

AlGa_N 基宽禁带半导体光电材料与器件

贲建伟¹, 孙晓娟^{1,2}, 蒋科^{1,2}, 陈洋^{1,2}, 石芝铭^{1,2}, 臧行^{1,2},
张山丽^{1,2}, 黎大兵^{1,2}, 吕威^{1,3}

(1. 中国科学院长春光学精密机械与物理研究所, 长春 130033; 2. 中国科学院大学, 材料与光电研究中心, 北京 100049;
3. 长春工业大学, 长春 130012)

摘要: AlGa_N 基材料是带隙可调的直接带隙宽禁带半导体材料, 是制备紫外(UV)光电子器件的理想材料。经过数十年的研究, 目前已经在异质衬底外延生长 AlGa_N 基材料、高效掺杂等方面取得了巨大进展。以此为基础, AlGa_N 基紫外光电器件制备领域也得到长足发展。在本综述中, 主要介绍了高质量 AlGa_N 基材料的 MOCVD 外延生长方法、掺杂方法以及近年来在紫外发光、紫外探测器件方面取得的进展。

关键词: AlGa_N 基材料; 外延生长; 掺杂; 紫外发光器件; 紫外探测

中图分类号: O47; TN36

文献标识码: A

文章编号: 1000-985X(2020)11-2046-22

DOI:10.16553/j.cnki.issn1000-985x.2020.11.003

AlGa_N Based Wide Bandgap Photoelectric Materials and Devices

BEN Jianwei¹, SUN Xiaojuan^{1,2}, JIANG Ke^{1,2}, CHEN Yang^{1,2}, SHI Zhiming^{1,2}, ZANG Hang^{1,2},
ZHANG Shanli^{1,2}, LI Dabing^{1,2}, LYU Wei^{1,3}

(1. Changchun Institute of Optics, Fine Mechanics and Physics, Chinese Academy of Sciences, Changchun 130033, China;

2. Center of Materials Science and Optoelectronics Engineering, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China;

3. Changchun University of Technology, Changchun 130012, China)

Abstract: AlGa_N based materials are promising to fabricate UV photoelectric devices due to the direct, wide and adjustable bandgap. With decades of research efforts, great progress has been made in improving the quality of AlGa_N based materials on heterogeneous substrates, and the doping efficiency has been greatly improved. As a result, great progress has been made on the fabrication of UV photoelectric devices. In this review, the growth methods to obtain high quality AlGa_N based materials by metal-organic chemical vapor deposition(MOCVD) and the methods to achieve high doping efficiency are summarized. Moreover, the recent progress of UV LED and UV photodetectors are also introduced.

Key words: AlGa_N based material; epitaxy growth; doping; UV LED; UV photodetector

0 引 言

AlGa_N 基材料是直接带隙宽禁带半导体材料, 具有禁带宽度在 3.4 eV 到 6.2 eV 之间连续可调的优点, 是制备紫外光电器件(如紫外发光二极管和紫外探测器)的理想材料^[1-5]。AlGa_N 基光电器件在照明、医疗卫生、非视距通信等方面都具有广阔的应用前景, 并且由于 AlGa_N 基材料的极化特性, AlGa_N 基半导体被广泛应用于高击穿电压和高频率的电子器件中^[6-10]。然而, 工作在深紫外(DUV)波长的 AlGa_N 基光电器件的应用仍然受到较多限制, 这主要是由于难以获得高质量的 AlGa_N 基材料, 以及 AlGa_N 基材料难以实现高效的 p 型掺杂等问题导致的, 这些问题的存在都使得提高光电器件的性能面临着极大挑战。

AlGa_N 基外延层质量难以提高的主要原因是难以获得可以用于同质外延的 AlN 衬底, 因此目前 AlGa_N 基材料仍然主要外延生长在蓝宝石、硅、碳化硅等异质衬底上。而 AlGa_N 基外延层与异质外延衬底存在大

基金项目: 国家杰出青年科学基金(61725403); 国家重点研发计划(2016YFB0400904); 国家自然科学基金面上项目(61874118); 苏州纳米所开放课题: 发光学及应用国家重点实验室开放课题(SKLA-Z-2020-04)

作者简介: 贲建伟(1992—), 男, 吉林省人, 博士。E-mail: benjianwei@ciomp.ac.cn

通讯作者: 吕威, 博士, 教授。E-mail: lw771119@hotmail.com

失配,会对 AlGaN 基材料外延层的晶体质量产生负面影响^[11-15]。蓝宝石衬底目前被广泛应用于 AlGaN 基材料的外延生长,是最常用的 AlGaN 基材料生长异质衬底之一。因此本文在第 1 节对利用金属有机化学气相沉积法(MOCVD)在蓝宝石衬底上外延生长 AlGaN 基材料的方法进行了概括。

AlGaN 基材料的高效掺杂是制约其实际应用的另一个难题,尤其是 p 型掺杂。Mg 是 AlGaN 基材料体系中最常用的 p 型掺杂杂质,但是 Mg 的原子半径大于 Al 或 Ga 金属离子,这将给 Mg 原子并入 AlGaN 基材料晶格带来困难^[16]。同时在 MOCVD 生长过程中不可避免的引入 H 元素,它会和 Mg 原子形成 Mg-H 键,使 Mg 杂质钝化^[17]。此外,随着 AlGaN 晶体中 Al 含量越高,p 型掺杂杂质的激活能增大,会导致杂质的激活率降低^[18]。研究人员为提高在 AlGaN 基材料中 p 型掺杂效率提出了许多有效的方法,本文的第 2 节将就这一点进行总结。在获得高晶体质量和高 p 型掺杂效率的基础上,研究人员设计了器件结构,并实现了高性能的发光和探测器件。因此在本综述的第 3、4 节中,将介绍 AlGaN 基发光二极管(LED)和紫外探测器的相关进展。

1 AlGaN 基材料的生长

由于 AlGaN 基材料和蓝宝石衬底之间存在较大的晶格失配和热失配,所以 AlGaN 基材料通常生长在 AlN/蓝宝石模板上^[19-21]。因此,如何获得高质量的 AlN/蓝宝石模板是实现高质量 AlGaN 基材料最重要问题。

为弛豫 AlN 与蓝宝石衬底之间的失配,最常用的方法是缓冲层法。两步生长法是在蓝宝石衬底上利用缓冲层法生长 AlN 最基本的生长方法。两步生长首先是利用低温和高 V/III 比生长 AlN 缓冲层,由于这两种生长条件都可以降低 Al 原子的表面迁移率,这将有利于 AlN 纳米岛的形成。接下来 AlN 的生长条件转换为高温和低 V/III 比,这将增大 Al 原子表面迁移率,进而增加横向生长速率,使位错随之发生弯曲。Li 等利用两步生长制备了 AlN/蓝宝石模板,并通过分析原位监测曲线解释了生长机理,如图 1(a)所示^[22]。该研究组在蓝宝石衬底上外延生长了四组 AlN 模板:(1)无缓冲层或预处理(样品 A);(2)只有缓冲层(样品 B,两步生长法);(3)含氮化预处理和缓冲层(样品 C);(4)三甲基铝(TMAI)预处理和缓冲层(样品 D)。根据原位监测曲线,其生长机理如图 1(b)所示。研究人员发现利用两步生长方法在蓝宝石衬底上外延生长 AlN 材料过程中,其生长模式实现了由三维到二维生长模式的转变,理论上有利于位错弯曲、湮灭。通过 XRD 表征证实,样品 B 的(0002)面和(10-12)面 X 射线摇摆衍射的摇摆曲线测试(X-ray diffraction rocking curve XRC)的半高宽(FWHM)分别为 60 arcsec 和 550 arcsec。基于两步生长法,研究人员提出了多缓冲法等外延生长方法^[23-24]。多缓冲法的基本原理与两步生长法类似,主要是将 AlN 的生长方式从三维逐渐转变为二维生长方式,在该转变过程中会增大 Al 原子表面迁移率并促进位错线弯曲,进而降低 AlN 材料位错密度,提高 AlN 材料表面平整度。

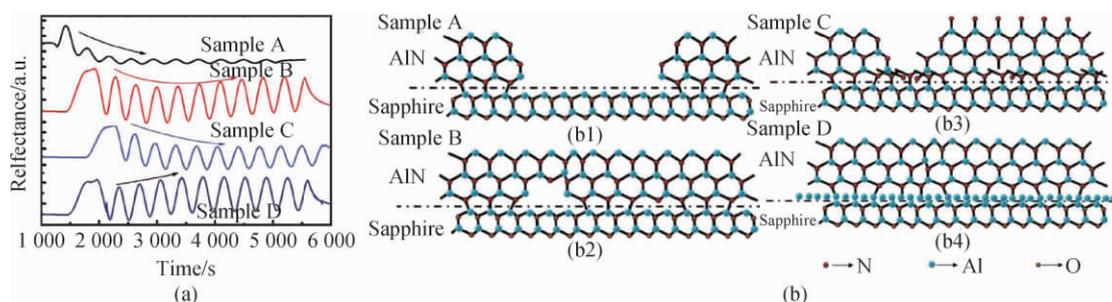


图 1 (a) 四组样品的原位监测曲线,(b) 由原位监测曲线得到的材料生长模式示意图,(b1) 样品 A: 三维生长模式;(b2) 样品 B: 三维-二维生长模式;(b3) 样品 C: 混合生长模式;(b4) 样品 D: 二维生长模式^[22]

Fig. 1 (a) In situ monitoring curves of four samples,(b) growth mechanism obtained from the in situ monitoring curves, (b1) Sample A: 3D growth mode; (b2) sample B: 3D to 2D growth mode; (b3) sample C: mixed growth mode; (b4) sample D: 2D growth mode^[22]

如前所述,低 V/III 将增强 Al 原子的表面迁移,促进 Al 原子向蓝宝石衬底台阶边缘移动,有利于提高

AlN 材料的晶体质量和表面形貌。为有效发挥这一特性,研究人员提出了原子层外延(Atomic Layer Epitaxy, ALE)方法。该方法通过在 AlN 材料生长中交替通入 III 族和 V 族气体源,使部分生长阶段 V/III 达到极限值 0 并实现材料逐层生长。据追溯,该方法于 1988 年被用于生长砷化镓材料,并于 1992 年被引入到 AlN 材料外延生长领域,也称为脉冲原子层外延法(Pulsed Atomic-Layer Epitaxy, PALE),气流模式如图 2(a)所示^[25-27]。研究人员已经利用该方法外延生长了高质量的 AlN 晶体,并成功制备了 AlGaIn 基光电探测器^[28-31]。如图 2(b)所示,利用该方法与高低温 AlN 外延生长法结合外延生长的 AlN 材料,其(002)与(10 $\bar{1}$ 5)面的 XRC 测试 FWHM 分别可低至 33 arcsec 和 136 arcsec,样品的具体外延结构如图 2(c)所示^[32]。

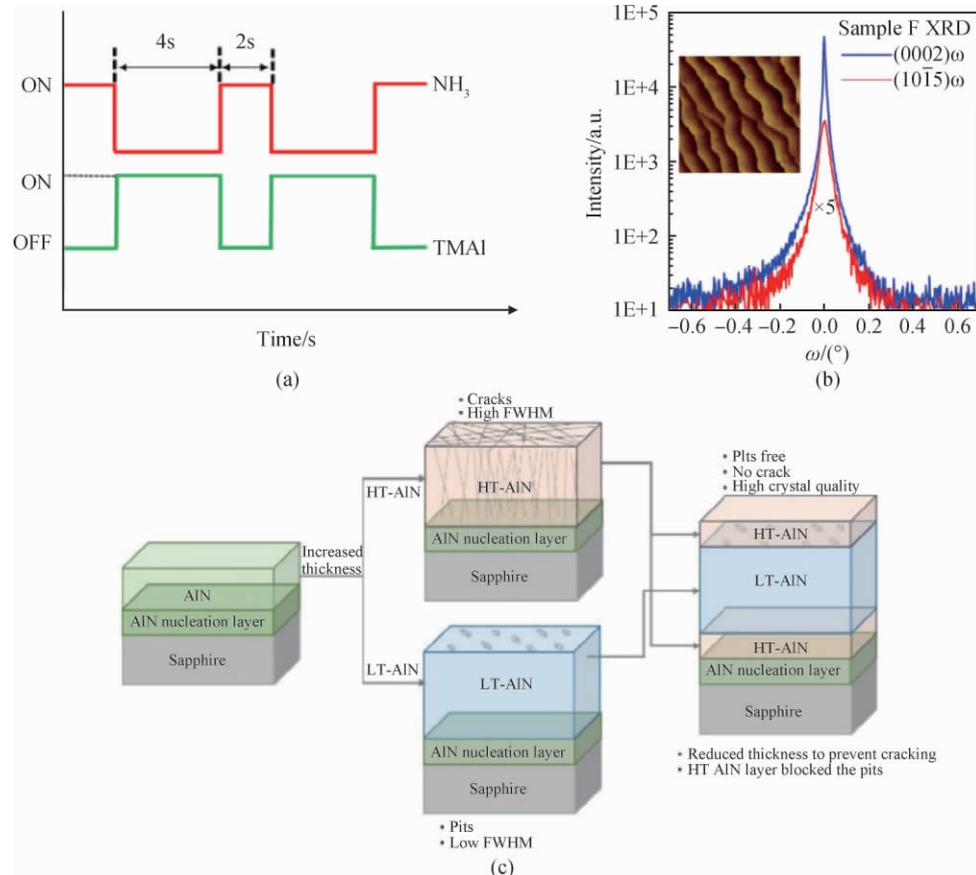


图 2 (a) PALE 方法的气流模式; (b) 样品的 XRC 测试结果; (c) 样品的外延结构^[32]

Fig. 2 (a) Gas flow mode of PALE; (b) XRD rocking curves; (c) structure of the sample in reference^[32]

虽然 PALE 方法可以获得高质量的 AlN 模板,但其仍存在生长速度慢、Al 原子迁移率难以调控的缺点。为解决该问题,研究人员提出了 NH₃ 脉冲法。该方法与 PALE 法不同之处在于:在利用氨脉冲法外延生长过程中,金属有机源是连续通入反应室的,而 NH₃ 源则是脉冲间断通入。相比于 PALE 方法的金属有机源、NH₃ 源都是脉冲通入,该方法在提高 Al 原子的表面迁移率同时,将大幅度提高 AlN 材料的生长速率。结合 NH₃ 脉冲法和源连续通入法,Hideki 等研究人员成功获得了高质量的 AlN 模板,并制备了发光波长在 222 ~ 261 nm 之间的 AlGaIn 基 LED 器件^[33-36]。根据 PALE 法和 NH₃ 脉冲法的基本原理,研究人员提出了迁移增强外延生长法(Migration Enhanced Epitaxy, MEE)以及调制 MEE 外延生长法(Modified MEE)。其源通入模式如图 3 的第 1 部分所示^[37-38]。利用 Modified MEE 生长法,AlN(0002)平面的 XRC 半高宽可降低至 42.4 arcsec,(10 $\bar{1}$ 2)面半高宽低至 244.5 arcsec。研究人员利用测量成核阶段衬底上 AlN 纳米岛的密度,计算了 Al 原子在蓝宝石表面的扩散长度。在实验条件下,MEE 法、Modified MEE 法和源连续通入法的 Al 扩散长度分别为 44 nm、42 nm 和 31 nm。图 3 的第 2 部分展示了利用 MEE、Modified MEE 和源连续通入法生长 AlN 的成核机理的模型。

在外延生长 AlN 材料过程中,低温插入层方法被应用于阻挡位错向表面传播并促进位错弯曲、湮灭。

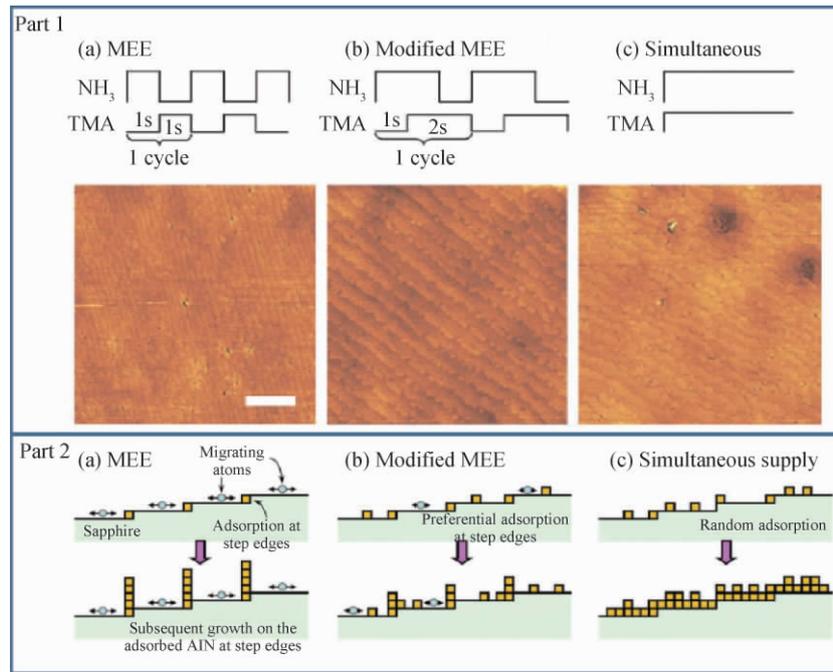


图 3 第 1 部分: 源气流通入模式以及对应 AlN 样品表面形貌: (a) MEE 法; (b) Modified MEE; (c) 源连续通入法。
 第 2 部分: 在蓝宝石衬底上 AlN 的成核机制示意图: (a) MEE 法; (b) Modified MEE; (c) 源连续通入法^[37]
 Fig. 3 Part 1: flow mode and surface morphology of AlN samples fabricated by (a) MEE, (b) Modified MEE and (c) simultaneous flow method; Part 2: model of initial nucleation mechanism of AlN on sapphire with (a) MEE, (b) modified MEE and (c) simultaneous flow method^[37]

由于低温会降低 Al 原子迁移率,使插入层表面呈现岛状形貌,因此 AlN 外延层中的应力将会被插入层表面粗糙的岛状形貌所释放。同时,在继续外延生长过程中,由于 AlN 材料的生长模式会由三维岛状生长转变为二维层状生长,AlN 外延层中的位错也会随之弯曲、湮灭^[39-40]。并且利用插入层方法外延生长 AlN 可以获得平整的表面形貌^[41-42]。图 4(a) 是利用插入层方法降低位错密度的机制示意图,图 4(b) 是无插入层结构的 AlN 样品表面形貌,图 4(c) 则为利用了插入层结构所得到的 AlN 样品表面形貌。通过利用插入层方法,AlN 样品的(0002) 和(10-12) 面的 XRC 测试半高宽可分别达到 58.9 arcsec 和 383.1 arcsec^[43]。与插入层法类似,利用超晶格同样可以释放 AlN 外延层中的应力并降低位错密度,从而获得高质量的 AlN 模板。Kim 等^[44] 在低温 AlN 成核层以及高温 AlN 外延层之间引入了 AlN/Al_xGa_{1-x}N 超晶格结构以降低位错密度并获得高质量 AlN 外延层。实验结果显示利用超晶格结构的 AlN 样品 XRC 半高宽和均方根粗糙度均小于没有利用超晶格结构的样品。

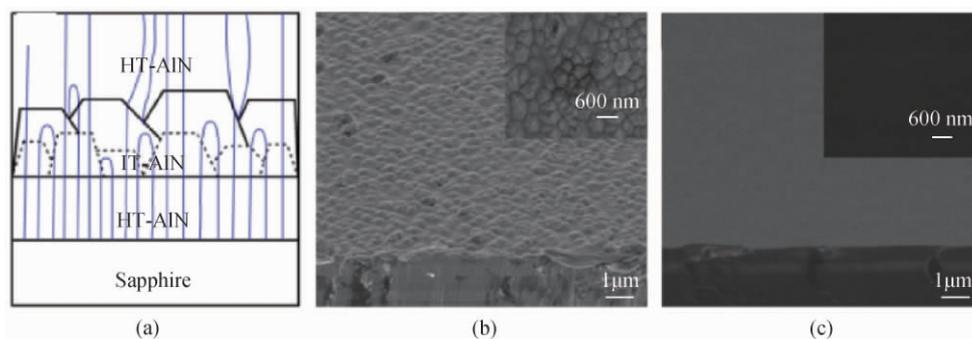


图 4 (a) 插入层法降低 AlN 材料外延层中位错密度机制; (b) 未利用插入层法得到的 AlN 样品表面形貌; (c) 利用插入层方法得到的 AlN 样品表面形貌^[41-42]
 Fig. 4 (a) Schematic of the interlayer to decrease the dislocation density; the surface morphology of AlN (b) without and (c) with interlayer^[41-42]

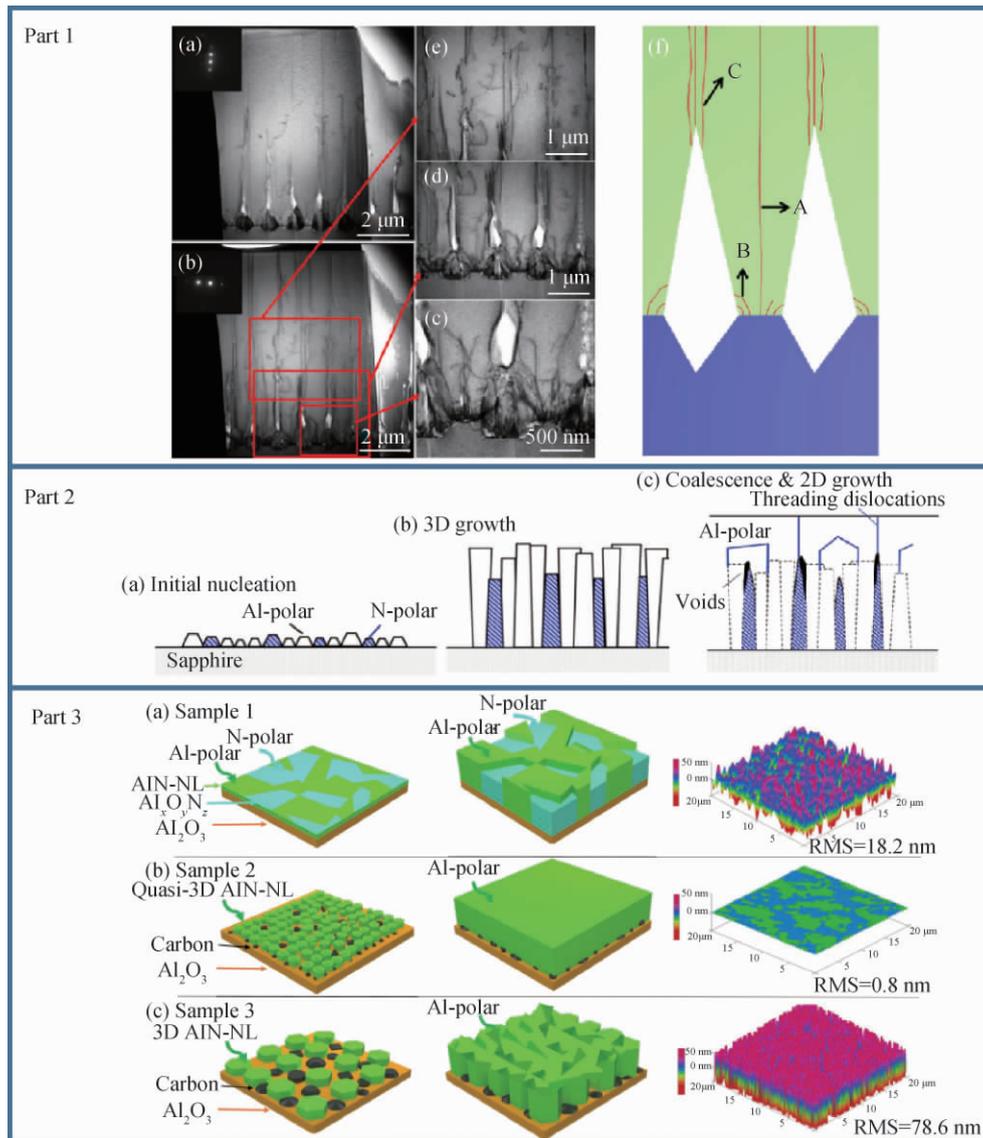


图 5 第 1 部分: 纳米图形化蓝宝石衬底上外延生长 AlN 样品截面扫描透射显微镜测试图。(a) $g = [0002]$, (b) $g = [1120]$, (c ~ e) 图 (b) 的局部放大图, (f) 纳米图形化衬底上外延生长 AlN 影响位错密度的主要机制示意图。第 2 部分: 蓝宝石原位 NH_3 预处理外延生长 AlN 材料示意图, (a) 成核阶段, (b) 三维生长阶段, (c) AlN 外延层达到一定厚度后, Al 极性晶面合并, N 极性晶面消失。第 3 部分: 根据 AFM 测试得到的 AlN 薄膜极性转变以及生长机制, (a) 无 TMAI 预处理, (b) TMAI 预处理, (c) 长时间 TMAI 预处理^[45-47]

Fig. 5 Part 1: cross-sectional bright-field STEM images under two-beam conditions for AlN grown on NPSS with (a) $g = [0002]$, and (b) $g = [1120]$, (c ~ e) are the magnified STEM images of three selected typical zones in (b), (f) mechanism of the main competitive processes influencing TDD of AlN epilayers on NPSS. Part 2: schematic diagram of in-situ NH_3 pretreatment growth model of AlN on sapphire: (a) initial nucleation, (b) columnar 3D growth, and (c) thick film growth after elimination of N-polar columnar domains and coalescence of Al-polar domains. Part 3: (a) ~ (c) schematics of the film polarity and growth mechanism with corresponding 3D AFM images of samples without TMAI pretreatment, with TMAI pretreatment and with long-time TMAI pretreatment, respectively^[45-47]

衬底表面状态对 AlN 材料外延生长十分重要, 因此研究人员提出了如横向外延过生长法 (LEO)、原位 NH_3 预处理、TMAI 预处理等方法改变衬底性质, 以获得高质量 AlN 外延层^[45-48]。LEO 方法可以通过较大的材料横向生长效应实现位错有效弯曲。利用 LEO 方法可以获得位错密度达 $4.87 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ 的 AlN 外延层^[49]。图 5 的第 1 部分时利用 LEO 方法外延生长 AlN 材料过程中位错弯曲以及湮灭机制。而利用 NH_3 预

处理方法则可以实现在 AlN 成核过程中形成具有不同极性的纳米岛,由于 N 极性 AlN 生长速度较慢,在进一步生长过程中将被 Al 极性纳米岛掩埋,形成侧向外延的过程。位错行为也将与 LEO 法外延生长 AlN 过程中位错行为类似,进而降低 AlN 外延层中位错密度。NH₃ 预处理后的 AlN 生长机理如图 5 第 2 部分所示。而对衬底进行 TMAI 预处理后,碳团簇会被引入蓝宝石表面,如图 5 第 3 部分所示。这将抑制成核过程中 AlON 和 N 极性纳米岛的形成,并且由于在 C 团簇上 AlN 难以成核生长,C 团簇将起到 LEO 生长过程中的掩模作用。因此,与未经 TMAI 预处理的蓝宝石上生长 AlN 材料相比,利用 TMAI 预处理的 AlN 材料结晶质量将得到提高。

高温热处理是获得高质量 AlN 模板的重要方法之一。利用高温热处理方法提高 AlN 模板材料质量于 2016 年被提出^[50]。在热处理后的 AlN 模板上外延生长 AlN 材料的(002)和(102)面的 XRC 测试半高宽分别达到 16 arcsec 和 154 arcsec。Ben 等^[51]研究了高温退火降低位错密度的机理,通过分析 PVD-AlN 在高温退火过程中形成的空洞以及晶粒尺寸增大的实验现象,证实了 AlN 材料在高温热处理过程中会发生重结晶过程,从而降低 AlN 外延层中位错密度,如图 6(a)~(f)所示。同时也证明了伯格矢量相反的位错在高温退火过程中会相互靠近并发生位错反应,有助于降低 AlN 材料的位错密度,如图 6(g)所示^[52]。

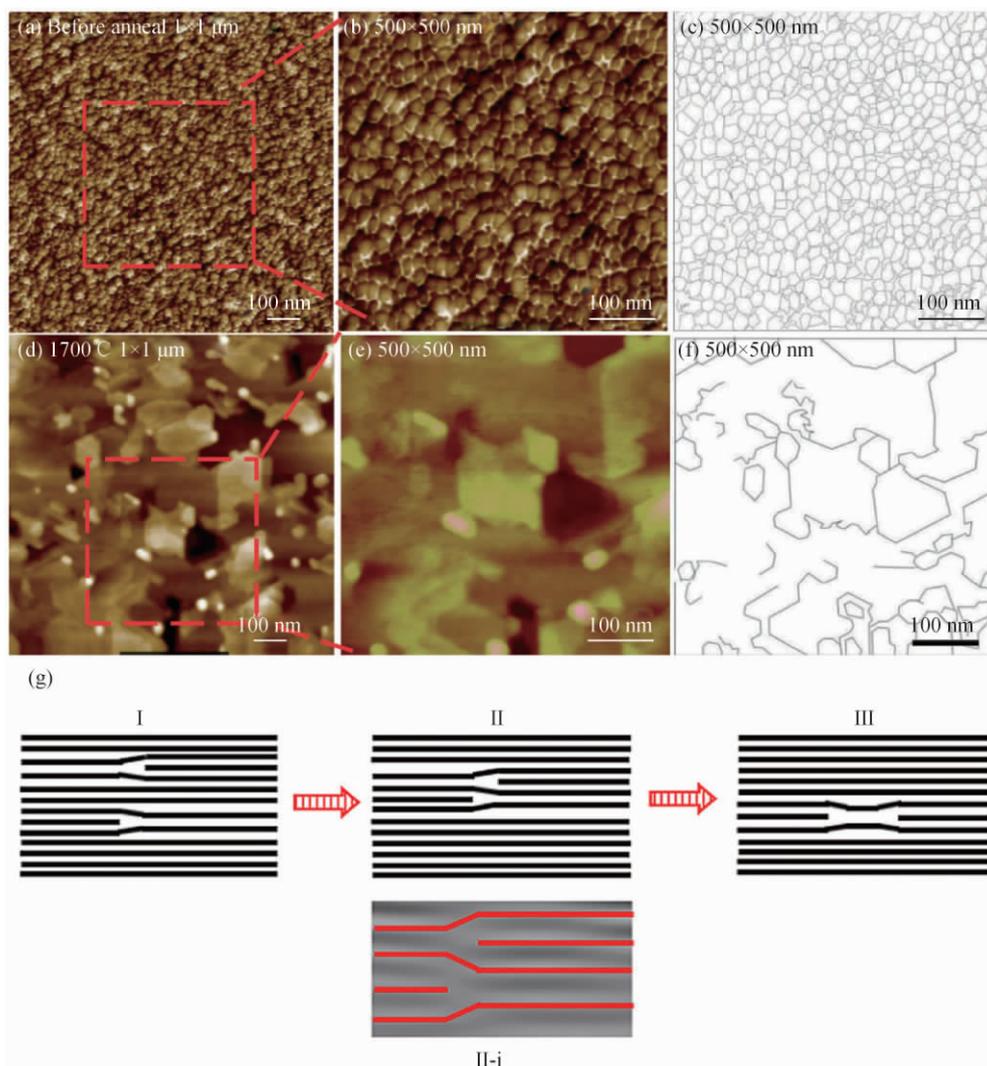


图 6 未高温热处理的 PVD-AlN (a) 表面形貌,(b) 放大形貌以及 (c) 轮廓图;1 700 °C 高温热处理后的 PVD-AlN (d) 表面形貌,(e) 放大形貌以及 (f) 轮廓图;(g) 高温热处理过程中位错迁移、反应的机制示意图^[51-52]
Fig. 6 (a) Surface morphology, (b) enlarged morphology and (c) contour image of PVD-AlN without annealing; (d) surface morphology, (e) enlarged morphology and (f) contour image of PVD-AlN annealed at 1 700 °C, (g) schematic diagram of the migration of dislocations during high temperature annealing^[51-52]

在高质量的 AlN 模板上再外延生长 AlN 也是获得高质量 AlN 外延层的一种方法。Jiang 等发现不同类型的位错在再外延 AlN 层中具有不同的位错行为。不同类型的位错需要不同大小的驱动力改变偏转角度。如图 7 所示,改变偏角所需驱动力顺序为纯螺位错 > 混合位错 > 纯刃位错。因此,控制界面应力是在 AlN 模板上生长高质量 AlN 的有效途径^[53]。

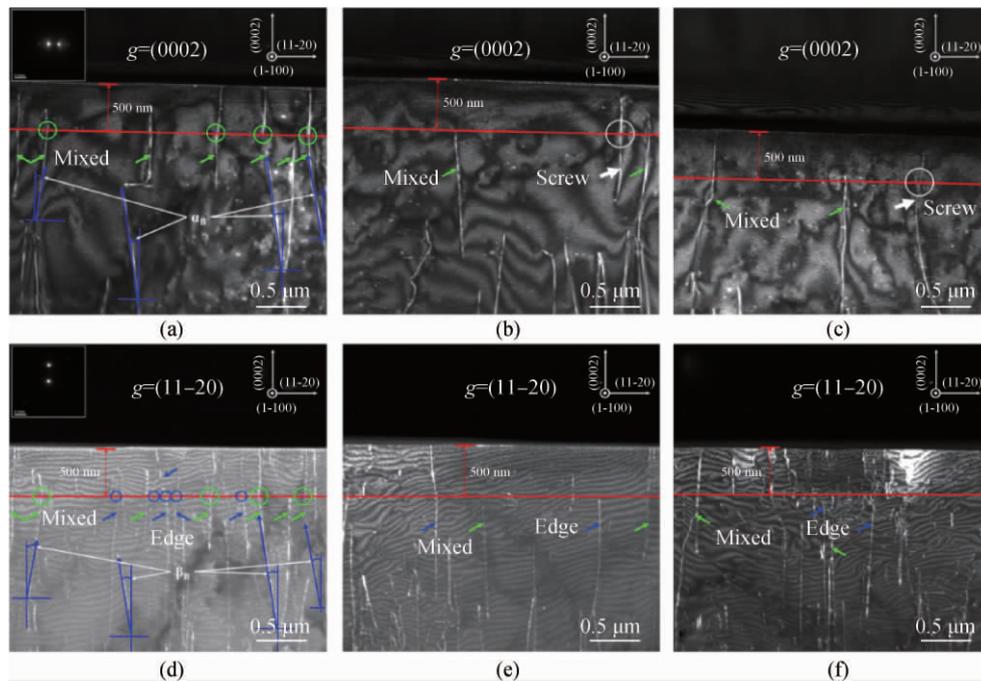


图 7 (a) (b) (c) 再外延样品的 TEM 测试图 $g=(0002)$; (d) (e) (f) 再外延样品的 TEM 测试图 $g=(11-20)$ ^[53]

Fig. 7 (a, b and c) and (d, e and f) are the cross-sectional weak beam dark field (WBDF) TEM images of regrown AlN sample under the diffraction conditions of $g=(0002)$ and $g=(11-20)$, respectively^[53]

石墨烯和 h-BN 等二维材料可以作为在蓝宝石衬底上外延生长 AlN 材料的弹性缓冲层。由于二维材料层间是较弱的范德华力,对外延层晶格调制作用弱,因此可以大大缓解外延层与异质衬底之间的失配^[53-58]。同时,Al 和 Ga 原子的迁移率也将大大增强,这将降低成核阶段 AlN 材料的晶粒密度,从而进一步改善 AlN 和 GaN 外延层晶体质量。Chen 等^[59]研究了 AlN 在石墨烯/蓝宝石模板上的成核过程。他们发现,在石墨烯的辅助下,AlN 成核纳米岛的密度降低,尺寸增大。AlN 优先成核位置及迁移势垒如图 8(a) ~ (c) 所示,图 8(d) ~ (g) 是 AlN 和 GaN 材料在石墨烯上生长过程示意图。Shi 等^[60]则系统地研究了 Al 原子及 Ga 原子在各种 2D 材料上的扩散势垒。研究发现 Ga 原子在石墨烯材料上的扩散势垒最低,而 Al 原子在 h-BN 上沉积时的扩散势垒最低。这说明 h-BN 比石墨烯更有利于增大 Al 原子表面迁移率。

高质量 AlGaIn 材料很难通过在蓝宝石衬底上直接外延生长获得,因此,AlGaIn 材料主要是外延生长在 AlN/蓝宝石或 GaN/蓝宝石模板上^[61-62]。但由于 AlGaIn 会受到 GaN 模板的张应力,容易形成裂纹,在实际研究过程中,AlN/蓝宝石模板是生长 AlGaIn 基材料的理想模板^[63]。大多数研究都是直接在高质量的 AlN 模板上生长 AlGaIn 材料^[64-66],也有一些研究报道是在图形化的 AlN 模板或者利用 MEE 和 LEO 方法外延生长 AlGaIn 材料^[38,67]。插入层或者超晶格结构可以有效释放外延层中的应力,从而获得表面平整的 AlGaIn 材料^[68-70]。Zhang 等^[71]在其发表的成果中发现,无超晶格结构的 AlGaIn 样品表面裂纹严重,而具有超晶格结构的 AlGaIn 样品则无裂纹产生,这证实了超晶格结构可有效地释放 AlGaIn 外延层中应力并获得平整的表面形貌。Jiang 等^[62]则利用金属插入层方法抑制了大斜切角 AlN 模板上生长的 AlGaIn 的聚集效应,从而使在大斜切角 AlN 模板上外延生长的 AlGaIn 材料组分均匀分布。

2 AlGaIn 材料掺杂研究

高电导率是制造高性能的 AlGaIn 基器件的前提,然而如何有效提高 AlGaIn 材料的掺杂效率是一个难

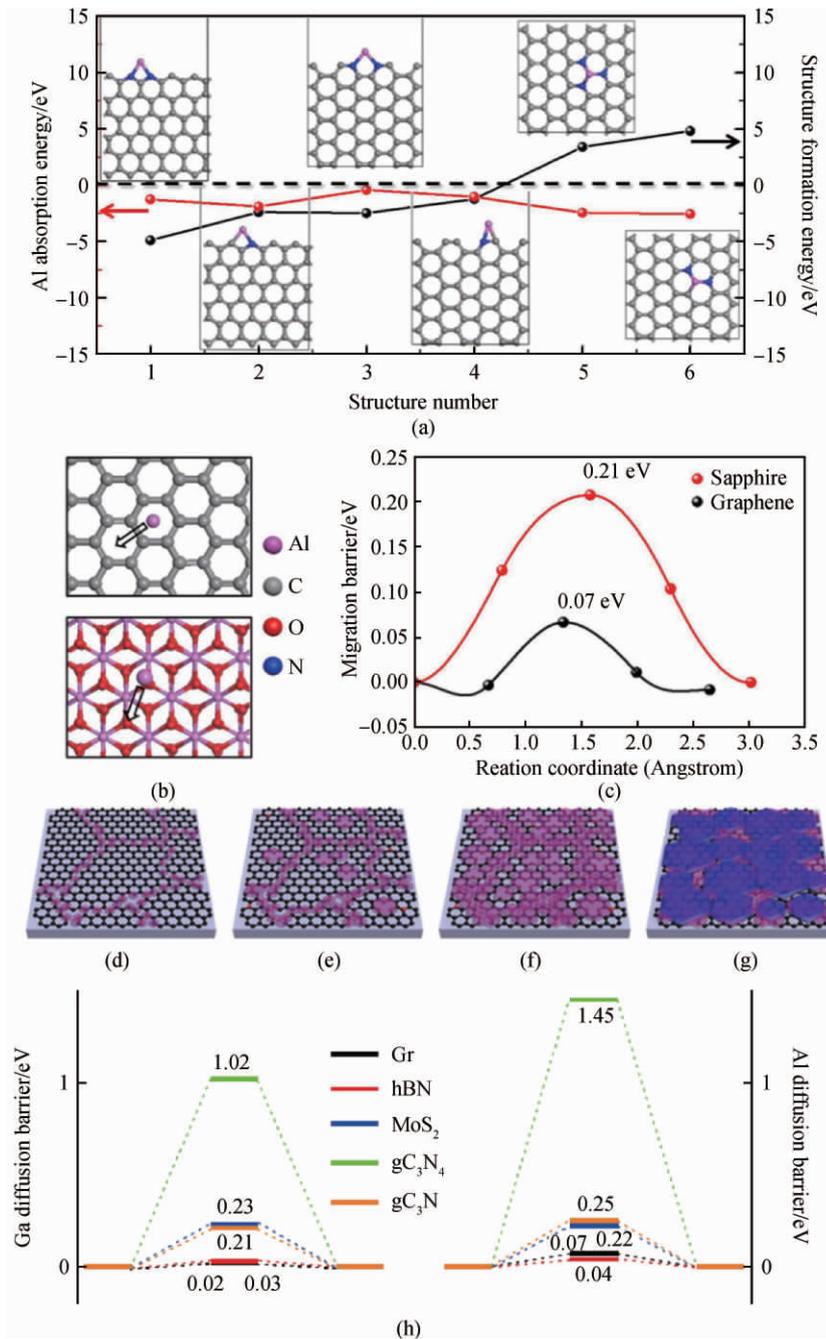


图 8 (a) 第一性原理计算在 N 掺及 Al 原子吸附石墨烯结构形成能; (b ~ c) Al 原子在石墨烯以及蓝宝石表面迁移机制以及迁移势垒; (d) ~ (g) 石墨烯上 AlN 与 GaN 材料生长机制示意图; (h) 在覆盖有二维材料的蓝宝石衬底上 Al 原子与 Ga 原子的扩散势垒^[59-60]

Fig. 8 (a) First-principles calculation of graphene structure formation energy by N dopant and Al atom absorption energy among these structures; (b) schematic diagrams of Al atom migration on graphene and sapphire and (c) calculated migration barrier; (d) ~ (g) schematic diagrams of AlN and GaN growth on graphene; (h) diffusion barriers for Ga and Al atom on 2D + sapphire surfaces^[59-60]

题,尤其是 AlGa₃N 材料的 p 型掺杂。对于 AlGa₃N 材料的 n 型掺杂而言,缺陷的载流子散射、自补偿效应以及材料的高铝组分是限制 n 型掺杂效率的主要因素^[72]。因此,获得高质量的 AlGa₃N 基材料也被认为是获得高掺杂效率 n-AlGa₃N 的有效途径。这其中提高铝原子的迁移率是一种提高 AlGa₃N 材料质量的常用方法。In 原子可以有效提高外延生长过程中 Al 原子的迁移率,因此研究人员提出可以采用 In-Si 共掺杂来提高

AlGa_N的n型掺杂效率。利用In-Si共掺杂技术后的Al_{0.65}Ga_{0.35}N:(Si, In)层中的载流子密度可达 $2.5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$,电子迁移率可达到 $22 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$,对应的电阻率为 $1.1 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$ 。同时有研究表明 δ 掺杂也是n型掺杂的有效方法^[73]。文章指出这种掺杂模式可以暂停生长过程,从而停止了位错线的传播,进而改善晶体质量,提高AlGa_N材料的掺杂效率和载流子迁移率^[74-75]。

与n型AlGa_N掺杂相比,p型AlGa_N的掺杂更为困难。限制p掺杂效果的因素主要有3点:掺杂浓度难以提高,杂质激活效率低以及自补偿效应。Mg是AlGa_N材料体系中p型掺杂最常用的受主杂质,但在p型掺杂中Mg的掺杂浓度不宜过高,因为过高的Mg掺杂会降低材料晶体质量并引起强烈的自补偿效应。研究发现,在初期阶段随着Mg流量的增加,p型AlGa_N材料的质量会有所提高,但是当流量增加至超过某个阈值时,p型AlGa_N材料的质量将急剧下降^[76]。快速热退火是激活Mg受主杂质最常用的方法。然而,利用快速热退火方法得到的p型AlGa_N掺杂效率仍然难以达到较高水准。为了解决AlGa_N材料的p型掺杂问题,除了均匀掺杂方法外,研究人员还提出了共掺杂、 δ 掺杂、超晶格调制掺杂、极化诱导掺杂等掺杂方法。

类似于n-AlGa_N中Si的 δ 掺杂,Mg δ 掺杂也可改善AlGa_N材料的质量并提高掺杂效率^[77]。通过结合Mg δ 掺杂和In辅助掺杂方法,Al_{0.4}Ga_{0.6}N中的载流子浓度可达到 $4.75 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ^[78]。由于Mg原子半径较大,而Si原子半径较小,因此在AlGa_N材料中适当掺入Si元素有利于Mg杂质的并入,并且由于掺杂能级的杂化降低杂质激活能。立命馆大学的研究组利用共掺杂技术在Al_{0.4}Ga_{0.6}N材料中实现了空穴载流子浓度为 $6.3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 的p型掺杂^[79]。而由于超晶格结构有对能带调制的作用,可降低受主杂质激活能,研究人员对在AlGa_N超晶格结构中进行p型掺杂进行了探究。研究发现,与均匀掺杂超晶格(UD)样品相比,Mg调制掺杂超晶格(MD,仅在势垒层中掺杂)和Mg偏移调制掺杂超晶格(SMD,相对MD掺杂偏移1/4周期)具有更好的电学性能。通过MD及SMD方法掺杂的两种样品的载流子迁移率要高于均匀掺杂(UD)的样品,这是因为在这两种掺杂方法的材料中杂质对载流子的散射较弱,且掺杂活化能低,其机理如图9所示^[80]。而通过在超晶格结构中进行多维Mg掺杂的方法,厦门大学的研究组于2016年在Al_{0.63}Ga_{0.37}N/Al_{0.51}Ga_{0.49}N超晶格结构中实现了 $3.5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 的空穴载流子浓度^[81]。

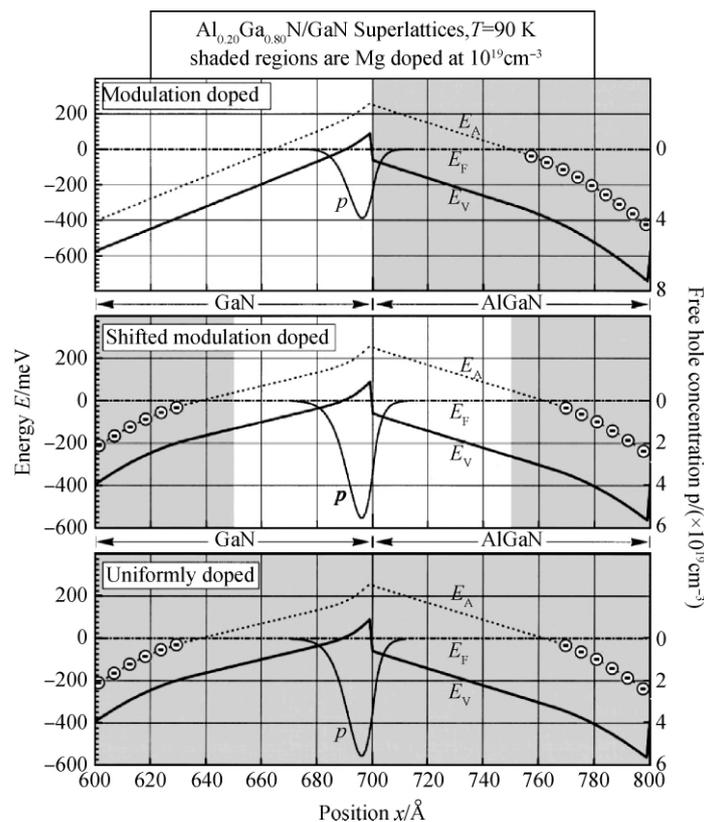


图9 体质掺杂超晶格、偏移调制掺杂超晶格以及均匀掺杂超晶格的能带示意图^[80]

Fig. 9 Self-consistent valence band diagrams of a MD SL, a SMD SL, and a UD S^[80]

然而,超晶格会引入载流子阻挡层,从而降低垂直方向电导率。为解决这一问题,极化诱导掺杂方法于 2010 年被提出^[82]。极化诱导掺杂的机理是通过逐渐改变 AlGa_N 合金中 Al 组分来形成内建极化电场以诱导空穴产生。由于不同 Al 组分的 AlGa_N 极化强度不同,当 Al 浓度沿(000-1)方向 Al 组分增大时(或沿(0001)方向 Al 组分降低时),会在材料中诱导负的净极化电荷产生,从而使价带向上弯曲,降低 p 型杂质的激活能,从而提高 AlGa_N 材料的 p 型掺杂效率,形成三维空穴气,增大材料的 p 型掺杂效率。三维空穴气的形成机理如图 10 所示。

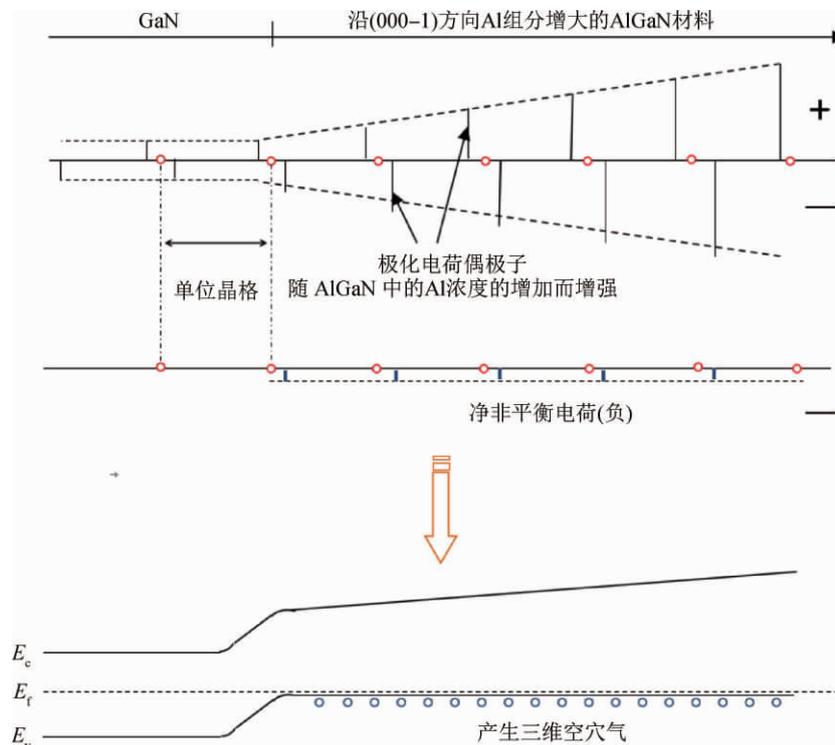


图 10 在渐变极性异质结中极化诱导 p 型掺杂机制示意图

Fig. 10 Schematic illustration of polarization-induced p-type doping in graded polar hetero-structures

尽管多种掺杂方法已经被提出,也已经有一些空穴载流子浓度达到 10^{18} cm^{-3} 量级的报道,然而目前并没有大规模的相关论文发表,基于此基础上制备高性能的器件报道则更是少之又少。因此,稳定、高效、可重复性高的高 Al 组分 AlGa_N 的 p 型掺杂研究仍将是当前工作重点。

3 DUV LED 和光探测器研究进展

Ⅲ族氮化物基 LED 器件具有高亮度、小尺寸、低能耗和长使用寿命等独特优势。其中,InGa_N 和 Ga_N 已成功在绿光和蓝光 LED 中应用,且相应的产品已商业化。此外,基于 AlGa_N 材料的波长低于 400 nm 的紫外 LED (UV-LED) 在净化水/空气和食物灭菌杀毒 (< 275 nm),以及非视距光通信、集成光子系统、气体传感器和荧光光谱检测方面有着特殊应用。

1991 年,由于 AlGa_N 材料中 p 型掺杂技术获得突破,首个双 AlN/AlGa_N 异质结 UV-LED 被成功制备^[83]。1998 年,研究人员利用多量子阱结构获得发光波长位于 353.6 nm 的 UV-LED,然而其光输出功率 (LOP) 较弱,在 20 mA 时仅为 13 μW ,且外量子效率低于 1%^[84]。电流注入效率 (CIE)、辐射复合效率 (RRE)、光提取效率 (LEE) 是决定 UV-LED 器件 LOP 的主要参数。这些参数又受 AlGa_N 晶体质量、Mg 掺杂浓度、极化场和能级分布等因素影响。因此从根本上改善 AlGa_N 材料结晶质量、掺杂效率以及优化器件结构设计是提高 UV-LED 性能的主要途径。在本文中,主要关注通过提高晶体质量和降低位错密度实现高效 UV-LED 的最新进展。提高 AlGa_N 材料的结晶质量可有效避免量子阱 (MQW) 结构中的载流子俘获和非辐射复合,从而制备高 RRE 和 LOP 的 UV-LED。

典型 UV-LED 器件结构如图 11 所示。包括 n-AlGaIn 电子注入层,用于电子空穴复合的 AlGaIn 多量子阱,高 Al 组分 p-AlGaIn 阻挡层,p-AlGaIn 空穴注入层,p-GaN 接触层以及 n/p 金属电极。UV-LED 的外延结构通常是通过 MOCVD 方法在蓝宝石衬底的 AlN 缓冲层上进行外延生长,因此,AlN 模板的晶体质量对后续外延层生长起关键作用。

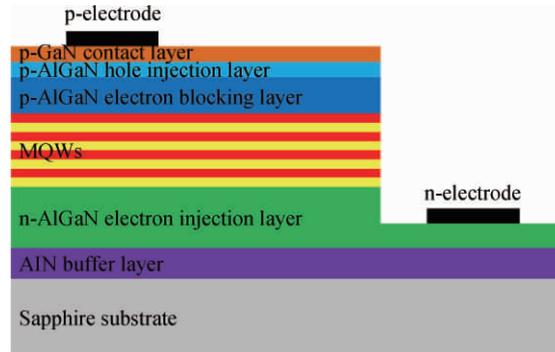


图 11 典型 UV-LED 结构示意图

Fig. 11 Schematic diagram of typical UV-LED structure

在图形化蓝宝石衬底(PSS)上外延生长 AlN 模板是制备高质量 AlGaIn 材料的有效方法。利用该生长方法外延生长 AlN 模板过程中包含横向过生长过程,外延层在衬底上空隙处合并导致位错弯曲、湮灭^[49,85]。此外,PSS 利用散射效应改变光的传输路径,对于有源区的紫外光具有散射作用,有利于改善有倒置结构 UV-LED 的 LEE^[66,86]。Dong 等通过纳米图形化衬底(NPSS)上外延生长高质量 AlGaIn 基材料,首次报道了发光波长为 282 nm 的深紫外 LED。在输入电流为 20 mA 时,其 LOP 达到 3.03 mW, EQE 达到 3.45%,相比于平面蓝宝石衬底上制备的 UV-LED,其 EQE 提升了 98%^[48]。通过计算,NPSS 上 AlN 模板衬底螺位错和刃位错分别为 $1.6 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$ 和 $1.2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$,位错密度显著低于平面蓝宝石衬底上的 AlGaIn 材料。因此,在 AlN/NPSS 模板上制备 UV-LED 结构能进一步降低 AlGaIn 基材料位错密度,改善器件性能。近期,研究人员提出通过对 PSS 上 AlN 进行退火的方法来进一步降低位错密度并克服开裂难题,并制备了发光波长位于 265 nm 的 UVC-LED,其 LEE 获得显著提升^[87]。如图 12(a) 所示,Takano 等^[88]将 AlN/PSS、Rh 镜电极和透明 AlGaIn:Mg 接触层相结合,同时用树脂密封,将制备的 275 nm UV-LED 的外量子效率提高至 20% 以上(见图 12(b))。

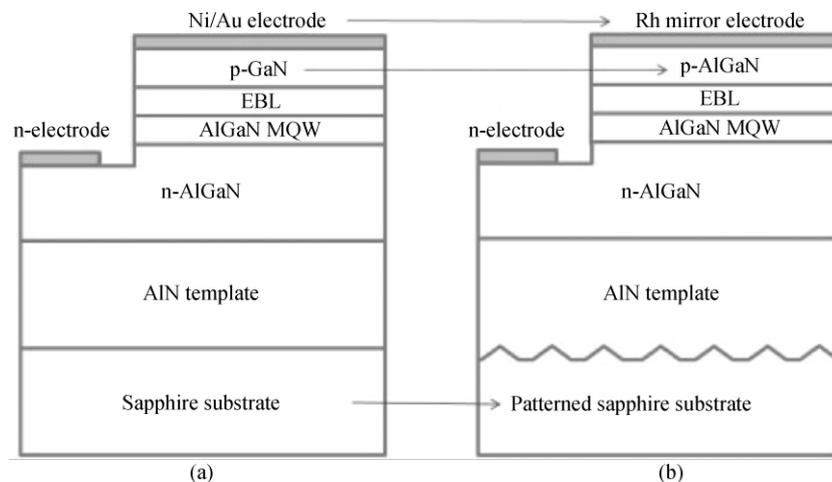


图 12 (a) 传统 UV-LED 结构;(b) 具有 AlN/PSS、Rh 镜电极、透明 AlGaIn:Mg 接触层和树脂密封的新型 UV-LED 结构^[88]

Fig. 12 Schematics of (a) conventional and (b) novel UV-LED structures with AlN/PSS, Rh mirror electrode, transparent p-type AlGaIn:Mg contact layer, and encapsulation resin^[88] @ Copyright (2017) The Japan Society of Applied Physics

由于二维石墨烯具有高的热稳定性以及化学稳定性,使其成为 MOCVD 外延生长 III-氮化物的合适衬

底^[89-91]。此外,石墨烯与外延层之间的范德华相互作用有助于弛豫外延层中应力并抑制位错,从而提高 AlN 模板和后续 LED 结构的晶体质量^[92]。2010 年,Chung 等^[93]首先报道了以 ZnO 纳米壁为成核位点的石墨烯上 GaN 外延生长,其制备的 LED 结构易于剥离并转移到其他衬底上应用。最近,Chen 等^[94]利用 N₂ 等离子体在石墨烯晶格中引入 N 掺杂作为 AlN 的成核位置(见图 13(a)),并在石墨烯覆盖的蓝宝石衬底上制备了深紫外 LED。石墨烯上 AlN 外延层的双轴应力被有效降低至 0.11 GPa。在注入电流为 80 mA 时,UV-LED 的 LOP 为 1.7 mW,并且导通电压低、可靠性高(见图 13(b),(c))。除了用于 UV-LED 的外延衬底外,石墨烯还具有高导电性和透明性,使其成为理想的透明导电电极^[95]。基于这种结构的器件,与具有横向电流注入的传统台面结构器件相比,电子可以垂直注入到 MOW 中并避免“电流拥挤”效应。

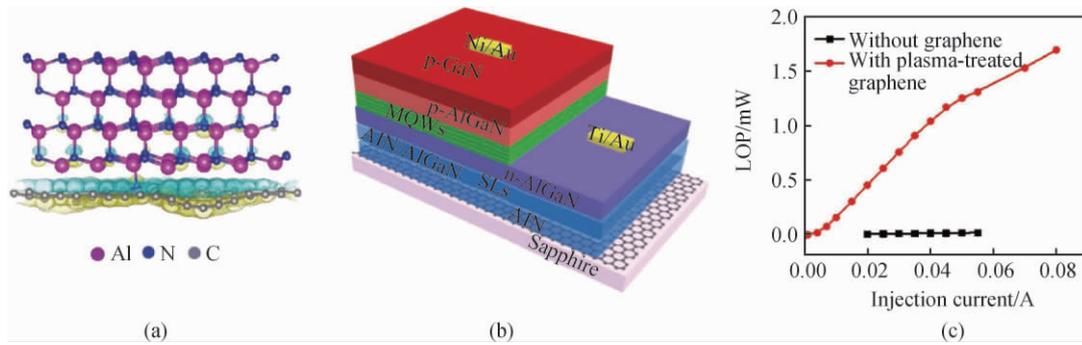


图 13 (a) 石墨烯和 AlN 之间的原子结构模型和电子密度的等值面; (b) 石墨烯上 DUV-LED 结构的示意图; (c) 有无石墨烯层 DUV-LED 的光输出功率与注入电流的关系^[94]

Fig. 13 (a) Atomic model structures and isosurfaces of electron density between graphene and AlN; (b) schematic illustration of the DUV-LED structure fabricated on graphene; (c) light output power of the as-fabricated DUV-LED with and without graphene interlayer as a function of injection current^[94]

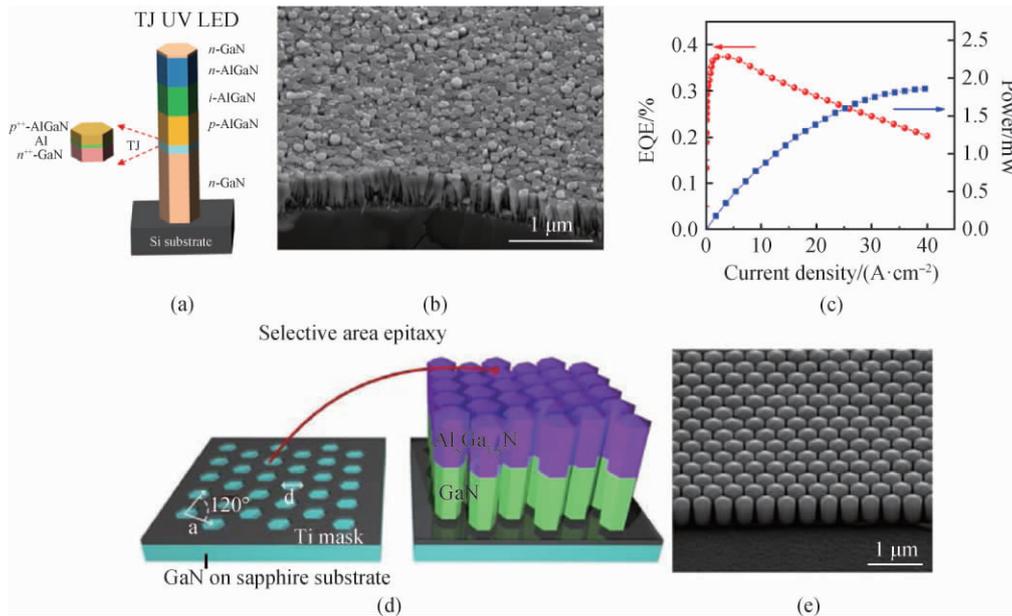


图 14 (a) Al 隧道结 AlGaIn UV-LED 的示意图; (b) UV-LED 结构中 AlGaIn 纳米线的 SEM 照片; (c) Al 隧道结 AlGaIn UV-LED 的 EQE 和 LOP^[97]; (d) 图案化衬底上 GaN / Al_xGa_{1-x}N 纳米线的选区外延示意图; (e) 通过选区外延生长的 GaN/Al_xGa_{1-x}N 纳米线阵列 SEM 照片^[98]

Fig. 14 (a) Schematic diagram of Al tunnel junction AlGaIn UV-LED; (b) SEM image of nanowires in an AlGaIn UV-LED structure; (c) EQE and LOP of Al tunnel junction AlGaIn UV-LED^[97]; (d) schematic of the selective area epitaxy of GaN/Al_xGa_{1-x}N nanowires on the patterned substrate; (e) SEM image of GaN/Al_xGa_{1-x}N nanowire arrays grown by selective area epitaxy^[98]

与体 AlGaIn 材料不同,一维结构 AlGaIn 材料(纳米线/纳米柱)具有独特的光学和电学特性,如对光子以及载流子有更强的限制效应。此外,纳米结构的 AlGaIn 具有较大的比表面积,有利于释放 AlGaIn 与衬底之间晶格失配引起的应变,从而提高晶体质量。而且,纳米结构的 AlGaIn 具有较高的 p 型掺杂浓度以及柔性应用的可能性^[96]。Sadaf 等^[97]报道通过分子束外延(MBE)生长获得了高质量 AlGaIn 核-壳隧道结纳米线结构 UVC-LED,分别通过隧道结和 AlGaIn 钝化壳实现了更高的空穴注入效率和电荷限制(见图 14(a),(b))。相应的 UV-LED(275 nm)的 LOP > 8 mW,最大 EQE 为 0.4%(见图 14(c))。为了获得位置和尺寸可控的 AlGaIn 纳米线阵列,Liu 等^[98]在 Ti 掩模的 c 面蓝宝石/GaN 衬底上选区外延生长 AlGaIn 纳米线(见图 14(d))。图 14(e)中的 SEM 照片显示轮廓分明的六边形结构 AlGaIn 纳米线被成功制备,其间距和大小可控。基于此 AlGaIn 纳米线,制备了波长在 279 nm 处的 UVC-LED,该器件具有 4.4 V 的低开启电压和 0.93 W/cm² 的 LOP。由于沿 AlGaIn 纳米线的生长方向直径较小,因此可以实现非极性侧壁,从而消除 c 平面 AlGaIn 中的强极化场的影响,提高器件性能。最近,Ra 等^[99]报告了非极性 AlGaIn 核-壳结构纳米线 UV-LED,其 EQE 的超过 3%。

4 AlGaIn 日盲紫外探测器

日盲紫外探测器在火焰监测、导弹预警、生物成像、非视距通信等领域具有巨大的应用潜力^[2,100-103]。图 15 列举了日盲紫外线探测器的一些典型应用。AlGaIn 材料具有超宽带隙且在日盲波段具有很强的吸收系数,因此被认为是实现高效日盲紫外探测的最有希望的材料之一。由于 AlGaIn 三元合金材料是可制备的,因此可以制造基于 AlGaIn 薄膜材料甚至是纳米结构的不同类型探测器。如图 16 所示,使用最广泛的 AlGaIn 日盲紫外探测器的结构包括光电导型结构,肖特基型的金属-半导体-金属结构(MSM),肖特基二极管, PIN 和 PININ 型二极管, NIPIN 双极晶体管, HEMT 结构和三极光电晶体管^[104-111]。

不同的结构具有不同的性能特征。通常直接在半导体上形成两个欧姆接触的光电导型探测器具有非常高的光学增益,这归因于表面状态作用或缺陷导致的较长载流子寿命^[112-113]。然而更长的载流子寿命会导致器件响应速度变慢,因此阻碍了该种类型器件的广泛应用。AlGaIn 日盲紫外光电导探测器的响应时间范围一般从几百微秒到毫秒级,这意味着它们只能在某些低速检测系统中使用^[104,114]。肖特基型 MSM 探测器也可以通过在半导体上直接沉积电极制备,不同的是其电极与半导体之间形成的是肖特基接触。由于肖特基势垒可以有效地抑制暗电流,因此与光电导型探测器相比,肖特基型 MSM 探测器可以实现更好的信噪比^[115-116]。同样,肖特基型 MSM 探测器也面临响应速度低的问题。另外,AlGaIn 异质结构界面处形成具有超高载流子迁移率的二维电子气(2DEG)可以被应用于提高探测器的性能^[110,117-118]。如图 17(a)所示是一组典型的 AlGaIn 日盲紫外探测器的器件结构,存在极化(S_A)和不存在极化(S_B)的紫外探测器在不同偏压下的光谱响应如图 17(b)所示^[118]。研究发现,存在极化效应的紫外探测器的性能要优于无极化的紫外探测器。具有极化结构的紫外探测器性能提高的机理可以总结如下:首先,AlGaIn 中的异质结构可以增强材料层中的极化场,从而延长光生载流子的寿命(τ);其次,光生载流子在高迁移率的 2DEG 通道中传输,缩短了载流子传输时间(t)。因此可以提高光学增益(G)($G \propto \tau/t$)。基于 HEMT 结构,研究人员制备了三极光电晶体管^[111,119-120]。通过调节栅极电压,可以有效地控制极化场和 2DEG 浓度。因此,通过附加的栅极电压可以进一步提高探测器性能。可以看出,无论是 HEMT 检测器还是三极光电晶体管,都可以通过延长载流子寿命来提高光学增益,但与光电导型探测器类似,器件的响应

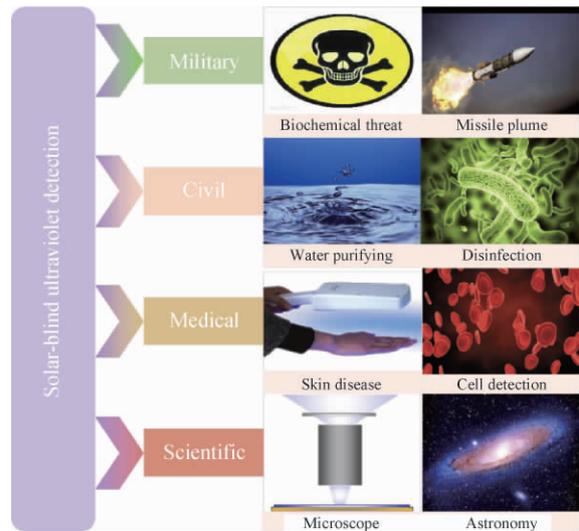


图 15 日盲紫外探测器的应用

Fig. 15 Some applications of the solar-blind ultraviolet detectors

速度通常会变慢。因此,所提到的这些结构更适合于低速探测系统。

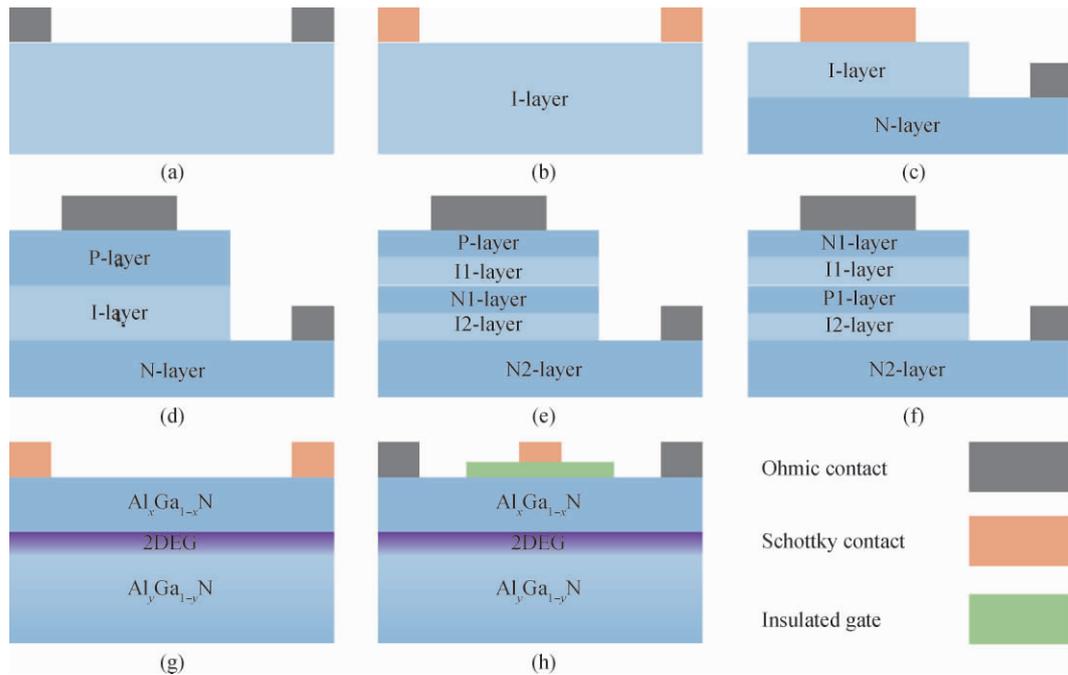


图 16 (a) 光电导探测器, (b) 肖特基型 MSM 探测器, (c) 肖特基光电二极管, (d) PIN 二极管, (e) PININ 二极管, (f) 双极型光电晶体管, (g) HEMT 结构探测器, (h) 三极光电晶体管的结构示意图

Fig. 16 Schematic structure diagrams of (a) photoconductor, (b) Schottky-type MSM detector, (c) Schottky photodiode, (d) PIN diode, (e) PININ diode, (f) bipolar phototransistor, (g) HEMT structure detector and (h) tripolar phototransistor

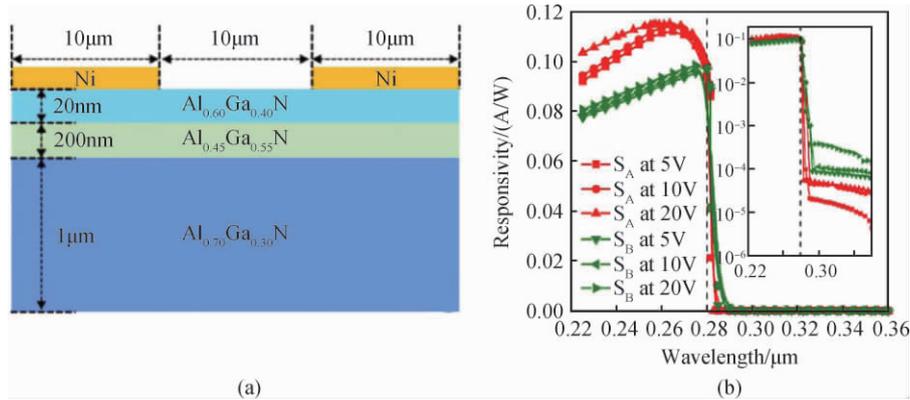


图 17 (a) 极化增强型 AlGa_xN 日盲紫外探测器的结构图; (b) 有极化 (S_A) 和没有极化 (S_B) 的紫外探测器在不同偏压下的光谱响应(插图为对数刻度) [118]

Fig. 17 (a) A structure diagram of polarization-enhanced AlGa_xN solar-blind ultraviolet detector; (b) spectral responses under different biases for the ultraviolet detectors with polarization (S_A) and without polarization (S_B) (semilog scale in the inset) [118]

除了响应速度低的问题外,光电导型探测器、肖特基型 MSM 探测器、HEMT 探测器和三极光电晶体管通常是水平传输结构,这限制了高像素焦平面阵列的制造。为了克服上述问题,便需要制备垂直结构器件。肖特基二极管和 PIN 二极管是使用最广泛的垂直传输结构器件,适用于焦平面阵列的制造。另外,由于载流子漂移长度短,肖特基二极管和 PIN 二极管通常可以表现出较快的响应速度。与此同时,由于其内部存在较强的内建电场,它们可以在零偏压下自我驱动。但是这些结构也存在相应的问题, (1) 垂直结构需要位错密度非常低的高质量材料,否则器件的漏电流将很大; (2) PIN 结构需要高效 p 型掺杂,这对 AlGa_xN 合金材料尤其是日盲 AlGa_xN 结构来说是极具挑战性的 [2]; (3) 它们通常在零偏压或低电压下没有光学增益,从而导致其

响应度相对较低。尽管通过使用高质量的 AlN/蓝宝石模板方法降低 AlGaIn 材料中穿透位错密度、使用 p-GaN 接触层代替 p-AlGaIn 接触层的方法,使探测器在偏压下外量子效率提高到了 80% 左右, -5 V 偏压下器件外量子效率提高至 89%,但器件的响应度仅为 176 mA/W,并且由于 p-GaN 层的存在降低了器件的日盲与可见盲的抑制比^[30]。垂直传输结构中在低偏压下实现高光学增益似乎没有解决方案。但实际上,双极型光电晶体管可以在某种程度上解决该问题^[109,121-122]。由于存在基极层,光生电子将被集电极收集,而由于基极层和发射极之间的势垒,空穴将被捕获在基极层中。为了保持电中性,更多电子将会被从发射极中注入,从而获得高光学增益。可以看出,双极型光电晶体管增益的来源与光电导型器件相似,这表明它也将面临与光电导型探测器相同的问题,即双极型光电晶体管具有相对较慢的响应速度。

检测微弱的光信号甚至单个光子是光电探测器中追求高内部增益的原始驱动力。为了实现高增益并保持快速响应速度,另一个重要的增益机制——碰撞电离被广泛研究。这种增益机制依赖于高电场下的载流子碰撞电离,从而产生雪崩效应。基于雪崩效应的高增益光电二极管称为雪崩光电二极管(APD)。AlGaIn 基日盲紫外 APD 通常是垂直传输结构。基于 AlGaIn 材料的肖特基和 PIN 结构都曾用于制备日盲 APD^[106,123-125]。然而,薄的光吸收层和短的载流子撞击电离区阻碍了电流增益的提高。而且,光吸收和载流子电离发生在同一区域,这产生双极载流子倍增,从而导致相对较高的噪声。分离的吸收和倍增区域 APD (SAM-APD) 可以有效地解决这一难题。SAM-APD 通常在背照时采用 PININ 的结构,而在正照时采用 PIPIN 的结构。在这种结构中,低场层(PININ 结构中的 NIN 区域和 PIPIN 结构中的 PIP 区域)通常是主要吸收区域。当光子被吸收层吸收时,产生光生载流子,电子和空穴被吸收层中的电场向相反的方向驱动。因此,只有一种载流子(PININ 中的电子和 PIPIN 中的空穴)漂移到倍增区域并引发碰撞电离。SAM-APD 可以实现高增益和低噪声^[126-131]。最近,有报道称 PIN 结构的 AlN/GaN 多量子阱有源区也可以抑制空穴电离,从而获得高增益和低噪声^[132]。另一方面,由于近年来 AlN 衬底质量的提高,可以生长高质量的日盲 AlGaIn 材料,使得 AlGaIn 基日盲紫外线 APD 的增益取得了很大的提高^[133]。图 18 展示了 AlGaIn 基日盲紫外 APD 的雪崩增益研究进展。随着 AlN 基底或 AlN/蓝宝石模板质量的提高,以及高 Al 组分 AlGaIn 材料的 p 型掺杂效率的提高,未来 AlGaIn 基日盲紫外 APD 的性能将进一步提高。

如上所述,高 Al 组分 AlGaIn 的材料质量和 p 型掺杂效率阻碍了 AlGaIn 基日盲紫外探测器的发展。为了克服瓶颈问题,除了不断优化材料生长和掺杂方法外,还采用了一些其他方法,例如表面等离子体共振增强 (SPR) 效应^[134-135],采用非对称电极和纳米结构来改善 AlGaIn 基日盲紫外探测器性能等。如图 19(a) 和 (b) 所示,使用 Al 纳米颗粒修饰 AlGaIn 表面可以有效提高器件的响应度^[4]。如图 19(c) 和 (d) 所示的 Al 纳米颗粒增强的 AlGaIn 基肖特基型 MSM 日盲紫外探测器,其在 20 V、269 nm 处的峰值响应度为 2.34 A/W^[136]。Li 等^[137]通过开尔文探针力显微镜直接观察到了局部等离子体场的增强,并在实验上证实了表面等离子体的有效性。最近,该课题组报道了通过 MOCVD 原位制备 Al 表面等离子体纳米粒子的方法,该方法可用于 AlGaIn 基日盲探测器并增强 AlGaIn 基近紫外探测器的性能^[138]。如图 19(e) 和 (f) 所示为采用非对称电极制备的自驱动肖特基型 MSM 日盲紫外探测器,此方法可避免 p 型掺杂问题,然而其在零偏压下 EQE 仅为约 24%,无法满足实际的应用需求^[139]。除此之外,研究人员还尝试将 AlN/GaN 纳米线盘用于制备日盲紫外探测器,丰富了 AlGaIn 日盲紫外探测器的制造方法^[140]。

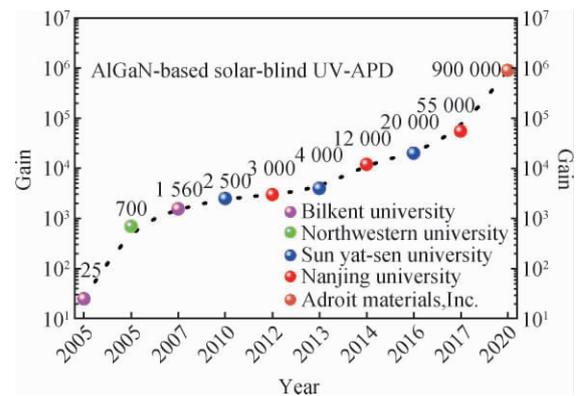


图 18 AlGaIn 基日盲紫外 APD 的雪崩增益发展情况
Fig. 18 Avalanche gain advancement of the AlGaIn-based solar-blind ultraviolet APD

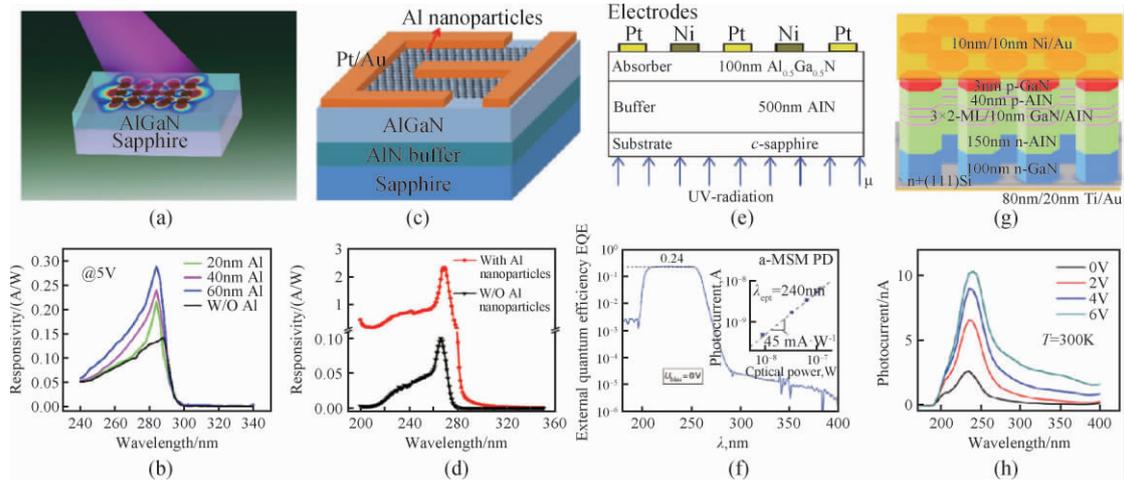


图 19 (a) ,(c) Al 纳米颗粒增强的 AlGaIn 肖特基型 MSM 日盲紫外探测器结构,(e) 不对称电极的肖特基型 MSM 日盲紫外探测器和(g) AlN/GaN 纳米线盘阵列光电二极管。(b) ,(d) ,(f) 和(h) 分别是(a) ,(c) ,(e) 和 (g) 中探测器的光谱响应^[4,136,139-140]

Fig. 19 Schematic diagrams of (a) ,(c) Al nanoparticles enhanced AlGaIn Schottky-type MSM solar-blind ultraviolet detector, (e) asymmetric electrodes Schottky-type MSM solar-blind ultraviolet detector and (g) AlN/GaN disk-in-nanowire array photodiode. (b) ,(d) ,(f) and (h) are the spectral response for the detectors in (a) ,(c) ,(e) and (g) , respectively^[4,136,139-140]

5 结 语

由于研究人员的努力付出,AlGaIn 基材料的结晶质量在过去的几十年中得到大幅度提升,使 AlGaIn 基半导体材料满足了基本的光电器件制备需求,如 LED、光探测器等。然而,在未来的研究中仍存在巨大的挑战,AlGaIn 基器件的性能有待于进一步提升。尽管在异质衬底上外延生长的 AlGaIn 基材料满足了部分应用的需求,然而还存在进一步提升的空间。在位错密度基本得到有效抑制后,相关点缺陷的研究也即将成为下一阶段的研究重点。与此同时,大尺寸、低成本的 AlN 体材料同质衬底的获得仍是目前亟待解决的难题之一,是制约 AlGaIn 基材料结晶质量进一步提升的关键因素。现阶段 AlGaIn 材料的 p 型掺杂水平也急需提高,尽管已经有报道实现了高 Al 组分 AlGaIn 的空穴载流子浓度达到 10^{18} cm^{-3} 量级的 p 型掺杂,然而目前还没有大规模的关于 AlGaIn 高效、稳定的 p 型掺杂报道。而对于光电器件制备而言,除了需进一步提高材料质量以及 p 型掺杂效率外,器件结构的优化设计亦是重中之重,比如如何通过器件结构设计获得更高的内量子效率、光提取效率以及电流注入效率等。目前相关的发展趋势主要集中在降低器件尺寸、引入二维材料、创新能带工程设计以及调节材料表面界面状态等方面。

参 考 文 献

- [1] Mei Y, Weng G E, Zhang B P, et al. Quantum dot vertical-cavity surface-emitting lasers covering the ‘green gap’ [J]. Light Science & Applications, 2016, 6(1) : e16199.
- [2] Dabing L, Ke J, Xiaojuan S, et al. AlGaIn photonics: recent advances in materials and ultraviolet devices [J]. Advances in Optics & Photonics, 2018, 10(1) : 43-110.
- [3] Yi S, Kun Z, Meixin F, et al. Room-temperature continuous-wave electrically pumped InGaIn/GaN quantum well blue laser diode directly grown on Si [J]. Light Science & Applications, 2018, 7(1) : 13
- [4] Bao G, Li D, Sun X, et al. Enhanced spectral response of an AlGaIn-based solar-blind ultraviolet photodetector with Al nanoparticles [J]. Optics Express, 2014, 22(20) : 24286.
- [5] Zhao Y, Donaldson W R. Ultrafast UV AlGaIn metal-semiconductor-metal photodetector with a response time below 25 ps [J]. IEEE Journal of Quantum Electronics, 2020, PP(99) : 1-1.
- [6] Liu X, Gu H, Li K, et al. AlGaIn/GaN high electron mobility transistors with a low sub-threshold swing on free-standing GaN wafer [J]. Aip

- Advances, 2017, 7(9):095305.
- [7] Chen D, Liu Z, Liang J, et al. A sandwich-structured AlGaN/GaN HEMT with broad transconductance and high breakdown voltage [J]. Journal of Materials Chemistry C, 2019, 7(3).
- [8] Wang J, Gu Z, Liu X, et al. An electronic enzyme-linked immunosorbent assay platform for protein analysis based on magnetic beads and AlGaN/GaN high electron mobility transistors [J]. Analyst, 2020, 145.
- [9] Growden T A, Zhang W, Brown E R, et al. Near-UV electroluminescence in unipolar-doped, bipolar-tunneling GaN/AlN heterostructures [J]. Light Science & Applications, 2018, 7(2):17150.
- [10] Wang Y, Li Z Y, Hao Y, et al. Evaluation by simulation of AlGaN/GaN schottky barrier diode (SBD) with anode-via vertical field plate structure [J]. IEEE Transactions on Electron Devices, 2018, 65(6): 2552-2557.
- [11] Kornitzer K, Limmer W, Thonke K, et al. AlN on sapphire and on SiC: CL and Raman study [J]. Journal of Crystal Growth, 1999, 201(5): 441-443.
- [12] Vispute R D, Narayan J, Budai J D. High quality optoelectronic grade epitaxial AlN films on α -Al₂O₃, Si and 6H-SiC by pulsed laser deposition [J]. Thin Solid Films, 1997, 299(1):94-103.
- [13] Sakurai Y, Ueno K, Kobayashi A, et al. Growth of Si-doped AlN on sapphire (0001) via pulsed sputtering [J]. Apl Materials, 2018, 6(11): 111103.
- [14] Raghavan S, Redwing J M. Intrinsic stresses in AlN layers grown by metal organic chemical vapor deposition on (0001) sapphire and (111) Si substrates [J]. Journal of Applied Physics, 2004, 96(5): 2995-3003.
- [15] Chen Y, Song H, Li D, et al. Influence of the growth temperature of AlN nucleation layer on AlN template grown by high-temperature MOCVD [J]. Materials Letters, 2014, 114: 26-28.
- [16] Walle V D, Chris G. Effects of impurities on the lattice parameters of GaN [J]. Physical Review B, 2003, 68(16):165209.
- [17] Li J B, Liang J K, Rao G H, et al. Thermodynamic analysis of Mg-doped p-type GaN semiconductor [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 422(1-2):282.
- [18] Hasan M S, Mehedi I M, Reza S M F, et al. Analytical investigation of activation energy for Mg-doped p-AlGaN [J]. Optical and Quantum Electronics, 2020, 52(7):348.
- [19] Abid I, Kabouche R, Bougerol C, et al. High lateral breakdown voltage in thin channel AlGaN/GaN high electron mobility transistors on AlN/Sapphire templates [J]. Micromachines, 2019, 10(10):690.
- [20] Susilo N, Hagedorn S, Jaeger D, et al. AlGaN-based deep UV LEDs grown on sputtered and high temperature annealed AlN/sapphire [J]. Applied Physics Letters, 2018, 112(4):041110.
- [21] Sumiya M, Kindole D, Fukuda K, et al. Growth of AlGaN/InGaN/GaN heterostructure on AlN template/sapphire [J]. Phys Status Solidi B, 2020, 257: 1900524.
- [22] Sun X, Li D, Chen Y, et al. In situ observation of two-step growth of AlN on sapphire using high-temperature metal-organic chemical vapour deposition [J]. CrystEngComm, 2013, 15(30):6066-6073.
- [23] Okada N, Kato N, Sato S, et al. Growth of high-quality and crack free AlN layers on sapphire substrate by multi-growth mode modification [J]. Journal of Crystal Growth, 2007, 298: 349-353.
- [24] Peng M Z, Guo L W, Zhang J, et al. Effect of growth temperature of initial AlN buffer on the structural and optical properties of Al-rich AlGaN [J]. Journal of Crystal Growth, 2007, 307(2): 289-293.
- [25] Ozeki M, Mochizuki K, Ohtsuka N, et al. New approach to the atomic layer epitaxy of GaAs using a fast gas stream [J]. Applied Physics Letters, 1988, 53(16): 1509-1511.
- [26] Khan M A, Kuznia J N, Skogman R A, et al. Low pressure metalorganic chemical vapor deposition of AlN over sapphire substrates [J]. Applied Physics Letters, 1992, 61(21): 2539-2541.
- [27] Khan M A, Adivarahan V, Zhang J P, et al. Stripe geometry ultraviolet light emitting diodes at 305 nanometers using quaternary AlInGaN multiple quantum wells [J]. Japanese Journal of Applied Physics, 2001, 40(12A): L1308.
- [28] Sang L, Qin Z, Fang H, et al. AlGaN-based deep-ultraviolet light emitting diodes fabricated on AlN/sapphire template [J]. Chinese Physics Letters, 2009, 26(11):117801.
- [29] Sang L W, Qin Z X, Fang H, et al. Reduction in threading dislocation densities in AlN epilayer by introducing a pulsed atomic-layer epitaxial buffer layer [J]. Applied Physics Letters, 2008, 93(12): 122104.
- [30] Cicek E, McClintock R, Cho C Y, et al. Al_xGa_{1-x}N-based back-illuminated solar-blind photodetectors with external quantum efficiency of 89% [J]. Applied Physics Letters, 2013, 103(19): 191108.
- [31] Abd Rahman M N, Shuhaimi A, Yusuf Y, et al. Standard pressure deposition of crack-free AlN buffer layer grown on c-plane sapphire by PALE technique via MOCVD [J]. Superlattices and microstructures, 2018, 120(AUG.): 319-326.
- [32] Demir I, Li H, Robin Y, et al. Sandwich method to grow high quality AlN by MOCVD [J]. Journal of Physics D Applied Physics, 2018, 51,

085104.

- [33] Hirayama H, Yatabe T, Noguchi N, et al. 231-261 nm AlGa_N deep-ultraviolet light-emitting diodes fabricated on AlN multilayer buffers grown by ammonia pulse-flow method on sapphire [J]. *Applied Physics Letters*, 2007, 91(7): 71901.
- [34] Hirayama H, Noguchi N, Yatabe T, et al. 227 nm AlGa_N light-emitting diode with 0.15 mW output power realized using a thin quantum well and AlN buffer with reduced threading dislocation density [J]. *Applied Physics Express*, 2008, 1(5): 051101.
- [35] Hirayama H, Fujikawa S, Noguchi N, et al. 222-282 nm AlGa_N and InAlGa_N-based deep-UV LEDs fabricated on high-quality AlN on sapphire [J]. *Physica Status Solidi (a)*, 2009, 206(6): 1176-1182.
- [36] Hirayama H, Noguchi N, Kamata N. 222 nm deep-ultraviolet AlGa_N quantum well light-emitting diode with vertical emission properties [J]. *Applied Physics Express*, 2010, 3(3): 032102.
- [37] Banal R G, Funato M, Kawakami Y. Initial nucleation of AlN grown directly on sapphire substrates by metal-organic vapor phase epitaxy [J]. *Applied Physics Letters*, 2008, 92: 241905.
- [38] Banal R G, Funato M, Kawakami Y. Characteristics of high Al-content AlGa_N/AlN quantum wells fabricated by modified migration enhanced epitaxy [J]. *Physica Status Solidi (c)*, 2010, 7: 2111-2114.
- [39] Han J, Waldrip K E, Lee S R, et al. Control and elimination of cracking of AlGa_N using low-temperature AlGa_N interlayers [J]. *Applied Physics Letters*, 2001, 78(1): 67-69.
- [40] Fan R, Zhi-Biao H, Chen Z, et al. High quality AlN with a thin interlayer grown on a sapphire substrate by plasma-assisted molecular beam epitaxy [J]. *Chinese Physics Letters*, 2010, 27(6): 068101.
- [41] Li D B, Aoki M, Miyake H, et al. Improved surface morphology of flow-modulated MOVPE grown AlN on sapphire using thin medium-temperature AlN buffer layer [J]. *Applied Surface Science*, 2007, 253(24): 9395-9399.
- [42] Chen S, Li Y, Ding Y, et al. Defect reduction in AlN epilayers grown by MOCVD via intermediate-temperature interlayers [J]. *Journal of Electronic Materials*, 2015, 44(1): 217-221.
- [43] Yan J, Wang J, Zhang Y, et al. AlGa_N-based deep-ultraviolet light-emitting diodes grown on High-quality AlN template using MOVPE [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2015, 414: 254-257.
- [44] Kim J, Pyeon J, Jeon M, et al. Growth and characterization of high quality AlN using combined structure of low temperature buffer and superlattices for applications in the deep ultraviolet [J]. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2015, 54(8): 081001.
- [45] Funato M, Shibaoka M, Kawakami Y. Heteroepitaxy mechanisms of AlN on nitrated *c*- and *a*-plane sapphire substrates [J]. *Journal of Applied Physics*, 2017, 121(8): 085304.
- [46] Sun H, Wu F, Park Y J, et al. Influence of TMAI preflow on AlN epitaxy on sapphire [J]. *Applied Physics Letters*, 2017, 110(19): 192106.
- [47] Zhang L, Xu F, Wang J, et al. High-quality AlN epitaxy on nano-patterned sapphire substrates prepared by nano-imprint lithography [J]. *Scientific Reports*, 2016, 6: 35934.
- [48] Dong P, Yan J, Wang J, et al. 282-nm AlGa_N-based deep ultraviolet light-emitting diodes with improved performance on nano-patterned sapphire substrates [J]. *Applied Physics Letters*, 2013, 102(24): 241113.
- [49] Xu F, Zhang L, Xie N, et al. Realization of low dislocation density AlN on small-coalescence-area nano-patterned sapphire substrate [J]. *CrystEngComm*, 2019, 21: 2490.
- [50] Miyake H, Nishio G, Suzuki S, et al. Annealing of an AlN buffer layer in N₂-CO for growth of a high-quality AlN film on sapphire [J]. *Appl. Phys. Express*, 2016, 9: 025501.
- [51] Ben J, Sun X, Jia Y, et al. Defects evolution in AlN templates on PVD-AlN/sapphire substrates by thermal annealing [J]. *CrystEngComm*, 2018, 20: 4623.
- [52] Ben J, Shi Z, Zang H, et al. The formation mechanism of voids in physical vapor deposited AlN epilayer during high temperature annealing [J]. *Applied Physics Letters*, 2020, 116(25): 251601.
- [53] Jiang K, Sun X, Ben J, et al. The defect evolution in homoepitaxial AlN layers grown by high-temperature metal-organic chemical vapor deposition [J]. *CrystEngComm*, 2018, 20: 2720-2728.
- [54] Qing Paduano, Michael Snure, Gene Siegel, et al. Growth and characteristics of AlGa_N/Ga_N heterostructures on sp²-bonded BN by metal-organic chemical vapor deposition [J]. *Journal of Materials Research*, 2016, 31: 15.
- [55] Qi Y, Wang Y, Pang Z, et al. Fast growth of strain-free AlN on graphene-buffered sapphire [J]. *Journal of the American Chemical Society*, 2018, 140(38): 11935-11941.
- [56] Jin J, Ko K B, Ryu B D, et al. Hexagonal boron nitride pattern embedded in AlN template layer for visible-blind ultraviolet photodetectors [J]. *Optical Materials Express*, 2017, 7(5): 1463-1472.
- [57] Chen Y, Jia Y, Shi Z, et al. Van der Waals epitaxy: a new way for growth of III-nitrides [J]. *Science China-technological Sciences*, 2020, 63(3): 528-530.
- [58] Borisenko D P, Gusev A, Kargin N I, et al. Plasma assisted-MBE of Ga_N and AlN on graphene buffer layers [J]. *Japanese Journal of Applied*

- Physics, 2019, 58(SC): SC1046.
- [59] Chen Y, Zang H, Jiang K, et al. Improved nucleation of AlN on in situ nitrogen doped graphene for GaN quasi-van der Waals epitaxy [J]. Applied Physics Letters, 2020, 117(5): 051601.
- [60] Shi Z M, Sun X J, Jia Y P, et al. Construction of van der Waals substrates for largely mismatched heteroepitaxy systems using first principles [J]. Science China Physics, Mechanics & Astronomy volume, 2019, 62(12): 127311.
- [61] Kamiyama S, Iwaya M, Hayashi N, et al. Low-temperature-deposited AlGa_xN interlayer for improvement of AlGa_xN/GaN heterostructure [J]. Journal of Crystal Growth, 2001, 223(1): 83-91.
- [62] Jiang K, Sun X, Ben J, et al. Suppressing the compositional non-uniformity of AlGa_xN grown on a HVPE-AlN template with large macro-steps [J]. CrystEngComm, 2019, 21(33): 4864-4873.
- [63] Luong T T, Tran B T, Ho Y T, et al. Performance improvements of AlGa_xN/GaN HEMTs by strain modification and unintentional carbon incorporation [J]. Electronic Materials Letters, 2015, 11(2): 217-224.
- [64] Knauer A, Zeimer U, Kueller V, et al. MOVPE growth of Al_xGa_{1-x}N with $x \sim 0.5$ on epitaxial laterally overgrown AlN/sapphire templates for UV-LEDs [J]. Physica Status Solidi (c), 2014, 11(3-4): 377-380.
- [65] Hakamata J, Kawase Y, Dong L, et al. Growth of high-quality AlN and AlGa_xN films on sputtered AlN/sapphire templates via high-temperature annealing [J]. Physica Status Solidi (b), 2018: 1700506.
- [66] Kim M, Fujita T, Fukahori S, et al. AlGa_xN-based deep ultraviolet light-emitting diodes fabricated on patterned sapphire substrates [J]. Applied Physics Express, 2011, 4(9): 092102.
- [67] Kueller V, Knauer A, Brunner F, et al. Growth of AlGa_xN and AlN on patterned AlN/sapphire templates [J]. Journal of Crystal Growth, 2011, 315(1): 200-203.
- [68] Wang H M, Zhang J P, Chen C Q, et al. AlN/AlGa_xN superlattices as dislocation filter for low-threading-dislocation thick AlGa_xN layers on sapphire [J]. Applied Physics Letters, 2002, 81(4): 604-606.
- [69] Fujioka A, Misaki T, Murayama T, et al. Improvement in output power of 280-nm deep ultraviolet light-emitting diode by using AlGa_xN multi quantum wells [J]. Applied Physics Express, 2010, 3(4): 041001.
- [70] Wang S, Zhang X, Zhu M, et al. Crack-free Si-doped n-AlGa_xN film grown on sapphire substrate with high-temperature AlN interlayer [J]. Optik-International Journal for Light and Electron Optics, 2015, 126(23): 3698-3702.
- [71] Zhang J P, Wang H M, Gaevski M E, et al. Crack-free thick AlGa_xN grown on sapphire using AlN/AlGa_xN superlattices for strain management [J]. Applied Physics Letters, 2002, 80(19): 3542.
- [72] Katsuno T, Liu Y, Li D, et al. n-type conductivity control of AlGa_xN with high Al mole fraction [J]. Physica Status Solidi (c), 2006, 3(6): 1435-1438.
- [73] Cantu P, Keller S, Mishra U K, et al. Metalorganic chemical vapor deposition of highly conductive Al_{0.65}Ga_{0.35}N films [J]. Applied Physics Letters, 2003, 82(21): 3683-3685.
- [74] Kim K H, Li J, Jin S X, et al. III-nitride ultraviolet light-emitting diodes with delta doping [J]. Applied Physics Letters, 2003, 83(3): 566-568.
- [75] Zhu S, Yan J, Zhang Y, et al. The effect of delta-doping on Si-doped Al rich n-AlGa_xN on AlN template grown by MOCVD [J]. Physica Status Solidi (c), 2014, 11(3-4): 466-468.
- [76] Cho H K, Lee J Y, Jeon S R, et al. Influence of Mg doping on structural defects in AlGa_xN layers grown by metalorganic chemical vapor deposition [J]. Applied Physics Letters, 2001, 79.
- [77] Fan A, Zhang X, Chen S, et al. Effects of V/III ratio and Cp₂Mg flow rate on characteristics of non-polar a-plane Mg-delta-doped p-AlGa_xN epi-layer [J]. Superlattices and Microstructures, 2020, 145: 106632.
- [78] Chen Y, Wu H, Han E, et al. High hole concentration in p-type AlGa_xN by indium-surfactant-assisted Mg-delta doping [J]. Applied Physics Letters, 2015, 106(16): 162102.
- [79] Aoyagi Y, Takeuchi M, Iwai S, et al. High hole carrier concentration realized by alternative co-doping technique in metal organic chemical vapor deposition [J]. Applied Physics Letters, 2011, 99(11): 215-25.
- [80] Waldron E L, Graff J W, Schubert E F. Improved mobilities and resistivities in modulation-doped p-type AlGa_xN/GaN superlattices [J]. Applied Physics Letters, 2001, 79(17): 2737-2739.
- [81] Zheng T C, Lin W, Liu R, et al. Improved p-type conductivity in Al-rich AlGa_xN using multidimensional Mg-doped superlattices [J]. Scientific Reports, 2016, 6: 21897.
- [82] Simon J, Protasenko V, Lian C, et al. Polarization-induced hole doping in wide-band-gap uniaxial semiconductor heterostructures [J]. Science, 2010, 327(5961): 60-64.
- [83] Akasaki I and Amanor H. Conductivity control of AlGa_xN fabrication of AlGa_xN/GaN multi-heterostructure and their application to UV/blue light emitting devices [J]. Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 1992, 242: 383-394.

- [84] Han J, Crawford M H, Shul R J, et al. AlGa_N/Ga_N quantum well ultraviolet light emitting diodes [J]. *Applied Physics Letters*, 1998, 73 (12): 1688-1690.
- [85] Kueller V, Knauer A, Brunner F, et al. Growth of AlGa_N and Al_N on patterned Al_N/sapphire templates [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2011, 315(1): 200-203.
- [86] Manley P, Walde S, Hagedorn S, et al. Nanopatterned sapphire substrates in deep-UV LEDs: is there an optical benefit? [J]. *Opt Express*, 2020, 28(3): 3619-3635.
- [87] Hagedorn S, Walde S, Susilo N, et al. Improving Al_N crystal quality and strain management on nanopatterned sapphire substrates by high-temperature annealing for UVC light-emitting diodes [J]. *Phys Status Solidi A*, 2020, 217(7): 1900796.
- [88] Takano T, Mino T, Sakai J, et al. Deep-ultraviolet light-emitting diodes with external quantum efficiency higher than 20% at 275 nm achieved by improving light-extraction efficiency [J]. *Appl Phys Express*, 2017, 10(3): 031002.
- [89] Munshi A M, Kim D C, Heimdal C P, et al. Selective area growth of AlGa_N nanopillar arrays on graphene by metal-organic vapor phase epitaxy [J]. *Applied Physics Letters*, 2018, 113(26): 263102.
- [90] Tchoe Y, Chung K, Lee K, et al. Free-standing and ultrathin inorganic light-emitting diode array [J]. *NPG Asia Mater*, 2019, 11: 37.
- [91] Ke W C, Liang Z Y, Tesfay S T, et al. Epitaxial growth and characterization of Ga_N thin films on graphene/sapphire substrate by embedding a hybrid-Al_N buffer layer [J]. *Appl Surf Sci*, 2019, 494: 644-650.
- [92] Chung K, Yoo H, Hyun J K, et al. Flexible Ga_N light-emitting diodes using Ga_N microdisks epitaxially laterally overgrown on graphene dots [J]. *Adv Mater*, 2016, 28(35): 7688-7694.
- [93] Chung K, Lee C H, Yi G C, et al. Transferable Ga_N layers grown on ZnO-coated graphene layers for optoelectronic devices [J]. *Science*, 2010, 330(6004): 655-657.
- [94] Chen Z L, Liu Z Q, Wei T B, et al. Improved epitaxy of Al_N film for deep-ultraviolet light-emitting diodes enabled by graphene [J]. *Adv Mater*, 2019, 31(23): 1807345.
- [95] Hoias I M, Liudi M A, Vullum P E, et al. Ga_N/AlGa_N nanocolumn ultraviolet light-emitting diode using double-layer graphene as substrate and transparent electrode [J]. *Nano Lett*, 2019, 19(3): 1649-1658.
- [96] Zhao S R, Lu J Y, Hai X, et al. AlGa_N nanowires for ultraviolet light-emitting: recent progress, challenges, and prospects [J]. *Micromachines*, 2020, 11(2): 125.
- [97] Sadaf S M, Zhao S, Wu Y, et al. An AlGa_N core-shell tunnel junction nanowire light-emitting diode operating in the ultraviolet-C band [J]. *Nano Lett*, 2017, 17(2): 1212-1218.
- [98] Liu X, Le B H, Woo S Y, et al. Selective area epitaxy of AlGa_N nanowire arrays across nearly the entire compositional range for deep ultraviolet photonics [J]. *Opt Express*, 2017, 25(24): 30494.
- [99] Ra Y H, Kang S, Lee C R, et al. Ultraviolet light-emitting diode using nonpolar AlGa_N core-shell nanowire heterostructures [J]. *Adv. Optical Mater.*, 2018, 6(14): 1701391.
- [100] Xu Z, Ding H, Sadler B M, et al. Analytical performance study of solar blind non-line-of-sight ultraviolet short-range communication links [J]. *Optics Letters*, 2008, 33(16): 1860-1862.
- [101] Zhou W, Li H, Yi X, et al. A criterion for UV detection of AC corona inception in a rod-plane air gap [J]. *Dielectrics and Electrical Insulation*, *IEEE Transactions on*, 2011, 18(1): 232-237.
- [102] Yuan R Z, Ma J S. Review of ultraviolet non-line-of-sight communication [J]. *China Communications*, 2016, 13(6): 63-75.
- [103] Chen X H, Ren F F, Gu S L, et al. Review of gallium-oxide-based solar-blind ultraviolet photodetector [J]. *Photonics Research*, 2019, 7(4): 381-415.
- [104] Walker D, Zhang X, Kung P, et al. AlGa_N ultraviolet photoconductors grown on sapphire [J]. *Applied Physics Letters*, 1996, 68(15): 2100-2101.
- [105] Monroy E, Calle F, Munoz E, et al. AlGa_N metal-semiconductormetal photodiodes [J]. *Applied Physics Letters*, 1999, 74(22): 3401.
- [106] Lee K H, Chang P, Chang S, et al. AlGa_N/Ga_N schottky barrier UV photodetectors with a Ga_N sandwich layer [J]. *IEEE Sensors Journal*, 2009, 9(7): 814-819.
- [107] Walker D, Kumar V, Mi K, et al. Solar-blind AlGa_N photodiodes with very low cutoff wavelength [J]. *Applied Physics Letters*, 2000, 76(4): 403-405.
- [108] Huang Y, Chen D, Lu H, et al. Back-illuminated separate absorption and multiplication AlGa_N solar-blind avalanche photodiodes [J]. *Applied Physics Letters*, 2012, 101(25): 253516.
- [109] Qiu X, Song Z, Sun L, et al. Highgain AlGa_N/Ga_N visible-blind avalanche heterojunction phototransistors [J]. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 2020, 31: 652-657.
- [110] Yoshikawa A, Ushida S, Nagase K, et al. High-performance solar-blind Al_{0.6}Ga_{0.4}N/Al_{0.5}Ga_{0.5}N MSM type photodetector [J]. *Applied Physics Letters*, 2017, 111(19): 191103.

- [111] Yoshikawa A, Yamamoto Y, Murase T, et al. High-photosensitivity AlGaIn-based UV heterostructure-field-effect-transistor-type photosensors [J]. Japanese Journal of Applied Physics, 2016, 55(5s): 05FJ04.
- [112] Munoz E, Monroy E, Garrido J A, et al. Photoconductor gain mechanisms in GaN ultraviolet detectors [J]. Applied Physics Letters, 1997, 71(7): 870-872.
- [113] Garrido J A, Monroy E, Izpura I, et al. Photoconductive gain modelling of GaN photodetectors [J]. Semiconductor Science and Technology, 1998, 13(6): 563-568.
- [114] Lim B W, Chen Q C. High responsivity intrinsic photoconductors based on $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ [J]. Applied Physics Letters, 1996, 68(26): 3761-3762.
- [115] Seo I, Lee I, Park Y, et al. Characteristics of UV photodetector fabricated by $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}/\text{GaN}$ heterostructure [J]. Journal of Crystal Growth, 2003, 252(1): 51-57.
- [116] Butun S, Tut T, Butun B, et al. Deep-ultraviolet $\text{Al}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{N}$ photodiodes with low cutoff wavelength [J]. Applied Physics Letters, 2006, 88(12): 123503-123503-2.
- [117] Kuan T M, Chang S J, Su Y K, et al. High optical-gain AlGaIn/GaN 2 dimensional electron gas photodetectors [J]. Japanese Journal of Applied Physics, 2003, 42(9A): 5563-5564.
- [118] Jiang K, Xiaojuan S, Zhang Z H, et al. Polarization enhanced AlGaIn solar-blind ultraviolet detectors [J]. Photonics Research, 2020, 8(7): 1243.
- [119] Ishiguro M, Ikeda K, Mizuno M, et al. Control of the detection wavelength in AlGaIn/GaN-based hetero-field-effect-transistor photosensors [J]. Japanese Journal of Applied Physics, 2013, 52: 08 JF02.
- [120] Narita T, Wakejima A, Egawa J. Ultraviolet photodetectors using transparent gate AlGaIn/GaN high electron mobility transistor on silicon substrate [J]. Japanese Journal of Applied Physics, 2013, 52: 01AG06.
- [121] Lee M L, Sheu J, Shu Y, et al. Ultraviolet bandpass $\text{Al}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{N}/\text{GaN}$ heterojunction phototransistors with high optical gain and high rejection ratio [J]. Applied Physics Letters, 2008, 92(5): 053506.
- [122] Tang S, Zhang L, Wu H, et al. Improved performance of ultraviolet AlGaIn/GaN npn HPTs by a thin lightly-doped n-AlGaIn insertion layer [J]. AIP Advances, 2019, 9(12): 125239.
- [123] Liu H Y, Wang Y H, Hsu W C. Suppression of dark current on AlGaIn/GaN metal-semiconductor-metal photodetectors [J]. IEEE Sensors Journal, 2015, 15(9): 5202-5207.
- [124] Monroy E, Walker D, Kung P, et al. High-quality visible-blind AlGaIn p-i-n photodiodes [J]. Applied Physics Letters, 1999, 74(8): 1171-1173.
- [125] McClintock R, Yasan A, Mayes K, et al. High quantum efficiency AlGaIn solar-blind p-i-n photodiodes [J]. Applied Physics Letters, 2004, 84(8): 1248.
- [126] Hou M, Qin Z, He C, et al. Study on AlGaIn P-I-N solar-blind avalanche photodiodes with $\text{Al}_{0.45}\text{Ga}_{0.55}\text{N}$ multiplication layer [J]. Electronic Materials Letters, 2015, 11(6): 1053-1058.
- [127] Wang X D, Chen X Y, Hou L W, et al. Role of n-type AlGaIn layer in photo response mechanism for separate absorption and multiplication (SAM) GaN/AlGaIn avalanche photodiode [J]. Opt Quantum Electron, 2015, 47, 1357-1365.
- [128] Gao L L. Investigation of back-illuminated AlGaIn avalanche photodiodes with p-type graded $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ layer [J]. Opt. Quantum Electron. 2015, 47: 1933-1940.
- [129] Shao Z G, Chen D J, Lu H, et al. High-gain AlGaIn solar-blind avalanche photodiodes [J]. IEEE Electron Device Letters, 2014, 35(3): 372-374.
- [130] Kim J, Ji M H, Detchprohm T, et al. $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ultraviolet avalanche photodiodes with avalanche gain greater than 10^5 [J]. IEEE Photonics Technology Letters, 2015, 27(6): 642-645.
- [131] Wu H, Wu W, Zhang H, et al. All AlGaIn epitaxial structure solar-blind avalanche photodiodes with high efficiency and high gain [J]. Applied Physics Express, 2016, 9(5): 052103. 1-052103. 3.
- [132] Zheng J, Wang L, Wu X, et al. A PMT-like high gain avalanche photodiode based on GaN/AlN periodically stacked structure [J]. Applied Physics Letters, 2016, 24, 109(24): 241105.
- [133] Reddy P, Breckenridge M H, Guo Q, et al. High gain, large area, and solar blind avalanche photodiodes based on Al-rich AlGaIn grown on AlN substrates [J]. Applied Physics Letters, 2020, 116(8): 081101.
- [134] Wu Y, Sun X, Jia Y, et al. Review of improved spectral response of ultraviolet photodetectors by surface plasmon [J]. Chinese Physics B, 2018, 27(12): 126101.
- [135] Liu X, Li D, Sun X, et al. Tunable dipole surface plasmon resonances of silver nanoparticles by cladding dielectric layers [J]. Scientific Reports, 2015, 5(1): 12555-12555.
- [136] Zhang W, Xu J, Ye W, et al. High-performance AlGaIn metal-semiconductor-metal solar-blind ultraviolet photodetectors by localized surface

- plasmon enhancement [J]. Applied Physics Letters, 2015, 2, 106(2): 021112.
- [137] Li D, Sun X, Jia Y, et al. Direct observation of localized surface plasmon field enhancement by Kelvin probe force microscopy [J]. Light-Science & Applications, 2017, 6(8): e17038.
- [138] Wu Y, Sun X, Shi Z, et al. In situ fabrication of Al surface plasmon nanoparticles by metal-organic chemical vapor deposition for enhanced performance of AlGa_N deep ultraviolet detectors [J]. Nanoscale Advances. 2020, 2(5): 1854-1858.
- [139] Brendel M, Helbling M, Knigge A, et al. Solar-blind AlGa_N MSM photodetectors with 24% external quantum efficiency at 0 V [J]. Electronics Letters, 2015, 51(20): 1598-1600.
- [140] Aiello A, Wu Y, Mi Z, et al. Deep ultraviolet monolayer GaN/AlN disk-innanowire array photodiode on silicon [J]. Applied Physics Letters, 2020, 116(6): 061104.



吕威,教授,博士生导师,中国科学院长春光学精密机械与物理研究所发光学及应用国家重点实验室特聘研究员,先进结构材料教育部重点实验室副主任,长春工业大学材料科学高等研究院副院长,吉林省电子显微学会副理事长,吉林省分析测试技术学会电镜分会理事长,吉林省光学学会理事。2000年获吉林大学材料科学与工程专业学士学位,2005年获得吉林大学材料物理与化学工学博士学位,2005年至2012年分别在日本国立物质材料研究所,丰田工业大学等研究机构从事研究工作。主要研究方向为半导体材料显微结构与物性的关联及其在器件中的作用演化机理。以第一作者和通讯作者发表SCI收录论文50余篇。