

# WO<sub>3</sub>/β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 异质结深紫外光电探测器的高温性能\*

张茂林 马万煜 王磊 刘增 杨莉莉 李山 唐为华<sup>†</sup> 郭宇锋<sup>‡</sup>

(南京邮电大学集成电路科学与工程学院, 氧化镓半导体创新中心, 射频集成与微组装技术国家地方联合工程实验室, 南京 210023)

(2023年4月19日收到; 2023年6月5日收到修改稿)

得益于高达 4.8 eV 的禁带宽度, 超宽禁带半导体氧化镓 (Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 在深紫外探测领域具有天然的优势. 考虑到光电探测器在高温领域具有十分重要的用途, 本文研究了一种 WO<sub>3</sub>/β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 异质结深紫外光电探测器以及高温对其探测性能的影响. 利用金属有机化学气相沉积 (MOCVD) 技术制备了 Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 薄膜, 并采用旋涂和磁控溅射技术分别制备了 WO<sub>3</sub> 薄膜和 Ti/Au 欧姆电极. 在室温 (300 K) 下, 该探测器的光暗电流比为  $3.05 \times 10^6$ , 响应度为 2.7 mA/W, 探测度为  $1.51 \times 10^{13}$  Jones, 外量子效率为 1.32%. 随着温度的升高, 器件的暗电流增加、光电流减少, 导致上述光电探测性能的下降. 为了理清高温环境下探测性能退化的内在物理机制, 研究了温度对光生载流子产生—复合过程的影响, 继而阐明了高温对光电流增益机制的影响. 研究发现, WO<sub>3</sub>/β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 异质结光电探测器能够在 450 K 的高温环境中实现稳定的自供电工作, 表明全氧化物异质结探测器在恶劣探测环境中具有应用潜力.

**关键词:** β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, WO<sub>3</sub>, 深紫外探测, 高温**PACS:** 02.10.Yn, 33.15.Vb, 98.52.Cf, 78.47.dc**DOI:** 10.7498/aps.72.20230638

## 1 引言

深紫外光电探测器是民用和军事应用中的重要器件, 在导弹预警、臭氧空洞监测、安全通信、深空探测等领域具有广泛应用<sup>[1-4]</sup>. 得益于高达 4.8 eV 的禁带宽度及可调控的材料特性, β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 是制造深紫外光电探测器的理想材料之一<sup>[5]</sup>. 基于 β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的多种深紫外光电探测器, 如金属半导体金属 (MSM)、肖特基二极管 (SBD)、异质结器件等<sup>[6-24]</sup> 均得到报道, 并展现出优异的探测性能.

异质结光电探测器与 MSM 以及肖特基光电探测器相比, 具有低暗电流、高响应速度、高响应

度和探测度等优点<sup>[25-31]</sup>. 光生载流子在异质结内建电场的作用下进行输运, 从而器件能够在零偏压下工作, 即成为一种自供电型光电探测器. 同时, 通过调节异质结的势垒高度, 可以控制光生载流子的传输, 并在外加偏压下通过碰撞电离过程实现载流子倍增, 从而实现单光子探测. 这些特点为开发高效、低功耗的深紫外光电探测器提供了可能. 目前, 研究人员已开发出多种基于 β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的异质结自供电光电探测器. 例如, Wu 等<sup>[32]</sup> 提出了一种 β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Ga: ZnO 异质结光电探测器, 其响应度为 0.763 mA/W, 开关比为 127, 上升/下降时间分别为 0.179 s 和 0.272 s. Zhuo 等<sup>[14]</sup> 提出了一种 MoS<sub>2</sub>/β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 异质结光电探测器, 其在零偏压下

\* 国家重点研发计划 (批准号: 2022YFB3605404)、中国博士后科学基金 (批准号: 2022M721689)、江苏省卓越博士后计划和国家自然科学基金 (批准号: 61874059, 62204125) 资助的课题.

<sup>†</sup> 通信作者. E-mail: [whtang@njupt.edu.cn](mailto:whtang@njupt.edu.cn)

<sup>‡</sup> 通信作者. E-mail: [yfguo@njupt.edu.cn](mailto:yfguo@njupt.edu.cn)

响应度为 2.05 mA/W, 探测度为  $1.21 \times 10^{11}$  Jones, 该器件性能优于报道的其他  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结光电探测器, 为设计高性能自供电日盲探测器提供了指导.

当前, 光电探测器需要面对的一个挑战是在高温环境下的工作能力. 火焰检测、深空探测等应用通常伴随着高温环境<sup>[33,34]</sup>, 因而对深紫外光电探测器的高温工作能力提出了新的挑战.  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  基器件具有高化学稳定性和热稳定性, 因此能够适用于高温应用. Nakagomi 等<sup>[35]</sup> 提出了一种  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{p}$  型 4H-SiC 异质结光电探测器, 器件在 500 °C 下的整流比约为  $10^3$ .

为进一步探索  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  在高温深紫外探测中的潜力, 本文提出了一种  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结光电探测器, 并研究了温度对其深紫外探测性能的影响. 具有低成本、纳米结构、工艺简单以及较高的化学稳定性和透明性等特点的  $\text{WO}_3$  材料<sup>[36-41]</sup>, 其与  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  共同构成的全氧化物光电探测器相较于 diamond/ $\text{Ga}_2\text{O}_3$ , AlN/ $\text{Ga}_2\text{O}_3$ , SiC/ $\text{Ga}_2\text{O}_3$  等异质结具备性能优势. 本文利用金属有机化学气相沉积 (MOCVD) 系统在蓝宝石衬底上异质生长氧化镓外延薄膜, 并通过旋涂  $\text{WO}_3$  纳米颗粒来构建  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结. 通过在不同环境温度下进行电流-电压 ( $I$ - $V$ ) 和电流-时间 ( $I$ - $t$ ) 测量, 提取光暗电流比、响应度、探测度、外量子效率等参数, 以评

估  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结的深紫外探测性能 and 高温稳定性.

## 2 研究方法

本文所提出的  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结光电探测器结构如图 1(a) 所示. 首先采用金属有机化学气相沉积 (MOCVD) 系统在 2 in (1 in = 2.54 cm) (0001) 晶向的蓝宝石 ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) 衬底上生长  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  薄膜, 使用三乙基镓 (TEGa, 99.9999%) 和氧气 ( $\text{O}_2$ , 99.9999%) 作为 Ga 源和 O 源, 氩气 (Ar) 作为 TEGa 的载气. 薄膜生长温度设定为 860 °C, 压力为 100 Torr (1 Torr = 133.32 Pa), 薄膜生长速率约为 1  $\mu\text{m}/\text{h}$ . 随后, 通过旋涂  $\text{WO}_3$  纳米颗粒溶液来形成  $\text{WO}_3$  薄膜, 并在 100 °C 环境下退火 20 min. 采用磁控溅射沉积 Ti/Au (30 nm/70 nm) 电极, 电极形状为 1 mm  $\times$  1 mm 的方形电极, 并在 480 °C 下退火 1 min, 使得 Ti/Au 电极与两种半导体之间形成更好的欧姆接触. 采用 keysight B1505A 和高温探针台进行  $I$ - $V$  和  $I$ - $t$  测量, 通过使用 254 nm 紫外光源, 并改变光源和样品之间的距离来调节探测器表面接收到的紫外光强, 从而获得  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  探测器的深紫外探测性能及其温度特性.

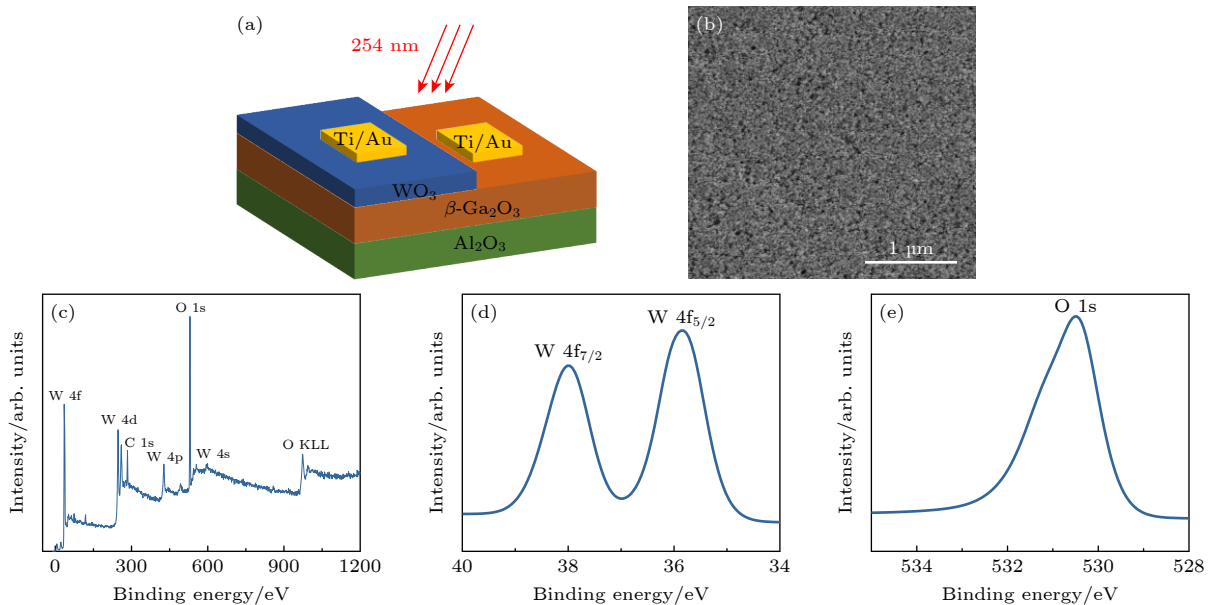


图 1 (a)  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结光电探测器结构示意图; (b)  $\text{WO}_3$  表面的 SEM 图; (c)  $\text{WO}_3$  表面 XPS 图; (d), (e) W  $4f_{5/2}$ , W  $4f_{7/2}$  和 O  $1s$  的结合能

Fig. 1. (a) Schematic diagram of  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  heterojunction PD; (b) SEM image of the  $\text{WO}_3$  surface; (c) XPS spectrum of the  $\text{WO}_3$  thin film; (d), (e) binding energies for W  $4f_{5/2}$ , W  $4f_{7/2}$  and O  $1s$ , respectively.

### 3 结果与讨论

为探究  $\text{WO}_3$  纳米颗粒的形态, 将原始的  $\text{WO}_3$  溶液与异丙醇按 1:40 的体积比稀释后旋涂在硅衬底上. 如图 1(b) 所示,  $\text{WO}_3$  薄膜表面显示出均匀的晶粒, 晶粒大小约为 40—80 nm. 图 1(c) 为  $\text{WO}_3$  薄膜的 X 射线光电子能谱 (XPS). 进一步地, 如图 1(d), (e) 所示, W  $4f_{5/2}$ , W  $4f_{7/2}$  和 O  $1s$  的结合能分别为 37.97, 35.82 和 530.47 eV. 上述结果证明了  $\text{WO}_3$  薄膜的成功制备. 所制备的  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  与  $\text{WO}_3$  薄膜的吸收光谱如图 2(a), (b) 所示, 两者截止波长分别为 249 和 327 nm. 根据 (1) 式:

$$(\alpha h\nu)^2 = C(h\nu - E_g), \quad (1)$$

其中  $\alpha$  为吸收系数,  $h$  为普朗克常数,  $\nu$  为入射光频率,  $C$  为常数,  $E_g$  为带隙. 如图 2(a) 和图 2(b) 内插图所示, 可以算出  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  与  $\text{WO}_3$  的带隙分别为 4.98 和 3.79 eV.  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结的响应度光谱如图 2(c) 所示, 可以观察到仅在 UVC 波段存在一个响应峰值. 由于光生载流子的主要来源是耗尽区域, 这表明光生载流子主要来自  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ . 并且, 该结果也能说明  $\text{WO}_3$  的载流子浓度高于  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ .

为了研究  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结探测器的光电性能, 测量了该器件的  $I$ - $V$  特性, 如图 3(a), (b) 所示. 图 3(a) 为 300—450 K 下的暗电流 ( $I_{\text{dark}}$ ) 特性对比. 在 300—375 K 的温度范围内, 器件的暗电流均小于 1.3 pA, 表明  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结的宽带隙和内建势垒具有抑制暗电流的作用. 当温度达到 400 K 时, 能观察到暗电流随温度的升高而增大. 热激发可能导致暗电流的提高, 即随着温度的升高, 更多的载流子能够跃迁到导带中并形成暗电流. 另一个重要原因是 Shockley-Read-Hall (SRH) 产生-复合机制随着温度的升高而进一步得到增强. 具体到本文所提出的器件, 暗电流主要来自于  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  所形成的耗尽区, 随着温度的提高, 耗尽区载流子生成率增大, 从而导致暗电流的升高 [42]. 由于晶体缺陷及界面缺陷会形成大量的复合中心, 这些复合中心对 SRH 过程有着显著的影响 [43], 进一步优化晶体及界面质量将有望改善暗电流的温度依赖性.

图 3(b) 为不同温度下的光电流 ( $I_{\text{photo}}$ ) 特性对比, 在测量过程中光强固定为  $211 \mu\text{W}/\text{cm}^2$ . 在

300 K 下以及偏压为 0 V 和 5 V 时, 器件的光电流分别为 3.05 和 72.05 nA, 表明探测器具有出色的光电性能. 随着温度的升高, 光电流逐渐降低, 在 400—450 K 区间内光电流下降趋于平缓. 450 K 下偏压为 0 V 和 5 V 时对应的光电流分别为 0.14 和 2.04 nA, 而偏压为 0 V 时的光电流则为室温下的 4%. 导致  $I_{\text{photo}}$  降低的原因可能为迁移率  $\mu$  的下

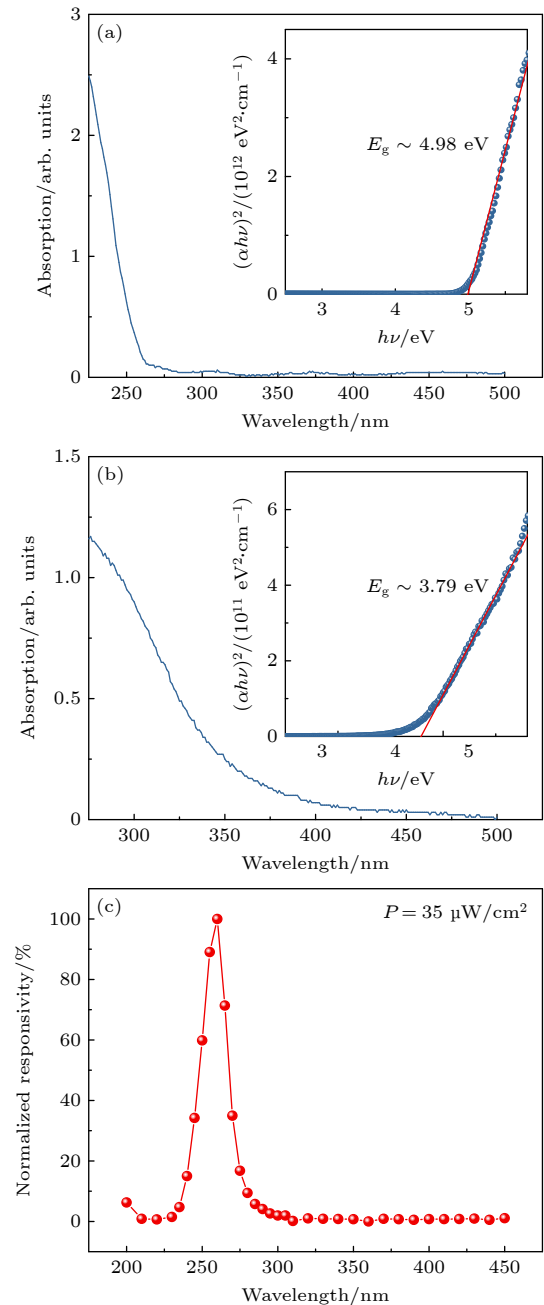


图 2 (a)  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  薄膜的吸收光谱; (b)  $\text{WO}_3$  薄膜的吸收光谱; (c)  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结光电探测器的响应度光谱

Fig. 2. (a) UV-vis absorbance spectrum of the  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  film; (b) UV-vis absorbance spectrum of the  $\text{WO}_3$  film; (c) spectrum responsivity of the  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  photodetector.

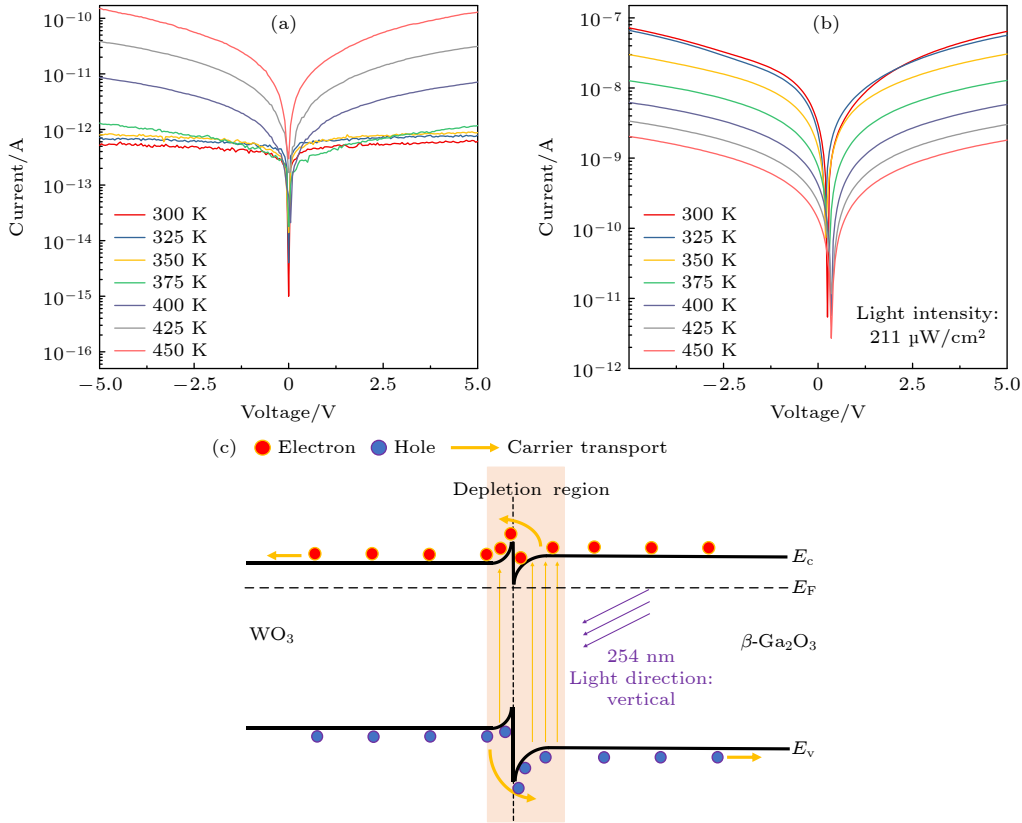


图 3 (a) 黑暗下的  $I-V$  特性; (b) 光照下的  $I-V$  特性; (c)  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结能带结构

Fig. 3. (a)  $I-V$  characteristics in the dark; (b)  $I-V$  characteristics under illuminations; (c) band structure of  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  heterojunction.

降和增强的 SRH 复合机制. 随着温度的升高, 晶格振动散射增强, 引起迁移率的下降和载流子传输效率的降低, 更多的载流子将在输运至电极前被复合. 其次, 增强的 SRH 机制使得载流子复合速率增大, 光生非平衡电子和空穴的寿命降低, 可被电极收集到的载流子数量减少, 从而导致光电流的下降. 在各个温度下我们都可以观察到显著的光电流的零点漂移现象, 偏移电压约为 0.25—0.35 V, 表明该探测器具备自驱动的特性.

为进一步说明该器件的自驱动机理, 图 3(c) 为  $\text{WO}_3$  和  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  的能带结构示意图. 所采用的  $\text{WO}_3$  和  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  材料均未进行有意掺杂, 但由于材料中无法避免的缺陷态和氧空位等因素,  $\text{WO}_3$  和  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  通常为 n 型半导体 [44–47]. 根据能带数据 [48,49],  $\text{WO}_3$  和  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  的电子亲和能分别为 3.3 和 4.0 eV. 由于前文提到  $\text{WO}_3$  的载流子浓度高于  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , 因此  $\text{WO}_3$  的费米能级高于  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ .  $\text{WO}_3$  和  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  接触后形成产生的费米能级差异,  $\text{WO}_3$  中的电子向  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  中移动, 从而形成内建势垒并阻止电子继续转移, 直到  $\text{WO}_3$  和  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  体系

形成统一的费米能级. 具体地, 受到深紫外光照射时,  $\text{WO}_3$  和  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  将吸收光子, 激发电子从价带顶跃迁至导带底, 同时由光子激发的电子-空穴对会被内建电场快速分离, 电子从  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  的导带底流向  $\text{WO}_3$ , 空穴则从  $\text{WO}_3$  的价带顶流向  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ . 异质结内建势垒或内建电场的特性使得器件能够在零偏压下工作, 并实现自驱动工作. 当深紫外光照结束后, 载流子将通过复合中心进行快速复合, 器件电流也将快速衰减. 值得注意的是, 从图 3(a) 可以看出,  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结几乎不存在整流特性, 该现象同样能够借助能带图进行解释, 图 3(c) 中  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  界面处形成了正尖峰势垒, 根据异质结的载流子输运理论, 正尖峰势垒的形成将导致异质结整流特性的消失 [50].

提取不同光强 (50, 72, 110, 157, 211  $\mu\text{W}/\text{cm}^2$ ) 下 0 V 电压对应的  $I_{\text{photo}}$  和  $I_{\text{dark}}$  随温度的变化趋势如图 4(a) 所示.  $I_{\text{dark}}$  随温度的上升呈现出先慢后快的上升趋势, 而在所有温度下, 随着光强的增大,  $I_{\text{photo}}$  均呈现出上升的趋势. 这是由于光强的增大导致更多光子转变为电子-空穴对, 从而形成更

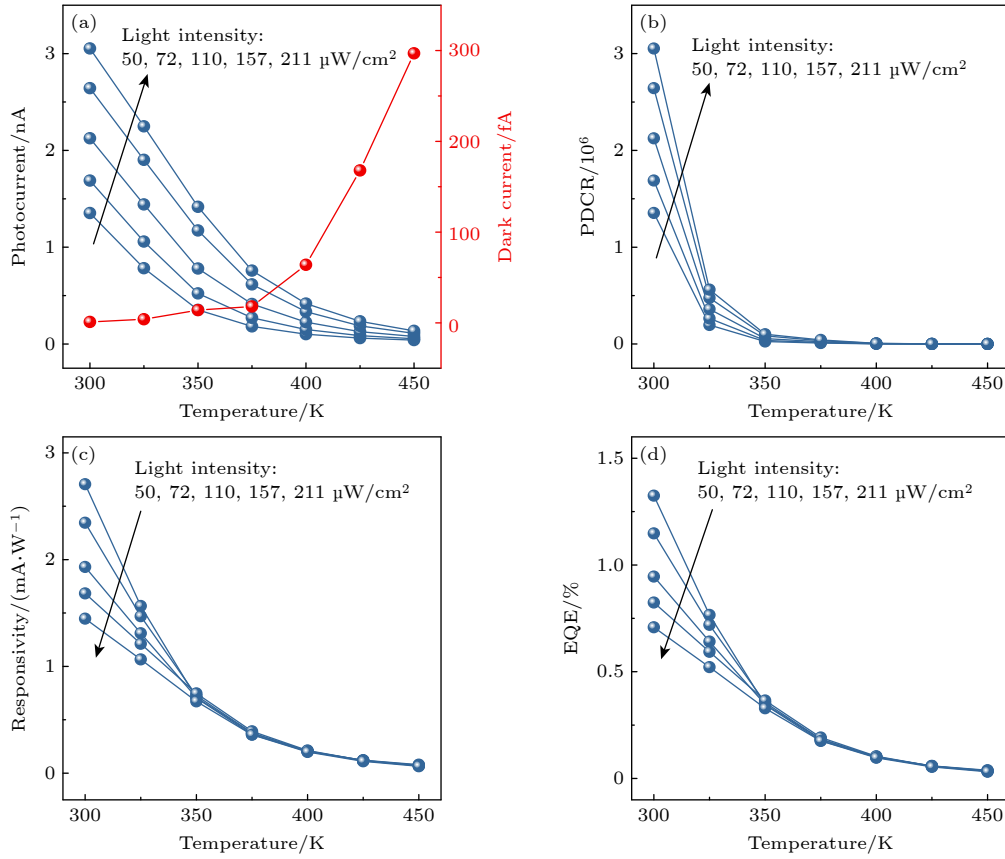


图 4 不同温度下  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结光电探测器的性能 (a) 光电流和暗电流; (b) 光暗电流比; (c) 响应度; (d) 外量子效率  
 Fig. 4.  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  heterojunction photodetector at different temperatures: (a) Photocurrent and dark current; (b) photo-to-dark current ratio; (c) responsivity; (d) external quantum efficiency.

高的  $I_{\text{photo}}$ . 此外, 当温度在 300—400 K 内时, 观察到  $I_{\text{photo}}$  有较明显的下降趋势. 当温度升高到 425—450 K 时,  $I_{\text{photo}}$  的退化趋于平稳, 在这种条件下可观察到相对稳定的工作状态. 进一步提取了光暗电流比 (PDCR)、响应度 ( $R$ )、探测度 ( $D^*$ ) 和外量子效率 (EQE), 以评估  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结的光电检测性能, 通过 (2) 式—(5) 式来提取:

$$\text{PDCR} = (I_{\text{photo}} - I_{\text{dark}}) / I_{\text{dark}}, \quad (2)$$

$$R = (I_{\text{photo}} - I_{\text{dark}}) / P \cdot S, \quad (3)$$

$$D^* = \frac{R}{\sqrt{2eI_{\text{dark}}/s}}, \quad (4)$$

$$\text{EQE} = Rhc / (e\lambda), \quad (5)$$

其中  $P$  为光强,  $S$  为有效受光面积,  $e$  为单电荷量,  $h$  为普朗克常数,  $c$  为光速,  $\lambda$  为波长. 图 4(b) 对比了不同温度下和不同光强下的光暗电流比. 在 300 K 时, 光暗电流比最高可达  $3.05 \times 10^6$ . 当温度提升为 375 K 时, 光暗电流比降低至  $4 \times 10^4$ , 即使在 450 K 的温度下, 光暗电流比仍高于  $4 \times 10^2$ , 表明

该  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结光电探测器在高温下也能实现有效的深紫外探测.

图 4(c) 为各个温度下器件的响应度. 器件有效的受光面积  $S$  为  $1 \text{ mm}^2$ , 光照强度分别为 50, 72, 110, 157,  $211 \mu\text{W}/\text{cm}^2$ . 在室温下, 响应度最高值为  $2.7 \text{ mA}/\text{W}$ . 由于有效受光面积不变, 因此响应度主要取决于  $I_{\text{photo}}$  和  $I_{\text{dark}}$  的值. 随着温度的升高,  $I_{\text{photo}}$  下降导致响应度逐渐恶化. 同时, 响应度随着光强的增大而降低, 这是由于高光强下的自热增强了载流子的散射概率, 且在高载流子浓度下, 复合的可能性得到提高. 同时, 通过 (4) 式获得了探测器的探测度, 在 300 K 以及  $50 \mu\text{W}/\text{cm}^2$  的光强下, 探测度为  $1.51 \times 10^{13} \text{ Jones}$ , 体现了器件探测微弱光信号的潜力. 图 4(d) 为外量子效率随温度及光强的变化情况. 在 300 K 下, 外量子效率达到了 1.32%. 与响应度和温度的关系类似, 外量子效率随着温度的升高而降低. 表 1 为不同类型的氧化镓异质结光电探测器性能比较, 可以看出  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结光电探测器具有更优的探测性能.

除  $I$ - $V$  特性外,  $I$ - $t$  响应也是衡量探测器性能的重要指标, 能够反映其动态工作时的光电探测性能. 图 5(a)—(g) 为不同温度下  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结探测器的  $I$ - $t$  特性曲线. 在动态测试中, 偏置电压设定为 0 V, 深紫外光源的开启和关闭时间均为 6 s, 在每个温度下分别采用大小为 50, 72, 110, 157, 211  $\mu\text{W}/\text{cm}^2$  的光强进行测试. 如图 5 所示, 所有温度下探测器均输出了平滑的  $I$ - $t$  曲线, 光电流随着光强的增大而上升, 表明器件在高温环境下仍能实现稳定的自供电探测. 但与前述  $I$ - $V$  曲线类

似, 动态开关时的光电流随着温度的升高而下降, 并在 425—450 K 时下降趋于饱和.

探测器的带宽较大程度上取决于其响应时间, 也即上升时间和下降时间. 上升时间 ( $\tau_r$ ) 为电流从 10% 增长到 90% 所需的时间, 下降时间 ( $\tau_f$ ) 为器件电流从 90% 下降到 10% 所需的时间. 如图 5(h) 所示, 在室温下,  $\tau_r$  和  $\tau_f$  分别为 0.51 s 和 0.22 s. 随着温度的升高,  $\tau_r$  和  $\tau_f$  逐渐缩短, 即响应速度逐渐加快. 在 450 K 下,  $\tau_r$  和  $\tau_f$  分别为 0.24 s 和 0.04 s. 正如前面所提到的, 随着温度升高, 载流子寿命降

 表 1 不同  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  异质结光电探测器性能比较

 Table 1. Comparison of performance for several  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  heterojunction photodetectors.

PD	Self-powered	UV light/nm	PDCR	$R/(\text{mA}\cdot\text{W}^{-1})$	$D/\text{Jones}$	Ref.
$\text{MoS}_2/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$	Yes	245	$\sim 1.3\times 10^4$	2.1	$1.21\times 10^{11}$	[14]
$\text{ZnO}/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$	Yes	251	$\sim 1.0\times 10^4$	9.7	$6.29\times 10^{12}$	[51]
Diamond/ $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$	Yes	244	37.0	0.2	$6.99\times 10^9$	[52]
$\text{CuI}/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$	Yes	254	$4.0\times 10^3$	8.5	$6.30\times 10^{12}$	[53]
$4\text{H-SiC}/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$	Yes	254	$1.7\times 10^3$	10.4	$8.80\times 10^9$	[54]
$\text{NiO}/\text{Ga}_2\text{O}_3$	Yes	254	$\sim 1.0\times 10^2$	0.3	$1.81\times 10^8$	[55]
$\text{CuCrO}_2/\text{Ga}_2\text{O}_3$	Yes	254	$3.5\times 10^4$	0.1	$4.70\times 10^{11}$	[56]
$\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$	Yes	254	$3.5\times 10^6$	2.7	$1.51\times 10^{13}$	本文

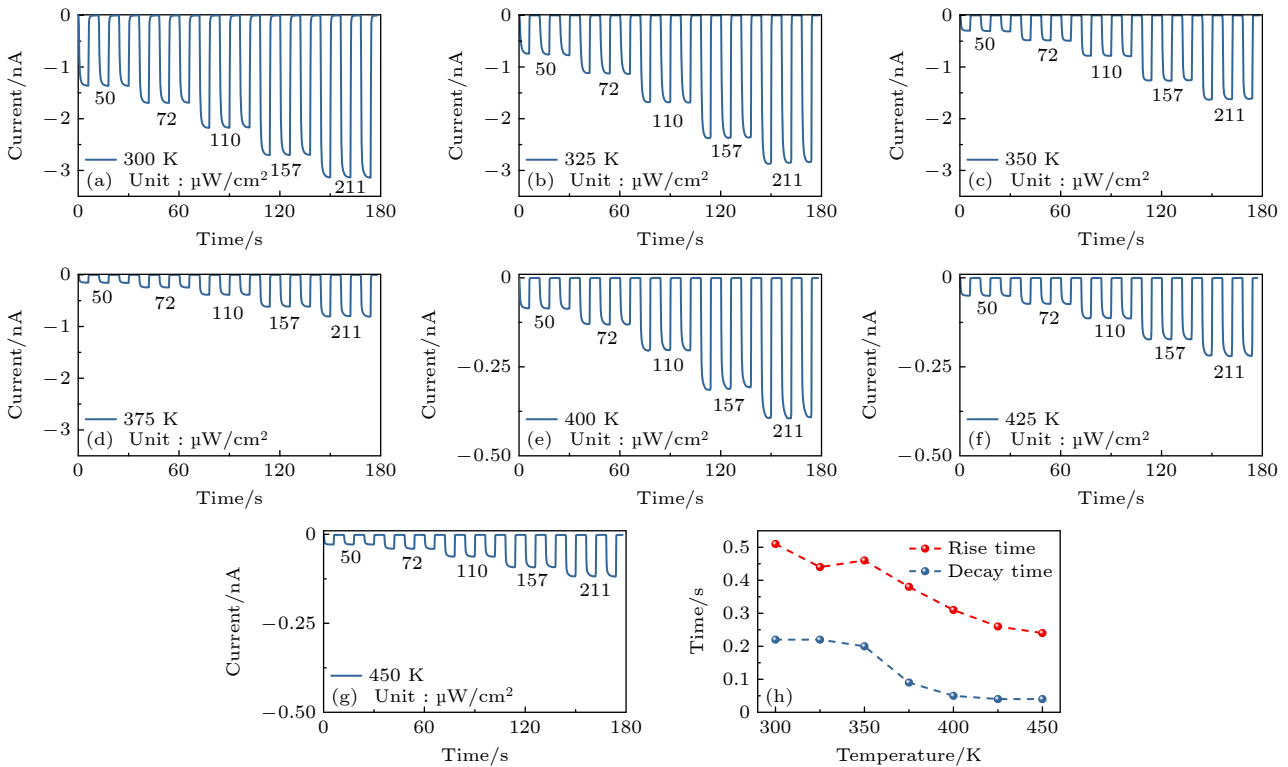

 图 5 (a)—(g)  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结光电探测器在不同温度下的  $I$ - $t$  特性曲线; (h) 上升与下降时间随温度的变化

 Fig. 5. (a)—(g)  $I$ - $t$  curves of the  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  heterojunction PD with various temperatures; (h) variation of rise and fall times with temperature.

低, 复合速率提高, 因此单位时间内能够复合更多的电子-空穴对, 进而导致上升和下降响应时间的缩短<sup>[43,57]</sup>.

众所周知, 探测器的增益和带宽存在折衷关系, 反映在材料层面则是载流子复合过程与载流子输运过程之间的竞争. 当载流子复合效率远大于输运效率时, 载流子倾向于复合而非输运到电极形成光电流, 此时器件响应时间和光电流均有所降低, 反之亦然. 随着工作温度的提高, 复合寿命和迁移率均有着不同程度的降低, 载流子复合过程逐渐成为主导机制, 从而引起探测器性能的变化.

对于室温探测应用, 研究者们能够通过优化材料生长来调节少数载流子寿命, 改变器件结构来调控载流子输运效率, 从而满足增益和带宽指标. 而对于高温探测应用, 则要求器件的探测性能尽可能地稳定, 从而要求载流子产生-复合过程尽可能不随温度变化而改变. 由于以  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  为代表的氧化物半导体材料生长技术仍未成熟, 材料中大量的缺陷将在禁带中形成复合中心能级, 使得 SRH 成为主要的产生-复合过程, 而 SRH 过程极易受到温度的影响, 也因此基于氧化物的光电探测器在高温下往往会发生性能漂移. 对于异质结探测器而言, 该效应尤为明显, 这是由于材料本身不仅存在复合中心, 异质结的界面也存在着显著的晶格失配, 因此界面态对 SRH 过程的影响可能强于体内的复合中心.

通过上述研究不难发现,  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结探测器具备较高的深紫外探测性能, 该探测器能够在高温环境下正常工作, 但其探测性能随温度的升高而发生不同程度的偏移, 且偏移程度大于光电导探测器<sup>[58]</sup>, 这表明受限于制备技术,  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  界面态密度较高. 在后续工作中, 通过优化晶体质量及制备技术, 有望实现更稳定的高温探测.

## 4 结 论

本文提出一种  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结光电探测器, 并研究了其光电性能的温度依赖性. 得益于异质结形成的内建电场, 该探测器可以在零偏压下自驱动工作. 在室温下, 探测器的光暗电流比为  $3.05 \times 10^6$ , 响应度为  $2.7 \text{ mA/W}$ , 外量子效率为  $1.32\%$ , 探测度为  $1.51 \times 10^{13}$  Jones, 但这些性能均随温度升高而下降. 考虑到温度对 SRH 复合过程

的影响, 讨论了温度对探测器内部的载流子产生-复合过程的调控机制, 进而阐明了探测性能高温漂移的内在本质. 研究发现,  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  异质结光电探测器能在  $450 \text{ K}$  的温度下能够实现稳定的自供电深紫外探测, 为开发恶劣环境下的光电探测应用提供了一种可行的技术路径.

## 参考文献

- [1] Xu J J, Zheng W, Huang F 2019 *J. Mater. Chem. C* **7** 8753
- [2] Shepelev V A, Altukhov A A, Gladchenkov E V, Popov A V, Teplova T B, Feshchenko V S, Zhukov A O 2017 *Russ. Eng. Res.* **37** 273
- [3] Zhao B, Wang F, Chen H Y, Wang Y P, Jiang M M, Fang X S, Zhao D X 2015 *Nano Lett.* **15** 3988
- [4] Guo D Y, Guo Q X, Chen Z W, Wu Z P, Li P G, Tang W H 2019 *Mater. Today Phys.* **11** 100157
- [5] Song D Y, Li L, Li B S, Sui Y, Shen A D 2016 *AIP Adv.* **6** 065016
- [6] Xue H W, He Q M, Jian G Z, Long S B, Pang T, Liu M 2018 *Nanoscale Res. Lett.* **13** 290
- [7] Guo D Y, Wu Z P, An Y H, Guo X C, Chu X L, Sun C L, Li L H, Li P G, Tang W H 2014 *Appl. Phys. Lett.* **105** 023507
- [8] Monroy E, Omnès F, Calle F 2003 *Semicond. Sci. Technol.* **18** R33
- [9] Wang S L, Chen K, Zhao H L, He C R, Wu C, Guo D Y, Zhao N, Ungar G, Shen J Q, Chu X L, Li P G, Tang W H 2019 *RSC Adv.* **9** 6064
- [10] Jaiswal P, Muazzam UI U, Pratiyush A S, Mohan N, Raghavan S, Muralidharan R, Shivashankar S A, Nath D N 2018 *Appl. Phys. Lett.* **112** 021105
- [11] Pratiyush A S, Krishnamoorthy S, Solanke S V, Xia Z, Muralidharan R, Rajan S, Nath D N 2017 *Appl. Phys. Lett.* **110** 221107
- [12] Ruan M M, Song L X, Yang Z, Teng Y, Wang Q S, Wang Y Q 2017 *J. Mater. Chem. C* **5** 7161
- [13] Chen S C, Chang T C, Liu P T, Wu Y C, Ko C C, Yang S, Feng L W, Sze S M, Chang C Y, Lien C H 2007 *Appl. Phys. Lett.* **91** 213101
- [14] Zhuo R R, Wu D, Wang Y G, Wu E P, Jia C, Shi Z F, Xu T T, Tian Y T, Li X J 2018 *J. Mater. Chem. C* **6** 10982
- [15] Zhuo R R, Wang Y G, Wu D, Lou Z H, Shi Z F, Xu T T, Xu J M, Tian Y T, Li X J 2018 *J. Mater. Chem. C* **6** 299
- [16] Pintor-Monroy M I, Barrera D, Murillo-Borjas B L, Ochoa-Estrella F J, Hsu J W P, Quevedo-Lopez M A 2018 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **10** 38159
- [17] Chu X L, Liu Z, Zhi Y S, Liu Y Y, Zhang S H, Wu C, Gao A, Li P G, Guo D Y, Wu Z P, Tang W H 2021 *Chin. Phys. B* **30** 017302
- [18] Ma P P, Zheng J, Zhang Y B, Liu X Q, Liu Z, Zuo Y H, Xue C L, Cheng B W 2022 *Chin. Phys. B* **31** 047302
- [19] Wang S Q, Cheng N N, Wang H A, Jia Y F, Lu Q, Ning J, Hao Y, Liu X T, Chen H F 2023 *Chin. Phys. B* **32** 048502
- [20] Yang C, Liang H W, Zhang Z Z, Xia X C, Zhang H Q, Shen R S, Luo Y M, Du G T 2019 *Chin. Phys. B* **28** 048502
- [21] Ma H L, Fan D W 2009 *Chin. Phys. Lett.* **26** 117302
- [22] Xiong Z N, Xiu X Q, Li Y W, Hua X M, Xie Z L, Chen P, Liu B, Han P, Zhang R, Zheng Y D 2018 *Chin. Phys. Lett.* **35** 058101

- [23] Wang P W, Song Y P, Zhang X Z, Xu J, Yu D P 2008 *Chin. Phys. Lett.* **25** 1038
- [24] Liu Z, Tang W 2023 *J. Phys. D* **56** 093002
- [25] Oshima T, Okuno T, Arai N, Suzuki N, Hino H, Fujita S 2009 *Jpn. J. Appl. Phys.* **48** 011605
- [26] Chen Y C, Lu Y J, Liu Q, Lin C N, Guo J, Zang J H, Tian Y Z, Shan C X 2019 *J. Mater. Chem. C* **7** 2557
- [27] Liu Z, Wang X, Liu Y Y, Guo D Y, Li S, Yan Z Y, Tan C K, Li W J, Li P G, Tang W H 2019 *J. Mater. Chem. C* **7** 13920
- [28] Zhou C Q, Ai Q, Chen X, Gao X H, Liu K W, Shen D Z 2019 *Chin. Phys. B* **28** 048503
- [29] Sun W M, Sun B Y, Li S, Ma G L, Gao A, Jiang W Y, Zhang M L, Li P G, Liu Z, Tang W H 2022 *Chin. Phys. B* **31** 024205
- [30] Xue S B, Zhuang H Z, Xue C S, Hu L J 2006 *Chin. Phys. Lett.* **23** 3055
- [31] Xie Z L, Zhang R, Xia C T, Xiu X Q, Han P, Liu B, Zhao H, Jiang R L, Shi Y, Zheng Y D 2008 *Chin. Phys. Lett.* **25** 2185
- [32] Wu Z P, Jiao L, Wang X L, Guo D Y, Li W H, Li L H, Huang F, Tang W H 2017 *J. Mater. Chem. C* **5** 8688
- [33] Luo Z, Zhou H C 2007 *IEEE Trans. Instrum. Meas.* **56** 1877
- [34] Galazka Z 2018 *Semicond. Sci. Technol.* **33** 113001
- [35] Nakagomi S, Sakai T, Kikuchi K, Kokubun Y 2019 *Phys. Status Solidi A* **216** 1700796
- [36] Stubhan T, Li N, Luechinger N A, Halim S C, Matt G J, Brabec C J 2012 *Adv. Energy Mater.* **2** 1433
- [37] Choi H, Kim B, Ko M J, Lee D K, Kim H, Kim S H, Kim K 2012 *Org. Electron.* **13** 959
- [38] Jing S H, Chen Y C, Ching-Fuh L 2010 *IEEE Electron Device Lett.* **31** 332
- [39] Tao C, Ruan S P, Xie G H, Kong X Z, Shen L, Meng F X, Liu C X, Zhang X D, Dong W, Chen W Y 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 043311
- [40] Meyer J, Hamwi S, Schmale S, Winkler T, Johannes H H, Riedl T, Kowalsky W 2009 *J. Mater. Chem.* **19** 702
- [41] Meyer J, Hamwi S, Bülow T, Johannes H H, Riedl T, Kowalsky W 2007 *Appl. Phys. Lett.* **91** 113506
- [42] Shura M W, Wagener V, Botha J R, Wagener M C 2012 *Phys. B Condens. Matter* **407** 1656
- [43] Rose A 1955 *Phys. Rev.* **97** 322
- [44] Gui Y H, Yang L L, Tian K, Zhang H H, Fang S M 2019 *Sens. Actuators B Chem.* **288** 104
- [45] Lima L V C, Rodriguez M, Freitas V A A, Souza T E, Machado A E H, Patrocínio A O T, Fabris J D, Oliveira L C A, Pereira M C 2015 *Appl. Catal. B* **165** 579
- [46] Hill J C, Choi K S 2012 *J. Phys. Chem. C* **116** 7612
- [47] Kuramata A, Koshi K, Watanabe S, Yamaoka Y, Masui T, Yamakoshi S 2016 *Jpn. J. Appl. Phys.* **55** 1202a2
- [48] Walter C W, Hertzler C F, Devynck P, Smith G P, Peterson J R 1991 *J. Chem. Phys.* **95** 824
- [49] Mohamed M, Irmscher K, Janowitz C, Galazka Z, Manzke R, Fornari R 2012 *Appl. Phys. Lett.* **101** 132106
- [50] Sun B Y, Sun W M, Li S, Ma G L, Jiang W Y, Yan Z Y, Wang X, An Y H, Li P G, Liu Z, Tang W H 2022 *Opt. Commun.* **504** 127483
- [51] 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
- [52] Chen Y C, Lu Y J, Lin C N, Tian Y Z, Gao C J, Dong L, Shan C X 2018 *J. Mater. Chem. C* **6** 5727
- [53] Li S, Zhi Y S, Lu C, Wu C, Yan Z Y, Liu Z, Yang J, Chu X L, Guo D Y, Li P G, Wu Z P, Tang W H 2021 *J. Phys. Chem. Lett.* **12** 447
- [54] Yu J, Dong L, Peng B, Yuan L, Huang Y, Zhang L, Zhang Y, Jia R 2020 *J. Alloys Compd.* **821** 153532
- [55] Yu J G, Yu M, Wang Z, Yuan L, Huang Y, Zhang L C, Zhang Y M, Jia R X 2020 *IEEE Trans. Electron Devices* **67** 3199
- [56] Wu C, Qiu L L, Li S, Guo D Y, Li P G, Wang S L, Du P F, Chen Z W, Liu A P, Wang X H, Wu H P, Wu F M, Tang W H 2021 *Mater. Today Phys.* **17** 100335
- [57] Schenk A 1992 *Solid State Electron.* **35** 1585
- [58] Zhang M L, Ma W Y, Li S, Yang L L, Liu Z, Guo Y F, Tang W H 2023 *IEEE Trans. Electron Devices* **70** 2336

# Investigation of high-temperature performance of $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ heterojunction deep-ultraviolet photodetectors\*

Zhang Mao-Lin   Ma Wan-Yu   Wang Lei   Liu Zeng   Yang Li-Li

Li Shan   Tang Wei-Hua<sup>†</sup>   Guo Yu-Feng<sup>‡</sup>

(National and Local Joint Engineering Laboratory for RF Integration and Micro-Assembly Technologies, Innovation Center for Gallium Oxide Semiconductor (IC-GAO), College of Integrated Circuit Science and Engineering, Nanjing University of Posts and Telecommunications, Nanjing 210023, China)

( Received 19 April 2023; revised manuscript received 5 June 2023 )

## Abstract

Owing to the high bandgap of up to 4.8 eV,  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  has a natural advantage in the field of deep-ultraviolet (DUV) detection. The  $\text{Ga}_2\text{O}_3$ -based photoconductors, Schottky and heterojunction detectors are proposed and show excellent photodetection performance. The  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  heterojunction detectors are self-driven and feature low power consumption. On the other hand, considering the ultra-wide bandgap and low intrinsic carrier concentration,  $\text{Ga}_2\text{O}_3$ -based photodetectors are exhibiting important applications in high-temperature photodetection. In this work, a  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  heterojunction DUV photodetector is constructed and the effect of high temperature on its detection performance is investigated. The  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  films are prepared by metal-organic chemical vapor deposition (MOCVD), and  $\text{WO}_3$  films and Ti/Au ohmic electrodes are prepared by spin-coating technology and magnetron sputtering technique, respectively. The current-voltage ( $I$ - $V$ ) and current-time ( $I$ - $t$ ) measurements are performed at different ambient temperatures. Parameters including light-dark-current ratio (PDCR), responsivity ( $R$ ), detectivity ( $D^*$ ), and external quantum efficiency (EQE) are extracted to evaluate the deep-ultraviolet detection performance and its high-temperature stability. At room temperature (300 K), the PDCR, the  $R$ , the  $D^*$ , and the EQE of the detector are  $3.05 \times 10^6$ , 2.7 mA/W,  $1.51 \times 10^{13}$  Jones, and 1.32%, respectively. As the temperature increases, the dark current of the device increases and the photocurrent decreases, resulting in the degradation of the photodetection performance. To explore the physical mechanism behind the degradation of the detection performance, the effect of temperature on the carrier generation-combination process is investigated. It is found that the Shockley-Read-Hall (SRH) generation-combination mechanism is enhanced with the increase of temperature. Recombination centers are introduced from the crystal defects and interfacial defects, which originate mainly from the SRH process. Specifically, the dark current comes mainly from the depletion region of  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , and the carrier generation rate in the depletion region is enhanced with temperature increasing, which leads to the rise of dark current. Similarly, the increase of temperature leads to the improvement of the recombination process, therefore the photocurrent decreases at a higher temperature. This effect can also well explain the variation of response time at a high temperature. Overall, it is exhibited that the  $\text{WO}_3/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  heterojunction photodetector can achieve stable self-powered operation even at an ambient temperature of 450 K, indicating that the all-oxide heterojunction detector has potential applications in harsh detection environments.

**Keywords:**  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ ,  $\text{WO}_3$ , deep ultraviolet detection, high-temperature

**PACS:** 02.10.Yn, 33.15.Vb, 98.52.Cf, 78.47.dc

**DOI:** [10.7498/aps.72.20230638](https://doi.org/10.7498/aps.72.20230638)

\* Project supported by the National Key Research and Development Program of China (Grant No. 2022YFB3605404), the China Post-Doctoral Science Foundation (Grant No. 2022M721689), the Jiangsu Funding Program for Excellent Post-Doctoral Talent, China, and the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 61874059, 62204125).

<sup>†</sup> Corresponding author. E-mail: [whtang@njupt.edu.cn](mailto:whtang@njupt.edu.cn)

<sup>‡</sup> Corresponding author. E-mail: [yfguo@njupt.edu.cn](mailto:yfguo@njupt.edu.cn)



WO<sub>3</sub>/β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>异质结深紫外光电探测器的高温性能

张茂林 马万煜 王磊 刘增 杨莉莉 李山 唐为华 郭宇锋

Investigation of high-temperature performance of WO<sub>3</sub>/β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> heterojunction deep-ultraviolet photodetectors

Zhang Mao-Lin Ma Wan-Yu Wang Lei Liu Zeng Yang Li-Li Li Shan Tang Wei-Hua Guo Yu-Feng

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 72, 160201 (2023) DOI: 10.7498/aps.72.20230638

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.72.20230638>

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

超宽禁带半导体β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>及深紫外透明电极、日盲探测器的研究进展

Ultra-wide bandgap semiconductor of β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 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<sub>2</sub>O<sub>3</sub>柔性透明日盲紫外光探测器研究

Flexible transparent solar blind ultraviolet photodetector based on amorphous Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> grown on mica substrate

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

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>

β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>纳米材料的尺寸调控与光致发光特性

Size Regulation and Photoluminescence Properties of β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanomaterials

物理学报. 2020, 69(10): 108102 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200158>

引入籽晶层的物理溅射生长Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>外延薄膜特性研究

Characteristics of Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> epitaxial films on seed layer grown by magnetron sputtering

物理学报. 2020, 69(22): 228103 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200810>