

# 宽禁带半导体氧化镓晶体和器件研究进展

陶绪堂, 穆文祥, 贾志泰

(山东大学 晶体材料国家重点实验室, 山东 济南 250100)

**摘 要:**  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 作为新型宽禁带半导体材料, 近年来受到了人们的广泛关注。 $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 禁带宽度可达 4.7 eV, 相比于第三代半导体 SiC 和 GaN, 具有禁带宽度更大、击穿场强更高、Baliga 品质因子更大、吸收截止边更短、生长成本更低的优点, 有望成为高压、大功率、低损耗功率器件和深紫外光电子器件的优选材料。此外,  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 单晶可以通过熔体法生长, 材料制备成本相对较低, 有利于大规模应用。重点介绍了  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 单晶的生长及工艺优化, 然后对晶体加工、性能表征、光电探测及功率器件应用等方面进行了讨论, 并展望了  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 晶体未来的发展方向。

**关键词:**  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 宽禁带半导体; 单晶生长; 晶体加工; 紫外探测器; 肖特基二极管

**中图分类号:** O782<sup>+</sup>.1      **文献标识码:** A      **文章编号:** 1674-3962(2020)02-0113-11

## Research Progress in the Crystal Growth and Devices of Wide-Bandgap $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

TAO Xutang, MU Wenxiang, JIA Zhitai

(State Key Laboratory of Crystal Materials, Shandong University, Jinan 250100, China)

**Abstract:** As a new wide-bandgap semiconductor,  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> has attracted a lot of attention in recent years. The bandgap of  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> is as large as 4.7 eV, as a new type of ultra-wide bandgap semiconductor, it has the advantages of larger bandgap, higher breakdown field, bigger Baliga FOM, shorter absorption edge and lower cost, compared to the third-generation semiconductors such as SiC and GaN. Therefore,  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> may become a preferred material for high voltage, high power, low loss power devices, and deep UV optoelectronic devices. Furthermore,  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> single crystals could be grown by melt methods with low cost and high growth speed which is beneficial for large-scale applications. In this paper, the main considerations are focused on single crystal growth and technology optimizations. Besides, the crystal processing, properties characterization, photodetectors, power devices are introduced and future developments are discussed.

**Key words:**  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; wide-bandgap semiconductor; single crystal growth; crystal process; ultraviolet detector; Schottky diode

### 1 前 言

半导体材料是现代信息技术的基石, 半导体材料的发展推动了电子、信息、通讯、能源等领域的快速发展。其中以 Si, Ge 为代表的第一代半导体材料的发展推动了信息技术革命; 以 GaAs、InP 为代表的第二代化合物半导体材料在无线电通讯、微波雷达及红光 LED 方面有重要的应用; 第三代半导体材料也被称为宽禁带半导体材料, 以 SiC、GaN 和 ZnO 等材料为代表, 在功率器件、

短波长光电器件、光显示、光存储、光探测、透明导电等领域有着广阔的应用<sup>[1]</sup>。目前, 禁带宽度更大的金刚石、Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、AlN 及 BN 等超宽禁带半导体材料, 具有更加优异的物理性能, 在节能减排、信息技术、国防装备等领域有重要应用前景, 逐渐受到国内外专家的重视<sup>[2-4]</sup>。

Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 是一种新型宽禁带半导体材料, 已知晶相共 6 种, 包括  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  等 5 种稳定相和 1 个瞬态相  $\kappa$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub><sup>[5-6]</sup>, 其中  $\beta$  相为热力学稳定相。Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 熔点约为 1793 °C<sup>[7]</sup>, 高温下其他相均转变为  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 通过熔体法只能生长获得  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 单晶。 $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 在体块单晶生长方面, 相对其他晶相具有明显优势。

$\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 晶体禁带宽度约为 4.7 eV, 远大于 Si (1.1 eV)、GaAs (1.4 eV)、SiC (3.3 eV) 及 GaN (3.4 eV) 等材料<sup>[3, 8]</sup>。大的禁带宽度使  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 具备制作高耐压、大功率、低损耗功率器件及深紫外光电器件的能力, 可以

收稿日期: 2018-09-10      修回日期: 2019-12-26

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51321091, 51202128, 51227002, 1323002, 51932004)

第一作者: 陶绪堂, 男, 1962 年生, 教授, 博士生导师,

Email: txt@sdu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201809009

弥补现有半导体材料的不足<sup>[4, 9]</sup>。此外, 相比 SiC、GaN 等宽禁带半导体材料,  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  在材料制备方面优势明显。 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  与单晶 Si、GaAs 类似, 可以采用熔体法生长, 晶体制备成本较低<sup>[10-12]</sup>。因此,  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体作为一种低成本、超禁带半导体材料具有良好的应用前景。

本文主要介绍  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  单晶生长方法及研究进展, 重点讨论了导模法生长晶体的工艺过程、气氛优化、温场调控及开裂抑制等问题。此外还进一步讨论了单晶衬底加工及器件应用研究。

2 导模法单晶生长

2.1 导模法生长  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  简介

导模法 (edge-defined film-fed growth method, EFG) 是一种重要的晶体生长方法, 具有能生长特殊形状晶体、生长速度快、生长成本低等优点, 常用于生长单晶硅、闪烁材料、蓝宝石等晶体<sup>[13-19]</sup>。与提拉法相比, 导模法需要在坩埚中放置模具, 晶体生长界面位于模具上表面, 如图 1 所示<sup>[17]</sup>。高温下, 由于表面张力的作用, 熔体沿模具中的毛细管上升到模具上表面。熔体沿毛细管上升高度  $H$  由公式(1)决定:

$$H = \frac{2\gamma\cos\theta}{\rho gr} \tag{1}$$

对于毛细缝, 上升高度  $H$  为:

$$H = \frac{2\gamma\cos\theta}{\rho gd} \tag{2}$$

其中  $\gamma$  为熔体表面张力,  $\theta$  为熔体与毛细管之间的接触角,  $\rho$  为熔体密度,  $g$  为重力加速度,  $r$  为毛细管半径,  $d$  为毛细缝宽度。

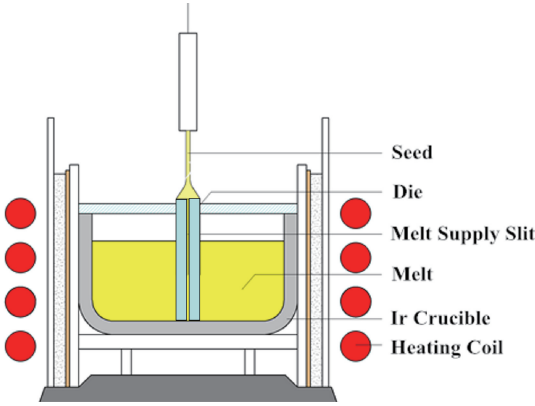


图 1 导模法晶体生长原理图<sup>[17]</sup>

Fig. 1 Schematic diagram of EFG method<sup>[17]</sup>

导模法晶体生长界面位于模具与晶体的交界处, 钛金模具固定于钛金坩埚中, 晶体生长界面不随坩埚中熔体的变化而变化。除此之外, 相较于提拉法, 导模法晶体等径生长过程中, 模具上方液膜全部被晶体覆盖, 模

具上方散热环境一致, 生长界面更为稳定, 适合生长高电子浓度  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体。德国、美国等国家主要采用提拉法生长  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体, 日本、中国等国家多采用导模法生长  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体。由于导模法晶体生长界面更加稳定, 目前高电子浓度体块单晶主要通过导模法生长。

2008 年, Namiki Precision Jewel 公司也探索了  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  导模法晶体生长工艺, 研究了晶体收颈对晶体开裂的影响<sup>[20]</sup>, 获得晶体如图 2 所示。

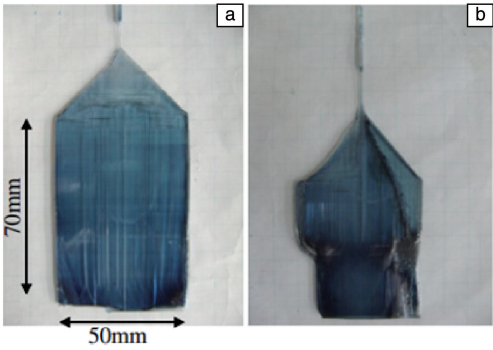


图 2 导模法生长获得  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体<sup>[20]</sup>

Fig. 2  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  crystals grown by EFG method<sup>[20]</sup>

目前, 日本田村制作所 (Tamura) 在单晶生长方面处于领先地位, 已经实现了 2 英寸晶圆的产业化, 并生长获得了 6 英寸晶体, 如图 3 所示<sup>[21]</sup>。此外, n 型高掺杂  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体也可以通过导模法生长。

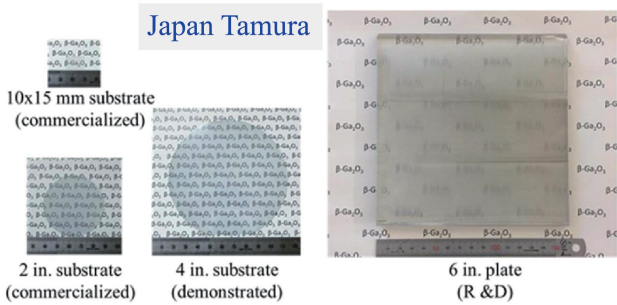


图 3 Tamura 生长的  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体<sup>[21]</sup>

Fig. 3  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  crystals grown by Tamura<sup>[21]</sup>

为比较不同晶体生长方法在  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体生长方面的适用性, 作者课题组从晶体质量、晶体尺寸、电导率是否可控 3 个主要方面对目前已有的  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  体块单晶生长方法进行了比较, 如表 1 所示<sup>[10-12]</sup>。可以看出, 提拉法 (czochralski, CZ)、导模法 (edge-defined film-fed growth, EFG)、布里奇曼法 (vertical bridgman, VB) 可以生长获得高质量晶体; 提拉法、导模法有望生长获得大尺寸  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体; 化学气相传输法 (chemical vapor transport, CVT)、焰熔法 (verneuil)、光浮区法 (optical

floating-zone, OFZ)、导模法及布里奇曼法可以有效控制晶体电导率。综合上述 3 种因素,导模法是目前最有潜力的  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  单晶生长方法,并且也是目前唯一实现  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  商业化的晶体生长方法。

表 1  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体生长方法比较<sup>[10-12]</sup>

Table 1 Comparison of different crystal growth methods of  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ <sup>[10-12]</sup>

Methods	Crystalline quality	Crystal size	Conductivity control
CVT	×	×	√
Flux	×	×	×
Verneuil	×	×	√
OFZ	—	×	√
VB	—	—	√
CZ	√	√	—
EFG	√	√	√

Note: “×” – not good; “—” – ordinary; “√” – good

2.2 导模法生长  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体及工艺优化

作者课题组使用的  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  单晶生长设备为自主改进的导模法晶体生长炉,中频感应加热,铌金坩埚作为发热体,配合自主设计模具及保温材料,炉内通入特定保护气氛。

在探索初期,生长设备加装了 CCD,对晶体生长界面实现了实时监控。如图 4 所示<sup>[17]</sup>,晶体生长过程成像清晰,为晶体生长参数调整提供了有效参考。

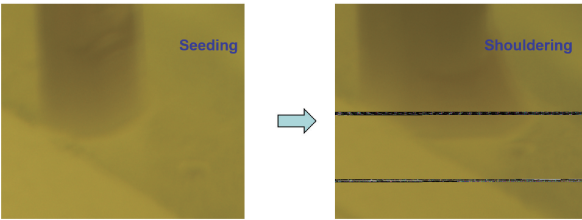


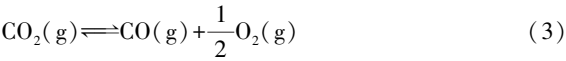
图 4 导模法生长  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体成像<sup>[17]</sup>

Fig. 4 CCD images of growing  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  in EFG method<sup>[17]</sup>

氧化镓原料在高温下容易挥发,挥发出来的气态  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  会在保温材料及晶体表面重新凝结,严重时凝结的针状、片状晶体会影响称重信号,影响晶体的上拉过程。图 5 为在 Ar 气保护气氛下,针状、片状杂晶凝结情况及晶体生长过程中重量信号的变化。杂晶导致晶体重量信号出现较大波动,重量信号失去相应的参考价值。杂晶的形成还会扰动结晶过程,影响晶体的结晶质量<sup>[22]</sup>。

为解决上述问题,作者课题组在保护气氛中加入了  $\text{CO}_2$ ,以减弱  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  在高温下的挥发、分解。 $\text{CO}_2$ 可以

在高温下发生分解反应如式(3)<sup>[23]</sup>:



晶体生长时温度较高,  $\text{CO}_2$  会分解出较多的  $\text{O}_2$ , 增加气氛中的氧分压,抑制  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  原料的挥发、分解。因此,  $\text{CO}_2$  的加入,可以起到动态调节生长气氛中氧分压的作用<sup>[23]</sup>。后期作者课题组将保护气氛更换为 70%  $\text{CO}_2$ 、1%  $\text{O}_2$  和 29%  $\text{N}_2$  的混合气氛(体积分数,下同),1%  $\text{O}_2$  不会造成铌金坩埚及模具的严重氧化,70%  $\text{CO}_2$  又可以在高温下提供额外氧分压,晶体生长过程中氧化镓原料的挥发、分解及凝结过程得到了大大抑制。图 6 为优化后的晶体称重信号,可以看出,晶体称重信号随时间稳定上升,晶体生长非常稳定<sup>[22]</sup>。

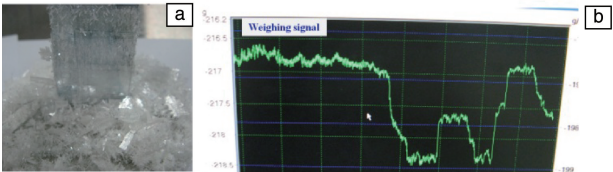


图 5 晶体生长过程中的杂晶凝结及晶体称重信号<sup>[22]</sup>

Fig. 5 Condensate polycrystal around the as-grown crystal and disturbed weighing signal of the growing crystal<sup>[22]</sup>

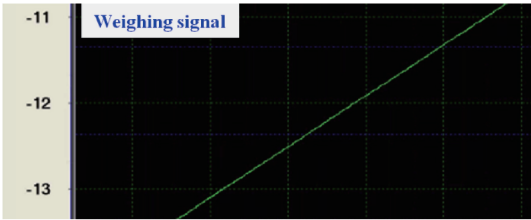


图 6 气氛优化后的晶体称重信号<sup>[22]</sup>

Fig. 6 Weight signal of the crystal under optimized atmosphere<sup>[22]</sup>

合理的温场设计是晶体生长的关键,导模法结晶过程发生在模具上表面的固液界面处,因此,温场设计的关键是对模具上表面固液界面处温度梯度的调控。为生长高质量单晶,作者课题组进行了不同温度梯度下晶体生长的探索。因为晶体生长温度较高,炉腔密封,温度梯度的实际测量较为困难,所以作者根据经验调整坩埚在线圈中的位置,对保温材料的结构和厚度对温度梯度的影响进行了定性研究。晶体生长初期温场轴向温度梯度( $\Delta T/\Delta h$ )较大,在较大的温度梯度下  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  原料的挥发和凝结现象严重,生长获得的晶体表面较为粗糙。由于温度梯度较大,生长得到的晶体中的热应力严重,晶体容易产生开裂。后期作者逐步减小了温度梯度,探索了温度梯度对晶体生长的影响,图 7 为不同温度梯度下生长获得的  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体。从图中可以看出,在较小温度梯度下生长获得的晶体较为透亮,但是晶体表面起



伏较大。这是由于在较小的轴向温度梯度下，晶体固液界面稳定性差，晶体容易出现厚度的起伏。在中等温度梯度下生长获得的晶体表面情况介于上述两种情况之间，晶体表面相对光滑、晶体通透、表面无起伏，晶体质量较高<sup>[10]</sup>。

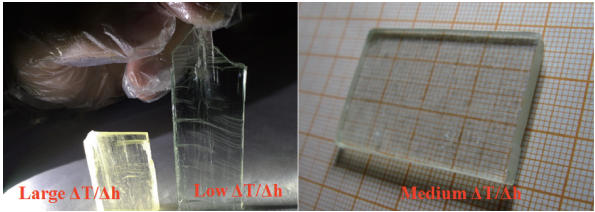


图 7 不同温度梯度下生长获得的 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体照片<sup>[10]</sup>  
Fig. 7 The  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  crystals grown by EFG method under different temperature gradients<sup>[10]</sup>

$\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  属于单斜晶系，并且存在 (100)、(001) 两个开裂面，晶体生长过程中容易出现开裂及孪晶。为此，在晶体生长中，籽晶收颈要细且籽晶收径阶段要长，以减少晶体中的位错。为了避免放肩开裂，放肩过程要平缓，避免大的功率波动。放肩过程中杂晶延伸方向与晶体生长方向差别较大时，杂晶会被逐渐排除。杂晶延伸方向与生长方向相近时，则需采用二次收径的方法排除杂晶。图 8 为通过缓慢放肩生长的晶体，晶体通透无开裂，质量较高<sup>[22]</sup>。

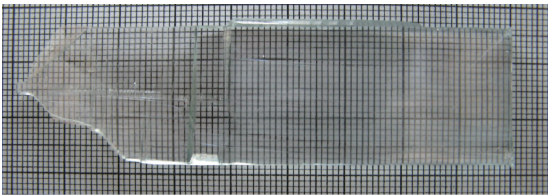


图 8 缓慢放肩生长的高质量 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  单晶照片<sup>[22]</sup>  
Fig. 8 High quality  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  crystal grown by EFG method with careful shouldering<sup>[22]</sup>

除此之外，为避免 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  放肩过程中的晶体开裂，作者课题组还尝试了使用与模具同宽的籽晶进行晶体生长。该方案生长获得的晶体照片如图 9 所示，可以看出该方案可以有效防止晶体放肩开裂。但使用宽籽晶生长

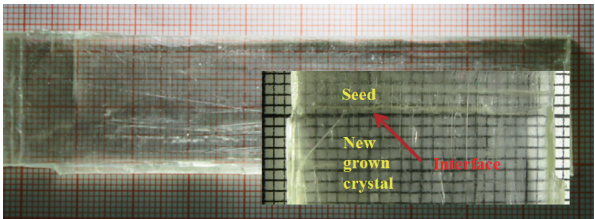


图 9 宽籽晶生长获得的 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体<sup>[24]</sup>  
Fig. 9 High quality  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  crystal grown by broad seed<sup>[24]</sup>

晶体时，晶体的下种条件较为苛刻，下种时功率调整时间较长，晶体质量与下种水平密切相关<sup>[24]</sup>。

2.3  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体质量测试

为验证晶体质量，作者课题组首先采用 X 射线劳埃背反射衍射仪测试了晶体不同位置的劳埃衍射斑点。图 10 为晶体上下部分的劳埃衍射斑点图<sup>[17]</sup>，从测试结果可知，晶体衍射点清晰对称、一致性好，说明生长的整个晶体单晶性良好。

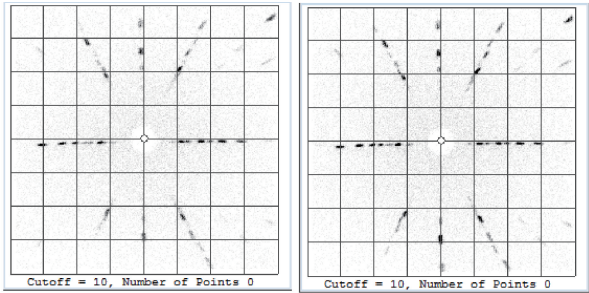


图 10  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  单晶不同位置的劳埃衍射斑点图<sup>[17]</sup>  
Fig. 10 Laue patterns of  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  single crystal<sup>[17]</sup>

图 11 为工艺优化后生长获得 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体的高分辨 XRD 测试结果。(400) 面的高分辨 XRD 摇摆曲线半峰宽为 35.6"，曲线平滑对称，说明生长获得的晶体具有较高的结晶质量<sup>[22]</sup>。

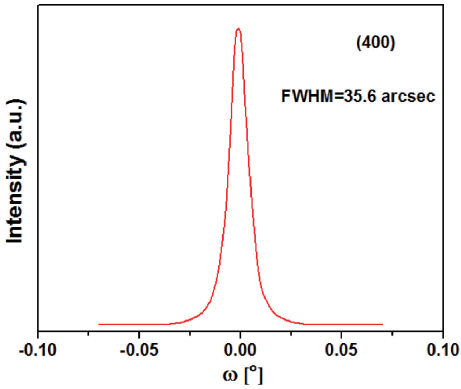


图 11  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  单晶 (400) 面的摇摆曲线<sup>[22]</sup>  
Fig. 11 Rocking curve of the (400)-faced  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  crystal grown by EFG method

3 晶体加工

3.1  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  衬底机械剥离

半导体晶体加工一般包括定向、切割、研磨及抛光等过程。一般体块单晶只有经过合适的加工工艺处理之后，才能用于后期的薄膜外延及器件制作。 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  单晶材料的硬度较高、脆性大、各向异性明显、解理习性严重，传统的加工过程极易导致晶体的解理、破碎。



由于 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 晶体(100)面间结合力较弱,具有类二维材料的性质。二维材料可以通过胶带撕拉、超声、离子插层等方式进行剥离,实现纳米级厚度二维样品的制备。 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 晶体(100)晶面之间虽然结合力较弱,但是由于化学键的存在,难以通过二维材料常用的方法获得大面积样品。晶体切割时,作者发现 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 晶体容易沿(100)面断裂,且端口光滑平整,通过刀片或小锤可以使晶体继续沿着(100)面解理,但是晶体容易断裂,导致晶体面积较小。

为提高晶体剥离成功率,增大晶片面积,作者课题组探索了晶体剥离前的预处理工艺。将晶体样品置于气氛退火炉中进行高温氩气及氧气的退火实验,相对于未退火样品,经过氩气退火处理后,更容易得到大面积样品。图 12 为剥离获得的 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 晶片照片<sup>[24]</sup>。

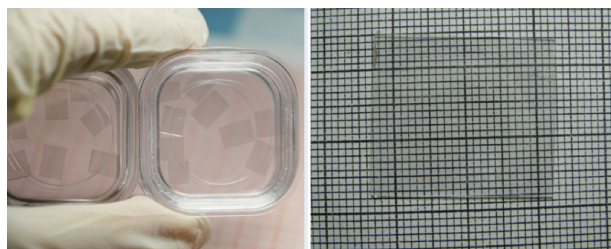


图 12 剥离获得的 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 晶片照片<sup>[24]</sup>

Fig. 12 The epi-ready  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  wafers fabricated by exfoliation method<sup>[24]</sup>

通过 AFM 测试,理想情况下剥离获得的 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 晶片可达原子级平坦,晶片粗糙度可低至 0.05 nm 以下,如图 13 所示<sup>[24]</sup>。晶片通过剥离方式获得,理论上避免了机械研磨过程可能带来的表面损伤,晶片表面晶格完整度更高。

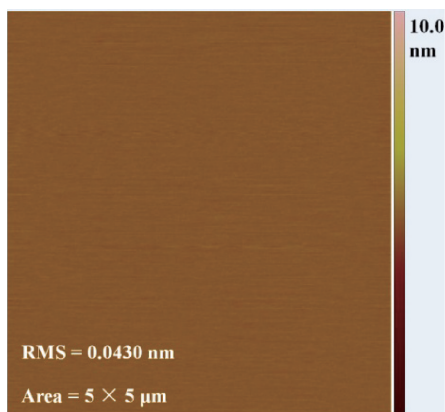


图 13 剥离获得的 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 晶片 AFM 表面形貌测试<sup>[24]</sup>

Fig. 13 AFM image of exfoliated  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  crystal wafer<sup>[24]</sup>

### 3.2 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 晶体化学机械抛光

为获得其它方向衬底,作者课题组还探索了其它方

向晶面的机械抛光工艺及化学抛光工艺。通过采用不同成分和粒度的磨料,可以获得光学显微镜下无划痕的晶片。然而,通过 AFM 测试,可以看到表面仍然有大量深度 5 nm 左右的划痕。机械抛光中高硬度磨料不可避免地会在晶体表面产生划痕。为消除划痕,采用化学机械抛光工艺,对晶片进行了进一步处理,获得了表面光滑的单晶衬底,晶片表面粗糙度  $Ra=0.35$  nm,如图 14 所示<sup>[17]</sup>。

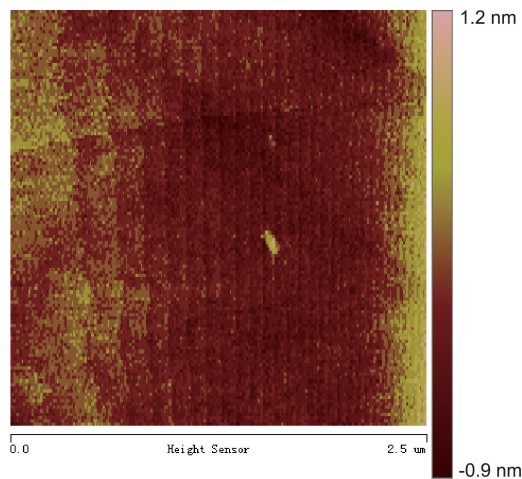


图 14 化学机械抛光(001)面 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 晶片 AFM 表面形貌照片<sup>[17]</sup>

Fig. 14 AFM image of (001)-faced  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  wafer polished by CMP method<sup>[17]</sup>

## 4 基本性能表征

### 4.1 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 热学性能

热导率反映了物质传导热量的能力,对器件散热能力有着重要影响,热导率可以通过以公式(4)计算获得:

$$\kappa = \lambda \rho C_p \quad (4)$$

其中, $\lambda$ 、 $\rho$ 、 $C_p$ 分别为晶体的热扩散系数、密度和比热。图 15 为 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 晶体热膨胀、比热、热扩散系数及热导率随温度的变化关系。在测试温度范围内,晶体 3 个方向的热导率随温度升高逐渐降低,其中  $b$  向热导率最大,接近  $a^*$  向热导率的 2 倍。在室温下, $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体在  $a^*$ 、 $b$ 、 $c^*$  3 个方向的热导率分别为 14.9、27.9 和 17.9  $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ <sup>[10]</sup>。

半导体材料中热量的传导来源于声子及电子,对于宽禁带半导体材料,当电子浓度不是很高时(小于  $10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ),导热过程主要依赖声子完成。导热过程主要依赖声子贡献时,其热导率与温度的关系符合公式(5)<sup>[25]</sup>:

$$\kappa(T) = AT^{-m} \quad (5)$$

其中, $\kappa$ 为热导率, $A$ 为常数, $T$ 为绝对温度, $m$ 为 1~1.5 的常数。图 16 为双指数坐标系下 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 晶体热导率随温度的变化关系,通过拟合获得  $a^*$ 、 $b$ 、 $c^*$  3 个方

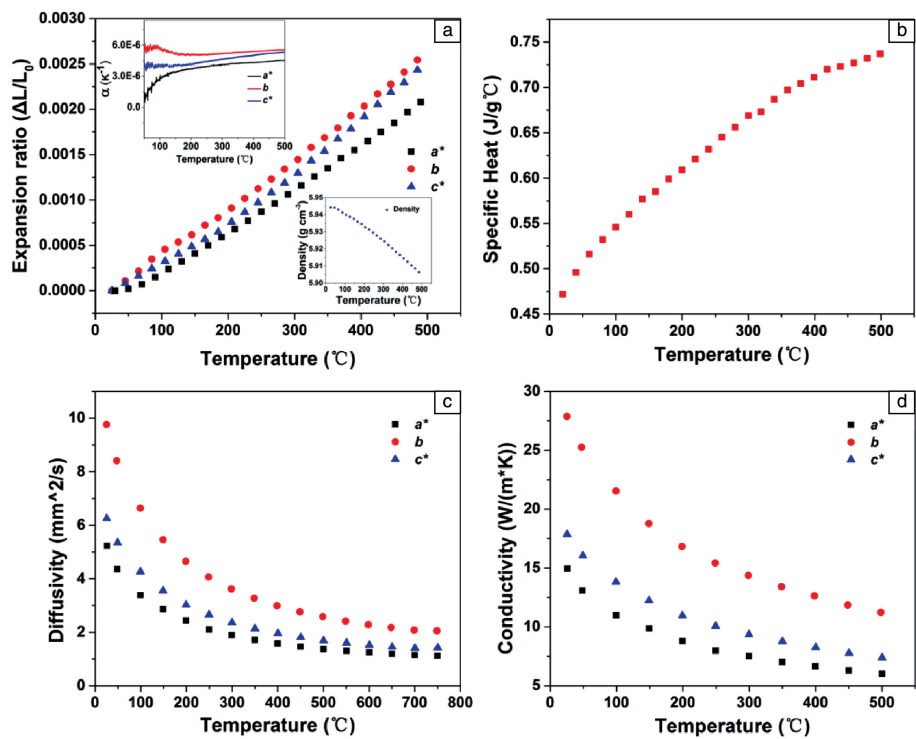


图 15  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体热学性质随温度的变化关系<sup>[10]</sup>

Fig. 15 Temperature-dependent anisotropic thermal properties of pure  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  crystal<sup>[10]</sup>

向的  $m$  分别为 0.92, 0.94 和 0.91, 数值均接近于 1, 说明非故意掺杂  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体从室温到 773 K 范围内, 热传导主要来自于声子的贡献<sup>[10]</sup>。

能量内载流子从低能态跃迁到高能态的过程, 为间接跃迁, 需要声子或电离杂质的参与, 自由载流子吸收曲线特点为无明显结构, 随波长增加而增加<sup>[26]</sup>。

光学测试具有快速、灵敏、无损的优点, 通过建立红外透过光谱与载流子浓度之间的关系, 可以实现对特定半导体材料的快速筛选、检测。首先, 采用霍尔效应测定 3 个载流子浓度分别为  $3.9\times10^{16}$ ,  $2.5\times10^{17}$  及  $1.3\times10^{18}\text{ cm}^{-3}$  的样品。测试样品厚度相同, 均为 0.4 mm。随后对上述 3 个样品及 Mg 掺杂半绝缘样品, 进行 1.5 ~ 11  $\mu\text{m}$  波段透过光谱的测试, 结果如图 17 所示。可以看出, 不同载流子浓度样品透过光谱差异明显。以此为依据, 可以对晶体载流子浓度进行定性判断, 也可以用来检验晶体载流子浓度的均匀性, 在晶体电学性质测试中具有很好的参考价值<sup>[22]</sup>。

除此之外, 作者课题组详细表征了非故意掺杂晶体硬度、折射率、光学带隙、载流子迁移率、电阻率等参数, 如表 2 所示<sup>[10]</sup>。基本物理性能的系统表征为后期材料应用奠定了基础。

5 器件研究

基于  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体优异的物理性质,  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  功率器件应用前景广阔, 特别是在超高压、大功率领域具有明显优势, 如图 18 所示<sup>[21]</sup>。结合高效率、低损耗的优

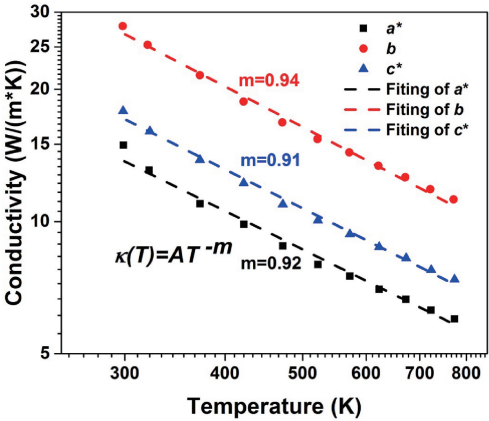


图 16 双指数坐标系下  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体热导率随温度的变化关系<sup>[10]</sup>

Fig. 16 Temperature-dependent anisotropic thermal conductivities of pure  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  crystal in the log scale<sup>[10]</sup>

4.2  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶体基本光电性能

半导体材料的光学性质与电学性质有密切的联系, 其中半导体材料在红外波段的透过率可以很好地反映材料内部自由载流子的浓度以及晶体电阻率的大小。自由载流子吸收是一种带内电子跃迁光吸收过程, 对应同一

点， $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 功率器件将有望应用于电动汽车、高压输电、高速铁路等领域。

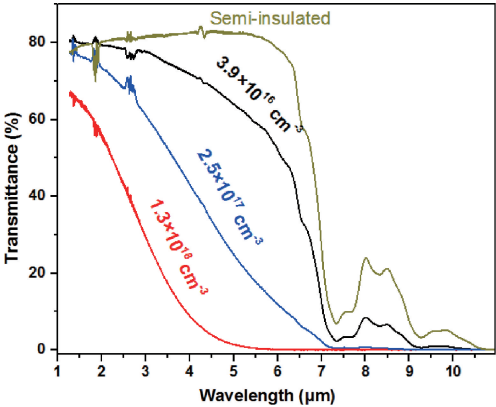


图 17  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 晶体红外透过率与载流子浓度的关系<sup>[22]</sup>  
Fig. 17 The relationship of mid-IR transmission and electron concentrations of  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub><sup>[22]</sup>

表 2 非故意掺杂  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 晶体的基本物理性质<sup>[10]</sup>  
Table 2 Basic properties of unintentionally doped  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> crystal

Properties	<i>a</i> <sup>*</sup>	<i>b</i>	<i>c</i> <sup>*</sup>
Hardness/ <i>H</i> <sub>M</sub>	6.39	5.87	6.82
Density/(g · cm <sup>-3</sup> )	—	5.945	—
Thermal expansion coefficient/K <sup>-1</sup>	4.70×10 <sup>-6</sup>	5.45×10 <sup>-6</sup>	5.35×10 <sup>-6</sup>
Specific heat/(J · g <sup>-1</sup> · K <sup>-1</sup> )	—	0.47	—
Thermal diffusion coefficient/(mm <sup>2</sup> · s <sup>-1</sup> )	5.23	9.76	6.26
Thermal conductivity/(W · m <sup>-1</sup> · K <sup>-1</sup> )	15.0	28.0	18.0
Refractive index/(@ 632.8 nm)	1.9027	1.9405	1.9304
Band gap/(eV)	4.70	4.55	4.70
Carrier density/(cm <sup>-3</sup> )	—	3.92×10 <sup>16</sup>	—
Carrier mobility/(cm <sup>2</sup> · V <sup>-1</sup> · s <sup>-1</sup> )	—	107	—
Electrical resistivity/(Ω · cm)	—	1.49	—

图 19 给出了目前  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 功率器件的研究进展<sup>[17]</sup>。其中， $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 场效应晶体管 (field effect transistor, FET) 及肖特基二极管 (Schottky barrier diode, SBD) 是目前研究较多的两种器件结构。在场效应晶体管方面，2016 年日本国家信息和通信技术研究所 (NICT) 获得耐压 755 V 的金属氧化物场效应晶体管 (metal oxide semiconductor field

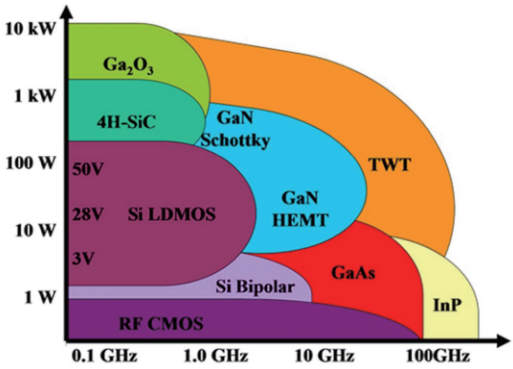


图 18  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 应用前景预测<sup>[21]</sup>  
Fig. 18 Application prospect of  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub><sup>[21]</sup>

effect transistor, MOSFET)<sup>[27]</sup>。肖特基二极管方面，NICT 获得器件耐压超过 1 kV，器件导通电阻仅 5 mΩ · cm<sup>[28]</sup>，器件性能优异。下面具体介绍两类器件目前的研究情况。

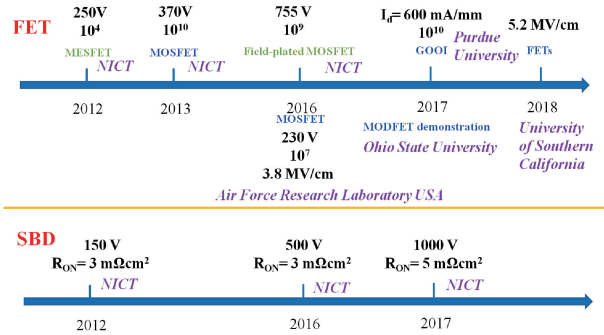


图 19  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 功率器件发展历程  
Fig. 19 Development history of  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> power devices

在“日盲”探测方面，目前研究器件类型主要为肖特基 (Schottky) 型及 Metal-Semiconductor-Metal (MSM) 型器件。2007 年，日本京都大学 Takayoshi 等通过在蓝宝石上异质外延获得了  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> “日盲”探测器，器件响应度 0.037 A · W<sup>-1</sup>，254 nm 处外量子效率为 18%<sup>[29]</sup>。2009 年，该作者又在单晶衬底上制作了“日盲”探测器，器件在 250 和 300 nm 处响应比达到 1.5×10<sup>4</sup>，响应时间 9 ms，体现出良好的“日盲”特征<sup>[30]</sup>。2009 年，Suzuki 等利用  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 单晶制备了肖特基“日盲”紫外探测器，通过研究发现  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 单晶基片经过 400 °C 的退火后，在 260 nm 以下的波段，紫外探测器的响应度增加了两个数量级，达到 1000 A · W<sup>-1</sup><sup>[31]</sup>。Zou 等在纳米片上制作了  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> “日盲”探测器，探测器响应速度小于 0.3 s，响应度达到 851 A · W<sup>-1</sup><sup>[32]</sup>。2017 年，美国 Alema 等制作的垂直型肖特基“日盲”探测器，器件响应波段带内外抑制比达到 10<sup>4</sup>，外量子效率达到 52%，响应时间毫秒量级，与 SiC、GaN 相比器件显示了非常好的“日盲”特性，如图 20 所示<sup>[33]</sup>。



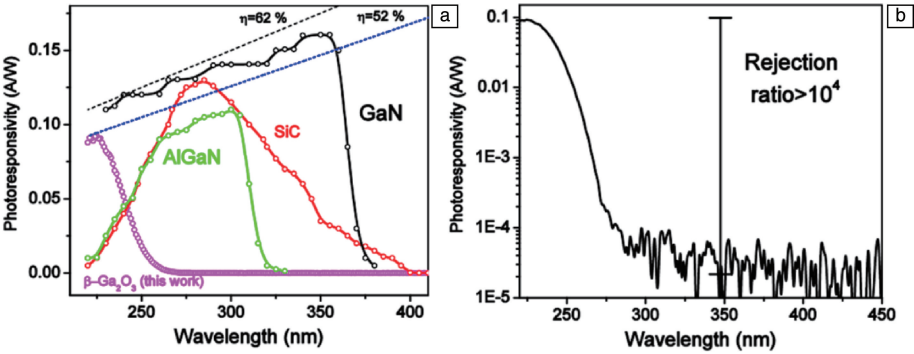


图 20  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  探测器与其他商业化探测器 (boston electronics corporation) 响应范围比较 (a),  $\text{Pt-Ga}_2\text{O}_3\text{:Ge}$  垂直肖特基光二极管探测器光谱响应 (b) [33]

Fig. 20 Comparison of the photoresponsivity of the  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3\text{:Ge}$  photodiode (magenta) with commercial devices (a); spectral response of the  $\text{Pt-Ga}_2\text{O}_3\text{:Ge}$  vertical Schottky photodiode (b) [33]

国内方面,北京邮电大学唐为华课题组对 MSM 型及肖特基型“日盲”探测器进行大量研究,并获得了高性能器件 [34–36]。除此之外,西安电子科技大学、电子科技大学、南京大学等单位也都开展了基于  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  或其异质结构探测器的研究 [37–39]。

5.1  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  紫外探测器

图 21a 为 (100) 面  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  晶片上制作了 MSM 型探测器件结构示意图。器件中叉指电极通过掩膜版蒸镀获得,包含 10 nm 的 Ti 和 40 nm 的 Au,电极指宽为 200  $\mu\text{m}$ ,间隙为 200  $\mu\text{m}$ 。图 21b 为探测器暗电流及 254 nm 波长的光照下  $I\text{-}V$  特征曲线。可以看出,在 254 nm 光照下,探测器电导率明显增大,说明探测器对 254 nm 光具有明显响应 [24]。

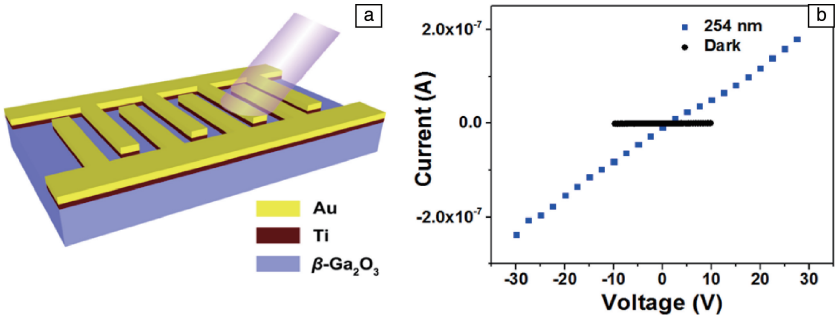


图 21  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  MSM 型探测器结构示意图 (a), 器件  $I\text{-}V$  特征曲线 (b) [24]

Fig. 21 Schematic diagram of the  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  single crystal MSM structure photodetector (a),  $I\text{-}V$  curve of the photodetector (b)

5.2  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  肖特基二极管及性能优化

图 23a 为  $\text{Pt}/\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  肖特基二极管 (Schottky barrier diode, SBD) 及性能优化结构示意图,器件简称为 SBD 1#。器件制作使用晶片为机械剥离获得的 (100) 面晶片,晶片厚度 0.6 mm,有效载流子浓度为  $2.3\times 10^{14}\text{ cm}^{-3}$ 。器件制作时,首先使用  $\text{BCl}_3$  气体对晶体背面进行刻蚀,以提高晶片表面粗糙度并产生表面缺陷,有利于提高其欧姆接

图 22 为不同偏压下,探测器响应度与激发光波长之间的关系。可以看出,在 20 和 40 V 偏压下器件响应度曲线形状相似,最大响应波长均为 250 nm。器件响应范围为 220~280 nm,说明探测器对“日盲”波段敏感并具有较高的光谱选择性。40 V 偏压下器件最大响应度达到  $0.0032\text{ A}\cdot\text{W}^{-1}$ 。图 22b 和 22c 为探测器在 10 V 偏压下对 254 nm 光时间响应曲线。可以看出,探测器时间响应曲线为均匀锯齿状,说明探测器稳定性较高。探测器响应时间在不同条件下有不同的定义,此处根据文献将光电流从最大电流 10% 增加到 90% 的所用时间,定义为响应时间  $T_r$ ,反之为衰减时间  $T_d$  [32]。据此可以得出探测器响应时间  $T_r=4.4\text{ s}$ ,衰减时间  $T_d=0.14\text{ s}$  [24]。

触性能。然后使用磁控溅射在晶片背面沉积 Ti/Au 电极,两者厚度分别为 10 和 230 nm。正面通过光刻技术沉积  $\text{Pt}(20\text{ nm})/\text{Ti}(10\text{ nm})/\text{Au}(50\text{ nm})$  电极,电极直径为 100, 200 和 300  $\mu\text{m}$  3 种规格。图 23b 为 SBD 1# 截面高分辨透射电镜 (HRTEM) 照片。从图中可以看出衬底晶格排列整齐,上表面平整,说明衬底结晶质量较高,表面光滑。通过分析晶格间距,确认晶片表面为 (100) 面 [40]。

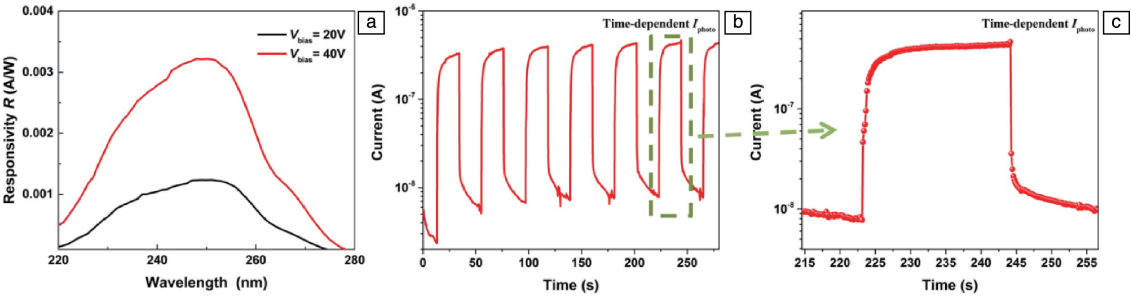


图 22  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  MSM 型“日盲”探测器光谱响应度曲线(a)， $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  MSM 结构器件时间响应(b)，电流上升下降曲线放大(c)<sup>[24]</sup>

Fig. 22 Spectroscopic responsivity of the  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  MSM structure photodetector(a), time response of the  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  MSM structure photodetector(b), enlarged of the current rise and decay process (c)<sup>[24]</sup>

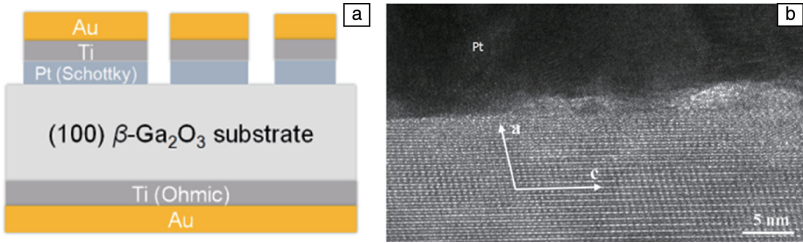


图 23 Pt/ $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  SBD 结构示意图(a)，器件截面 HRTEM 照片(b)<sup>[40]</sup>

Fig. 23 Schematic of the Schottky barrier diode with Pt/ $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ /Ti (a), cross-sectional high resolution transmission electron microscope (HRTEM) image of the device (b)<sup>[40]</sup>

图 24 为 SBD 1#室温正向  $J$ - $V$  曲线，插图为半对数坐标系下  $J$ - $V$  曲线。根据  $J$ - $V$  测试结果，通过热离子发射模型计算<sup>[41, 42]</sup>对器件性能进行了分析。SBD 1#在室温下肖特基势垒高度  $\Phi_b = 1.39\text{ eV}$ ，理想因子  $n = 1.1$ ，接近于 1，说明肖特基接触较好。由于晶片载流子浓度较低，并且器件肖特基势垒较高，导致器件具有较高的开启电压  $V_{bi} = 1.07\text{ V}$  和较大的导电电阻  $R_{on} = 12.5\text{ m}\Omega \cdot \text{cm}^2$ 。器件正向电流密度较小，2 V 下的电流密度  $J_{@2\text{V}} = 56\text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ ，饱和电流密度  $J_s = 2 \times 10^{-16}\text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ 。器件反向漏电较小，开关比达到  $10^{10}$ <sup>[40]</sup>。

SBD 1#在有效施主浓度约为  $2.3 \times 10^{14}\text{ cm}^{-3}$  的晶片上

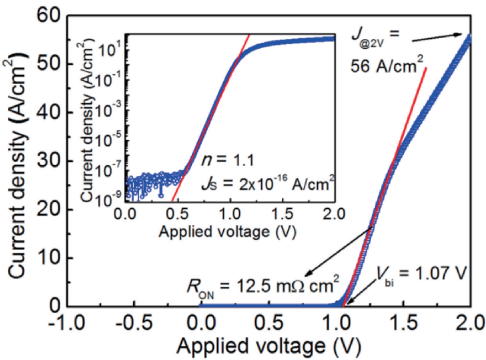


图 24 SBD 1#室温正向  $J$ - $V$  曲线<sup>[40]</sup>

Fig. 24 Forward  $J$ - $V$  curve of SBD 1# at room temperature<sup>[40]</sup>

制作，体电阻与欧姆接触电阻较大，导致器件具有较大的导通电阻。宽禁带半导体材料具有较高的击穿场强度，载流子浓度较高时也可以保持较高的耐压性能。为减小器件导通电阻、优化器件性能，作者课题组使用载流子浓度为  $2 \times 10^{17}\text{ cm}^{-3}$  的 Sn 掺杂  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  衬底片进行了 SBD 2#的制作，所用衬底片如图 25 所示<sup>[43]</sup>。

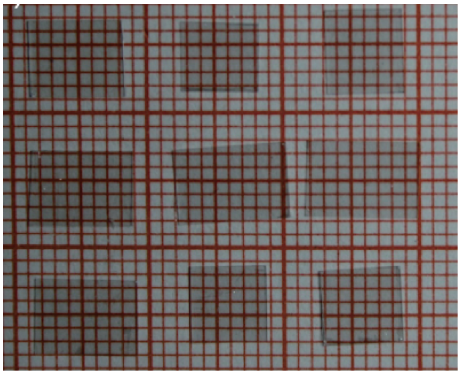


图 25 载流子浓度为  $2 \times 10^{17}\text{ cm}^{-3}$  的  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  单晶衬底片照片<sup>[43]</sup>

Fig. 25  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  single crystal wafers with the donor concentration of  $2 \times 10^{17}\text{ cm}^{-3}$ <sup>[43]</sup>

SBD 2#采用与 SBD 1#相似的制作工艺。正面肖特基电极为 Au(40nm)/Ti(10 nm)/Pt(30 nm)，电极直径为  $150\text{ }\mu\text{m}$ ，反面欧姆电极为 Ti(20 nm)/Au(40 nm)。图 26

为 SBD 2#与 SBD 1#室温  $J$ - $V$  曲线比较。可以看出, 晶片载流子浓度为  $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  的 SBD 2#导通电阻  $R_{\text{on}}$  从  $12.5$  降低到  $2.9 \text{ m}\Omega \cdot \text{cm}^2$ 。2 V 下的电流密度从  $56$  提高到  $421 \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ , 器件反向恢复时间仅为  $20 \text{ ns}$ 。从导通电阻、电流密度、反向恢复时间来看, 器件性能已经达到

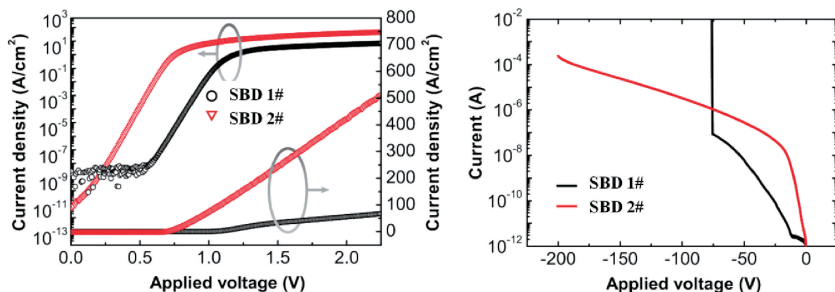


图 26 SBD 2#与 SBD 1#正反向  $J$ - $V$  曲线对比<sup>[43]</sup>

Fig. 26 Forward and reverse  $J$ - $V$  curves of SBD 2# and SBD 1#<sup>[43]</sup>

## 6 结 论

$\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  作为低成本、超宽禁带半导体材料, 受到了国内外的广泛关注。作者课题组探索了  $\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  体块单晶的导模法生长工艺, 有效克服了高温下原料挥发、分解、凝结及晶体开裂的问题, 生长获得了高质量  $\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  单晶。在获得高质量体块单晶的基础上, 全面表征了  $\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  晶体的力学、热学、光学及电学性质, 为晶体应用奠定了基础。研究了  $\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  衬底片的机械剥离及化学机械抛光工艺, 获得了高质量单晶衬底。制作了 MSM 型“日盲”探测器, 器件响应范围为  $220 \sim 280 \text{ nm}$ , 探测器对“日盲”波段敏感并具有较高的光谱选择性。基于单晶衬底, 设计了  $\text{Pt}/\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  肖特基二极管。通过优化衬底载流子浓度, 获得了耐压大于  $200 \text{ V}$ , 导通电阻仅为  $2.9 \text{ m}\Omega \cdot \text{cm}^2$  的肖特基二极管。上述研究表明,  $\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  有望在高耐压、低损耗功率器件及深紫外光电器件中发挥重要应用。

## 7 展 望

$\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  作为新型超宽禁带半导体材料, 具有物理性能优异、成本低、质量高等优势, 在半导体领域获得了广泛关注。但是如何克服晶体生长中的挥发、分解及坍塌腐蚀问题以获得低成本、高质量的  $\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  单晶, 仍具有很大挑战。导模法将成为制备大尺寸单晶的优选方案, 其也在高导电单晶生长方面具有明显优势, 但是晶体生长工艺相对较为复杂。基于  $\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  的功率器件及紫外探测器发展迅速, 性能指标不断刷新记录。未来, 高耐压、低损耗  $\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  基功率器件及本征“日盲”探测器将展现出优异性能, 并有望实现产业应用。此外, 与

国际先进水平<sup>[43, 44]</sup>。与此同时, 器件反向耐压性能测试中,  $200 \text{ V}$  未出现击穿现象。说明生长的  $\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  晶体质量较高, 同时说明  $\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  作为超宽禁带半导体, 可以有效平衡器件耐压与导通电阻之间的矛盾。

其它宽禁带半导体材料类似,  $p$  型  $\beta$ - $\text{Ga}_2\text{O}_3$  较难获得。因此, 高效  $p$  型掺杂及异质结将成为下一步研究的重点。

## 参考文献 References

- [1] 王占国. 半导体材料研究进展[M]. 北京: 高等教育出版社, 2012. WANG Z G. Research Progress of Semiconductor Materials [M]. Higher Education Press, 2012.
- [2] FUJITA S. Japanese Journal of Applied Physics [J], 2015, 54 (3): 030101.
- [3] HIGASHIWAKI M, SASAKI K, KURAMATA A, et al. Physica Status Solidi [J], 2014, 211(1): 21-26.
- [4] TSAO J Y, CHOWDHURY S, HOLLIS M A, et al. Advanced Electronic Materials [J], 2018, 4(1).
- [5] ROY R, HILL V G, OSBORN E F. Journal of the American Chemical Society [J], 1952, 74(3): 719-722.
- [6] PLAYFORD H Y, HANNON A C, BARNEY E R, et al. Chemistry-A European Journal [J], 2013, 19: 2803-2813.
- [7] HOSHIKAWA K, OHBA E, KOBAYASHI T, et al. Journal of Crystal Growth [J], 2016, 447: 36-41.
- [8] TIPPINS H H. Physical Review [J], 1965, 140(1A): 316-319.
- [9] PEARTON S J, YANG J, CARYIV P H, et al. Applied Physics Reviews [J], 2018, 5(1): 011301.
- [10] MU W, JIA Z, YIN Y, et al. Journal of Alloys & Compounds [J], 2017, 714: 453-458.
- [11] GALAZKA Z, IRMSCHER K, UECKER R, et al. Journal of Crystal Growth [J], 2014, 404: 184-191.
- [12] KURAMATA A, KOSHI K, WATANABE S, et al. Japanese Journal of Applied Physics [J], 2016, 55(12): 1202A2.
- [13] MACKINTOSH B, SEIDL A, OUELLETTE M, et al. Journal of Crystal Growth [J], 2006, 287(2): 428-432.
- [14] NOVAK R E, METZL R, DREEBEN A, et al. Journal of Crystal



- Growth[J], 1980, 50(1): 143–150.
- [15] HUR M G, YANG W S, SUH S J, *et al.* Journal of Crystal Growth[J], 2002, 237/239(Part 1): 745–748.
- [16] CISZEK T F. Materials Research Bulletin[J], 1972, 7(8): 731–737.
- [17] 穆文祥.  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 单晶的生长、加工及性能研究[D]. 济南: 山东大学, 2018.
- MU W X. Study on the Single Crystal Growth, Process and Properties of  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>[D]. Jinan: Shandong University, 2018.
- [18] ANTONOV P I, KURLOV V N. Progress in Crystal Growth & Characterization of Materials[J], 2002, 44(2): 63–122.
- [19] JR L B. Journal of Crystal Growth[J], 1980, 50(1): 8–17.
- [20] HIDEO A, KENGO N, HIDETOSHI T. *et al.* Japanese Journal of Applied Physics[J], 2008, 47(11R): 8506.
- [21] MASTRO M. A, KURAMATA A, CALKINS J, *et al.* ECS Journal of Solid State Science and Technology[J], 2017, 6(5): 356–359.
- [22] MU W, JIA Z, YIN Y, *et al.* CrystEngComm[J], 2019, 21(17): 2762–2767.
- [23] TOMM Y, REICHE P, KLIMM D, *et al.* Journal of Crystal Growth[J], 2000, 220(4): 510–514.
- [24] MU W, JIA Z, YIN Y, *et al.* CrystEngComm[J], 2017, 19(34): 5122–5127.
- [25] GUO Z, VERMA A, WU X, *et al.* Applied Physics Letters[J], 2015, 106(11): 591.
- [26] 沈顗华. 半导体光电性质[M]. 厦门: 厦门大学出版社, 1995.
- SHEN Y H. Semiconductor Photoelectric Properties[M]. Xiamen: Xiamen University Press, 1995.
- [27] WONG M H, SASAKI K, KURAMATA A, *et al.* IEEE Electron Device Letters[J], 2016, 37(2): 212–215.
- [28] KONISHI K, GOTO K, MURAKAMI H, *et al.* Applied Physics Letters[J], 2017, 110(10): 103506.
- [29] TAKAYOSHI O, TAKEYA O, SHIZUO F, *et al.* Japanese Journal of Applied Physics[J], 2007, 46(11R): 7217.
- [30] TAKAYOSHI O, TAKEYA O, NAOKI A, *et al.* Japanese Journal of Applied Physics[J], 2009, 48(1R): 011605.
- [31] SUZUKI R, NAKAGOMI S, KOKUBUN Y, *et al.* Applied Physics Letters[J], 2009, 94(22): 222102.
- [32] ZOU R, ZHANG Z, LIU Q, *et al.* Small[J], 2014, 10(9): 1848–1856.
- [33] ALEMA F, HERTOGE B, OSINSKY A V, *et al.* Vertical Solar Blind Schottky Photodiode Based on Homoepitaxial Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Thin Film[C]//8<sup>th</sup> Conference on Oxide-Based Materials and Devices VIII. San Francisco: SPIE, 2017.
- [34] GUO Y, WU Z, AN Y, *et al.* Applied Physics Letters[J], 2014, 105(2): 023507.
- [35] GUO D, LIU H, LI P, *et al.* ACS Applied Materials & Interfaces[J], 2017, 9(2): 1619–1628.
- [36] LI W, ZHAO X, ZHI Y, *et al.* Applied Optics[J], 2018, 57(3): 538–543.
- [37] QIAN L, WU Z, ZHANG Y, *et al.* ACS Photonics[J], 2017, 4(9): 2203–2211.
- [38] FENG Q, HUANG L, HAN G, *et al.* IEEE Transactions on Electron Devices[J], 2016, 63(9): 3578–3583.
- [39] CHEN X, XU Y, ZHOU D, *et al.* ACS Applied Materials & Interfaces[J], 2017, 9(42): 36997–37005.
- [40] HE Q, MU W, DONG H, *et al.* Applied Physics Letters[J], 2017, 110(9): 093503.
- [41] SPLITH D, MÜLLER S, SCHMIDT F, *et al.* Physica Status Solidi[J], 2014, 211(1): 40–47.
- [42] NAWAWI A, TSENG K J, RUSLI, *et al.* Diamond & Related Materials[J], 2013, 35(5): 1–6.
- [43] HE Q, MU W, FU B, *et al.* IEEE Electron Device Letters[J], 2018, 39(4): 556–559.
- [44] THIEU Q T, WAKIMOTO D, KOISHIKAWA Y, *et al.* Japanese Journal of Applied Physics[J], 2017, 56(11): 110310.

(本文为本刊约稿, 编辑 张雨明)