63(13): 137802 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.137802>

[InN 的光致发光特性研究](#)

Study on the photoluminescence properties of InN films

物理学报.2013, 62(11): 117802 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.117802>

Pt/Au/n-InGaN肖特基接触的电输运机理*

徐峰^{1)2)†} 于国浩¹⁾ 邓旭光¹⁾ 李军帅¹⁾ 张丽¹⁾ 宋亮¹⁾
范亚明¹⁾ 张宝顺¹⁾

1)(中国科学院苏州纳米技术与纳米仿生研究所, 苏州 215123)

2)(南京大学扬州光电研究院, 扬州 225009)

(2018年6月19日收到; 2018年9月2日收到修改稿)

基于热电子发射和热电子场发射模式, 利用 I - V 方法研究了 Pt/Au/n-InGaN 肖特基接触的势垒特性和电输运机理, 结果表明, 在不同背景载流子浓度下, Pt/Au/n-InGaN 肖特基势垒特性差异明显. 研究发现, 较低生长温度制备的 InGaN 中存在的高密度施主态氮空位 (V_N) 缺陷导致背景载流子浓度增高, 同时通过热电子发射模式拟合得到高背景载流子浓度的 InGaN 肖特基势垒高度和理想因子与热电子场发射模式下的结果差别很大, 表明 V_N 缺陷诱发了隧穿机理并降低了肖特基势垒高度, 相应的隧穿电流显著增大了肖特基势垒总的输运电流, 证实热电子发射和缺陷辅助的隧穿机理共同构成了肖特基势垒的电输运机理. 低背景载流子浓度的 InGaN 肖特基势垒在热电子发射和热电子场发射模式下拟合的结果接近一致, 表明热电子发射是其主导的电输运机理.

关键词: 镓氮, X 射线衍射, 肖特基势垒, 热电子发射

PACS: 78.55.Cr, 78.67.Pt, 78.67.De, 78.55.-m

DOI: 10.7498/aps.67.20181191

1 引言

三元合金镓氮 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 是直接带隙半导体材料, 通过改变金属 In 的组分可使其带隙宽度在 0.7—3.4 eV 的范围内连续变化, 从而覆盖了从近红外到紫外的光谱区域. InGaN 材料已成为制造高亮度发光二极管、高效半导体激光器的理想选择, 同时它在太阳电池和光电探测器等领域也有着非常广泛的应用前景^[1-6]. 肖特基势垒器件在高速集成电路、微波技术等领域有着很好的应用前景, 但 InGaN 材料的高质量制备问题却限制了其肖特基器件的发展和应用^[7-10]. 利用金属有机物化学气相沉积方法制备高质量 InGaN 薄膜材料的主要困难在于: InGaN 表面金属 In 分布不均匀^[11], 甚至会出现金属 In 分凝现象, 同时 InN 饱和

平衡压强高, 分解温度较低, In 原子比 Ga 原子更难溶入六方晶格, 导致 InGaN 材料存在大量缺陷, 载流子迁移率较低^[12]. 基于 InGaN 材料的肖特基势垒的报道较少, Jang 等^[13] 研究了不同退火温度对 Pt/n-InGaN 肖特基势垒特性的影响, Lin 等^[14] 明确了氮化物表面氧化层的存在对肖特基势垒高度和电子输运机理的影响, Wang 等^[15] 研究了不同衬底材料下的肖特基势垒电输运机理, 但上述结论所采用的肖特基势垒质量均不理想, 同时材料中 In 组分均偏低, 因此目前还没有关于 In 组分大于 10% 的 n-InGaN 肖特基势垒电输运机理的研究报道. 本文针对光伏器件设计并制备了大面积的 InGaN 肖特基接触, 改变生长条件调控了 In 组分为 30% 的 n-InGaN 的载流子浓度, 通过淀积 Pt/Au 电极研究了 n-InGaN 肖特基势垒特性, 最后根据热电子发射 (thermionic emission, TE) 和热电子场发

* 江苏省自然科学基金 (批准号: BK20161324)、江苏省博士后科研资助计划项目 (批准号: 2018K008C)、国家自然科学基金 (批准号: 61704185) 和江苏省重点研发计划 (批准号: BE2015111, BE2016084) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: fxu2018@sinano.ac.cn

射 (thermionic field emission, TFE) 模式综合分析了 Pt/Au/n-InGaN 肖特基的电流输运机理.

2 实 验

采用金属有机物化学气相淀积方法生长实验所用的 $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 薄膜. 首先在蓝宝石 C 面衬底上低温生长 30 nm 的 GaN 缓冲层, 继而生长 2 μm 的高温非故意掺杂 GaN 层, 最后在 750, 730, 700 $^{\circ}\text{C}$ 的不同反应温度下生长非故意掺杂 InGaN 薄膜样品, 分别对应编号为 A, B, C 的肖特基势垒样品. 制作金属接触之前, 将各 InGaN 分别在丙酮、甲醇和乙醇中以等标准的表面清洗工艺超声清洗 3 min; 淀积肖特基接触之前, 将各 InGaN 在浓度为 10% 盐酸溶液中浸泡 15 s 以去除样品表面的氧化层和可能存在的金属 In 积聚. 金属接触采用电子束蒸发, 欧姆电极所用金属为 Ti/Al/Ni/Au (20/120/30/50 nm), 淀积后在 600 $^{\circ}\text{C}$ 氮气氛围中快速退火 15 s; 肖特基接触采用 Pt/Au (5/5 nm) 金属, 面积为 2 mm \times 2 mm. InGaN 材料的 In 组分通过 X 射线衍射 (X-ray diffraction, XRD) 方法确定, 背景载流子浓度通过范德堡霍耳效应得到, 肖特基接触 I - V 电学特性采用惠普半导体参数测试仪测试.

3 结果与讨论

首先对上述在不同生长温度下制备的 InGaN 薄膜样品进行了 XRD 测试 (图 1), 扫描方式为 ω - 2θ . 图 1 中除了最强的 GaN 衍射峰外, 还能观察到各样品较强的 InGaN(0002) 晶面的衍射峰. 以确定实验所采用的 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 薄膜中的 In 组分. 利用 Vegard 定律, 根据 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ (0002) 衍射峰相对于 GaN(0002) 衍射峰的峰位移动计算了 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 样品的组分 [16], 并假设在 GaN 上外延制备的 InGaN 样品是完全弛豫的:

$$d(\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_{(0002)}) = xd(\text{InN}_{(0002)}) + (1-x)d(\text{GaN}_{(0002)}). \quad (1)$$

计算得到 3 个 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 样品 In 组分均为 $x = 0.3$, 并且 In 组分偏差小于 0.01, 因此忽略由于 In 组分不同导致的对其肖特基势垒特性的影响. 进一步

测试得到样品 A, B 和 C 的 (0002) 面摇摆曲线半峰宽 (full-width half-maximum FWHM) 分别为 324, 639 和 728 arcsec. 通常, 对于六方结构的 III 族氮化物材料, 可利用下式估算薄膜中的螺位错密度 [17]:

$$D_{\text{screw}} = \frac{\beta^2}{4.35b^2}, \quad (2)$$

其中 D_{screw} 为螺位错密度, β 为 FWHM, Burgers 矢量长度 $b = 0.5185$ nm. 根据测得的 (0002) 面摇摆曲线 FWHM 计算得到样品 A, B 和 C 的 $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 螺位错密度分别为 2.09×10^8 , 8.12×10^8 和 1.05×10^9 cm^{-3} .

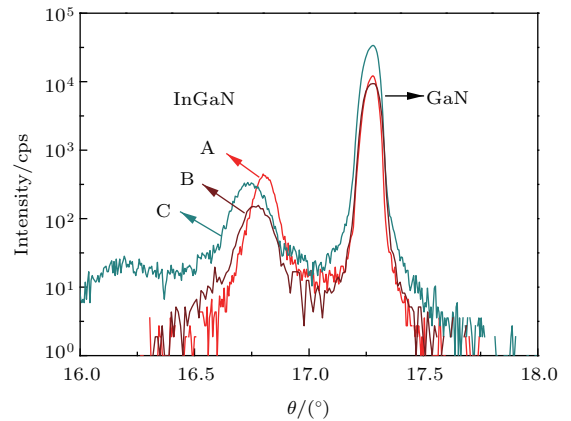


图 1 InGaN 薄膜 (0002) ω - 2θ XRD 谱
Fig. 1. XRD ω - 2θ scans of the (0002) InGaN of samples A-C.

对各 $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 样品表面形貌进行了原子力显微镜 (atomic force microscope, AFM) 测量 (图 2), 扫描范围为 5 $\mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$. 可以发现: 750 $^{\circ}\text{C}$ 生长的 $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 样品 A 薄膜表面较为平整, 属于二维台阶流模式生长, 表面粗糙度 (RMS) 为 0.85 nm, 而 730, 700 $^{\circ}\text{C}$ 的样品 B, C 薄膜趋向于三维模式生长, 表面均具有较大的晶粒起伏并且存在高密度 V 型位错缺陷坑 (V-pits), 表面粗糙度 RMS 分别为 4.31, 6.62 nm, 较低生长温度导致的低表面吸附原子迁移率使薄膜缺陷形态受动力学控制 [18]. InGaN 材料表面 V-pits 的产生主要是由于失配应变使 In 原子向螺位错周围聚集形成金属 In 团簇, In 团簇作为异面活性剂使 (11 $\bar{2}$ 0) 晶面的表面能低于 (0001) 面, 从而促使了 V-pits 的形成 [19,20]. 综合 XRD 和 AFM 的测试结果可知, 较低生长温度导致的高密度螺位错缺陷对 InGaN 材料的晶体质量和表面形貌均具有较为显著的影响.

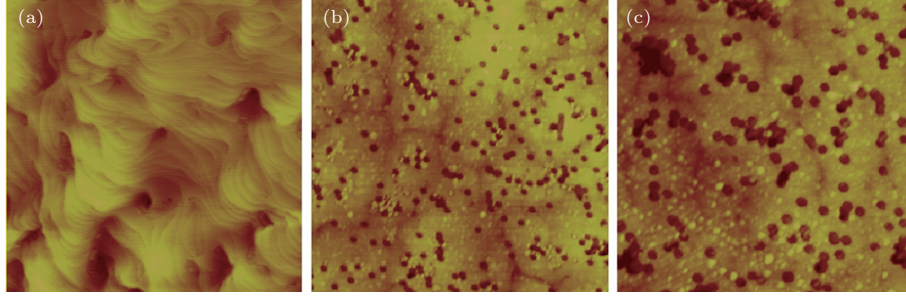


图2 In_{0.3}Ga_{0.7}N样品 (a) A, (b) B, (c) C 的AFM照片

Fig. 2. AFM surface morphology images of In_{0.3}Ga_{0.7}N (a) A, (b) B, (c) C.

室温下通过Hall测试研究了In_{0.3}Ga_{0.7}N薄膜的电学性质,测得样品A, B, C的InGaN载流子浓度分别是 8.7×10^{16} , 5.7×10^{18} 和 $1.9 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ (图3).从图3可以看出,700 °C生长的InGaN样品背景载流子浓度比750 °C的增加两个数量级, Lee等^[21]的报道中也发现了类似现象,这主要是因为作为氮源的NH₃在相对低温下分解效率较低,导致反应气氛中具有反应活性的N浓度不足,出现In : N化学配比大于1的现象,从而形成高密度的施主态氮空位(V_N)缺陷,显著增加了InGaN的背景载流子浓度;同时,与V_N缺陷相关的高密度螺位错会在InGaN中进一步作为导电路径,极大地降低了InGaN的电阻率^[22].另一方面,较高的生长温度能够压制V_N缺陷的形成^[23],抑制了InGaN的背景载流子浓度.

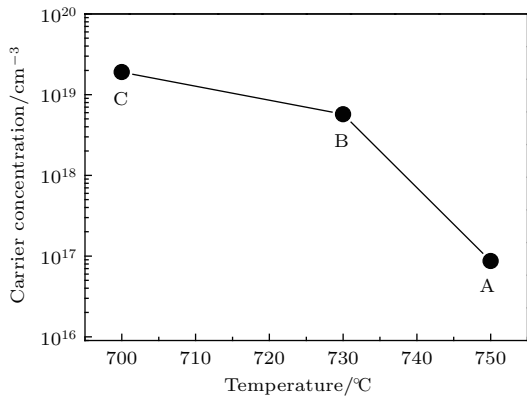


图3 InGaN样品载流子浓度随生长温度的变化

Fig. 3. Variation of n-InGaN carrier concentration as a function of growth temperature.

通过TE和TFE模式进一步拟合分析了各InGaN肖特基势垒的电流运输机理. TE模式仅考虑TE机理, TFE模式则包含了TE和隧穿机理. 通常, 当InGaN材料缺陷密度大于一定值($N_{\text{defect}} > 10^{19} \text{ cm}^{-3}$)时, 需考虑肖特基势垒界

面隧穿机理的作用^[12], 隧穿机理极大地影响了肖特基接触的势垒特性^[24].

在TE和TFE模式下对各InGaN样品肖特基势垒*I-V*实验数据进行拟合, 得到了肖特基势垒高度和理想因子(*n*)随载流子浓度的变化. 图4是根据TE和TFE模式对*I-V*数据的拟合曲线, 拟合结果和Jang等^[13]的研究数据列于表1中. TE和TFE模式的电流-电压特性表达式分别为^[22]

$$I = SA^{**}T^2 \exp\left(-\frac{q\phi_B}{kT}\right) \left[\exp\left(-\frac{qV}{nkT}\right) - 1\right],$$

(TE模式) (3)

$$I = \frac{SA^{**}qT\sqrt{\pi E_0(\phi_B - V - V_N)}}{k \cosh\left(\frac{qE_0}{kT}\right)} \times \exp\left[-\frac{qV_N}{kT} - \frac{\phi_B - V - V_N}{E_0 \coth\left(\frac{qE_0}{kT}\right)}\right],$$

(TFE模式), (4)

其中, *I*, *V*分别为肖特基势垒正向电流和正向偏压; 肖特基势垒面积 $S = 2 \times 10^{-2} \text{ cm}^2$; n-In_{0.3}Ga_{0.7}N薄膜样品有效理查逊常数 $A^{**} = 4qk^2m^*/h^3 = 21 \text{ A}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{K}^{-2}$; *k*是玻尔兹曼常数; *q*是电荷量; ϕ_B 是有效势垒高度; *E*₀是隧穿系数; 理想因子 $n = \coth\left(\frac{qE_0}{kT}\right)$; $V_N = \frac{E_C - E_F}{q} = kT \ln \frac{N_C}{N_d}$; *N*_C是导带态密度.

通常, 隧穿机理的形成与氧、V_N缺陷相关的表面态以及界面氧化层有关^[14], 它会降低肖特基势垒高度并增大理想因子^[24]. 在TE模式下, 拟合得到样品A肖特基接触的势垒高度和理想因子分别是1.04 eV和1.10, 非常接近于TFE模式拟合的结果(1.15 eV和1.05). 肖特基势垒理想因子的正常范围在1.0—1.3^[13], 上述拟合结果表明样品A肖特基势垒运输电流中的隧穿成分极少, V_N相关表面

态对势垒电流运输机理的影响可忽略. 因此, 利用低背景载流子浓度 InGaN 材料制备的肖特基接触中, TE 是其主导的载流子运输机理. 同时实验结果也验证了预先的有机溶液清洗和化学处理能够

有效去除界面氧化层. 在图 4(a) 中, 当正向电压 V 超过 0.22 V 时, I - V 特性逐渐偏离了原来的线形关系, 这种偏离是由于异质结构和欧姆接触的串联电阻造成的.

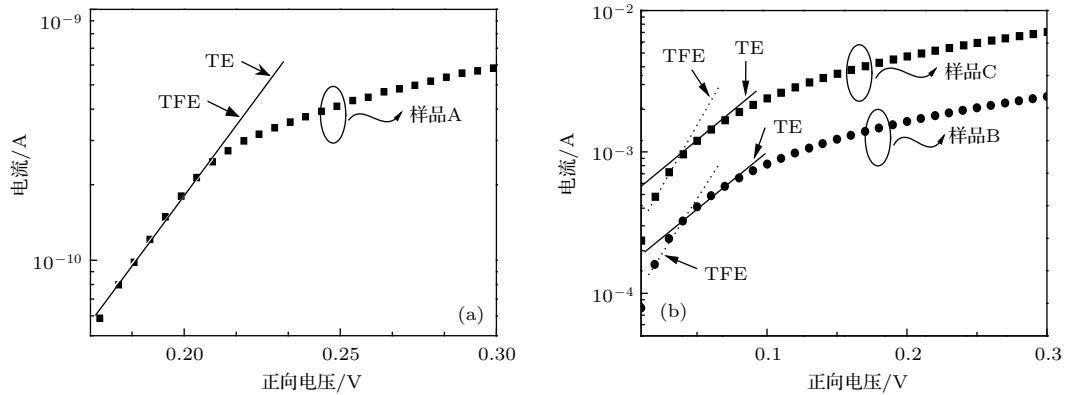


图 4 InGaN 肖特基势垒 I - V 拟合图 (a) 样品 A; (b) 样品 B 和 C

Fig. 4. Forward I - V characteristics of Schottky barrier: (a) sample A; (b) sample B and C.

表 1 TE 和 TFE 模式下 Pt/Au/n-InGaN 肖特基势垒特性

Table 1. Summary of characteristics of Schottky contact on n-InGaN obtained using TE and TFE models.

样品	载流子浓度/cm ⁻³	理想因子 n		肖特基势垒高度/eV		隧穿参数 qE_0/eV
		TE	TFE	TE	TFE	TFE
A	8.7×10^{16}	1.1(±0.003)	1.1(±0.003)	1.04(±0.003)	1.15(±0.03)	—
B	5.7×10^{18}	≫ 1	≫ 1	0.304(±0.003)	0.73(±0.03)	0.028(±0.03)
C	1.9×10^{19}	≫ 1	≫ 1	0.29(±0.003)	0.7(±0.03)	0.026(±0.03)
Jang 等 ^[13]	7.0×10^{17}	2.9(±0.002)	2.31(±0.006)	0.62(±0.005)	1.39(±0.006)	0.058(±0.001)

相比于样品 A, 利用高背景载流子浓度 InGaN 材料制备的肖特基接触样品 B 和 C 在 TE 和 TFE 两种模式下的势垒高度值均出现了明显减小, 同时它们的理想因子拟合值均远超过 1, 表明 InGaN 样品高密度 V_N 缺陷导致其肖特基势垒性能发生了衰减, 肖特基接触中存在 V_N 缺陷辅助的隧穿机理^[25]. 如表 1 数据所示, 隧穿机理使 TFE 模式下的势垒有效高度远大于 TE 模式下的拟合值, 并且 TFE 模式下的 qE_0/kT 值均接近 1, 更证实了肖特基势垒输运电流中存在隧穿电流成分^[26]. 因此, V_N 缺陷辅助的隧穿机理和 TE 综合构成了高背景载流子浓度 InGaN 肖特基势垒的电流运输机理.

在表 1 中, 各 InGaN 肖特基势垒高度随背景载流子浓度的增加而减小, 并且在图 4 中可观察到样品 B 和 C 的总运输电流明显大于样品 A, 这是由

于高密度 V_N 缺陷提高了背景载流子浓度, 增加的载流子通过隧穿机理穿越势垒, 形成隧穿电流增加了总运输电流. Hashizume 等^[27] 研究认为非故意的表面施主缺陷会降低势垒, 从而增加通过势垒的漏电流. 另外, 通过与 Jang 等^[13] 的低 In 组分 $In_{0.1}Ga_{0.9}N$ 的工作对比发现, InGaN 材料中 In 组分越高, 随生长温度降低, V_N 缺陷增加得越快, 隧穿效应会进一步增强, 因此高 In 组分 InGaN 肖特基势垒隧穿效应更为明显.

如图 5 所示, 在 -4 V 偏压下, 肖特基接触样品 B 和 C 的暗电流大小比样品 A 的暗电流大 5 个量级, 这主要归因于 InGaN 高密度 V_N 缺陷导致的势垒高度降低. 通常暗电流的大小对肖特基势垒高度非常敏感, 因此, InGaN 表面缺陷密度的控制对 Pt/Au/InGaN 肖特基势垒的性能提升以及高质量肖特基光电子和光伏器件的制备至为重要.

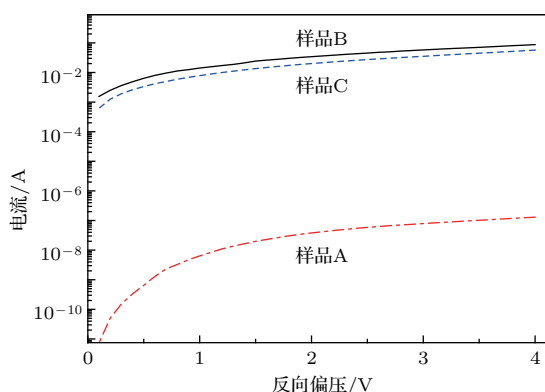
图5 Pt/Au/InGaN肖特基接触的反向 I - V 特性

Fig. 5. Reverse I - V characteristics of Pt/Au/InGaN Schottky contacts.

4 结 论

本文对 n - $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 薄膜上的 Pt/Au 肖特基势垒进行了 I - V 测试, 利用 TE 和 TFE 模式研究了 Pt/Au/ n - $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 肖特基势垒在不同背景载流子浓度下的电流输运机理, 研究发现, 利用低背景载流子浓度 InGaN 材料制备的肖特基接触中, 未出现由于 V_N 缺陷导致的隧穿电流, TE 是其主导的电流输运机理; 较低温度下生长的 InGaN 薄膜的载流子浓度由于高密度施主态 V_N 缺陷而呈现指数增加, 在利用高背景载流子浓度 InGaN 材料制备的肖特基接触中, 高密度 V_N 缺陷恶化肖特基接触的势垒特性, 导致肖特基势垒有效高度降低, 使 TE 和缺陷辅助的隧穿机理共同构成了肖特基势垒的电流输运机理, 隧穿电流的存在显著增加了通过肖特基势垒的总输运电流。

参考文献

- [1] Green M A, Emer Y K, Hishikaw A Y, Warta W, Dunlop E D 2013 *Prog. Photovolta* **21** 1
- [2] Piprek J, Römer F, Witzigmann B 2015 *Appl. Phys. Lett.* **106** 101101
- [3] Aseev P, Rodriguez P, Gómez V J, Alvi N, Manuel J M, Morales F M, Jiménez J J, García R, Senichev A, Lienau C, Calleja E, Nötzel R 2015 *Appl. Phys. Lett.* **106** 072102
- [4] Tang F, Zhu T, Oehler F, Fu W Y, Griffiths J T, Massabuau F C P, Kappers M J, Martin T L, Bagot P A J, Moody M P, Oliver R A 2015 *Appl. Phys. Lett.* **106** 072104
- [5] O'donnell K P, Fernandez-Torrente I, Edwards P R, Martinet R 2004 *J. Cryst. Growth* **269** 100
- [6] Davydov V Y, Klochikhin A A, Emtsev V V, Kurdyukov D, Ivanov S V, Vekshin V A, Bechstedt F, Furthmüller J, Aderhold J, Graul J, Mudryi A V, Harima H, Akihiro H, Yamamoto A, Haller E E 2002 *Phys. Status Solidi* **234** 787
- [7] Li Y, Huang Y R, Lai Y H 2009 *IEEE J. Sel. Top. Quant.* **15** 1128
- [8] Fabien M, Doolittle W A 2014 *Sol. Energy Mat. Sol. C.* **130** 354
- [9] Yamamoto A, Sugita K, Bhuiyan A G, Hashimoto A, Narita N 2013 *Materials for Renewable and Sustainable Energy* **2** 1
- [10] Li Y, Chen H, Chen K J 2011 *IEEE Electron Dev. Lett.* **32** 303
- [11] Lin Y S, Ma K J, Yang C C, Weirich T E 2003 *J. Mater. Sci-Mater. El.* **14** 49
- [12] Li S X, Yu K M, WU J, Jones R E, Walukiewicz W, Agerlll J W, Shan W, Haller E E, Lu H, Schaff W J 2005 *Phys. Rev. B.* **71** 161201R
- [13] Jang J S, Kim D, Seong T Y 2006 *J. Appl. Phys.* **99** 073704
- [14] Lin Y J, Lin W X, Lee C T, Hang H C 2006 *JPN J. Appl. Phys.* **45** 2505
- [15] Wang X F, Shao Z G, Chen D J, Lu H, Zhang R, Zhen Y D 2014 *Chin. Phys. Lett.* **31** 057303
- [16] Vegard L 1921 *Physics* **5** 17
- [17] Wu D, Wu H, Chen S, Tsai T, Zheng X, Horng R 2009 *J. Cryst. Growth.* **311** 3063
- [18] Oliver R A, Kappers M J, Humphreys C J, Briggs G A D 2005 *J. Appl. Phys.* **97** 013707
- [19] Liu W, Soh C B, Chen P, Chua S J 2004 *J. Cryst. Growth.* **268** 509
- [20] Soh C B, Liu W, Chua S J, Tripathy S, Chi D Z 2004 *J. Cryst. Growth.* **268** 478
- [21] Lee C R, Noh S K, Leem J Y, Son S J, Lee I H 1997 *J. Cryst. Growth.* **182** 11
- [22] Mira S, Collazo R, Dalmau R, Sitar Z 2007 *Phys. Stat. Sol.* **4** 2260
- [23] Wu X H, Elsass C R, Abare A, Mack M, Keller S, Petroff P M, DenBaars S P, Speck J S, Rosner S J 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 692
- [24] Yu L S, XING Q J, Qiao D J, Lau S S, Redwing J, LIU Q Z 1998 *J. Appl. Phys.* **84** 2099
- [25] Tsao C C, Wang Y, Weiner J, Bagnato V S 1996 *J. Appl. Phys.* **80** 8
- [26] Morkoç H 1999 *Nitride Semiconductor and Devices* (Vol. 1) (New York: Springer-Verlag Berlin Heidelberg) pp196-203
- [27] Hashizume T, Kotani J, Hasegawa H 2004 *Appl. Phys. Lett.* **84** 4884

Current transport mechanism of Schottky contact of Pt/Au/n-InGaN*

Xu Feng^{1)2)†} Yu Guo-Hao¹⁾ Deng Xu-Guang¹⁾ Li Jun-Shuai¹⁾ Zhang Li¹⁾
Song Liang¹⁾ Fan Ya-Ming¹⁾ Zhang Bao-Shun¹⁾

1) (Suzhou Institute of Nano-Tech and Nano-Bionics, Chinese Academy of Sciences, Suzhou 215123, China)

2) (Institute of Opto-Electronic, Nanjing University & Yangzhou, Yangzhou 225009, China)

(Received 19 June 2018; revised manuscript received 2 September 2018)

Abstract

The Pt/Au Schottky contacts to InGaN samples with different background carrier concentrations are fabricated. The crystal qualities of InGaN samples are characterized by X-ray diffraction (XRD) and atomic force microscope (AFM), and the correlation between threading dislocation density of InGaN and growth temperature is further clarified. The full width at half maximum (FWHM) values of the InGaN (0002) XRD rocking curves show that the density of threading dislocations in InGaN, which can seriously deteriorate InGaN crystal quality and surface morphology, decreases rapidly with increasing growth temperature. The Hall measurements show that the background carrier concentration of InGaN increases by two orders of magnitude as growth temperature decreases from 750 to 700 °C, which is due to a reduced ammonia decomposition efficiency leading to the presence of high-density donor-type nitrogen vacancy (V_N) defects at lower temperature. Therefore, combining the studies of XRD, AFM and Hall, it can be concluded that the higher growth temperature is favorable for realizing the InGaN film with low density of V_N defects and threading dislocations for fabricating high-quality Schottky contacts, and then the barrier characteristics and current transport mechanism of Pt/Au/n-InGaN Schottky contact are investigated by current-voltage measurements and theory analysis based on the thermionic emission (TE) model and thermionic field emission (TFE) model. The results show that Schottky characteristics for InGaN with different carrier concentrations manifest obvious differences. It is noted that the high carrier concentration leads to the Schottky barrier height and the ideality factor obtained by TE model are quite different from that by TFE model due to the presence of high density of V_N defects. This discrepancy suggests that the V_N defects lead to the formation of the tunneling current and further reduced Schottky barrier height. Consequently, the presence of tunneling current results in the increasing of total transport current, which means that the defects-assisted tunneling transport and TE constitute the current transport mechanism in the Schottky. However, the fitted results obtained by TE and TFE models are almost identical for the InGaN with lower carrier concentration, indicating that TE is the dominant current transport mechanism. The above studies prove that the Pt/Au/n-InGaN Schottky contact fabricated using low background carrier concentration shows better Schottky characteristics. Thus, the properly designed growth parameters can effectively suppress defects-assisted tunneling transport, which is crucial to fabricating high-quality Schottky devices.

Keywords: InGaN, X-ray diffraction spectrum, Schottky barrier, thermionic emission

PACS: 78.55.Cr, 78.67.Pt, 78.67.De, 78.55.-m

DOI: 10.7498/aps.67.20181191

* Project supported by the Natural Science Foundation of Jiangsu Province, China (Grant No. BK20161324), the Jiangsu Planned Projects for Postdoctoral Research Funds, China (Grant No. 2018K008C), the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 61704185), and the Key Research and Development Program of Jiangsu Province, China (Grant Nos. BE2015111, BE2016084).

† Corresponding author. E-mail: fxu2018@sinano.ac.cn