

基于铝纳米颗粒修饰的非晶氧化镓薄膜 日盲紫外探测器*

况丹¹⁾ 徐爽¹⁾ 史大为²⁾ 郭建²⁾ 喻志农^{1)†}

1) (北京理工大学光电学院, 北京市混合现实与先进显示技术工程研究中心, 薄膜与显示实验室, 北京 100081)

2) (重庆京东方显示技术有限公司, 重庆 400714)

(2022年7月22日收到; 2022年11月18日收到修改稿)

近年来, 宽带隙半导体材料氧化镓在日盲紫外探测领域的应用引起了广泛关注. 本文基于溶液法制备了非晶氧化镓薄膜, 采用紫外光退火的方式降低了薄膜的制备温度, 并且通过铝颗粒修饰氧化镓薄膜表面, 提升了氧化镓紫外探测器的性能. 紫外退火的方式可将氧化镓薄膜的制备温度降至 300 °C, 有望实现柔性器件的制备. 当沉积铝膜厚度在 3—5 nm 时, 可获得分布均匀、直径为 2—3 nm 的铝颗粒, 经修饰的氧化镓薄膜表现出优秀的光电响应性能和日盲探测特性. 在 254 nm 光照下, 最大光暗电流比可达 2.55×10^4 , 在紫外波段的抑制比 $I_{254 \text{ nm}}/I_{365 \text{ nm}}$ 为 2.2×10^4 . 最佳的探测器响应度和探测率分别为 0.771 A/W 和 1.13×10^{11} Jones, 相比于未做修饰的氧化镓紫外探测器提升了约 34 倍和 36 倍. 然而, 铝纳米颗粒的修饰也会引入部分缺陷态, 导致氧化镓光电探测器响应下降时间的增大.

关键词: 氧化镓, 日盲紫外探测, 溶液法, 铝纳米颗粒

PACS: 85.60.Gz, 85.30.-z, 73.61.-r, 82.80.-d

DOI: 10.7498/aps.72.20221476

1 引言

由于来自太阳的 200—280 nm 紫外光会被大气中的臭氧层完全吸收, 在自然条件下的地球表面不存在该波段紫外光, 故称之为日盲紫外光. 日盲紫外探测器是光电探测领域一个重要的分支, 在火焰检测、太空探测、导弹制导等民用和军事领域都有关键作用^[1-3]. 一般来说, 由于材料禁带宽度和吸收波长的关系, 制备日盲紫外探测器要求感光材料具有较宽的带隙, 以实现只对较短波长的紫外光响应的特性, 这样可避免需要增加额外滤光片, 以消除其他波段光波影响的问题, 能够有效地节约成本, 优化器件结构. 目前常用的宽禁带半导体材料有金刚石^[4]、氮化铝镓 (AlGa₂N)^[5]、氧化镓 (Ga₂O₃)^[6]

和氧化锌镁 (MgZnO)^[7]. 其中 Ga₂O₃ 带隙高达 4.7—4.9 eV, 对应小于 280 nm 波长的紫外光, 对可见光有着极高的透过率, 同时还具有良好的化学稳定性和热稳定性, 且无需复杂的合金制备过程, 被认为是新一代日盲紫外探测器的首选材料.

目前, Ga₂O₃ 的制备主要依靠真空制备方法, 如磁控溅射法^[8]、金属有机化学气相沉积^[9]、分子束外延生长^[10]、激光脉冲沉积^[11]等. 而溶液法制备 Ga₂O₃ 则无需真空环境, 可实现 Ga₂O₃ 薄膜的低成本制备, 且易于实现大面积制备. Ga₂O₃ 有五种结晶状态^[12,13], 目前主要的研究都是围绕 β -Ga₂O₃ 展开^[14-16]. 且随着柔性器件的发展需求不断增加, 非晶态 Ga₂O₃ 的制备温度低、成本低廉等优势日渐凸显.

为了实现高性能 Ga₂O₃ 探测器制备, 不同的

* 国家自然科学基金 (批准号: 61874009) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: znyu@bit.edu.cn

改善方法被提出. 2016年, Liu等^[17]采用分子束外延法在蓝宝石衬底上生长了Ga₂O₃薄膜, 通过引入同质种子层作为缓冲层提升了β-Ga₂O₃的结晶质量, 获得了10⁴的光暗电流比. 2017年, Alema等^[18]基于金属有机化学气相沉积对Zn掺杂Ga₂O₃薄膜进行了研究, 所得ZnGaO探测器的光响应抑制比 $R_{232\text{ nm}}/R_{320\text{ nm}}$ 达 5×10^4 . 2019年, Wang等^[19]报道了一种有机/无机混合β-Ga₂O₃/PEDOT:PSS结构, 探测器光抑制比 $R_{245\text{ nm}}/R_{280\text{ nm}}$ 为10³. 局域表面等离子体共振是一种能够增强探测器探测性能的方法. 研究表明, 想要更好地产生这种集体振荡, 选用的材料就需要具有大绝对值的负实数部, 以及小的正虚数部, 因而贵金属是最适合这种模型的材料^[20]. 但是金(Au)^[21]和银(Ag)^[22]等贵金属产生共振的波长范围大多在可见光区, 与Ga₂O₃不够匹配. 2016年, An等^[23]通过制备金纳米颗粒/β-Ga₂O₃复合薄膜, 观察到样品约在510 nm附近具有显著的吸收峰, 这归因于金纳米颗粒产生的表面等离子体激元. 结果表明, 在254 nm+532 nm光照下, 金纳米颗粒/β-Ga₂O₃光电探测器的光响应率远高于在254 nm光照下的光响应率. 而金属铝(Al)在紫外光区有吸收^[24,25], 可以用于修饰Ga₂O₃日盲紫外探测器, 以提升探测器的响应特性.

因此, 本文采用溶液法制备了非晶Ga₂O₃薄膜, 通过紫外退火的方式降低了制备温度, 并利用热蒸发的方法在非晶Ga₂O₃薄膜上沉积铝超薄薄膜, 然后通过热退火实现了铝纳米颗粒对非晶Ga₂O₃薄膜进行修饰, 研究改善日盲紫外探测器的光电性能和日盲特性.

2 实验过程

2.1 器件制备

图1为玻璃基底上沉积非晶Ga₂O₃薄膜并采用铝纳米颗粒修饰表面的日盲紫外探测器的结构示意图. 首先将玻璃基底依次置于去离子水、丙酮、异丙醇、去离子水中超声清洗, 利用氮气吹干后, 放入氧等离子体清洗机中处理10 min, 以改善基底表面在后续溶液旋涂时的浸润性. 用水合硝酸镓(Ga(NO₃)₃·xH₂O)、2-甲氧基乙醇(C₃H₈O₂)以及单乙醇胺(C₂H₇NO)制备0.5 mol/L的前驱体溶液, 其中单乙醇胺作为稳定剂, 与水合硝酸镓等摩尔量. 将配制好的溶液于60 °C下搅拌1 h, 最

后静置36 h进行老化处理. 薄膜旋涂在氮气环境下进行, 转速为3000 r/min, 持续时间为30 s. 旋涂完成后, 将薄膜置于100 °C的加热台上预退火10 min, 然后放于高功率紫外光下照射10 min, 之后进行第二层薄膜的旋涂, 重复操作旋涂薄膜5层. 待5层薄膜都旋涂完毕后, 将样品放于300 °C的马弗炉中进行最终的1 h退火.

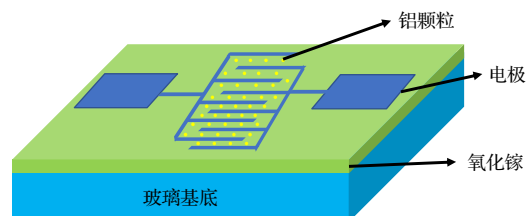


图1 铝纳米颗粒修饰非晶Ga₂O₃探测器结构示意图
Fig. 1. Schematic device structure of the Al nanoparticles decorated amorphous Ga₂O₃ thin film photodetector.

表面铝颗粒的修饰在热蒸发设备中完成. 利用热蒸发在薄膜表面沉积不同厚度(3 nm/5 nm/7 nm)的铝膜, 沉积速率为0.8 Å/s, 底盘转速为25 r/min, 沉积完成后将样品放到700 °C马弗炉中进行快速热退火5 min, 以形成铝颗粒. 最后利用热蒸发沉积100 nm铝作为叉指电极, 叉指的长度为1.7 mm, 宽度和间隔分别为0.1 mm和0.2 mm.

2.2 性能测试

本工作利用X射线衍射仪(XRD, Rigaku Ultima IV)对薄膜的晶体结构进行表征, 利用X射线光电子能谱仪(XPS, PHI VersaProbe III)对薄膜的元素种类进行分析, 利用原子力显微镜(AFM, Bruker Dimension XR)分析薄膜表面粗糙度, 利用TU-1901双光束紫外可见分光光度计测试Ga₂O₃薄膜吸收和透过率曲线, 利用半导体分析仪Keithley 2612A测试样品电学参数, 紫外光源由手持式双波段紫外灯(WFH-203)提供, 365 nm光强为560 μW/cm², 254 nm光强为480 μW/cm².

3 结果与讨论

图2(a)为紫外光退火下的Ga₂O₃薄膜XRD图谱. 从图2(a)可以看出, 除了22°左右来自玻璃基底的非晶峰外, 薄膜均未出现任何Ga₂O₃晶面的衍射峰^[13], 这说明制备的Ga₂O₃薄膜为非晶态. 图2(b)展示了Ga₂O₃薄膜的XPS能谱, 说明了

Ga₂O₃ 薄膜中只含 Ga 和 O 两种元素, 并无其他杂质元素.

本工作采用热蒸发超薄铝膜后快速热退火的方式将几个纳米的铝膜转变成铝纳米颗粒. 图 3 展示了未沉积铝膜的 Ga₂O₃ 薄膜以及沉积了不同厚度铝膜并在空气中进行快速热退火后 Ga₂O₃ 薄膜的 AFM 图. 从图 3(a) 可以看到, 未沉积铝的 Ga₂O₃ 薄膜表面平整, 没有明显颗粒. 而沉积 3 nm/5 nm/7 nm 铝膜后快速热退火的 Ga₂O₃ 薄膜如图 3(b)—(d) 所示, 薄膜表面有明显颗粒状物质, 且薄膜粗糙度随着铝沉积厚度的上升而逐渐增大. 图 2(b) 和图 2(c) 中铝颗粒直径约为 2—3 nm, 且分布均匀, 而图 2(d) 中的铝颗粒出现大小不均的情况, 其中直径最大可达到 10—15 nm, 而小颗粒直径约为 3—4 nm, 这说明, 沉积的铝膜厚度不易过大, 7 nm 时已出现铝纳米颗粒大小分布不均的情况.

图 4(a) 展示了铝修饰前后 Ga₂O₃ 薄膜的透过率曲线, 可以看到, 未进行铝颗粒沉积的薄膜在 300—800 nm 波段的透过率均处于 90% 以上, 而

经过不同厚度铝颗粒修饰的 Ga₂O₃ 薄膜可见光透过率略有降低, 但也均在 80% 以上, 不同条件下的 Ga₂O₃ 薄膜都满足日盲紫外探测器的基本特性. 修饰了铝纳米颗粒的样品吸收边出现轻微红移, 这与铝纳米颗粒的表面等离子体共振效应有关. 同时, 通过绘制 $(\alpha hv)^2-hv$ 曲线 (如图 4(b)) 可知, 样品带隙约为 5 eV, 与 Ga₂O₃ 的理论带隙值 4.9 eV 基本吻合 [26].

为了研究铝纳米颗粒修饰对 Ga₂O₃ 日盲紫外探测器的影响, 实验利用掩膜版在样品薄膜表面蒸发了 100 nm 厚的铝叉指电极并采用 254 nm/365 nm 双波段紫外灯作为光源, 对薄膜的电流-电压 (*I-V*) 特性和时间响应曲线进行测试. 图 5 展示了有无铝颗粒修饰的样品在暗环境和不同波段紫外光照射条件下的 *I-V* 特性曲线. 从图 5(a) 可以看出, 在暗电流测试中, 只有沉积 7 nm 的样品暗电流略有增大, 在 20 V 偏压下所有样品的暗电流级均在 10⁻¹⁰ A, 与测试仪器量程极限接近. 这表明铝颗粒的修饰对 Ga₂O₃ 探测器的暗电流没有影响, 也说明

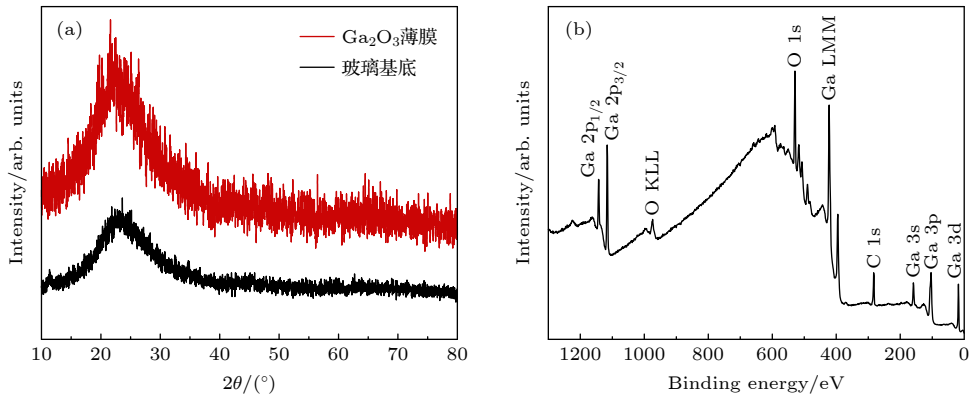


图 2 (a) Ga₂O₃ 薄膜 XRD 图谱; (b) Ga₂O₃ 薄膜 XPS 能谱

Fig. 2. (a) XRD patterns of Ga₂O₃ thin film; (b) XPS spectrum of Ga₂O₃ thin film.

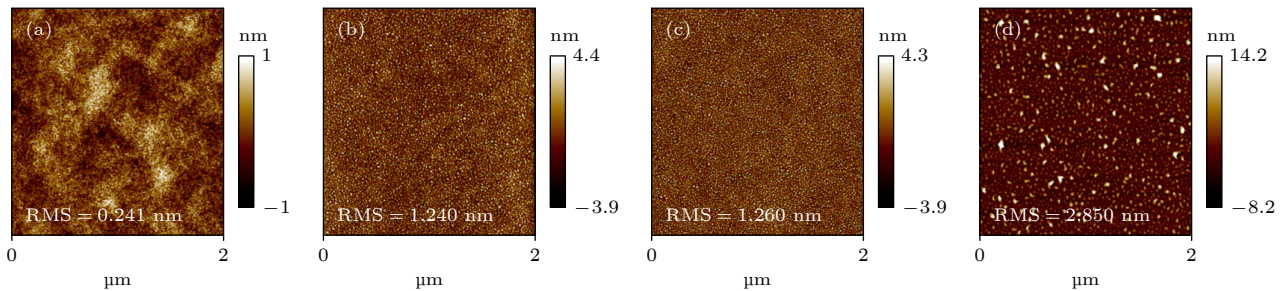


图 3 Ga₂O₃ 薄膜表面 AFM 图 (a) 未沉积铝颗粒; (b) 沉积 3 nm 铝; (c) 沉积 5 nm 铝; (d) 沉积 7 nm 铝

Fig. 3. The AFM images of Ga₂O₃: (a) Without Al Nanoparticles; (b) with 3 nm Al layer; (c) with 5 nm Al layer; (d) with 7 nm Al layer.

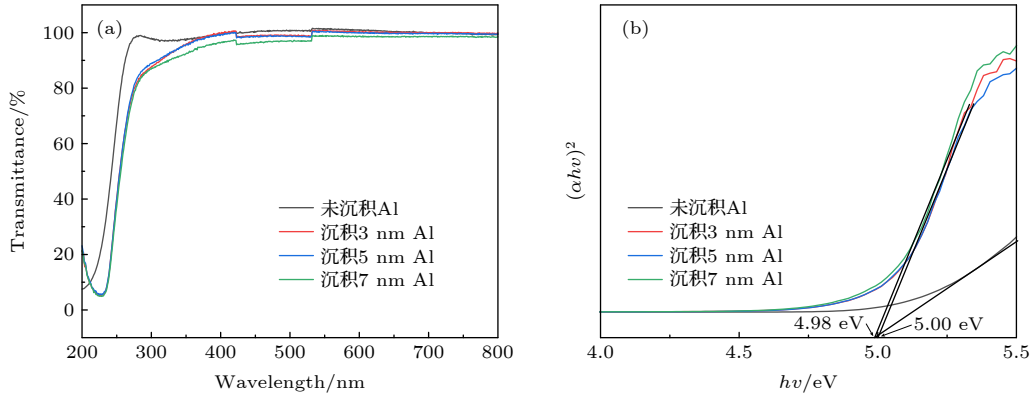


图 4 (a) 不同铝厚度下 Ga₂O₃ 薄膜透过率曲线以及 (b) $(\alpha hv)^2-hv$ 曲线

Fig. 4. (a) Transmittance spectra and (b) curves of $(\alpha hv)^2-hv$ of Ga₂O₃ thin film with different Al thickness.

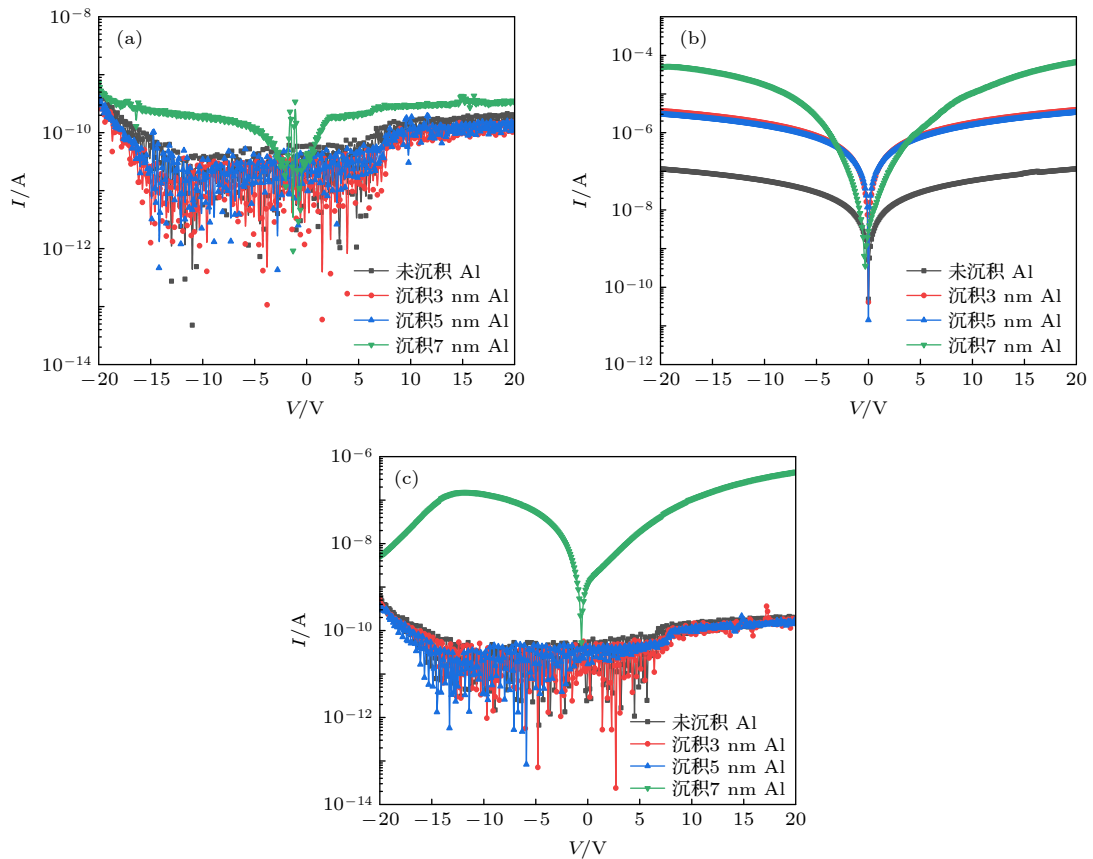


图 5 未沉积铝和沉积不同厚度铝 Ga₂O₃ 紫外探测器的 $I-V$ 特性曲线 (a) 暗电流; (b) 254 nm 光照下的光电流; (c) 365 nm 光照下的光电流

Fig. 5. Electrical performance of Ga₂O₃ photodetectors with/without Al decoration: (a) Dark current; (b) photocurrent under 254 nm illumination; (c) photocurrent under 365 nm illumination.

铝颗粒在 Ga₂O₃ 薄膜表面呈分散态, 没有聚集成团形成导电通路. 当有 254 nm 紫外光照射样品时, 有铝沉积的探测器光电流明显上升, 相比于未沉积铝的样品, 沉积厚度为 3 与 5 nm 的样品光暗电流比均在 10⁴ 量级, 而沉积厚度为 7 nm 器件光暗电流比约为 10⁵. 图 5(c) 是在 365 nm 光照条件下的

探测器光电流, 可以看到, 除了沉积 7 nm 铝的探测器外, 其余探测器的光电流均处于较低水平, 这表明较大的铝颗粒会影响器件的日盲特性. 通过计算不同条件下器件的抑制比可知, 当沉积厚度为 3 或 5 nm 时, 器件光抑制比 $I_{254\text{ nm}}/I_{365\text{ nm}}$ 均大于 10⁴, 而未沉积铝颗粒的样品光抑制比为 6.61×10^2 .

可激发表面等离子体共振效应的入射光波长与金属纳米颗粒的尺寸大小有关. 当沉积厚度为 7 nm 时, 样品中铝纳米颗粒直径变大, 这使得等离子共振波长向长波方向移动, 器件对 365 nm 入射光产生响应, 导致光抑制比恶化, 甚至小于未沉积的样品. 而暗电流的轻微增大可能与表面缺陷有关. 在 -20 V 至 -13 V 电压下, 365 nm 的光电流的逆向增加是由变大的铝纳米颗粒与入射光的共振导致的自由电子积累造成的 [27].

在高真空下, 铝经过热蒸发和退火在 Ga_2O_3 薄膜表面形成铝纳米颗粒, 这相当于在 Ga_2O_3 表面形成了等离子体共振激发. 这一结构的出现之所以可以提升器件的光响应能力, 一方面是因为铝纳米颗粒增加了 Ga_2O_3 薄膜表面的光散射, 促进了 Ga_2O_3 薄膜对紫外光的吸收, 因此产生了更多的光生载流子对; 另一方面, 铝纳米颗粒与 Ga_2O_3 薄膜的直接接触产生了等离子体激发诱导共振能量转移. 图 6 展示了铝纳米颗粒修饰 Ga_2O_3 薄膜时的能带示意图. 在紫外光照射下, 光生载流子通过吸收入射光在 Ga_2O_3 一侧产生. 同时, 由于金属纳米颗粒的存在, 金属表面的自由电子聚集在一起与入射紫外光共同振荡, 等离子体激发诱导共振能量转移的方向是从金属纳米颗粒到 Ga_2O_3 , 在这一过程中, 金属的自由电子被注入到 Ga_2O_3 薄膜, 样品中的载流子浓度增加, 提高了器件的光响应能力. 但当铝颗粒直径变大时, 器件开始对 365 nm 波长产生响应, 光抑制比恶化, 这是因为铝纳米颗粒发生表面等离子体共振的入射光波长与纳米颗粒的大小有关, 随着铝纳米颗粒的增大, 可发生表面等离

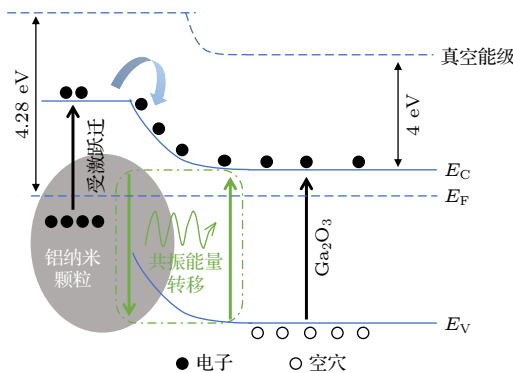


图 6 铝纳米颗粒/ Ga_2O_3 薄膜界面处的能带与电子转移机制

Fig. 6. Schematic illustration of the energy band and electron transfer mechanisms at Al nanoparticles/ Ga_2O_3 interface.

子体共振的波长逐渐红移出日盲波段, 导致器件失去日盲特性. 因此在 365 nm 的入射光下, 器件出现光电流.

为了更好地表征铝颗粒的增强效果, 对不同条件下紫外探测器的光响应度和探测率进行了定量计算 [28]. 光响应度同样是描述探测器对光的探测能力强弱的重要参数, 其计算公式如下:

$$R = \frac{I_{pd}}{P} = \frac{I_p - I_d}{PS}, \quad (1)$$

其中 I_{pd} 表示光生电流; I_p 表示光电流; I_d 表示暗电流; P 表示入射光的光强; S 表示有效光照面积, 响应度单位是 A/W . 254 nm 光强为 $480 \mu\text{W}/\text{cm}^2$, 有效光照面积为 $1.05 \times 10^{-2} \text{cm}^2$.

探测率 D^* 也是表征紫外探测器探测能力强弱的一个重要参数, 其主要是对探测器从噪声中探测光信号的能力进行表征. 计算方式如下:

$$D^* = \sqrt{\frac{S}{2eI_d}} R, \quad (2)$$

式中, S 表示的是探测器接收光照的有效面积, e 是单位电子电量, I_d 表示的是探测器的暗电流, R 则表示探测器的响应度.

经过计算, 各条件下探测器的响应度和探测率如表 1 所列. 由表 1 可知, 在 20 V 偏压下未经铝沉积的 Ga_2O_3 探测器响应度和探测率分别达到了 0.0228 mA/W 和 $3.13 \times 10^9 \text{ Jones}$. 相对于未经修饰的 Ga_2O_3 紫外探测器, 沉积了 3 nm 和 5 nm 铝的探测器响应度和探测率分别提升了约 34 倍和 36 倍, 而沉积 7 nm 的探测器提升效果相对 3 nm 和 5 nm 的探测器进一步提升了约 17 倍和 12 倍. 但是, 沉积 7 nm 的探测器在 365 nm 下的光电流有较明显增加, 这恶化了器件的光抑制比.

图 7 展示了未经过铝颗粒修饰和沉积了铝颗粒的 Ga_2O_3 紫外探测器的时间响应曲线, 双指数拟合方程用于定量分析器件的响应时间常数 [29]:

$$I = I_0 + A_1 e^{-\frac{t}{\tau_1}} + A_2 e^{-\frac{t}{\tau_2}}, \quad (3)$$

其中 I_0 为稳态电流值, A_1 和 A_2 为常数, t 表示时间, τ_1 和 τ_2 代表弛豫时间常数. 从拟合数据可以读出, 未经过铝颗粒修饰的非晶 Ga_2O_3 探测器响应上升 (τ_{r1} , τ_{r2}) 和下降 (τ_{d1} , τ_{d2}) 时间常数分别为 $\tau_{r1}/\tau_{r2} = 3.26 \text{ s}/0.33 \text{ s}$, $\tau_{d1}/\tau_{d2} = 0.53 \text{ s}/5 \text{ s}$. 而经过铝颗粒修饰后, 器件的上升时间响应常数与未修饰前相似, 下降时间则出现明显区别. 下降弛豫时

表 1 20 V 偏压下沉积 3 nm /5 nm /7 nm 以及未沉积样品的电学参数
Table 1. Electrical parameters of samples with 3 nm /5 nm /7 nm Al and without Al under 20 V bias.

铝层厚度/nm	I_{dark}/A	$I_{254\text{ nm}}/\text{A}$	$I_{365\text{ nm}}/\text{A}$	$I_{254\text{ nm}}/I_{\text{dark}}$	$I_{254\text{ nm}}/I_{365\text{ nm}}$	$R_{254\text{ nm}}/(\text{A}\cdot\text{W}^{-1})$	$R_{365\text{ nm}}/(\text{A}\cdot\text{W}^{-1})$	$R_{254\text{ nm}}/R_{365\text{ nm}}$	$D_{254\text{ nm}}^*/\text{Jones}$
未沉积	1.51×10^{-10}	1.15×10^{-7}	1.74×10^{-10}	7.62×10^2	6.61×10^2	0.0228	4.56×10^{-6}	4993	3.13×10^9
3	1.52×10^{-10}	3.88×10^{-6}	1.79×10^{-10}	2.55×10^4	2.17×10^4	0.771	5.36×10^{-6}	1.44×10^5	1.13×10^{11}
5	1.34×10^{-10}	3.32×10^{-6}	1.51×10^{-10}	2.48×10^4	2.20×10^4	0.659	3.37×10^{-6}	1.95×10^5	1.03×10^{11}
7	3.33×10^{-10}	6.88×10^{-5}	4.46×10^{-7}	2.07×10^5	1.54×10^2	13.647	0.0884	154	1.35×10^{12}

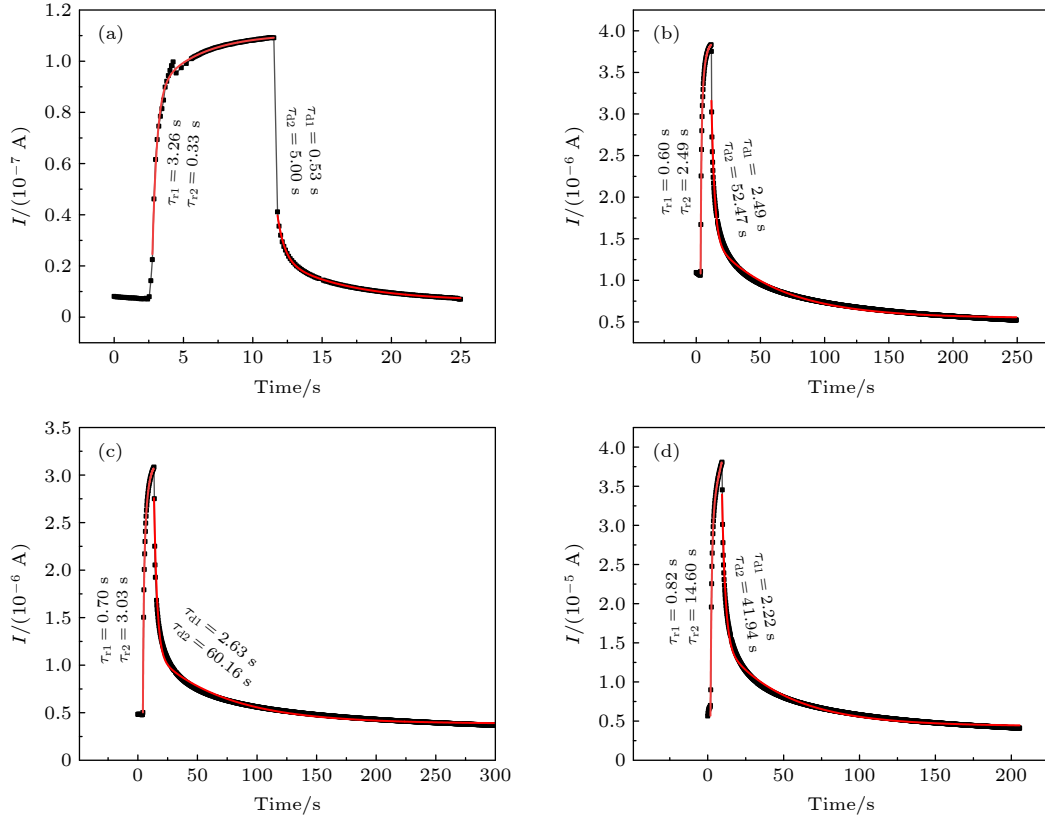


图 7 Ga_2O_3 紫外探测器的时间响应曲线 (a) 未沉积铝; (b) 沉积 3 nm 铝; (c) 沉积 5 nm 铝; (d) 沉积 7 nm 铝

Fig. 7. Time response curves of Ga_2O_3 photodetectors: (a) Without Al; (b) with 3 nm Al layer; (c) with 5 nm Al layer; (d) with 7 nm Al layer.

间常数呈现出两个阶段, 其中快速响应阶段与器件中光生载流子对的产生和分离相关, 慢速响应阶段主要受器件缺陷态的影响. 铝纳米颗粒的修饰在增强器件光电响应的同时, 也导致了 Ga_2O_3 薄膜缺陷态的增加, 使得有效的光生载流子被缺陷捕获, 抑制了电子空穴重结合的速度, 导致慢响应阶段的时间常数增加 [30].

4 结 论

本工作采用溶液法制备了非晶 Ga_2O_3 薄膜, 紫外光退火结合热退火的方法有效地降低了薄膜制备温度, 并利用铝纳米颗粒修饰薄膜表面的方法

大幅度地提升了 Ga_2O_3 紫外光探测器的响应能力和日盲特性. 这得益于表面铝纳米颗粒对紫外光的散射作用, 促进了 Ga_2O_3 薄膜对紫外光的吸收; 同时铝颗粒吸收紫外光产生的表面等离子体共振作用促进了自由电子从金属纳米颗粒向 Ga_2O_3 薄膜方向的转移, 提高了器件的光响应性能. 对比研究热蒸发沉积不同厚度铝膜的样品发现沉积厚度存在最佳范围. 为了获得最佳的器件性能, 热蒸发沉积铝膜厚度应控制在 3—5 nm 范围, 可得分布均匀的直径约为 2—3 nm 的铝颗粒, 对应的器件光暗电流比和光抑制比 $I_{254\text{ nm}}/I_{365\text{ nm}}$ 均大于 10^4 , 而当沉积厚度 7 nm 时, 可观察到铝颗粒大小分布出

现不均匀,且器件的光抑制比恶化.另外铝纳米颗粒修饰 Ga_2O_3 薄膜会影响器件的时间响应,这可能与引入薄膜表面的缺陷态影响光生载流子的捕获有关.铝纳米颗粒修饰非晶 Ga_2O_3 紫外探测器是一种有效提升器件光电响应性能的方法,这为制备高性能柔性日盲深紫外探测器件提供了思路.

参考文献

- [1] Chen H, Liu K, Hu L, Al-Ghamdi A A, Fang X 2015 *Mater. Today* **18** 493
- [2] Razeghi M 2002 *Proc. IEEE* **90** 1006
- [3] Sang L, Liao M, Sumiya M 2013 *Sensors (Basel)* **13** 10482
- [4] Liao M, Wang X, Teraji T, Koizumi S, Koide Y 2010 *Phys. Rev. B* **81** 033304
- [5] Cicek E, McClintock R, Cho C Y, Rahnema B, Razeghi M 2013 *Appl. Phys. Lett.* **103** 051102
- [6] Suzuki R, Nakagomi S, Kokubun Y, Arai N, Ohira S 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 222102
- [7] Yang J L, Liu K W, Shen D Z 2017 *Chin. Phys. B* **26** 047308
- [8] Wu Z H, Qian L X, Sheng T, Zhang Y Y, Liu X Z 2019 *IEEE International Conference on Electron Devices & Solid-state Circuits Xi'an China, June 12–14, 2019* p82
- [9] Chang K W, Wu J J 2005 *Adv. Mater.* **17** 241
- [10] Guo D Y, Wu Z P, Li P G, An Y H, Liu H, Guo X C, Yan H, Wang G F, Sun C L, Li L H, Tang W H 2014 *Opt. Mater. Express* **4** 1067
- [11] Yu F P, Ou S L, Wu D S 2015 *Opt. Mater. Express* **5** 1240
- [12] He H Y, Orlando R, Blanco M A, Pandey R, Amzallag E, Baraille I, Rérat M 2006 *Phys. Rev. B* **74** 195123
- [13] Gottschalch V, Merker S, Blaurock S, Kneiß M, Teschner U, Grundmann M, Krautscheid H 2019 *J. Cryst. Growth* **510** 76
- [14] Pearton S J, Yang J C, Cary P H, Ren F, Kim J, Tadjer M J, Mastro M A 2018 *Appl. Phys. Rev.* **5** 011301
- [15] Dong L P, Yu J G, Jia R X, Hu J C, Zhang Y M, Sun J W 2019 *Opt. Mater. Express* **9** 1191
- [16] Qian L X, Wang Y, Wu Z H, Sheng T, Liu X Z 2017 *Vacuum* **140** 106
- [17] Liu X Z, Guo P, Sheng T, Qian L X, Zhang W L, Li Y R 2016 *Opt. Mater.* **51** 203
- [18] Alema F, Hertog B, Ledyaev O, Volovik D, Thoma G, Miller R, Osinsky A, Mukhopadhyay P, Bakhshi S, Ali H, Schoenfeld W V 2017 *Phys. Status Solidi A* **214** 1600688
- [19] Wang H, Chen H, Li L, Wang Y, Su L, Bian W, Li B, Fang X 2019 *J. Phys. Chem. Lett.* **10** 6850
- [20] Mayer K M, Hafner J H 2011 *Chem. Rev.* **111** 3828
- [21] Zhang Y, Lin N, Li Y, Wang X, Wang H, Kang J, Wilks R, Bar M, Mu R 2016 *Sci. Rep.* **6** 23106
- [22] Liu L T 2020 *Ph. D. Dissertation* (Jinan: Shandong University) (in Chinese) [刘伦涛 2020 博士学位论文 (济南: 山东大学)]
- [23] An Y, Chu X, Huang Y, Zhi Y, Guo D, Li P, Wu Z, Tang W 2016 *Prog. Nat. Sci.* **26** 65
- [24] Shi X, Yang Z, Yin S, Zeng H 2016 *Mater. Technol.* **31** 544
- [25] Chang Y T, Chuang T H, Tsai M W, Chen L C, Lee S C 2007 *J. Appl. Phys.* **101** 054305
- [26] Rafique S, Han L, Zhao H 2016 *Phys. Status Solidi A* **213** 1002
- [27] Cui S, Mei Z, Hou Y, Sun M, Chen Q, Liang H, Zhang Y, Bai X, Du X 2018 *Sci. Chin.-Phys. Mech. Astron.* **61** 107021
- [28] Zhao B, Wang F, Chen H Y, Zheng L X, Su L X, Zhao D X, Fang X S 2017 *Adv. Funct. Mater.* **27** 1700264
- [29] Guo D Y, Su Y L, Shi H Z, Li P G, Zhao N, Ye J H, Wang S L, Liu A P, Chen Z W, Li C R, Tang W H 2018 *ACS Nano* **12** 12827
- [30] Zhang D, Zheng W, Lin R C, Li T T, Zhang Z J, Huang F 2018 *J. Alloys Compd.* **735** 150

High performance amorphous Ga₂O₃ thin film solar blind ultraviolet photodetectors decorated with Al nanoparticles*

Kuang Dan¹⁾ Xu Shuang¹⁾ Shi Da-Wei²⁾ Guo Jian²⁾ Yu Zhi-Nong^{1)†}

1) (*Thin Film and Display Laboratory, Beijing Engineering Research Center for Mixed Reality and Advanced Display Technology, School of Optics and Photonics, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China*)

2) (*Chongqing BOE Display Technology Co., Ltd., Chongqing 400714, China*)

(Received 22 July 2022; revised manuscript received 18 November 2022)

Abstract

Gallium oxide (Ga₂O₃) as a wide bandgap semiconductor material has attracted much attention in the field of solar blind ultraviolet photodetection recently. Localized surface plasmon resonance is considered an effective way to improve the performance of optoelectronic devices by decorating the materials with metal particles. Al nanoparticle is a potential candidate for ultraviolet photodetectors because its suitable resonance wavelength is located in the ultraviolet wavelength range. In this work, the preparation temperature of the Ga₂O₃ thin film is reduced by ultraviolet photo-annealing, and the amorphous Ga₂O₃ thin film is prepared by using the solution method. In addition, aluminum (Al) nanoparticles are used to decorate the surface of Ga₂O₃ thin film through thermal evaporation of aluminum film and then annealing, which improves the optoelectrical performance in the solar-blind wavelength spectrum. The X-ray diffraction (XRD) is employed to demonstrate the amorphous Ga₂O₃ thin film. The surface roughness and the diameters of Al nanoparticles are analyzed by atomic force microscope (AFM). When the thickness of the deposited Al layer is about 3–5 nm, Al particles with the diameters in a range of 2–3 nm can be obtained. When the thickness of the deposited Al layer is more than 7 nm, Al nanoparticles turn into the particles with non-identical diameters and distribute in the form of agglomeration. Transmittance spectrum and absorption spectrum are employed to characterize the optical properties. The bandgaps of different samples are obtained, and the results are consistent with the theoretical ones. The Ga₂O₃ thin film shows excellent optoelectrical performance and solar blind rejection ratio. Under 254 nm illumination, the maximum photo-to-dark current ratio is 2.55×10^4 , and the rejection ratio of $I_{254 \text{ nm}}/I_{365 \text{ nm}}$ is 2.2×10^4 . The best responsivity and detectivity of prepared samples are 0.771 A/W and 1.13×10^{11} Jones, which are about 34 times and 36 times higher than those without Al decoration. The improvement is attributed to the scattering effect of surface Al nanoparticles for illumination, which enhances the Ga₂O₃ thin film absorption of solar blind ultraviolet light. Meanwhile, owing to the localized surface plasma resonance, the local electromagnetic fields generated near the Al nanoparticles promote the transfer of carriers in the film. Furthermore, the point about how the Al nanoparticles decorated on the surface of Ga₂O₃ thin film influence the time response is also discussed in this work. As a result, the introduction of defect states will lead to an increase of fall time due to the Al deposition. In this work, the effect of Al nanoparticles decoration on the optoelectrical performance of amorphous Ga₂O₃ thin film solar blind ultraviolet photodetectors is studied based on a simple preparation, which provides a possible pathway for developing the flexible solar blind electronic devices in the future.

Keywords: gallium oxide, solar blind ultraviolet photodetector, solution method, Al nanoparticles

PACS: 85.60.Gz, 85.30.-z, 73.61.-r, 82.80.-d

DOI: 10.7498/aps.72.20221476

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 61874009).

† Corresponding author. E-mail: zuyu@bit.edu.cn



基于铝纳米颗粒修饰的非晶氧化镓薄膜日盲紫外探测器

况丹 徐爽 史大为 郭建 喻志农

High performance amorphous Ga_2O_3 thin film solar blind ultraviolet photodetectors decorated with Al nanoparticles

Kuang Dan Xu Shuang Shi Da-Wei Guo Jian Yu Zhi-Nong

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 72, 038501 (2023) DOI: 10.7498/aps.72.20221476

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.72.20221476>

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

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

具有大光电导增益的氧化镓薄膜基深紫外探测器阵列

Gallium oxide thin film-based deep ultraviolet photodetector array with large photoconductive gain

物理学报. 2022, 71(20): 208501 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220859>

超宽禁带半导体 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 及深紫外透明电极、日盲探测器的研究进展

Ultra-wide bandgap semiconductor of $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ and its research progress of deep ultraviolet transparent electrode and solar-blind photodetector

物理学报. 2019, 68(7): 078501 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20181845>

基于云母衬底生长的非晶 Ga_2O_3 柔性透明日盲紫外光探测器研究

Flexible transparent solar blind ultraviolet photodetector based on amorphous Ga_2O_3 grown on mica substrate

物理学报. 2021, 70(23): 238502 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20211039>

N掺杂对 $\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 薄膜日盲紫外探测器性能的影响

Effect of N-doping on performance of $\text{-Ga}_2\text{O}_3$ thin film solar-blind ultraviolet detector

物理学报. 2021, 70(17): 178503 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210434>

势垒可调的氧化镓肖特基二极管

Barrier-tunable gallium oxide Schottky diode

物理学报. 2022, 71(3): 037301 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20211536>

基于机械剥离 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 的 Ni/Au 垂直结构肖特基器件的温度特性

Temperature dependent characteristics of Ni/Au vertical Schottky diode based on mechanically exfoliated beta- Ga_2O_3 single crystal

物理学报. 2020, 69(13): 138501 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200424>