

Ni/Au/n-GaN 肖特基二极管可导位错的电学模型

王翔 陈雷雷 曹艳荣 羊群思 朱培敏 杨国锋 王福学 闫大为 顾晓峰

Physical model of conductive dislocations in GaN Schottky diodes

Wang Xiang Chen Lei-Lei Cao Yan-Rong Yang Qun-Si Zhu Pei-Min Yang Guo-Feng Wang Fu-Xue Yan Da-Wei Gu Xiao-Feng

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 67, 177202 (2018) DOI: 10.7498/aps.67.20180762

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20180762>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2018/V67/I17>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

[氮化镓基感光栅极高电子迁移率晶体管器件设计与制备](#)

Design and fabrication of high electron mobility transistor devices with gallium nitride-based

物理学报.2017, 66(24): 247203 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.66.247203>

[加载功率与壳温对 AlGaN/GaN 高速电子迁移率晶体管器件热阻的影响](#)

Influence of power dissipation and case temperature on thermal resistance of AlGaN/GaN high-speed electron mobility transistor

物理学报.2016, 65(7): 077201 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.077201>

[金属有机物化学气相沉积生长 GaN 薄膜的室温热电特性研究](#)

Room-temperature thermoelectric properties of GaN thin films grown by metal organic chemical vapor deposition

物理学报.2015, 64(4): 047202 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.047202>

[中子辐照对 AlGaN/GaN 高电子迁移率晶体管器件电特性的影响](#)

Effect of neutron irradiation on the electrical properties of AlGaN/GaN high electron mobility transistors

物理学报.2014, 63(4): 047202 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.047202>

[原子层沉积 Al₂O₃/n-GaN MOS 结构的电容特性](#)

Capacitance characteristics of atomic layer deposited Al₂O₃/n-GaN MOS structure

物理学报.2013, 62(19): 197203 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.197203>

Ni/Au/n-GaN肖特基二极管可导位错的电学模型*

王翔¹⁾ 陈雷雷¹⁾ 曹艳荣²⁾ 羊群思¹⁾ 朱培敏¹⁾ 杨国锋¹⁾
王福学¹⁾ 闫大为¹⁾ 顾晓峰^{1)†}

1) (江南大学电子工程系, 物联网技术应用教育部工程研究中心, 无锡 214122)

2) (西安电子科技大学, 宽带隙半导体技术国家重点学科实验室, 西安 710071)

(2018年4月21日收到; 2018年7月2日收到修改稿)

可导线性位错被普遍认为是 GaN 基器件泄漏电流的主要输运通道, 但其精细的电学模型目前仍不清楚. 鉴于此, 本文基于对 GaN 肖特基二极管的电流输运机制分析提出可导位错的物理模型, 重点强调: 1) 位于位错中心的深能级受主态 (主要 Ga 空位) 电离后库仑势较高, 理论上对泄漏电流没有贡献; 2) 位错周围的高浓度浅能级施主态电离后能形成势垒高度较低的薄表面耗尽层, 可引发显著隧穿电流, 成为主要漏电通道; 3) 并非传统 N 空位, 认为 O 替代 N 所形成的浅能级施主缺陷应是引发漏电的主要电学态, 其热激活能约为 47.5 meV. 本工作亦有助于理解其他 GaN 器件的电流输运和电学退化行为.

关键词: 可导位错, GaN 肖特基二极管, 浅能级施主态, 泄漏电流

PACS: 72.80.Ey, 73.40.Kp, 73.40.-c, 73.20.-r

DOI: 10.7498/aps.67.20180762

1 引言

GaN 肖特基二极管往往存在远大于理论值的过剩泄漏电流, 将严重降低器件的整体电学性能和可靠性^[1]. 微观电学和形貌测试表明, 泄漏电流的产生与位错所形成的特定缺陷态直接相关^[2,3]. 然而, 由于这些电学缺陷主要位于材料内部无法直接实验探测, 许多研究者仅将其等效为禁带内的连续可导缺陷态. 实际上, 这种简单模型忽略了缺陷对材料电学行为的影响, 不利于理解真实的电荷输运过程和电流退化物理本质. 与此相关, 一些研究者对 GaN 肖特基二极管的反向泄漏电流的输运机制提出了多种物理模型^[4-7]. 例如, Miller 等^[3]认为, 低温下反向泄漏电流主要由隧穿电流占主导, 而高温下缺陷辅助隧穿电流或者变程跳跃电流将占主导. Zhang 等^[5]认为, 低温下的反向泄漏电流

主要由电子 Fowler-Nordheim (FN) 隧穿过程决定, 而高温下电子从表面施主态 Frenkel-Poole 发射至连续可导缺陷态过程将变得更加重要. Lei 等^[6]通过数值拟合证明, 电子直接隧穿进入导电位错有关的连续态可能是决定泄漏电流行为的主要过程. 此外, Hashizume 等^[7]认为, 势垒层表面高浓度深能级施主态 (N 空位) 能够导致势垒变薄和电场增强, 使 FN 隧穿过程更加容易发生. 然而, 该模型与 N 空位通常为浅能级施主的事实相冲突, 且没有考虑位错对泄漏电流的影响, 实验证据不足. 以上物理模型有助于理解 GaN 肖特基结构泄漏电流的输运本质, 但都没有提出足够清晰的可导位错电学物理模型, 具体的物理过程仍未被一致认同.

鉴于此, 本文基于对 GaN 肖特基二极管泄漏电流输运机制的分析, 提出一个精细可导位错的唯像电学物理模型. 该模型主要强调: 1) 位于位错中心的深能级受主态电离后具有较高的库仑电势, 基

* 国家自然科学基金 (批准号: 61504050, 11604124, 51607022) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: xgu@jiangnan.edu.cn

本不对漏电流有贡献; 2) 位错周围的浅施主缺陷态电离后具有较低的库仑势, 且耗尽区变薄, 可导致显著的FN隧穿电流; 3) 并非传统N空位, 而是O替代N形成的浅能级施主态可能为导致泄漏电流的主要电学态, 其激活能大约为47.5 meV.

2 器件制备与测试

器件所采用的GaN外延片是利用金属有机化学气相沉积法生长在自支撑GaN体衬底上的, 其外延结构包括0.5 μm n⁺-GaN过渡层和3 μm n-GaN有源层. 图1(a)所示为外延片的阴极射线发光图(CL mapping), 其中每一个黑点对应一个垂直线性位错(非辐射复合中心). 据此, 可获得外延片的平均位错密度约为5 × 10⁶ cm⁻², 远低于常规蓝宝石衬底GaN外延片的典型值10⁸ cm⁻². 图1(b)所示为器件的横截面结构示意图. 首先, 利用标准光刻和lift-off工艺定义欧姆电极形状和尺寸; 接着, 利用电子束沉积Ti/Al/Ni/Au合金后在750 °C的氮气环境中快速热退火60 s以形成欧姆接触; 然后, 利用等离子体化学气相沉积技术在半导体表面生长20 nm的SiO₂介电层; 最后, 利用标准光刻和lift-off工艺定义圆形肖特基电极形状和尺寸(直径约为160 μm), 在HF和HCl的混合液中浸泡30 s后使用电子束沉积Ni/Au层形成肖特基电极. 图1(c)所示为最终制备的Ni/Au/n-GaN肖特基二极管器件的正面照片. 图2所示为器件的高频1/C²-V曲线, 通过其斜率可知有源层内的有

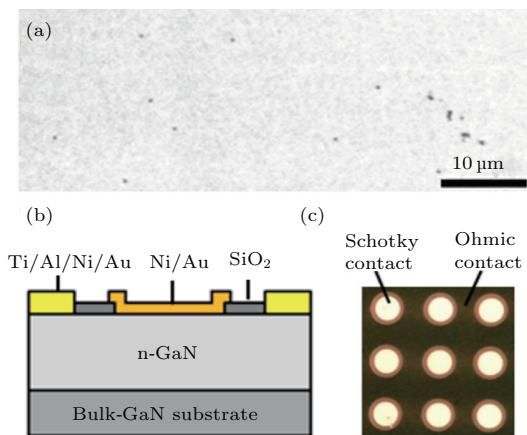


图1 (a) 同质外延GaN CL图; (b) Ni/Au/n-GaN肖特基二极管器件横截面结构示意图; (c) 器件的俯视图
Fig. 1. (a) CL image of the homoepitaxial GaN wafer; (b) schematic cross-section diagram of the fabricated Ni/Au/n-GaN Schottky diode; (c) top view image of the devices.

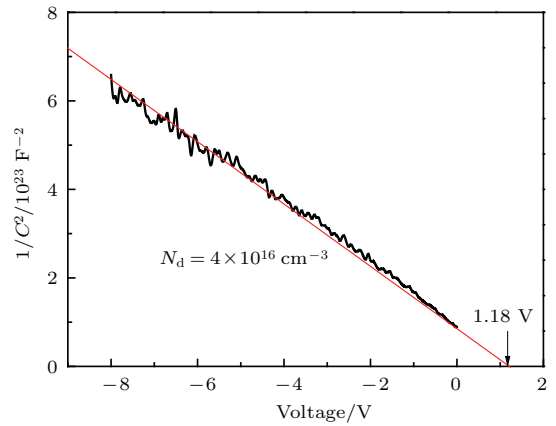


图2 Ni/Au/n-GaN二极管的高频1/C²-V数据图
Fig. 2. High frequency 1/C²-V data plot of Ni/Au/n-GaN diodes.

效施主掺杂密度约为4 × 10¹⁶ cm⁻³, 通过其截距可知器件的内建电势和肖特基势垒高度分别约为1.18 V和1.34 eV.

3 结果与讨论

图3(a)所示为GaN肖特基二极管的变温电流-电压(T-I-V)特性曲线, 测试温度范围为300—400 K. 可以看到, 在正向偏压下, 半对数坐标下的电流先线性增长, 然后由于串联电阻效应增强而逐渐向下弯曲. 通常, 肖特基二极管的T-I-V关系可由以下经验公式近似描述^[8]:

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

$$I_0 \propto \exp \left(- \frac{q\phi_B}{nkT} \right), \quad (1b)$$

式中 I₀ 为反向饱和电流, 可由线性关系外延至 V = 0 的电流截距获得; φ_B 为电流势垒高度; k 为玻尔兹曼常数; R_S 为串联电阻; n 为理想因子, 可由线性 I-V 曲线的斜率获得; T 为温度; q 为电子电量. 当 I₀ 主要由热电子发射 (thermionic emission, TE) 电流占主导且隧穿电流和耗尽层复合电流不重要时, n 接近于 1. 当掺杂浓度较大或在低温时, 隧穿电流将成为主要电流成分, I₀ 和 n 值都会增加^[9]. 图3(b)所示为 n 和 I₀ 对 T 的依赖关系, 可以看到, 随着 T 从 300 K 升高至 400 K, n 由 1.78 逐渐下降到 1.37, 而 I₀ 由 1 × 10⁻¹¹ A 逐渐增加至 8.24 × 10⁻¹⁰ A. 由于 I₀ 的数值远大于理论值 1 × 10⁻¹⁵ A, 同时考虑到空穴的势垒高度较大 (约 2.12 eV), 所以 I₀ 的温度依赖特性不能使用经典 TE

机制或产生复合机制解释. 此外, 既然 I_0 表现为 T 的强函数, 故单纯的非热隧穿机制也不适用.

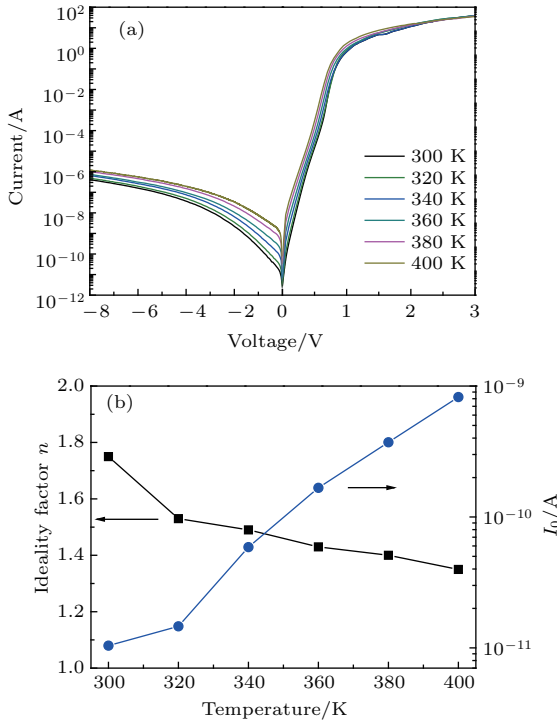


图3 (a) Ni/Au/n-GaN 肖特基二极管的典型变温 I - V 特性曲线; (b) n 和 I_0 对 T 的依赖关系
Fig. 3. (a) Typical T - I - V curves of Ni/Au/n-GaN Schottky diodes; (b) n and I_0 as a function of the temperature.

线性位错 (尤其是螺旋位错) 被普遍认为是引起较大泄漏电导的主要原因, 那么相关的电学缺陷必须是施主型, 因为施主态电离后才能够导致较低

的势垒, 并为电子的传导提供空态. 此观点与 Look 等^[10]的结论一致. 在此背景下, (1a) 式的形式可重写为

$$I = I_0 \exp \frac{4}{3\hbar} \sqrt{\frac{m^* \epsilon_S}{N_T}} V, \quad (2)$$

式中 $m^* \sim 0.2m_0$ 是电子在 GaN 中的有效质量; \hbar 为约化普朗克常数; N_T 为电离的净施主态密度, 可由线性关系的斜率获得. (2) 式表明, 可以通过电流斜率获得 N_T 的数值.

图4(a)所示为 N_T 对 $1/T$ 的依赖关系. 可以看出, 随着 T 从 300 K 升高至 400 K, N_T 从 $4.1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 增加至 $6.9 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, 其对应的激活能约为 47.5 meV. 由于 N_T 的数值远大于材料的背景浓度 ($4 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$), 表明在施主态位置形成了薄表面势垒区. 同时, 根据 (1b) 式可以获得 ϕ_B 值约为 1.1 eV, 如图4(b)所示. 该值比电容法获得的势垒高度低 0.21 eV, 表明肖特基界面的势垒和电导分布并不均匀. 因此, 我们认为正向低偏压区的泄漏电流应主要为高密度施主态所导致的局域隧穿电流 ($n > 1$).

在反向偏压下, 耗尽层内电场将变得更强, 使表面势垒更薄而形成三角形势垒. 此时, 金属电子将具有很大概率隧穿到半导体内部, 形成 FN 隧穿电流^[11], 有

$$I = \frac{Aq^3 m_0}{16\pi^2 \hbar m^*} E^2 \exp \left[-\frac{4\sqrt{2m^*} \phi^{3/2}}{3q\hbar E} \right], \quad (3)$$

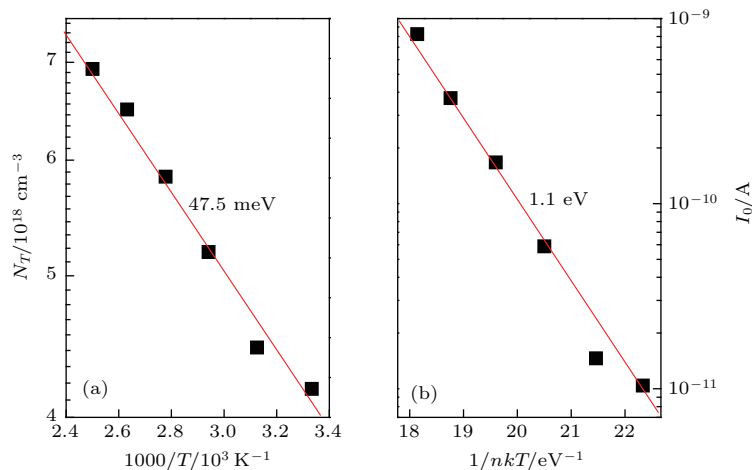


图4 Ni/Au/n-GaN 肖特基二极管的 (a) 施主态密度和 (b) 反向饱和电流的 Arrhenius 数据图
Fig. 4. Arrhenius plots of (a) the net density of the donor-like impurities and (b) the saturation current in Ni/Au/n-GaN Schottky diodes.

式中 A 为有效隧穿面积, ϕ 为有效隧穿势垒高度, E 为最大电场强度. 重写 (3) 式得

$$\ln\left(\frac{1}{E^2}\right) \propto -\frac{4\sqrt{2m^*}\phi^{3/2}}{3q\hbar} \frac{1}{E}. \quad (4)$$

(4) 式表明, 当 FN 隧穿电流占主导时, 实验 $\ln(I/E^2)-1/E$ 数据应满足线性依赖关系 [12], 且斜率为 T 的弱函数. 图 5 (a) 所示为由实验数据得到的 $\ln(I/E^2)-1/E$ 数据, 结果与 (4) 式的形式完全一致, 证明反向泄漏电流应主要为 FN 隧穿电流. 与 Hashizume 等 [7] 的假设一致, 为了得到一个理想的拟合结果, 施主态分布必须具有指数衰减的形式, 其特征长度约为 4 nm, 如图 5 (b) 所示. 通过拟合数据, 可获得有效隧穿势垒高度约为 0.8 eV. 该值低于之前的电流势垒高度 1.1 eV, 这可能是缺陷存在使局域电场降低所导致. 必须指出的是, 这里经典 Frenkel-Poole 发射过程并不重要, 因为电流斜率的温度系数比理想结果要大 5 倍.

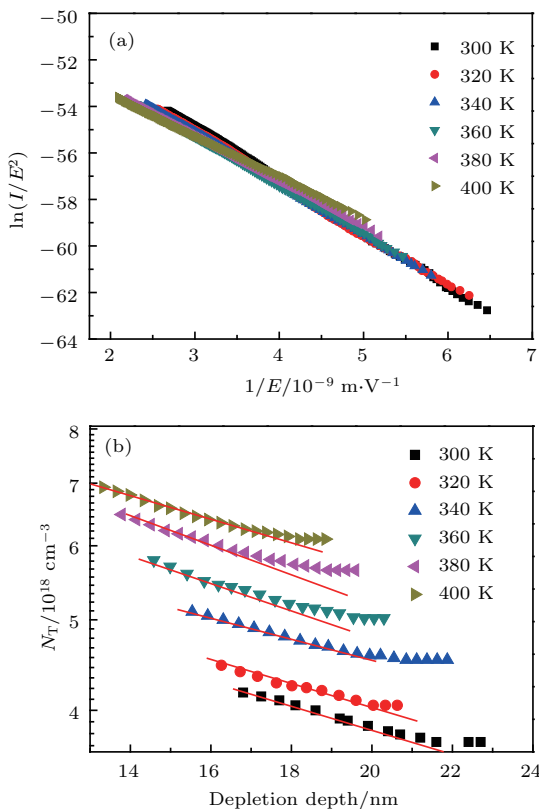


图 5 (a) 不同温度下的 $\ln(I/E^2)-1/E$ 数据图; (b) 施主态缺陷的空间分布
Fig. 5. (a) The experimental $\ln(I/E^2)-1/E$ plot at different temperatures; (b) the distribution of donor-like impurity concentration as a function of the depletion depth.

N 空位被认为是 GaN 材料中最重要的浅能级施主态. 然而, 我们认为 O 替代 N 形成的 O_N 缺陷

应是引发较大泄漏电流的主要原因, 因为: 1) 材料生长过程中, O 原子倾向于向 $\{10\bar{1}0\}$ 表面通过 N 空位进行扩散并在位错终端积累, 形成高密度的 O_N-V_{Ga} 复合物, 影响位错的电学特性 [13]; 2) 第一性原理计算得到的 O 有关施主态的激活能大约为 50 meV [14,15], 非常接近本文得到的实验值 47.5 meV.

较多的理论计算和实验结果表明, Ga 空位在 GaN 材料内具有较低的形成能, 常作为深能级受主态稳定地存在于位错中心位置. 不难推测, 这些深能级受主态能够俘获周围施主态的自由电子, 抬升该处的库仑势, 同时降低周围施主态的电势, 形成如图 6 所示的能带结构 [16-18]. 因此, 位错中心主要带负电 [19], 对泄漏电流应该没有贡献, 而位错周围高浓度的浅能级施主态能够形成势垒高度较低的薄耗尽区, 为正电性, 可以作为有效的泄漏电流隧穿通道. 该位错电学模型与实验观察结果一致 [20], 即泄漏电流主要发生在位错的周围边缘区域. 根据我们所提出的模型, 被降低的导带应为泄漏电子的主要运输通道, 因为电子很容易从浅能级施主态激发至迁移率更高的导带. 相比简单连续缺陷态物理模型, 我们所提出的电学模型物理意义更加丰富, 这对于研究其他 GaN 基器件的泄漏电流运输机制以及器件可靠性与失效性都具有重要意义.

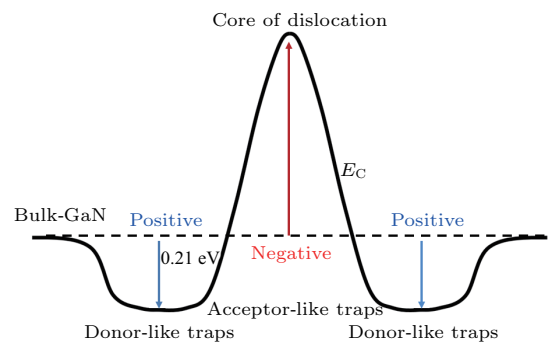


图 6 GaN 可导位错的能带结构示意图
Fig. 6. Schematic bandgap diagram around the electrical dislocation site in GaN.

4 结 论

通过深入分析 GaN 肖特基二极管的泄漏电流运输机制提出了一个可导位错的电学模型, 认为位错中心主要为带负电的深能级受主态, 对泄漏电流基本没有贡献; 位错周围的高浓度浅能级施主态则

会形成局域的有效隧穿通道, 决定整个器件的电流行为. 因此, 有效钝化 O 有关的施主态 (或者减小位错周围的 N 缺陷空位) 是有效减小此类器件泄漏电流的有效方法之一 [21].

参考文献

- [1] Cao X A, Stokes E B, Sandvik P M, LeBoeuf S F, Kretchmer J, Walker D 2002 *IEEE Electron. Dev. Lett.* **23** 535
- [2] Hsu J W P, Manfra M J, Molnar R J, Heying B, Speck J S 2002 *Appl. Phys. Lett.* **81** 79
- [3] Miller E J, Yu E T, Waltereit P, Speck J S 2004 *Appl. Phys. Lett.* **84** 535
- [4] Miller E J, Schaadt D M, Yu E T, Poblenz C, Elsass C, Speck J S 2002 *J. Appl. Phys.* **91** 9821
- [5] Zhang H, Miller E J, Yu E T 2006 *Appl. Phys. Lett.* **99** 023703
- [6] Lei Y, Lu H, Cao D S, Chen D J, Zhang R, Zheng Y D 2013 *Solid State Electron.* **82** 63
- [7] Hashizume T, Kotani J, Hasegawa H 2004 *Appl. Phys. Lett.* **84** 4884
- [8] Ren B, Liao M, Sumiya M, Wang L, Koide Y, Sang L 2017 *Appl. Phys. Express* **10** 051001
- [9] Sze S M, Ng K K 1981 *Physics of Semiconductor Devices* p163 (New York: Wiley)
- [10] Look D C, Stutz C E, Molnar R J, Saarinen K, Liliental-Weber Z 2001 *Solid State Commun.* **117** 571
- [11] Ren J, Yan D W, Yang G F, Wang F X, Xiao S Q, Gu X F 2015 *J. Appl. Phys.* **117** 154503
- [12] Ren J, Mou W J, Zhao L N, Yan D W, Yu Z G, Yang G F, Xiao S Q, Gu X F 2017 *IEEE Trans. Electron Devices* **64** 407
- [13] Hawkridge M E, Cherns D 2005 *Appl. Phys. Lett.* **87** 221903
- [14] Roy T, Zhang E X, Puzyrev Y S, Shen X, Fleetwood D M, Schrimpf R D, Koblmüller G, Chu R, Poblenz C, Fichtenbaum N, Suh C S, Mishra U K, Speck J S, Pantelides S T 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 203501
- [15] Jiang R, Shen X, Chen J, Duan G X, Zhang E X, Fleetwood D M, Schrimpf R D, Kaun S W, Kyle E C H, Speck J S, Pantelides S T 2016 *Appl. Phys. Lett.* **109** 023511
- [16] Elsner J, Jones R, Heggie M I, Sitch P K, Haugk M, Frauenheim T, Öberg S, Briddon P R 1998 *Phys. Rev. B* **58** 12571
- [17] Oila J, Kivioja J, Ranki V, Saarinen K, Look D C, Molnar R J, Park S S, Lee S K, Han J Y 2003 *Appl. Phys. Lett.* **82** 3433
- [18] Lei H, Leipner H S, Schreiber J, Weyher J L, Wosiński T, Grzegory I 2002 *J. Appl. Phys.* **92** 6666
- [19] Cherns D, Jiao C G 2001 *Phys. Rev. Lett.* **87** 205504
- [20] Cao X A, Teetsov J A, Shahedipour-Sandvik F, Arthur S D 2004 *J. Cryst. Growth* **264** 172
- [21] Han S W, Yang S, Sheng K 2018 *IEEE Electron. Dev. Lett.* **39** 572

Physical model of conductive dislocations in GaN Schottky diodes*

Wang Xiang¹⁾ Chen Lei-Lei¹⁾ Cao Yan-Rong²⁾ Yang Qun-Si¹⁾ Zhu Pei-Min¹⁾
 Yang Guo-Feng¹⁾ Wang Fu-Xue¹⁾ Yan Da-Wei¹⁾ Gu Xiao-Feng^{1)†}

1) (*Engineering Research Center of Internet of Things Technology Applications (Ministry of Education), Department of Electronic Engineering, Jiangnan University, Wuxi 214122, China*)

2) (*State Key Discipline Laboratory of Wide Band-gap Semiconductor Technology, Xidian University, Xi'an 710071, China*)

(Received 21 April 2018; revised manuscript received 2 July 2018)

Abstract

The excessive leakage current, commonly observed in GaN Schottky barrier diodes (SBDs), severely degrades device electrical performance and long-term reliability. This leakage current relates to the dislocation-related conductive states as observed by microscopy. Up to now, various transport models have been proposed to explain the leakage current, but none of them can clearly describe in physics the electrically active dislocations. One just equivalently regarded the electric defect as a continuum conductive defect state within the forbidden band, without considering the microscopic electrical properties of the dislocations. Here in this work, on the basis of numerical simulation, we propose a phenomenological model for the electrically active dislocations to explain the leakage conduction of the GaN Schottky diodes, which are fabricated on a freestanding bulk substrate n-GaN wafer with a low dislocation density of about $1.3 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$. In this model, we emphasize that the acceptor-like traps at the core of dislocations could capture electrons from the nearby donor-like traps, resulting in a high Coulomb potential and a decreasing potential at the donor-like sites. In this case, the core of dislocations would be negatively charged, and not favor the electron transport due to a strong Coulomb scattering effect, while the shallow donor-like traps around them can lead to a significant tunneling leakage component. This model is consistent well with the common observation of the localized currents at the edges of the surface V-defects in GaN. The shallow donor-like defects in GaN induced by the substitution of oxygen for nitrogen (O_N), rather than the nitrogen vacancies, act as the dominant donor impurities responsible for the significant leakage current, which has a density on the order of 10^{18} cm^{-3} and an activation energy of about 47.5 meV, because 1) it has been demonstrated that during the material growth, oxygen diffusion toward the surface pits of dislocations via nitrogen vacancies could produce an exponentially decayed distribution with a density of at least 10^{17} cm^{-3} , in good agreement with our derivation; 2) by the first principle calculation, the thermal activation energy of the oxygen-related donors is determined to be about 50 meV, which is very close to our derived 47.5 meV. According to this model, we propose that reducing the O_N defect density during device growth is a feasible method to suppress the high leakage current in GaN-based SBDs. In addition, this study can also improve our understanding of the leakage current in other GaN-based devices.

Keywords: conductive dislocation, GaN Schottky diode, shallow donor state, leakage current

PACS: 72.80.Ey, 73.40.Kp, 73.40.-c, 73.20.-r

DOI: 10.7498/aps.67.20180762

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 61504050, 11604124, 51607022).

† Corresponding author. E-mail: xgu@jiangnan.edu.cn