宽禁带半导体材料与器件专题

DOI：10.16818/j.issn1001－5868.2022042602

AlGaN 紫外探测器及其焦平面阵列技术研究进展

王 颖，王 振*

（中电科技集团重庆声光电有限公司，重庆 400060）

摘 要： AlGaN 紫外探测器及其焦平面阵列具有本征可见光盲特性，并可实现无需滤光片的日盲探测，且为全固态器件，是紫外探测技术的一个重要发展方向。文章介绍了 AlGaN 紫外探测器与焦平面阵列的研究现状及其存在的问题。在此基础上，分析了 AlGaN 雪崩光电二极管（APD）发展的基本条件，并介绍了 AlGaN APD 的发展现状及趋势。

关键词： AlGaN；日盲紫外；焦平面阵列；外延生长；p 型掺杂

中图分类号： TN364.2 **文章编号：** 1001－5868(2022)03－0430－08

Progress of AlGaN Photodetectors and Focal Plane Array Technologies

WANG Ying, WANG Zhen

(Chongqing Acoustics-Optics-Electonics Co., Ltd. of China Electronics Technology Group Corp., Chongqing 400060, CHN)

Abstract: AlGaN UV photodetectors and focal plane arrays, as all-solid-state devices, have intrinsic visible blind characteristics and can achieve solar-blind detection without filters, thus they have become an important development trend for UV detection technology. In this paper, the developments and existing problems of AlGaN UV photodetectors and focal plane arrays are introduced. The development status and trends of AlGaN APD are also discussed.

Key words: AlGaN; solar blind; FPA; epitaxy growth; p-doping

0 引言

紫外波长的范围为 10～400 nm，太阳光谱包含完整的紫外光谱，其中，波长 280 nm 以下的紫外光被大气中的氧气和臭氧层强烈吸收，因此 10～280 nm 紫外波段被称为“日盲区”，而 280～400 nm 波段被称为“可见光盲区”。在散射背景均匀分布的可见光盲区，尤其是在几乎无自然背景干扰的日盲区进行紫外探测和成像，有利于更准确地探测目标。如非视距紫外通信、早期导弹告警、电晕检测等应用需要日盲紫外探测器。AlGaN 半导体材料随着铝组分的改变，其带隙宽度在 3.4～6.2 eV 变化，对应光电探测器的响应截止波长在 365～200 nm，适合制作无需滤光片的全固态日盲紫外探测器。AlGaN 探测器尚需突破高质量材料外延、高效 p 型掺杂等技术瓶颈以提升探测器性能。在许多应用中，要探测微弱紫外信号，需采用具有内部增益的雪崩光电二极管（APD）。本文综述了近年来 AlGaN 紫外探测器在材料外延、p 型掺杂、响应度提升等方面的研究进展及其焦平面阵列的发展现状。

收稿日期：2022－05－17.

* **通信作者：**王 振 **E-mail：** wangzhen201@163.com

1 AlGaN 光电探测器研究进展

1.1 材料外延生长

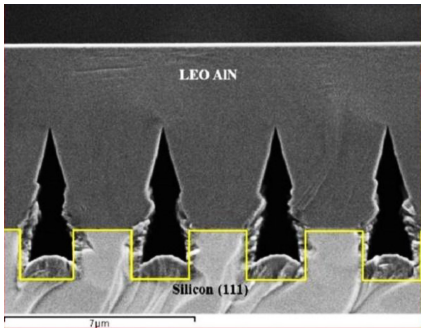
AlGaN 外延层的缺陷密度对探测器的量子效率、暗电流等参数有重要影响。影响 AlGaN 外延材料质量的因素包括以下几方面：(1)外延材料与衬底晶格常数、热膨胀系数失配。蓝宝石衬底是大面积外延生长 AlGaN 材料常用的衬底，目前其最大尺寸为 15.24 cm(6 inch)[1]。但蓝宝石与 AlGaN 存在约 14%的晶格常数失配和 44%的热膨胀系数失配，易在外延层中产生位错缺陷和机械应力；(2)Al 原子的扩散势垒高达 1.17 eV，导致 Al 原子表面迁移率低，易导致外延层产生裂纹；(3)金属有机化合物化学气相

沉积(MOCVD)法中采用的铝源易与氮源产生寄生预反应,降低外延质量。

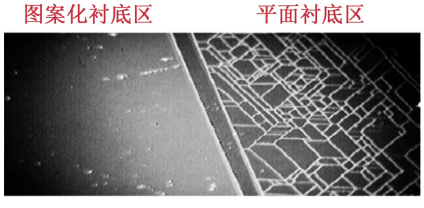
针对上述问题,已提出的改进途径包括:

(1)层间应力调整。在外延层结构中引入用于调整应力的外延层,包括在 AlN 基板层与蓝宝石衬底之间生长一层刚度较低的低温生长 AlN 缓冲层来缓解两者的晶格失配[2]、在 AlN 基板层与 AlGaN 层之间生长 AlGaN/AlN 超晶格层以平衡应力[3]、以及在两层高温(1 170 ℃)生长的 AlN 层之间引入一层相对低温(1 050 ℃)生长的 AlN 层来改善表面形态和结晶质量[4],以及采用高低温交错生长法在低温下以高Ⅴ/Ⅲ比生长一层 AlN,以三维生长模式为主,随后在高温下以低Ⅴ/Ⅲ比生长一层 AlN,以二维生长模式为主,两次生长构成一个周期。交替生长多个周期,三维和二维生长模式交替出现,可使大部分位错通过融合或形成位错环而消失[5]。

(2)横向外延生长法。该方法是在衬底上刻蚀出周期化图案后,再生长 AlGaN 层[6-7]。图 1 所示为在刻蚀了周期性沟道的衬底上横向生长 AlN 外延层,将在凹槽区域上方形成空气空隙,可缓解晶格常数失配导致的应力。随着光刻工艺的进步,这种周期性图案的尺度可缩小到纳米级,能更有效地降低外延材料的位错密度[8]。



(a) 在周期性刻蚀了凹槽的衬底上横向过生长的 AlN



(b) 在图案化衬底与在常规衬底上外延的 AlN

图 1　在刻蚀了周期性沟道衬底上横向生长的 AlN 照片

(3)Si-In 共掺杂。n-AlGaN 采用硅作为掺杂物。在 n 型掺杂时加入少量铟,形成 Si-In 共掺杂,可降低外延层中的残余应力,且铟能填补 AlGaN 自补偿效应产生的缺陷。另外,铟还能引入一个浅掺杂能级,提高 n 型掺杂浓度[9-10]。Demir 等提出 Si-In 脉冲共掺杂,即在掺杂时迅速、交替地开/关硅源和铟源,使两个 Burgers 矢量相反的位错连续相互作用,从而降低位错密度[11]。

(4)降低铝源和氮源之间的寄生反应。研究者们已经提出了多种方案来降低铝源和氮源的寄生预反应并增加铝原子的表面迁移性,主要思路是控制和改变铝源和氮源的供给速度,如氮源脉冲外延法[12]、脉冲原子层外延法[13]。

(5)蓝宝石衬底氮化预处理。即在外延生长前,先对蓝宝石衬底进行氮化处理,使衬底中的部分氧原子被氮原子取代,形成的 AlN/AlON 复合物具有阶梯式结构,可缓解 AlN 成核层与蓝宝石衬底之间的晶格失配[14]。

(6)采用 GaN,AlN 同质衬底。基于上述几种工艺改进,蓝宝石衬底上外延的 AlGaN 层缺陷密度可低至 10^8 cm^{-2},但仍会导致探测器存在较大的暗电流。在晶格常数和热膨胀系数与 AlGaN 更接近的 GaN 或 AlN 衬底上进行外延生长,可有效提高外延质量。有研究表明,与蓝宝石衬底相比,在 AlN 衬底上生长的 AlGaN 外延材料缺陷密度降低了 4 个量级[15],相应地,器件的暗电流呈数量级的下降[16-17],可以用于制备高性能紫外探测器。

目前,5.08 cm(2 inch)GaN 单晶衬底已量产[1]。但 GaN 衬底在紫外区的透明度较低,不适于制作量子效率更高的背照式结构探测器,而 AlN 衬底适合制作背照式结构探测器。AlN 衬底主要有两种制备方式:一是物理气相传输法(PVT),即在 2 000 ℃以上高温下将 AlN 粉末升华,然后输送到冷凝区使其成为饱和蒸气,经过冷凝成核而形成晶体,生长速度约 100 μm/h。采用该方法已经实现了直径为 2 inch 的 AlN 单晶晶圆的制备,其位错密度小于 10^4 cm^{-2}。其缺点是碳杂质较多,会吸收波长 300 nm 以下的光子。另一种方式是采用氢化物气相外延法(HVPE),在 PVT 法制备的 AlN 衬底上外延厚层 AlN,随后与原 PVT-AlN 衬底剥离,获得新的衬底。HVPE 法具有更高的生长速度,并能生长出高纯度、日盲深紫外透明的 AlN 衬底。Yoshinao 等已制备出位错密度低至 10^3 cm^{-2} 量级的 HVPE-AlN 衬底,生长速度超过 100 μm/h,碳、氧、硅杂质浓度为 10^{17} cm^{-3} 量级,比 PVT-AlN 低了 1～2 个数量级[18]。

1.2 p型掺杂

p型掺杂是制备高性能AlGaN器件的瓶颈之一。其难点在于:(1)p-AlGaN采用镁作为掺杂物,而镁的激活能较高,在GaN中的激活能为170 meV,且激活能随铝含量的增加而增大,在AlN中的激活能达到510 meV。(2)受主掺杂物在AlGaN中溶解度低。(3)AlGaN中的氮空位络合物产生自补偿效应,补偿部分p型载流子。

为解决这些问题,研究者们已提出以下方案。目前,p型掺杂浓度可达10^{18} cm^{-3}的量级:

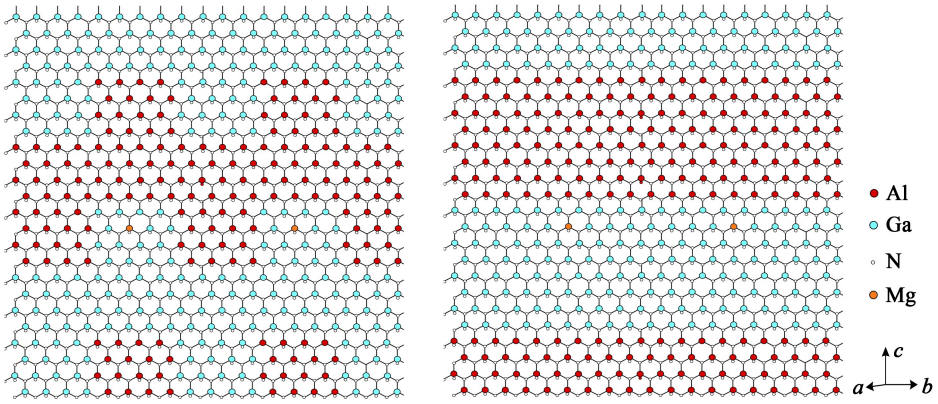
(1)δ掺杂。δ掺杂是在MOCVD生长过程中,在正常生长GaN层后,停止镓源输入,使器件表面氮化,再掺杂镁,然后再恢复镓源输入,如此构成一次GaN生长周期。δ掺杂能将镁掺杂到一层非常薄的材料层中,使电离受主的库伦电势重叠,从而降低镁的激活能。此外,δ掺杂还可减少Mg-H络合物,减轻自补偿效应,p型掺杂浓度近10^{18} cm^{-3}[19]。

(2)极化掺杂。极化掺杂是指待掺杂的外延层铝组分渐变,以形成内建极化场来电离受体掺杂物。在AlGaN到GaN渐变层[20]或AlN到AlGaN渐变层[21]中,均已实现浓度为10^{18} cm^{-3}的p型掺杂。

(3)超晶格掺杂。生长一系列铝含量交替变化的AlGaN层而非一层厚的AlGaN,在这样一个短周期超晶格中,价带边缘的周期性振荡导致镁的能级比在体材料中更接近费米能级区域,而界面处的极化场将进一步增强该效应,从而降低激活能[22]。进一步地,在图2所示三维超晶格中,镁、氮原子之间有更强的pz杂化,可降低沿c轴的空穴势垒,使p型掺杂浓度达到3.5×10^{18} cm^{-3}[23]。

(4)Mg-In共掺杂。在掺杂镁时增加铟,铟作为表面活性剂可增加镁的掺杂效率,并抑制补偿效应,以及降低受体活化能。Mg-In共掺杂浓度可达4.75×10^{18} cm^{-3}[24]。

(5)流动速率调制外延。该方法定期中断金属原子源的流入而以恒定流速持续输入氮源,在金属源供应关闭时,产生极高的Ⅴ/Ⅲ比,可降低镁和镓原子对镓位的争夺,有效抑制自补偿效应。采用该方法p型掺杂浓度可达2.3×10^{17} cm^{-3}[25]。



(a) 三维超晶格 (b) 传统超晶格

图2 三维超晶格与传统超晶格

(6)量子工程掺杂。将GaN量子点嵌入AlGaN中,可提高整个系统的价带最大值,从而降低镁的激活能,p型掺杂浓度高于10^{18} cm^{-3}[26]。

2 提高光电探测器响应度的新机制

近年来,在传统AlGaN探测器结构的基础上,研究者们也探索了一些新的响应度增强机制。包括:

(1)二维材料/GaN异质结。利用二维材料相邻层之间的弱范德华相互作用,可以突破晶格匹配的限制,实现各种异质结,进而实现高性能的光电探测器。Liang等将二维$PdTe_2$多层膜转移到GaN外延层上,形成异质结,可实现可见光盲探测,紫外/可见光抑制比超过10^4,零偏压下响应度约为168.5 mA/W,并进行了初步的成像演示[27]。

(2)金属表面等离子谐振。在探测器光敏区表面制备金属纳米颗粒阵列,当入射光照射到金属纳米颗粒上时,在金属-电介质界面产生电子-光子振荡,当振荡频率与入射光频率相同时,将发生谐振,产生局域电场,对光电探测器有以下影响[28]:1)金属纳米颗粒的散射效应可增强光敏区对光子的吸收;2)局部表面等离子体谐振可增强电场,提高探测

器的光子收集能力;3)增强的局域电场可以有效促进光敏区电子-空穴对分离;4)金属中的热载流子可以由局部等离子体谐振产生,并克服金属/半导体界面上的肖特基势垒,促进载流子传输。

金属表面等离子的振荡频率与金属材料、纳米颗粒的形状和尺寸等因素有关,紫外波段适用铝纳米颗粒。已报道采用纳米球[29-30]、纳米棒[28]阵列来提高深紫外 AlGaN 探测器的探测率。文献[30]使用铝纳米球使探测器在 269 nm 波长处的响应度提升了 20 倍,且表面氧化的铝纳米粒子产生钝化效应,使暗电流降低近一个数量级。

(3)表面抗反射微结构。抗反射微结构可降低光敏区的反射率,增强光子吸收能力。So 等提出在硅衬底上刻蚀出周期性倒金字塔表面,再在该图案化的硅衬底上制作 AlGaN 探测器,并在表面制作 ZnO 纳米棒阵列,如图 3。该结构使器件在紫外区的表面反射率降至 0.3%以下,相比传统平面表面器件,365 nm 波长处的光生电流/暗电流比从 2.02 提升至 7.03[31]。

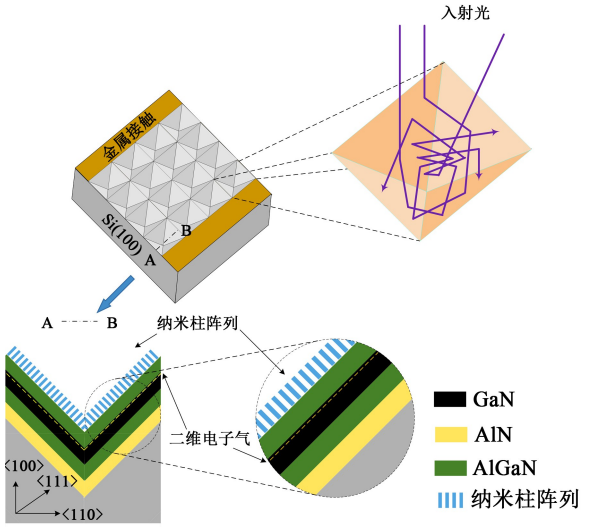


图 3　基于倒金字塔表面和纳米柱阵列的微抗反射结构

3　焦平面阵列

材料外延、p 型掺杂等方面的技术进步,提高了探测器的响应度、降低了暗电流,使 AlGaN 焦平面阵列(FPA)得到了一定的发展。

3.1　AlGaN/蓝宝石焦平面阵列

2012 年,美国西北大学的 Erdem 等采用脉冲原子层外延法在蓝宝石衬底上生长了 Al 组分为 55%的外延层,随后制成像元间距为 25 μm 的 320×256 焦平面阵列,器件在 254 nm 处的峰值响应达到 75 mA/W,在 254 nm 紫外照明下获得了较好的成像效果[13]。

在此基础上,Cicek 等对材料生长工艺与结构设计进行了一系列优化,包括采用脉冲原子层生长法获得高质量 AlN 基板层、Si-In 共掺杂实现电阻率为 1.55×10^{2} Ω·cm 的高导电性 n-AlGaN 层、优化 n-AlGaN 层的最佳铝组分和厚度、通过控制镁源流速获得掺杂浓度为 2.4×10^{16} cm^{-3} 的 p-AlGaN 层,最终制成 320×256 规模、像元间距为 27 μm 的 AlGaN 日盲紫外焦平面阵列,275 nm 处的峰值响应度为 176 mA/W@0 V,−5 V 偏压下外量子效率高达 89%,可见光响应抑制比为 10^{6},−10 V 偏压下暗电流密度小于 2 nA/cm^{2},其光谱响应曲线见图 4[32]。

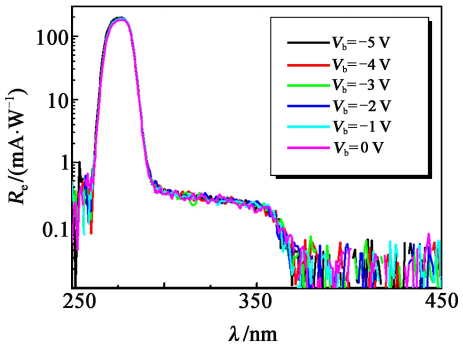


图 4　探测器响应度 R_e 随偏置电压 V_b 变化曲线

国内在 2000 年开始 AlGaN 紫外焦平面探测器的研究。赵文伯等采用高温 AlN 模板结合 AlGaN/AlN 超晶格层在蓝宝石衬底上生长 AlGa1N 外延材料,并采用 δ 掺杂技术,获得了载流子浓度大于 4.6×10^{16} cm^{-3} 的 p-AlGaN 材料,研制的 320×256 元 pin 型 AlGaN 日盲紫外焦平面在 272 nm 峰值波长下的响应度为 0.16 A/W@0 V,外量子效率大于 73%@0 V,有效像元比大于 99.2%,响应非均匀性小于 3.36%,器件光谱响应曲线见图 5[33]。

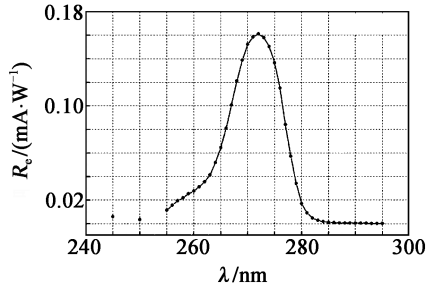


图 5　背照式 AlGaN pin 紫外探测器光谱响应曲线(0 V)

3.2　AlGaN/硅焦平面阵列

蓝宝石衬底会吸收波长短于 170 nm 的紫外

光，因此，极紫外 AlGaN 焦平面阵列可使用硅衬底。Reverchon 等报道了 320×256 像素探测器阵列，像素间距为 30 μm，在 50～290 nm 波段的量子效率为 10%～20%[34]。Malinowski 等使用分子束外延法在硅衬底上制备了 256×256 像素的探测器阵列，像素间距为 10 μm，该焦平面阵列直至 1 nm 波长处仍可产生光电响应[35-36]。Cicek 等结合硅衬底图案化处理、脉冲原子层外延生长技术，制成 320×256 像素、像素尺寸为 25 μm 的 pin 焦平面阵列，290 nm 处峰值响应度为 18.3 mA/W，10 V 偏压下暗电流密度低于 1.6×10^{8} A/cm^{2}[6]。去除硅衬底后，制成背照式探测器阵列[37]。

4 APD 探测器及焦平面阵列

虽然现有 AlGaN 紫外焦平面阵列的量子效率、响应均匀性等性能指标已经达到较高水平，但在许多实际应用中，紫外信号很微弱，导致 AlGaN 紫外焦平面阵列的探测距离很近，如对氢氧焰的探测距离只有 40 m 左右，限制了其工程化应用。而一些应用要求的探测距离达数千米，现有探测器的灵敏度还需大幅提高。

从目前的研究情况看，一般 pin 型 AlGaN 紫外探测器的灵敏度难以满足紫外告警、电晕检测等应用需要，需要采用具有内部增益的雪崩探测器(APD)或单光子探测器(SPAD)。此类应用通常采用光电倍增管(PMT)或带像增强器的电荷耦合器件(ICCD)。但 PMT 和像增强器为高压真空器件，且成像系统需要滤光片才能实现可见光盲或日盲探测。固态 AlGaN 探测器无需滤光片即可实现可见光盲或日盲探测，如果发展成熟，将取代紫外 PMT 和 ICCD。因此，发展 AlGaN 紫外 APD 焦平面是紫外探测技术的一个重要方向。

APD 通常基于肖特基或 pin 结构。更先进的分离吸收倍增(SAM)型 APD 在 pin 结构的基础上，在倍增区与吸收区之间插入一层薄的分离区，器件结构及其电场分布如图 6 所示。光生电子和空穴将被吸收区的电场分离，降低了光生载流子的复合概率，并使倍增区的碰撞电离过程主要发生在高电场下，因此可提高雪崩增益。另外，由于只有一种载流子被加速到倍增区，这有助于降低过剩噪声。在 GaN 系材料中，空穴具有更高的碰撞电离系数，因此 AlGaN SAM APD 应采用 p-i-n-i-n 结构，仅使光生空穴加速到倍增区。

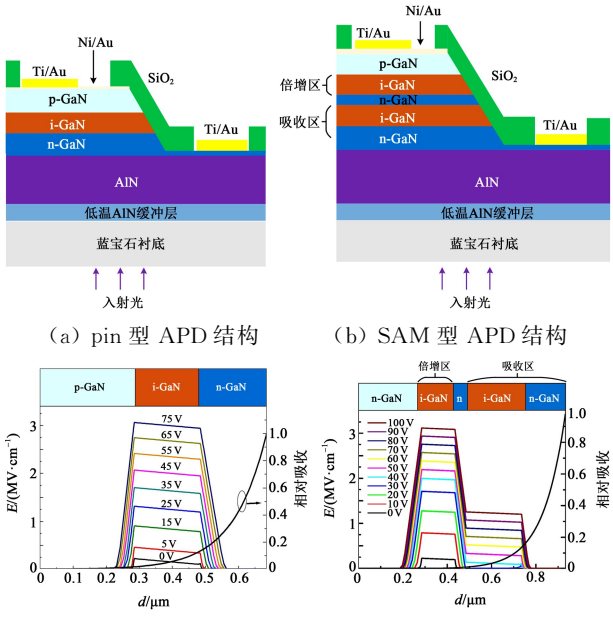


图 6 pin 和 SAM 型 APD 结构及电场分布对比

SAM APD 还对外延层质量有更高的要求，如 AlGaN 吸收层的缺陷密度应低于 10^{5} cm^{-2} 量级，最好低于 10^{3} cm^{-2} 量级；p-AlGaN 载流子浓度超过 5×10^{17} cm^{-3}；n-AlGaN 电荷层的厚度和掺杂浓度可精确调节。受外延材料质量的制约，目前 AlGaN APD 还在发展单管器件和小规模阵列，待相关技术成熟后，才能加快发展更大面阵的紫外 APD 焦平面阵列。

4.1 AlGaN/蓝宝石衬底 APD 探测器

2014 年，南京大学的 Shao 等报道了基于双台面的 SAM 结构 AlGaN 日盲紫外雪崩探测器，在台面刻蚀后利用光电化学处理工艺处理台面损伤，以降低器件的漏电流，器件在－84 V 偏压下增益高达 1.2×10^{4}，其 *I-V* 特性曲线见图 7[38]。

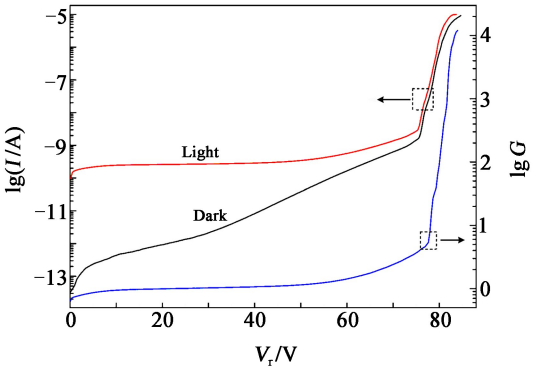
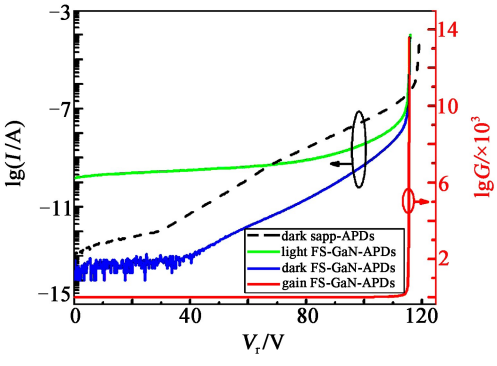


图 7 AlGaN/蓝宝石衬底 SAM APD 的 *I-V* 及增益曲线

4.2　AlGaN/GaN 衬底 APD 焦平面阵列

异质衬底上制作的 AlGaN APD 存在高的漏电流，并在达到雪崩击穿前先被微等离子击穿[39]，导致 APD 器件的电学特性不均匀、成品率低。采用 GaN 衬底可克服上述问题。Cicek 等对比了在蓝宝石衬底和自支撑 GaN 衬底上制作的 GaN APD 器件，−70 V 偏压下，两种器件的暗电流密度分别为 2.7×10^{-4} 和 2.1×10^{-6} A/cm^2。在 GaN 衬底上研制的前照式 APD 增益达到 1.4×10^4；蓝宝石衬底上前照式和背照式 SPAD 最大光子探测效率分别达到 13%和 30.5%，对应的暗计数率为 0.57；而 GaN 衬底上制成的前照式 SPAD 光子探测效率为 24%，暗计数率为 0.41。背照式的探测器效率高于前照式，归因于较高的空穴离化系数(SPDE)，如图 8[40]。



(a)　*I-V* 曲线

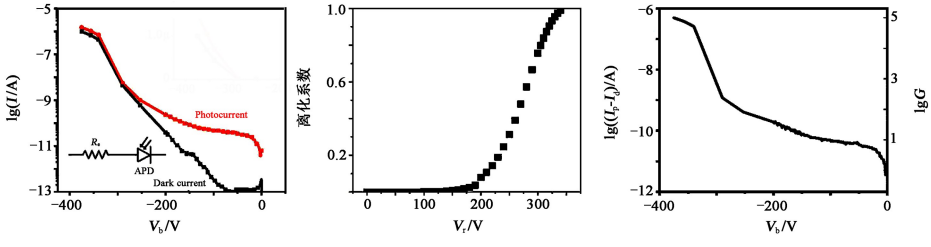
(b)　探测效率曲线

图 8　蓝宝石和 GaN 衬底上 APD 特性表征

Sood 等对比了在位错密度为 5.4×10^8 cm^{-2} 的 GaN/蓝宝石基板和在位错密度为 5×10^6 cm^{-2} 的 GaN 衬底上制作的 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ APD。结果表明，后者暗电流密度更低，且雪崩增益提高了一个数量级，研制的 4×4 pin 型 APD 阵列在 95 V 偏压下，雪崩增益达 5×10^4[41]。之后，该团队在线性位错密度低于 5×10^4 cm^{-2} 的 n-GaN 衬底上制作了可见光盲 GaN APD，并采用 p-$Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 代替 p-GaN 作为窗口层以减少 p 型接触层对入射紫外光子的吸收、使用等离子增强化学气相沉积在台面侧壁沉积 SiO_2 钝化层以抑制台面侧壁漏电流，避免过早击穿。研究者制备了 pin 型和 SAM 型 APD。SAM 型 APD 暗电流密度低于 1.0×10^{-9} A/cm^2；pin 型 APD 在−75 V 偏压下雪崩增益超过 5×10^6。由于制备器件所采用的低损伤蚀刻工艺和高质量的电介质钝化层，这些 APD 没有经历微等离子体击穿或台面边缘击穿。团队正开发像素尺寸为 60 μm 的 6×6 APD 阵列，为后续开发更大的 APD 阵列做准备[42]。Ji 等采用 MOCVD 在线位错密度小于 5×10^4 cm^{-2} 的 n-GaN 衬底上制作了 4×4 正照式 SAM-APD 阵列，像素尺寸为 100 μm，其中有 14 个像元的暗电流密度约为 $(5.1\pm0.8)\times10^{-8}$ A·cm^{-2}，最大雪崩增益为 2.8×10^7[43]。

4.3　AlGaN/AlN 衬底 APD

GaN 衬底在紫外区透明度低，无法实现量子效率更高的背照式结构。AlN 衬底适合制作背照式 APD，且为同质外延生长，可以获得缺陷密度小于 10^4 cm^{-2} 的 AlGaN 外延材料。随着大尺寸 AlN 衬底的出现，关于 AlGaN/AlN 衬底 APD 的研究报道逐渐增多。2020 年，Reddy 等在 AlN 衬底上制备了 SAM 结构的高 Al 组分 AlGaN APD，光敏面面积为 25 000 μm^2，增益达到 10^5，暗电流低于 0.1 pA。其高增益归功于材料的刃型和螺型位错密度低于 10^3 cm^{-2}，使器件能承受 340 V 的高击穿电压。器件的光电特性测试见图 9[44]。



(a)　*I-V* 曲线　　(b)　离化系数与偏压的仿真结果　　(c)　器件信号和增益测试结果

图 9　AlN 衬底上的 APD 器件性能表征结果

2019 年，德国弗朗霍夫研究所的 Watschke 等在 AlN 衬底上制备了 $Al_{0.68}Ga_{0.32}N$ 肖特基 APD 探测器，−60 V 偏压下，雪崩增益达到 1.5×10^4[45]。

5 结语

AlGaN 紫外探测器及其焦平面阵列具备可见光盲和日盲特性，且为全固态器件。随着 AlGaN 外延生长、p 型掺杂、AlGaN/GaN 刻蚀等技术的进步，AlGaN 焦平面阵列得到一定发展。但基于一般 pin 结构的 AlGaN 日盲紫外焦平面阵列的灵敏度难以满足紫外告警、电晕检测等应用的需求，需要发展具有内部增益的 APD 或 SPAD 及其焦平面阵列，并需采用背照式 APD 结构和高质量的外延层，最合适的技术路线为在 AlN 衬底上外延 AlGaN 并制作探测器。在 AlN 衬底上同质外延的 AlGaN 外延层缺陷密度已低于 10^4 cm^{-2}，有望低于 10^2 cm^{-2}，可制备出高性能的 APD 或 SPAD。近年来，随着 5.08 cm(2 inch)AlN 单晶衬底的出现，AlGaN 日盲紫外 APD 开始快速发展。同时，AlGaN 材料的 p 型掺杂水平也在不断提高，不久的将来，AlGaN 基 SAM-APD 将发展成熟，并推动 AlGaN 日盲紫外 APD 焦平面的发展。

参考文献：

[1] 电子工程网. 2022 年第三代半导体行业研究报告[EB/OL]. https://ee.ofweek.com/2022-04/ART-8420-2816-30558313.html, 2022-04-21.

[2] Blasing J, Reiher A, Dadgar A, et al. The origin of stress reduction by low-temperature AlN interlayers [J]. Appl. Phys. Lett., 2002, 81(15): 2722-2724.

[3] Feltin Eric, Beaumont B, Laügt M, et al. Stress control in GaN grown on silicon (111) by metalorganic vapor phase epitaxy[J]. Appl. Phys. Lett., 2001, 79(20): 3230-3232.

[4] Demir I, Li H, Robin Y, et al. Sandwich method to grow high quality AlN by MOCVD[J]. J. of Physics D: Appl. Phys., 2022, 51(8): 085104.

[5] Zhang X, Xu F J, Wang J M, et al. Epitaxial growth of AlN films on sapphire via a multilayer structure adopting a low- and high temperature alternation technique [J]. Cryst. Eng. Comm., 2015, 17: 7496-7499.

[6] Cicek E, McClintock R, Cho C Y, et al. $Al_xGa_{1-x}N$-based solar-blind ultraviolet photodetector based on lateral epitaxial overgrowth of AlN on Si substrate[J]. Appl. Phys. Lett., 2013, 103: 181113.

[7] Cicek E, McClintock R, Vashaei Z, et al. Crack-free AlGaN for solar-blind focal plane arrays through reduced area epitaxy [J]. Appl. Phys. Lett., 2013, 102: 051102.

[8] Chen Y Y, Chen Z Z, Jiang S X, et al. Fabrication of nano-patterned sapphire substrates by combining nanoimprint lithography with edge effects[J]. Cry. Steng. Comm., 2019, 21(11): 1794.

[9] Adivarahan V, Simin G, Tamulaitis G, et al. Indium-silicon co-doping of high-aluminum-content AlGaN for solar blind photodetectors[J]. Appl. Phys. Lett., 2001, 79(12): 1903-1905.

[10] 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]. Appl. Phys. Lett., 2013, 82(21): 3683-3685.

[11] Demir I, Koçak Y, Kasapo ğ lu A E, et al. AlGaN/AlN MOVPE heteroepitaxy: pulsed co-doping SiH_4 and TMIn [J]. Semiconductor Science and Technol., 2019, 34: 075028.

[12] Huang C P, Gupta K, Wang C H, et al. High-quality AlN grown with a single substrate temperature below 1 200 ℃[J]. Scientific Reports, 2017, 7: 7135.

[13] Erdem C, Zahra V, Edward KKH, et al. $Al_xGa_{1-x}N$-based deep-ultraviolet 320×256 focal plane array[J]. Opt. Lett., 2012, l37(5): 896-898.

[14] Wang J M, Xu F J, He C G, et al. High quality AlN epilayers grown on nitrided sapphire by metal organic chemical vapor deposition[J]. Scientific Reports, 2017, 7: 42747.

[15] Raghothamachar B, Dalmau R, Moody B, et al. Low defect density bulk AlN substrates for high performance electronics and optoelectronics[J]. Materials Science Forum, 2012, 717-720: 1287-1290.

[16] Gautam L, Lee J, Brown G, et al. Low dark current deep UV AlGaN photodetectors on AlN substrate[J]. IEEE J. of Quantum Electronics, 2022, 58(3): 4000205.

[17] Sood A K, Zeller J W, Puri Y R, et al. Development of high gain GaN/AlGaN avalanche photodiode arrays for UV detection and imaging applications [J]. Inter. J. of Engineering Research and Technol., 2017, 10(2): 129-150.

[18] Yoshinao K, Nao T, Ken G, et al. Mass production of AlN substrates by high speed homoepitaxial growth[J]. SPIE, 2021, 11706: 117060M.

[19] Bayram C, Pau J L, McClintock R, et al. Delta-doping optimization for high quality p-type GaN[J]. J. of Appl. Phys., 2008, 104(8): 083512.

[20] Kalra A, Rathkanthiwar S, Muralidharan R, et al. Polarization-graded AlGaN solar-blind p-i-n detector with 92% zero-bias external quantum efficiency [J]. IEEE Photon. Technol. Lett., 2019, 31(15): 1237-1240.

[21] Dalmaua R, Moody B. Polarization-induced doping in graded AlGaN epilayers grown on AlN single crystal substrates[J]. ECS Transactions, 2018, 86(12): 31-40.

[22] Cheng B, Choi S, Northrup J E, et al. Enhanced vertical and

lateral hole transport in high aluminum-containing AlGaN for deep ultraviolet light emitters[J]. Appl. Phys. Lett., 2013, 102: 231106.

[23] Zheng T C, Lin W, Liu R, et al. Improved p-type conductivity in Al-rich AlGaN using multidimensional Mg-doped superlattices[J]. Scientific Reports, 2016, 6: 21897.

[24] Chen Y D, Wu H L, Han E Z, et al. High hole concentration in p-type AlGaN by indium-surfactant-assisted Mg-delta doping [J]. Appl. Phys. Lett., 2015, 106: 162102.

[25] Luo W K, Liu B, Li Z H, et al. Enhanced p-type conduction in AlGaN grown by metal-source flow-rate modulation epitaxy[J]. Appl. Phys. Lett., 2018, 113: 072107.

[26] Jiang K, Sun X J, Shi Z M, et al. Quantum engineering of non-equilibrium efficient p-doping in ultra-wide band-gap nitrides[J]. Science & Applications, 2021, 10: 69.

[27] Liang Y, Ma M G, Zhong X P, et al. Multilayered $PdTe_2$/GaN heterostructures for visible-blind deep-ultraviolet photodetection[J]. IEEE Electron Device Lett., 2021, 42(8): 1192-1195.

[28] Zhao Z Q, Chu C H, Zhang G, et al. Tuning the plasmonic resonance peak for Al nanorods on AlGaN layer to deep ultraviolet band [J]. IEEE Photonics J., 2021, 13(5): 4800107.

[29] Lu N Y, Gu Y, Weng Y Y, et al. Localized surface plasmon enhanced photoresponse of AlGaN MSM solar-blind ultraviolet photodetectors[J]. Materials Research Express, 2019, 6(9): 095033.

[30] Zhang W, Xu J, Ye W, et al. Plasmonic enhanced AlGaN solar-blind ultraviolet photodetectors with size-tunable Al nanoparticles[J]. Adv. Photonics, 2015: IM2B. 8.

[31] So H Y, Lim J W, Suria A J, et al. Highly antireflective AlGaN/GaN ultraviolet photodetectors using ZnO nanorod arrays on inverted pyramidal surfaces[J]. Appl. Surface Science, 2017, 409: 91-96.

[32] 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]. Appl. Phys. Lett., 2013, 103: 191108.

[33] 赵文伯，叶嗣荣，赵　红，等. AlGaN 日盲紫外焦平面阵列均匀性研究[J]. 半导体光电，2018，39(2)：156-159，200.
Zhao Wenbo, Ye Sirong, Zhao Hong, et al. Study on response uniformity of AlGaN solar-blind UV focal plane arrays[J]. Semiconductor Optoelectronics, 2018, 39(2): 156-159, 200.

[34] Reverchon J L, Bansropun S, Truffer J P, et al. Performances of AlGaN based focal plane arrays from 10 nm to 200 nm[J]. SPIE, 2010, 7691: 769109.

[35] Malinowski P E, Duboz J Y, Moor P D, et al. 10 μm pixel-to-pixel pitch hybrid backside illuminated AlGaN-on-Si imagers for solar blind EUV radiation detection[C]// 2010 Inter. Electron Devices Meeting, 2010: 14.5.1.

[36] Malinowski P E, Duboz J, De Moor P, et al. AlGaN-on-Si-based 10 μm pixel-to-pixel pitch hybrid imagers for the EUV range[J]. IEEE Electron Device Lett., 2011, 32(11): 1561-1563.

[37] McClintock R, Razeghi M. Growth of AlGaN on silicon substrates: a novel way to make back-illuminated ultraviolet photodetectors[J]. Proc. of SPIE, 2015, 9555: 95550U.

[38] Shao G Z, Chen D J, et al. High-gain AlGaN solar-blind avalanche photodiodes [J]. IEEE Electron Device Letters, 2014, 35(3): 372-374.

[39] Kim J, Ji M H, Detchprohm T, et al. $Al_xGa_{1-x}N$ ultraviolet avalanche photodiodes with avalanche gain greater than 10^5[J]. IEEE Photon. Technol. Lett., 2015, 27(6): 642-645.

[40] Cicek E, Vashaei Z, et al. Geiger-mode operation of ultraviolet avalanche photodiodes grown on sapphire and free-standing GaN substrates[J]. Appl. Phys. Lett., 2010, 96: 261107.

[41] Ji M H, Kim J, Detchprohm T, et al. Uniform and reliable GaN p-i-n ultraviolet avalanche photodiode arrays[J]. IEEE Photon. Technol. Lett., 2016, 28(19): 2015-2018.

[42] Sood, Ashok, Zeller, et al. Development of high-performance detector technology for UV and IR applications [J]. Proc. of SPIE, 2019, 11151: 1115113.

[43] Ji M H, Jeong H, Noodeh M B, et al. Demonstration of uniform and reliable GaN p-i-p-i-n separate-absorption and multiplication ultraviolet avalanche photodiode arrays with large detection area [J]. Proc. of SPIE, 2019, 10918: 1091814.

[44] Reddy P, Breckenridge M H, Guo Q, et al. High gain, large area, and solar blind avalanche photodiodes based on Al-rich AlGaN grown on AlN substrates[J]. Appl. Phys. Lett., 2020, 116: 081101.

[45] Watschke L, Passow T, Fuchs F, et al. AlGaN avalanche Schottky diodes with high Al-content[J]. Jap. J. of Appl. Phys., 2019, 58: SCCC11.

作者简介：

王　颖(1970—)，男，重庆市人，工程硕士，高级工程师，主要研究方向为电路与系统/光学仪器；

王　振(1982—)，男，重庆市人，高级工程师，主要从事光电子器件方面的科技情报研究工作。