



红外量子点在光电探测与神经形态应用中的近期研究进展

李浩远^{1,2†}, 李奎霖^{1,2†}, 聂奇^{1,2}, 罗消^{1,2*}, 张琦^{3*}, 刘富才^{1,4*}

1. 电子科技大学光电科学与工程学院, 成都 611731

2. 电子科技大学, 广东电子信息工程研究院, 东莞 523808

3. 齐鲁理工学院生物与化学工程学院, 济南 250200

4. 电子科技大学电子薄膜与集成器件国家重点实验室, 成都 611731

†同等贡献

*通讯作者, E-mail: luox@uestc.edu.cn; zhangqi871230@163.com; fucailiu@uestc.edu.cn

收稿日期: 2026-05-15; 接受日期: 2026-06-16; 网络版发表日期: 2026-08-05

国家自然科学基金(编号: 62274024, 92477115), 四川省自然科学基金(编号: 2024NSFSC0232, 2025ZYD0182), 广东省基础与应用基础研究基金(编号: 2026A1515010249)和四川省科技厅“双千”计划国际联合研发项目(编号: 2026YFHZ0310)资助

摘要 红外量子点凭借量子限域效应带来的尺寸、带隙可调与溶液低温加工的特性, 已成为红外光电器件的重要材料体系。近年来, 通过配体工程、量子点尺寸调控及异质结设计等工艺, 红外量子点不仅显著提升了红外波段光电探测器的响应度与探测率, 更将其功能从单一的“感而不存”的光电探测拓展至具备突触可塑性的神经形态计算, 为“感存算”一体化智能视觉奠定了器件基础。本文系统梳理了近年来基于红外量子点的光电探测器与光电神经形态器件发展, 区别于常规基于材料的分类逻辑, 本文归纳了表面配体设计、尺寸调控、器件结构优化等性能提升策略, 并阐述了从传统光电探测器向神经形态器件演化的内在机制与典型应用。这一跨材料体系的策略归纳, 旨在为面临具体性能优化需求的研究者提供更具操作性的参考。最后, 对低毒性材料开发、阵列一致性、互补金属氧化物半导体(CMOS)兼容集成等未来发展方向进行了展望。

关键词 红外量子点, 光电探测器, 神经形态器件, 感存算一体化, 表面配体工程

1 引言

红外光谱覆盖了从近红外到长波红外的多个窗口, 包括近红外(NIR, 0.7~1.4 μm)、短波红外(SWIR, 1.4~3 μm)、中波红外(MWIR, 3~8 μm)和长波红外(LWIR, 8~14 μm), 不同波段对应着不同的物理机制和应用场景。近红外波段常用于光通信和生物识别; 短波

红外则在材料识别中具有优势; 中波红外的特点是对高温目标敏感, 常用于航空航天和高温检测; 长波红外是常温热成像的核心波段, 常用于热成像仪、人体测温乃至无人驾驶^[1,2]。

过去几十年中, 红外探测技术主要依赖InGaAs、HgCdTe、量子阱红外探测器以及II型超晶格等外延半导体体系。随着多年的探索, 这些传统材料的工艺已

引用格式: Li H, Li K, Nie Q, Luo X, Zhang Q, Liu F. Recent progress in infrared quantum dots for photodetectors and neuromorphic applications. *Sci Sin Chim*, 2026, 56: 2532–2561, doi: [10.1360/SSC-2026-0108](https://doi.org/10.1360/SSC-2026-0108)

趋近成熟,在各方面都取得显著进展^[3,4]。然而,传统的红外探测材料的制造工艺复杂、门槛较高,一般需要昂贵的外延生长,在大面积制造、低成本集成、柔性器件等方面仍有较多瓶颈难以克服^[5~7]。针对这些困难,亟需在新材料体系中进行尝试,其中胶体量子点因其尺寸可调带隙和低温成膜特性成为极具潜力的候选体系^[8~10]。

胶体量子点(colloidal quantum dots, CQD)是一种半导体纳米材料,其核心的优势在于尺寸带来的量子限域效应和表面化学的可调性以及相比于其他工艺成本较低的溶液加工法。与传统的块状半导体材料相比,胶体量子点可通过控制其形状、组分和表面化学等对其光电特性进行精细调控,如对吸收和发射光谱进行精密设计^[11~13]。而且,在加工方面,胶体量子点可以通过旋涂、喷涂、刮涂、喷墨打印和气溶胶辅助沉积等低温工艺制备成膜,因此其适合大面积、低成本、柔性和异质集成器件的制备^[14]。

这些优势在红外光电领域尤为重要,由于红外光子能量较低,因此红外探测材料通常需要满足窄带隙、高吸收系数等特点,而量子点的尺寸调控刚好契合该需求^[15]。例如,PbS和PbSe量子点凭借成熟的合成技术和表面处理方法,在近红外和短波红外探测器中表现突出^[16~18];HgTe和HgSe量子点因带隙可大范围调节,能够进一步拓展至中波甚至长波红外^[19~21];InAs和InSb量子点则为降低Pb和Hg基材料环境风险提供了III-V红外材料替代方案^[22~24];另外Ag₂Te、Ag₂Se和CuInSe₂等量子点则代表了环境友好型红外量子点的发展方向^[25~27]。不同材料体系的互补,红外量子点形成了一个能够覆盖NIR、SWIR、MWIR乃至LWIR的材料家族,为获取不同红外窗口的信息提供了灵活的材料选择^[28]。除此之外,在器件方面,红外量子点的溶液加工特性使其在大面积和异质集成方面具有传统红外材料难以比拟的优势,量子点薄膜可以直接沉积在互补金属氧化物半导体(CMOS)读出电路上,从而用于构建近红外和短波红外图像传感器;同时也可以与石墨烯、黑磷、过渡金属硫族化合物、氧化物半导体或有机半导体耦合,形成高增益光电晶体管、异质结光电二极管以及多波段光电探测器^[29,30]。随着量子点墨水、配体技术和图案化沉积工艺的发展,红外量子点器件逐渐走向焦平面阵列和成像芯片。这种从材料合成到器件制造的可调控性,是红外量子点区别

于传统窄带隙红外半导体的重要优势^[31]。

值得注意的是,红外量子点的价值并不局限于传统的光电探测。传统光电探测是“感而不存”,神经形态计算需要“感存算一体”,而红外量子点的物理特性恰好为红外探测器向神经形态器件的演化提供了材料基础^[32]。传统的红外探测器通常追求的是快速、线性和可重复的光电响应,其主要功能是将红外光信号转换为相应的电信号。然而,量子点材料在光刺激下诱导光生载流子的产生、俘获、释放和复合过程可以通过配体、缺陷、掺杂和异质界面进行调节,这些在传统光电探测器中被视为噪声、响应速度和稳定性的不利因素,在神经形态器件中反而能够视为生物突触中的短时记忆(STP)、长时记忆(LTP)和权重更新等行为,从而转化为模拟突触可塑性和光电记忆的基础^[33]。

因此,红外量子点在神经形态器件方向的潜力可以视作为其红外光电特性的进一步延伸。红外量子点既能通过带隙调控做到选择性地吸收不同的红外波段,又能通过陷阱态和界面工程产生具有记忆性的电导响应^[32]。在光电晶体管、浮栅晶体管、忆阻器以及光电化学突触器件中,红外量子点可作为光吸收层、电荷存储层或突触权重的调控层,实现光脉冲诱导的兴奋性突触后电流、双脉冲易化、短时记忆、长时记忆和学习遗忘行为^[33]。由此,红外量子点不仅能够感知红外光从而成为红外光电探测器的新兴材料,而且还为同时完成红外感知、信息存储和智能计算的感存算一体器件的发展提供了基础。

目前已发表的红外量子点综述大多以材料体系(如PbX、HgX、III-V族、Ag₂X等)为分类脉络,侧重于梳理不同材料的发展历史和性能进展。这种按材料分类的组织方式虽然便于读者系统了解某一特定材料体系的全貌,但对于面临具体性能优化需求的研究者而言,难以直接提供跨材料体系的策略参考。本文的核心在于采用以材料、器件的优化策略为导向的分类框架——从材料层面的配体工程、尺寸形貌调控和杂化体系构建,到器件层面的结构设计和工艺优化,再到功能层面的从光电探测向神经形态器件的演化——形成从材料到器件再到功能的递进式综述主线。这一组织方式的必要性在于:(1)不同材料体系在面临相似性能瓶颈时往往可以采用相近的优化策略,跨材料的策略归纳有助于研究者借鉴不同体系的经验;(2)以优化方向为线索的综述框架更贴近实际研究中问题导

向的思维模式, 为研究者选择适合自身需求的性能提升路径提供了更具操作性的参考。

2 红外量子点材料体系

红外量子点材料体系主要由窄带隙半导体纳米晶构成, 目前用于红外光电和神经形态器件的量子点材料主要包括IV-VI族PbX体系, II-VI族HgX体系, III-V族InAs、InSb和InP体系以及Ag₂X、I-III-VI族、钙钛矿量子点和二维材料量子点等新兴体系。近七年常见红外量子点的各项参数汇总在表1中集中呈现。需要说明的是, 本文中“低毒”或“环境友好”均为相对于Pb/Hg基量子点的风险降低表述, 并不意味着Ag、In、Cu、Se、Te等元素体系天然无环境或生物安全风险。材料安全性应结合Pb/Hg含量、《限制有害物质指令》(Restriction of Hazardous Substances, RoHS)兼容性、潜在毒性、稳定性与泄漏风险、封装条件和具体

应用场景进行综合评估。各个红外量子点材料体系横向对比见表2。

2.1 IV-VI族红外量子点

IV-VI族铅硫族化合物(PbX, X=S, Se, Te)是红外量子点领域发展最为成熟、应用最为广泛的基础材料体系。得益于其较大的激子玻尔半径与极窄的体相带隙, PbX体系表现出显著的量子限域效应, 使其光学带隙能够通过调控尺寸、表面化学等在NIR至MWIR的宽谱范围内实现连续调控。其中, PbS量子点凭借其高度可控的胶体合成路线、相对优异的空气稳定性以及成熟的薄膜工艺, 目前已经成为短波红外探测器、焦平面阵列(FPA)以及光伏器件的代表性材料。相比之下, PbSe量子点的体相带隙更窄, 在长波段红外探测与高效红外光伏领域展现出其独特优势。而PbTe量子点虽有望将红外波段进一步延伸, 但受限于合成可控性以及较低的环境稳定性, 其器件化进程仍显著落后于

表 1 常见红外量子点参数汇总

Table 1 Summary of common infrared quantum dots parameters

量子点	吸收峰/带边(nm)	发射峰(nm)	尺寸(nm)	是否环境友好	量子产率(%)	参考文献
PbS	800–1700	~1140–1600	~2.9–8.6	不符合	–	[14,34–39]
PbSe	~1300–1854	1100–1750	~4.6–7.0	不符合	–	[40–42]
InSb	630–3000	1286–1540 ⁺	1.0–22.2	符合	0.5–10 (依赖核壳与配体)	[43–51]
InAs	700–1800 (带间) 3000–8000 (带内)	850–1800 (带间) ~5000 (带内)	1.8–9.5	符合	<1 (纯核/配体交换) 最高82 (核壳结构)	[22,52–63]
InP	~517–1220	~574–924 ⁺	~3.2–17.1	符合	6.22%–100% (高度依赖 表面钝化与能带对齐)	[64–71]
Ag ₂ S	–	510–1400	1.5–15.5	符合	~0.1–20	[72–74]
Ag ₂ Se	–	935–1710	2.53–6.8	符合	<1–87.2	[74–76]
Ag ₂ Te	800–6900	1100–3571	~2.0–10.1	符合	4.2–9.5	[25,28,51,74,77–81]
HgTe	~1200–18000	~1200–2400	~3.3–15.6	不符合	–	[82–86]

表 2 常见红外量子点体系横向对比

Table 2 Common infrared quantum dot systems horizontal comparison

材料体系	主要波段	优势	主要瓶颈	应用方向
PbS/PbSe	NIR-SWIR	合成成熟、器件性能高	Pb毒性、稳定性、离子迁移	SWIR探测、成像阵列
HgTe/HgSe	SWIR-LWIR	可覆盖中长波红外	Hg毒性、高暗电流	MWIR/LWIR探测、气体传感
InAs/InSb	NIR-SWIR/MWIR	低毒、RoHS友好	合成难、表面缺陷多	环保型红外探测
Ag ₂ Te/Ag ₂ Se	NIR-SWIR	低毒、成像潜力大	输运不足、稳定性待验证	SWIR探测、柔性器件
I-III-VI	NIR	组分可调、低毒	缺陷复杂、迁移率低	发光、生物成像、光突触
钙钛矿量子点	Vis-NIR	高吸收、低成本	铅毒性、离子迁移、不稳定	NIR探测、神经形态器件

前两者。

近年来, 围绕PbX量子点的研究主要集中在表面钝化、界面稳定性和可规模化制备等方面。对于PbS量子点, Zhang等^[35]通过强结合反式-4-(三氟甲基)肉桂酸(TFCA)配体修饰PbS量子点电子传输层(electron transport layer, ETL), 结构如图1a所示, 其能够有效抑制偏压诱导的离子迁移, 使1450 nm短波红外探测器获得约66%的外部量子效率(external quantum efficiency, EQE), 并显著提升暗电流稳定性, 与其他材料性能对比如图1b所示; Wang等^[36]进一步利用MAPbI₃类配体和2,6-二氟吡啶(DFP)溶剂合成多种长寿命大尺寸PbS量子点墨水, 配体交换过程和不同油墨在新鲜、老化时的电子、空穴迁移率如图1c, d所示, 通过刮刀涂布

制备的器件在1300 nm处实现76%的EQE, 显示出良好的大面积制备潜力。对于PbSe量子点, Liu等^[41]采用I⁻/Br⁻与Cd²⁺协同钝化Pb和Se表面位点, 液相配体交换如图1e所示, 该过程使PbSe薄膜的光致发光(photoluminescence, PL)寿命提升至18.9 ns, 并实现1.31%的红外光伏效率和在1295 nm处80.1%的EQE; Sayevich等^[42]则通过反转CdSe/PbSe核壳结构改善载流子可提取性, 倒置的CdSe/PbSe核壳量子点合成方法如图1f所示, 该方法为PbSe基的红外光电器件提供了新的结构设计思路。对于PbTe量子点, Zhao等^[87]采用液相剥离法制备约8 nm的PbTe量子点, 并在低浓度电解质中实现稳定的光电化学型光响应, 展示了PbTe量子点在新光电探测器中的应用可能。

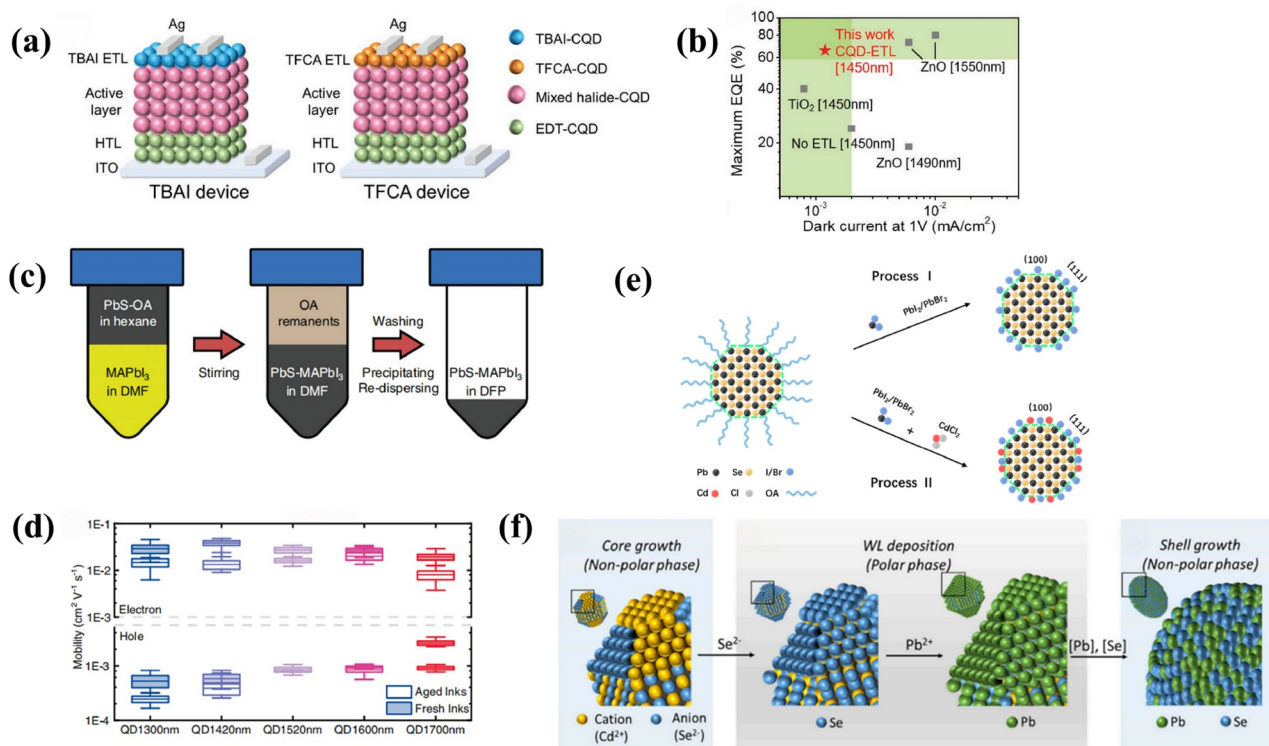


图 1 (网络版彩图) (a) 使用TFCA-CQDs或四丁基碘化铵(TBAI)-CQDs作为叠层器件中电子传输层的器件架构示意图^[35]; (b) 器件性能与已报道的SWIR光电探测器的比较^[35]; (c) 制备PbS-MAPbI₃油墨的相转移配体交换示意图^[36]; (d) 提取不同油墨在新鲜和老化时的线性电子和空穴迁移率, 每种油墨的样本量为5个样品^[36]; (e) 用裸卤化物阴离子(工艺I)或含卤化物阴离子和金属阳离子的杂化配体(工艺II)处理的PbSe量子点的液相配体交换示意图^[41]; (f) 利用湿层辅助沉积(WLAD)方法合成反向CdSe/PbSe核/壳量子点的示意图^[42]

Figure 1 (Color online) (a) Schematic of device architecture using TFCA-CQDs or TBAI-CQDs as ETL ^[35]; (b) comparison of device performance with reported SWIR photodetectors ^[35]; (c) schematics of the phase transfer ligand exchange used to prepare PbS-MAPbI₃ inks ^[36]; (d) extracted linear electron and hole mobility for different inks when fresh and aged with a sample size of 5 samples per ink ^[36]; (e) schematic illustration of the liquid-phase ligand exchange for PbSe QDs treated with bare halide anions (process I) or with hybrid ligands containing halide anions and metal cations (process II) ^[41]; (f) schematic representation of the synthesis of inverted CdSe/PbSe core/shell QDs using the wetting-layer-assisted deposition (WLAD) method ^[42].

总体来看, PbX量子点体系仍是红外胶体量子点材料中最具代表性的体系之一。然而, 该体系仍面临铅毒性、表面氧化、配体交换损伤、离子迁移和长期稳定性不足等问题。未来, 如何在高光响应、低暗电流、环境稳定性和大面积制备之间取得平衡, 将是PbX量子点红外光电器件走向实际应用的关键。

2.2 II-VI族红外量子点

II-VI族汞基硫化化合物(HgX, X=Te, Se)是目前胶体量子点体系中极少数能够将光谱响应延伸至MWIR乃至LWIR红外的材料体系。该体系成功突破了传统溶液法半导体通常局限于短波红外的物理限制, 被视为最有望在红外探测领域平替传统中长波块体材料的候选者。与传统的PbX体系相比, HgX体系拥有更为丰富的能带跃迁机制。其中, HgTe量子点是一种窄带隙的半导体材料, 由于量子限域效应, 其有效带隙可以被量子点尺寸显著调控, 可实现跨越短波至长波红外的宽谱带间跃迁响应; 而HgSe量子点则不太一样, 由于其常表现为自掺杂的n型量子点, 凭借其重掺杂特性引发带内跃迁机制, 在利用导带内部跃迁直接响应低能红外光子的同时, 为中红外探测提供了全新的途径。

近年来, Hg基量子点的研究重点逐渐从单纯的波长调控转向表面化学、掺杂调控和器件结构优化。例如, Sergeeva等^[84]通过在合成过程中直接引入2-呋喃甲硫醇(2-furanmethanethiol, FMT)和2,5-二巯基-3,4-噻二唑(2,5-dimercapto-3,4-thiadiazole, DMTD)等短链导电硫醇配体, 两种量子点如图2a所示, 其能够避免传统固态配体交换造成的表面损伤, 使HgTe量子点薄膜的陷阱态密度降低至 $3 \times 10^{16} \sim 3.5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$, 并在1340 nm下实现零偏压约 1 A W^{-1} 、反偏下最高约 40 A W^{-1} 的响应度。图2b为HgTe: Au量子点的形成示意图, Yu等^[83]进一步提出室温阳离子交换法制备Au掺杂HgTe量子点, 实现了可调p型掺杂, 并将其作为空穴传输层用于p-on-n型HgTe量子点光电二极管, 在约1.6 μm 处获得58.8%的外量子效率和 $1.6 \times 10^{12} \text{ Jones}$ 的峰值比探测率。对于HgSe体系, Chen等^[88]发展了混合相配体交换方法, 如图2c所示, 其实现了约 $1 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ S}^{-1}$ 的较高载流子迁移率和可控掺杂, 基于该HgSe薄膜的中红外带内探测器在80 K下获得 77 mA W^{-1} 的响应度和超过 $1.7 \times 10^9 \text{ Jones}$ 的比探测率, 并展示了热成像和 CO_2 气体的传感应用。这些结果表

明, 表面钝化、掺杂和导带调控已成为提升HgX量子点红外探测性能的重要路径。

尽管HgX胶体量子点在中长波红外探测中展现出显著潜力, 其实际应用仍面临多重限制。首先, Hg元素的环境毒性限制了其大规模商业化和可穿戴等应用场景; 其次, 窄带隙材料固有的高暗电流和热噪声会削弱室温中长波红外探测性能; 此外, 复杂的表面化学、配体交换过程、空气稳定性以及批次重复性问题仍会影响器件长期可靠性。总体而言, HgTe量子点凭借尺寸可调的带间跃迁, 在宽谱红外光电导体、光电晶体管 and 光电二极管中占据重要地位; HgSe量子点则依托自掺杂和带内跃迁机制, 在中红外窄带探测和气体传感中具有独特优势。未来该体系的发展仍需围绕低毒化处理、表面缺陷钝化、低暗电流器件结构、稳定封装以及与CMOS、二维材料和超表面结构的高质量集成展开。

2.3 III-V族红外量子点

随着全球对环境友好型光电材料需求的日益增长, 以InAs、InSb和InP为代表的III-V族胶体量子点, 凭借其相对较低的生物毒性、宽广的能带可调性以及多功能光电集成潜力, 正逐渐成为替代传统Pb/Hg基红外量子点的核心候选体系。

与高度离子化的II-VI或IV-VI族半导体不同, III-V族材料较强的共价键特性赋予了其独特的物理化学性质, 同时也决定了其在红外波段的差异化应用。InAs量子点作为该体系中研究最成熟的代表, 其光谱响应可覆盖近红外至短波红外区域。通过精密的尺寸调控与形貌工程, InAs的吸收与发射峰可进一步向长波红移, 在环保型SWIR探测器、红外发光二极管(light emitting diode, LED)及光伏器件展现出强劲的发展势头。InSb量子点得益于极窄的本征带隙, 在短波至中波红外区域极具潜力。近年来, 通过前驱体浓度调控、卤化物辅助合成以及分步成核生长等策略, InSb量子点的单分散性与表面钝化水平获得了显著突破, 大幅提升了其器件级应用的可行性。InP量子点尽管其较宽的本征带隙限制了向深红外波段的拓展, 但凭借其相对较低的毒性、高度成熟的核壳结构工艺以及独特的电荷存储行为, 在近红外生物发光、人工视觉感知以及神经形态光突触等前沿交叉领域开辟了不可替代的独特方向。

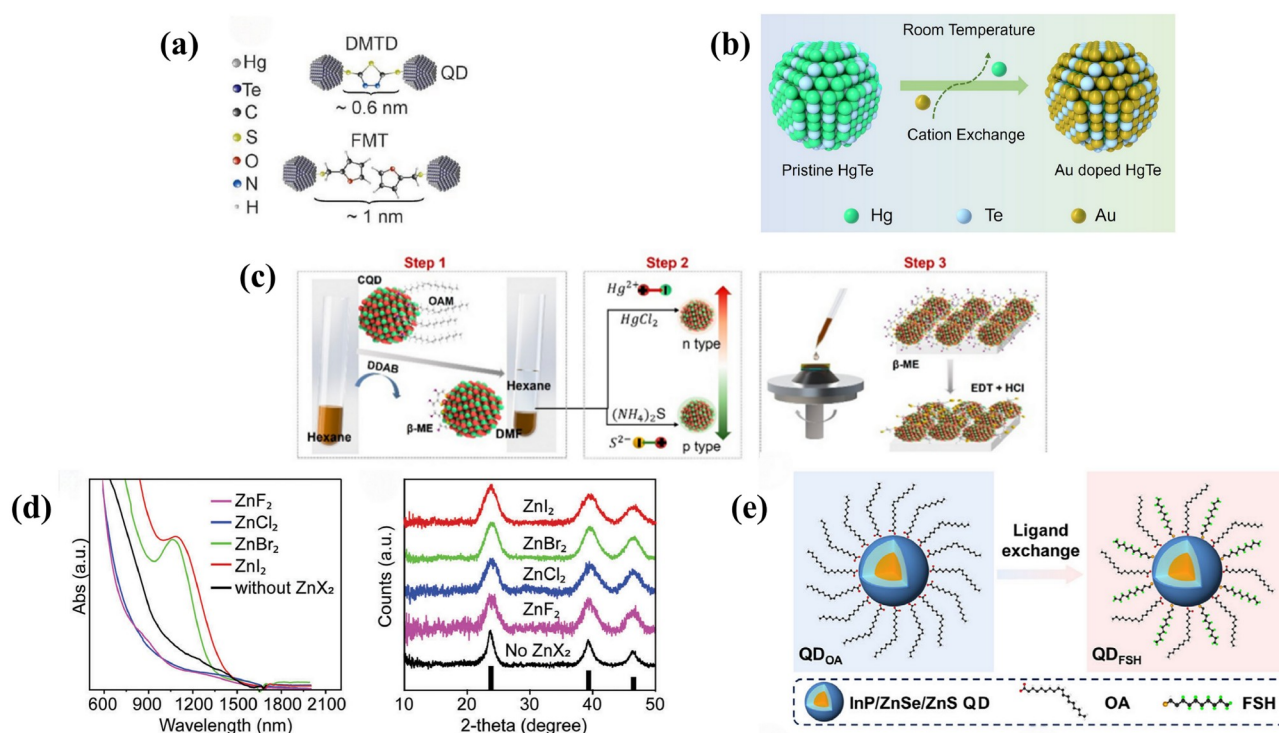


图 2 (网络版彩图) (a) 以FMT和DMTD为封顶的HgTe量子点示意图, 粒子之间的估计距离是基于配体分子的长度^[84]; (b) HgTe:Au胶体量子点(CQDs)的形成原理图^[83]; (c) 带内CQDs的混相配体交换过程^[88]; (d) 溶液中添加和不添加不同 ZnX_2 盐制备的InSb CQD样品的光吸收光谱以及将样品滴铸在硅衬底上, 记录相应CQD样品的粉末X射线衍射(PXRD)图谱^[43]; (e) 利用PFDT在InP/ZnSe/ZnS核/壳/壳量子点进行配体交换的示意图^[64]

Figure 2 (Color online) (a) A sketch of the HgTe QDs capped with FMT and DMTD; the estimated distance between the particles is based on the length of the ligand molecules [84]; (b) schematic for the formation of HgTe:Au colloidal quantum dots (CQDs) [83]; (c) mixed-phase ligand exchange process for intra-band CQDs [88]; (d) optical absorption spectra of InSb CQD samples prepared with and without different ZnX_2 salts in solution and powder X-ray diffraction (PXRD) patterns of corresponding CQD samples recorded by drop casting the samples on silicon substrate [43]; (e) schematic illustration of ligand exchange on InP/ZnSe/ZnS core/shell/shell QDs using PFDT [64].

近年来, III-V族胶体量子点在低毒红外探测和神经形态光电器件中取得了新的进展。对于InAs量子点, 混合卤化物钝化被用于改善大尺寸量子点中的晶面、边缘和顶点缺陷, 使1140 nm处InAs光探测器实现了75% EQE和10 ns响应时间, 并显著降低陷阱态密度^[56]。InSb量子点方面, ZnX_2 辅助合成策略能够有效调控Sb前驱体, 其中 ZnX_2 对InSb量子点生长的影响如图2d所示, 该操作使其带隙可在1.26~0.98 eV范围内调节, 并获得1200 nm处74.4% EQE和 1.02×10^{11} Jones探测率的短波红外探测器^[43]; 进一步, 2-巯基乙醇配体可实现InSb表面氧化物去除和钝化, 使器件在1450 nm处获得28% EQE, 并能够在连续工作300 h后保持95%初始性能^[48]。此外, InP量子点虽难以拓展至深红外, 但其低毒性和成熟核壳结构使其适合柔性神经形态器件,

利用1H,1H,2H,2H-全氟癸硫醇(1H,1H,2H,2H-perfluorodecanethiol, PFDT)在InP/ZnSe/ZnS核/壳/壳量子点进行配体交换如图2e所示, 氟化配体修饰的InP/ZnSe/ZnS光突触晶体管已实现0.016 fJ的低能耗、多波段光响应和稳定弯折性能, 展示了III-V族量子点从光探测向“感存算”一体化拓展的潜力^[64]。

尽管前景广阔, III-V族红外量子点仍面临严峻的材料学挑战: 其强共价键特性导致合成过程中的成核与生长窗口极窄, 尺寸分布难以精确控制; 同时, 极度敏感的表面化学状态使其在成膜后的电荷输运效率仍显著落后于PbS或HgTe体系。因此, 未来的研究仍需在高质量可控合成方法、表面缺陷钝化、核壳结构优化以及高效的器件界面工程等方面寻求突破, 以推动III-V族量子点在可穿戴传感设备与神经形态智能感

知系统中的实质性应用。

2.4 银硫属化合物红外量子点

银族硫族化合物(Ag_2X , $\text{X}=\text{S}, \text{Se}, \text{Te}$)是近年来快速发展的相对低毒红外胶体量子点体系。面对传统Pb/Hg基材料在日益严峻的环境问题以及难以突破的生物兼容性, Ag_2X 体系凭借相对较低的Pb/Hg风险, 为红外探测与生物光子学开辟了全新的技术路径。在该体系中, 不同阴离子主导了截然不同的应用场景: Ag_2S 和 Ag_2Se 量子点的吸收与发射主要集中在近红外至近红外二区(NIR-II), 由于该波段在生物组织中极低的散射率与较深的穿透深度, 它们已成为活体荧光成像、生物标志物检测与医学诊断的核心纳米探针。相比之下, Ag_2Te 则具备更窄的本征带隙, 其光谱响应可进一步延伸至短波红外乃至中波红外区域, 在低毒红外光电探测与图像传感领域展现出巨大的替代潜力。

近年来, Ag_2X 量子点的研究已从早期的低毒近红外荧光材料, 逐渐拓展至高性能红外光电探测和短波红外成像器件。Zhang等^[74]总结了 Ag_2S 、 Ag_2Se 和 Ag_2Te 在NIR-II区域中的最新进展, 其中 Ag_2S 可通过尺寸调控实现975~1175 nm发射, Ag_2Se 经Au合金化后可显著抑制Ag离子迁移并提升发光效率, AgAuSe 量子点的光致发光量子效率(photoluminescence quantum yield, PLQY)最高可达65.3%, 进一步经短链配体优化后可提升至87.2%。在器件方面, Lee等^[75]通过CdSe到 $\text{Cd}_x\text{Ag}_{2-x}\text{Se}$ 的部分阳离子交换, 其中量子点、配体和表面原子的示意图如图3a所示, 在此基础上结合 InBr_3 表面钝化, 将薄膜缺陷密度降至 $7.5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$, 制备的柔性近红外探测器在940 nm下实现了 457 mA W^{-1} 的响应度。另外 Ag_2Te 体系的进展尤为突出, Wang等^[25]报道了无膦前驱体合成策略, 实现了 Ag_2Te 量子点吸收峰从800到2000 nm的宽范围调控, 并构建了室温SWIR光电二极管和 640×480 像素图像传感器, 其比探测率可达约 3×10^{12} Jones。随后, 该团队进一步通过表面工程和 AgNO_3 掺杂调控, 经不同配体处理的量子点薄膜紫外光电子能谱(UPS)如图3b所示, 该操作将 Ag_2Te 探测器暗电流降低至 450 nA cm^{-2} 、响应速度提升至约25 ns, 并实现了基于1310 nm激光的短波红外光探测与测距(light detection and ranging, LiDAR)^[77]。这些研究表明, Ag_2X 量子点正从早期以 Ag_2S 为代表的低毒NIR-II生物荧光探针, 逐步拓展到以 Ag_2Se 和 Ag_2Te 为

主的红外光电探测、柔性器件、SWIR图像传感和LiDAR应用。

总体而言, Ag_2X 量子点体系成功打破了高性能红外材料对高毒性重金属的绝对依赖。然而, Ag_2X 量子点仍面临载流子输运效率不足、长波红外发光效率偏低、表面缺陷复杂以及长期生物与环境安全性评估不足等问题。未来, 通过高单分散合成、可控掺杂、核壳钝化、短配体交换和异质界面工程, 有望进一步提升其红外光响应效率与器件稳定性, 推动其在生物医学、机器视觉、柔性传感和低成本红外成像系统中的应用。

2.5 I-III-VI族红外量子点

I-III-VI族量子点是另一类重要的低毒红外和近红外功能材料, 代表体系包括 CuInS_2 、 CuInSe_2 、 CuInGaSe 以及Cu-Zn-In-Se等多元组分量子点。其凭借不含Pb/Hg等高毒重金属的相对低毒属性与极高的组分自由度, 正逐渐成为近红外光子学与交叉领域的研究热点。与传统二元化合物量子点相比, I-III-VI族材料打破了单一固定化学计量比的限制, 允许通过精密的组分工程, 如调节Cu/In比例或引入Ga、Zn元素, 实现对能带结构与缺陷态的连续调制。这种高度可设计的光学特性, 结合其特有的巨斯托克斯位移(giant Stokes shift)与宽频发射带, 使其在深层组织活体荧光成像、无背景生物标记及近红外发光二极管领域展现出显著的优势。

这里所称的巨斯托克斯位移主要来源于I-III-VI族量子点中施主-受主对或缺陷态参与的辐射复合, 其吸收带边或激子吸收峰与发射峰之间通常可达到150~500 nm的波长差, 对应0.2~0.8 eV的能量差; 具体数值会随Cu/In比例、Zn或Ga引入、壳层钝化和表面配体而变化。相较于传统II-VI族量子点常见的几十纳米级Stokes位移, 这种更大的位移有利于降低自吸收和背景干扰, 因此特别适合近红外生物成像、发光器件和光电突触读出。

CuInS_2 量子点具有较强的缺陷容忍性和宽光谱吸收特征, 其发光通常与Cu的本征缺陷态相关。如图3c所示, 展示了合成过程中 CuInS_2 -DDT/ZnS (左图)和 CuInS_2 -HMDS/ZnS (右图)量子点的吸光度和光致发光光谱演变, 通过调控Cu/In比、硫源反应活性及ZnS壳层钝化, 已实现920 nm发射下约65%的PLQY, 并制

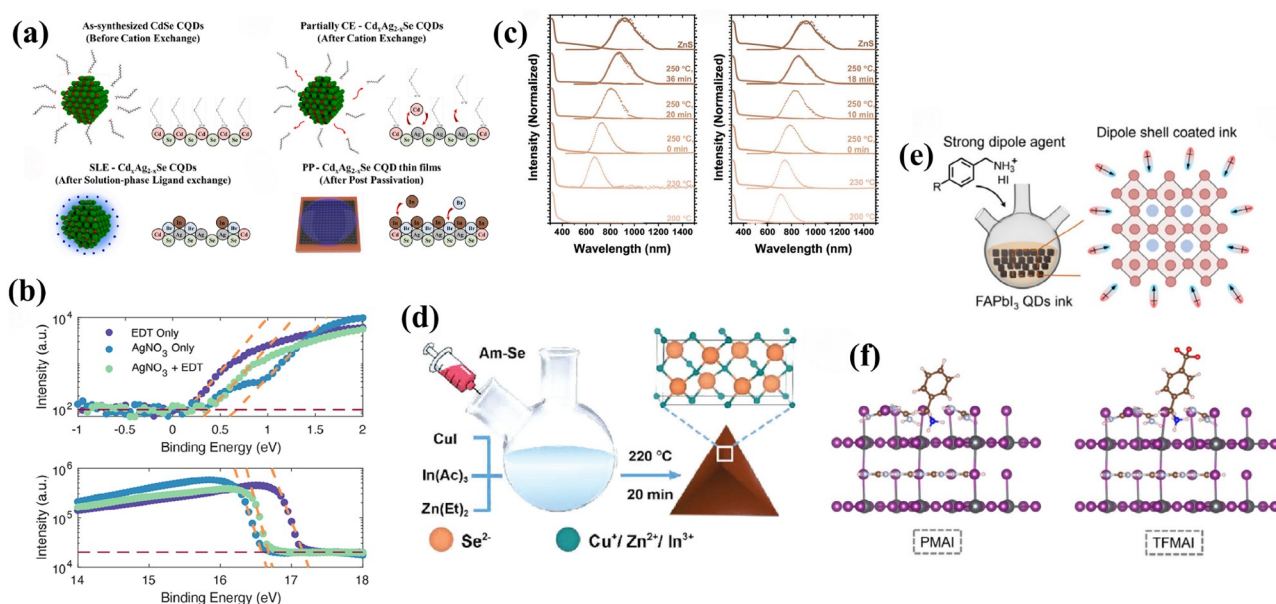


图 3 (网络版彩图) (a) CQDs、配体和表面原子的示意图^[75]; (b) 1,2-乙二硫醇(EDT)-only、AgNO₃-only和AgNO₃+EDT配体处理Ag₂Te QD膜的UPS光谱^[77]; (c) CuInS₂-DDT/ZnS (左)和CuInS₂-HMDS/ZnS (右)量子点在合成过程中的吸光度和光致发光光谱演变^[89]; (d) CuInSe₂:Zn²⁺量子点的合成过程示意图^[90]; (e) 偶极壳涂层PQDs油墨原理图^[94]; (f) 密度泛函理论(DFT)模拟PQDs表面结构的PMAI和TFMAI钝化^[94]

Figure 3 (Color online) (a) Schematic representations of CQDs, ligands, and surface atoms [75]; (b) UPS spectra of Ag₂Te QD films treated with EDT-only, AgNO₃-only and AgNO₃+EDT ligands [77]; (c) absorbance and photoluminescence spectral evolution of CuInS₂-DDT/ZnS (left) and CuInS₂-HMDS/ZnS (right) QDs during the synthesis [89]; (d) schematic illustration of the synthetic process of CuInSe₂:Zn²⁺ QDs [90]; (e) schematic diagram of dipole shell coated PQDs ink [94]; (f) density functional theory (DFT)-simulated PQDs surface structure passivated by PMAI and TFMAI [94].

备出940 nm近红外LED, 外量子效率达到8.2%^[89]。相比之下, CuInSe₂具有更窄的本征带隙, 更适合向长波近红外区域拓展。Lian等^[90]通过Zn²⁺掺杂和ZnSe壳层钝化, 其中CuInSe₂:Zn²⁺量子点合成过程示意图如图3d所示, 将CuInSe₂量子点发射调控至750~1150 nm, 并将PLQY提升至92.8%, 相应的近红外LED在350 mA下辐射通量达到88.7 mW, 显示出其在近红外显示、传感和眼动追踪等微型光电子器件中的潜力。此外, CuInGaSe/ZnSe合金量子点也被用于光电化学型人工突触器件, 其2.7 nm左右的胶体量子点可在水系电解质中实现光诱导突触响应、双脉冲易化(PPF)以及STP/LTP转变, 说明I-III-VI族量子点不仅适用于红外发光和探测, 也可进一步拓展至感存算一体化神经形态器件^[91]。总体而言, I-III-VI族量子点在低毒性、组分可调性和溶液加工兼容性方面具有明显优势, 但其长波红外响应、薄膜载流子输运和器件长期稳定性仍需进一步优化^[92]。

不过, I-III-VI族量子点也存在许多明显不足。最突

出的是材料组成复杂, 容易形成反位缺陷、空位缺陷和组分不均匀, 这些缺陷虽然有时有利于发光或存储行为, 但也会降低载流子迁移率并增加器件噪声。其次, 该类量子点薄膜的电荷运输能力通常较差, 因此在高性能红外光电探测器方面仍难以与PbS、HgTe或InAs等体系竞争。与此同时, 多元组分调控虽然提供了更大设计空间, 但也增加了合成重复性和机理解析的难度。

综上所述, I-III-VI族量子点展现出了一条极具差异化的发展路径。尽管在传统的高性能红外探测方面仍面临许多瓶颈, 但其凭借低毒性、高度可调的组分设计以及独特的缺陷态机制, 已经在近红外宽带发光、光热治疗以及光电神经形态计算等新兴交叉领域确立了不可替代的学术价值。

2.6 钙钛矿红外量子点

卤化物钙钛矿量子点(PQD)凭借卓越的光电特性, 已成为可见光至近红外光电子领域备受瞩目的材料。

通过对卤素阴离子、金属阳离子及晶体维度的精细调控, 其能带结构展现出高度的可定制性, 为红外探测与发光器件提供了全新的材料选择。

近年来, 钙钛矿量子点在近红外光探测中的研究重点逐渐由单一材料性能优化转向异质结构筑、界面能级调控与应用场景拓展。例如, Qiao等^[93]构建了 $\text{CH}_3\text{NH}_3\text{PbI}_3$ 量子点/ Ta_2NiSe_5 混合维度范德华异质结, 利用界面电荷转移显著提升近红外响应, 在800 nm光照下获得 240 A W^{-1} 的响应度和 6.02×10^{12} Jones的探测率, 响应/恢复时间约为12/14 ms。随后, Wang等^[94]通过调控FAPbI₃钙钛矿量子点墨水表面偶极壳层, 偶极壳涂层PQDs油墨原理图和PQDs表面结构的苯甲基碘化铵(phenylmethylammonium iodide, PMAI)和4-三氟苯基甲基胺(TFMAI)钝化分别如图3e, f所示, 其能够使近红外光电二极管的暗电流密度降低至 1.23 nA cm^{-2} , 探测率达到 5×10^{12} Jones, 响应时间缩短至2.2 μs 。此外, Xie等^[95]将CsPbIBr₂钙钛矿通过上转换过程实现980 nm近红外响应拓展, 其器件在980 nm下响应度达到 150 mA W^{-1} , 并进一步用于胶质瘤多模态识别, 诊断准确率达到99.3%。这些结果表明, 通过界面工程、偶极调控和光谱转换策略, 钙钛矿量子点及其复合结构在高灵敏近红外探测和生物医学检测方面展现出重要应用潜力。

尽管光电性能优异, 但材料本身的不稳定性与环境毒性依然是该体系走向实用的底层瓶颈。一方面, 高效的铅基体系面临严峻的重金属泄漏风险, 而旨在降低毒性的Sn基替代方案又表现出极高的氧气敏感性, 极易发生二价锡向四价锡的氧化, 导致器件在水、氧、热或持续光照下快速失效。另一方面, 钙钛矿晶格中活跃的离子迁移(ionic migration)与迟滞效应(hysteresis)呈现出高度的两面性: 在传统的高频光电探测中, 它是导致基线漂移与噪声增加的干扰源; 但在新兴的光电神经形态器件中, 这种动态的离子迁移与电荷捕获过程却巧妙地成为模拟生物突触可塑性的天然物理基础。

总体而言, 尽管钙钛矿量子点在中长波红外领域的探索尚处萌芽阶段, 但其在近红外光电探测器、光电晶体管以及发光二极管中的应用已日趋成熟。作为一种兼具超高光吸收与低成本加工优势的材料, 钙钛矿体系不仅极大丰富了近红外光电子学的材料库, 更在异质结探测与光电突触交叉领域展现出独特的学术

价值, 构成了整个胶体红外量子点体系中不可或缺的重要补充方向。

3 基于红外量子点的光电探测器

红外光电探测器作为关键部件广泛应用于电信通信、医学成像、环境监测、农学、天文学、总体安全等领域^[96~100], 胶体红外量子点正被开发为新兴的红外光电探测器材料^[101~103]。

探测器的响应度、外部量子效率、比探测率和暗电流密度等参数常被用来量化光电探测器的性能。响应度(responsivity, R)是在给定波长 λ 处吸收在探测器上的光电流与入射光功率的比值, 计算公式为

$$R(\lambda) = \frac{I(\lambda)}{P(\lambda)} \quad (1)$$

其中 $I(\lambda)$ 为器件的光电流、 $P(\lambda)$ 为入射到器件有效面积的光功率。EQE为器件产生的光生载流子数量与照射到器件有效面积的光子数量之比, 计算公式为

$$\text{EQE} = R(\lambda) \frac{hc}{q\lambda} \quad (2)$$

其中 h 为普朗克常数、 c 为真空光速、 q 为元电荷量。此外, 当器件的信号幅值与噪声幅值相等时, 光电探测器的等效噪声功率(noise equivalent power, NEP)被定义为每平方根带宽的最小可检测功率, 计算公式为

$$\text{NEP} = \frac{\sqrt{I_n^2}}{R(\lambda)} \quad (3)$$

其中 I_n 为噪声电流。比探测率是红外光电探测器另一个重要的参数, 它使得两个不同结构、不同面积的探测器可以进行性能比较。它的计算公式为

$$D^* = \frac{\sqrt{A}}{\text{NEP}} \quad (4)$$

其中 D^* 为器件的比探测率、 A 为探测器的有效面积。响应时间则为红外探测器输出信号对输入光信号的响应达到峰值稳态 $1/e$ 所需要的时间。红外光电探测器响应速度的3 dB带宽也由响应时间决定, 计算公式为

$$f_c = \frac{1}{2\pi\tau} \quad (5)$$

其中 τ 代表红外探测器的响应时间。

围绕“红外吸收能力如何转化为探测性能”这一问

题,上述指标对应了不同的物理环节:吸收峰和带隙决定器件可响应的波段,表面钝化和能级匹配决定光生载流子能否被有效分离与收集,暗电流和噪声水平决定弱光信号能否被可靠分辨,而响应时间则反映了载流子传输、俘获和复合过程的快慢.因此,本节不再按材料体系简单罗列文献,而是围绕配体工程、尺寸/形貌调控、杂化异质结和器件结构优化等策略,讨论材料吸收优势向高响应度、高探测率和低暗电流探测性能的转化机制.

基于红外量子点的光电探测器的覆盖波长很广,可达几十微米,具体取决于所用的量子点材料性质.与基于传统材料(如HgCdTe、InGaAs、量子阱和二型超晶格材料等)的红外探测器相比,胶体量子点器件的优势主要体现在制造成本低和波长易调控上.传统材料的器件制备一般依赖分子束外延、金属有机化学气相沉积(metal organic chemical vapor deposition, MOCVD)等需要昂贵设备的工艺,且需要在高真空、高温等条件下进行^[104~107];相比之下,CQD可采用旋涂、喷墨打印、刮涂、卷对卷印刷等工艺,可以在室温环境下进行,对大面积制备、低成本生产具有显著优势^[108,109].对于红外探测,传统有源层材料在探测波长改变上需要对材料的掺杂元素、浓度等进行精细调控,而量子点材料作为人造原子,可以通过改变尺寸来轻易地调节波长范围^[110~113].

近年来,许多课题组在量子点红外光电探测器领域实现了性能的突破,关注的有源层材料主要集中在IV-VI族(如PbS、PbSe等)、III-V族(如InAs、InSb、InP等)、II-VI族(如HgTe等)和银硫属化物或Ag₂X体系(如Ag₂Se、Ag₂Te等)^[41,114~122].这些量子点的基本性质详见“2 红外量子点材料体系”部分,这一部分主要从材料、器件的优化方向进行介绍.材料性质的改进主要采用:(1)量子点配体优化与核壳结构设计,来钝化材料表面缺陷以提升墨水的稳定性并减少器件暗电流;(2)量子点尺寸与形貌控制,来实现多光谱、宽光谱红外探测或成像.器件性能的改进主要采用:(1)量子点与二维材料形成异质结,利用量子点高消光系数与二维材料高载流子迁移率的性质,实现红外信号的高效捕获与载流子的收集;(2)ETL与空穴传输层(hole transport layer, HTL)改进,用掺杂或配体交换等方式提升层间载流子传输效率.此外还有少量其他提升器件效率的方式,也会在本节进行介绍.最近七年基于红

外量子点的光电探测器参数如表3所示.

3.1 表面配体工程

通过溶液法合成的CQD在表面通常带有长链配体,并同时存在许多缺陷态.这使得光生载流子在材料中的迁移率与扩散长度十分受限,且得到的量子点墨水通常无法在大气环境中长久保持,通常很快会发生团聚现象^[123,124].因此,对材料表面配体的优化是量子点红外探测器的一个重要研究方向.

对于PbS量子点而言,在2024年,Wang等^[36]摒弃传统的卤化物配体,反而用MAPbI₃作为配体,利用其与PbS(100)晶面良好的晶格匹配性与MA⁺阳离子较大的空间位阻,实现了PbS激子峰在1300~1700 nm的连续调控,如图4a所示,且样品在暗处存放10周无肉眼可见沉淀.器件的比探测率达到 1.8×10^{12} Jones,在-1 V偏压下1300 nm处的EQE为76%.2026年,Wang等^[125]为了解决基于PbS量子点的p型墨水缺失问题,利用相转移配体交换技术,成功制备了基于巯基-2-丙醇(MP)配体的p型PbS CQD,实现超过6天的优异稳定性.此外,该工作使用六氟-2-丙醇(HFP)作为溶剂,利用MP配体与HFP之间的稳定氢键网络,有效抑制了材料的聚集,对墨水稳定性的提升如图4b所示.并且,得益于HFP优异的正交性,在器件制备过程中,可以通过对器件功能层的沉积顺序,利用同一款墨水实现n-p和p-n型二极管的制备,如图4c所示.得到器件的空穴迁移率为 $4.87 \times 10^{-4} \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$,比探测率为 2.55×10^{12} Jones.此外,Zhan等^[14]利用长链双硫醇配体在PbS CQD红外探测器上获得了比短链配体更高的比探测率.他们制备的带有长链1,10-癸二硫醇配体的PbS器件横向漏电流被长链配体抑制,促使载流子只能在垂直方向迁移到ETL中,实现载流子的高效提取,比探测率达到 10^{14} Jones,比基于传统短链配体PbS的光电探测器高出两个数量级.

相比之下,III-V族CQD,如InAs、InSb等,以其没有重金属元素、符合RoHS标准的特点,受到多个课题组的青睐.但III-V族CQD表面的缺陷态却严重影响了它在光电器件中的应用.InAs CQD在QLED等很多光电器件中都有应用,合成路径较为清晰^[126~129].针对这个材料,2021年,Choi等^[130]发现InAs表面具有很强的共价性,表面过剩的羧酸根导致表面化学计量失衡,而硫醇配体可以直接替换表面的羧酸根,形成As-S结构,

表 3 基于红外量子点的光电探测器参数汇总

Table 3 Summary of parameters for quantum dot infrared photodetectors

	器件结构	响应度/EQE@波长@偏压	比探测率(Jones)@ 波长@偏压	暗电流密度@偏压	参考文献
垂直 结构	氧化铟锡(ITO)/TiO ₂ /n-PbS/p-PbS/ MoO _x /Ag/MoO _x /TPD/p-PbS/n-PbS/ ITO	70%@NIR; 28%@~1150 nm	—	<500 nA cm ⁻² @1 V	[153]
	ITO/PbS-EDT/PbS-X/PbS-TFCA/Ag	66%@1450 nm@1 V	3×10 ¹⁰ @1450 nm	1 μA cm ⁻² @1 V	[35]
	ITO/ZnO/PbS/PbS-MPA/PBDB-T/ MoO _x /Ag	70%@1300 nm	4.08×10 ¹¹ @1300 nm	2 μA cm ⁻² @-0.8 V	[37]
	ITO/ZnO/PbS-MAPbI ₃ /PbS-EDT/ PM6/Au	76%@1300 nm@-1 V	1.8×10 ¹² @1300 nm	1.8 μA cm ⁻² @-1 V 30 nA cm ⁻² @0 V	[36]
	ITO/ZnO/PbS-I/PbS-EDT/Au	59%@950 nm@0 V	4×10 ¹¹ @950 nm@0 V	48 nA cm ⁻² @-1 V	[38]
	ITO/ZnO/PbS-TBAI/PbS-EDT/Au	42%@1330 nm@-1 V	3.9×10 ¹¹ @1330 nm	4.18 μA cm ⁻² @-1 V	[155]
	底电极/HgTe/HgTe/PbS/Au	0.71 A W ⁻¹ @4.2 μm 0.83 A W ⁻¹ @2.2 μm	3.57×10 ¹⁰	320 nA cm ⁻²	[19]
	ITO/α-Se/PbS-I/PbS:3-MPA/ CeO ₂ /ITO	0.025 A W ⁻¹ @980 nm@10 V	2.5×10 ¹¹ @980 nm@10 V	69 nA cm ⁻² @-20 mV	[156]
	Ti/Au/NiO _x /PbS/ZnO/ITO	0.38 A W ⁻¹ @1413 nm	1.2×10 ¹² @1413 nm@1 V	82 nA cm ⁻² @-1 V	[39]
	ITO/NiO _x /PbS-EDT/PbS/C ₆₀ / SnO ₂ /Au	45.1%@1550 nm@-10 mV	3.57×10 ¹³	124 nA cm ⁻² @-10 mV	[135]
	ITO/ZnO/PbS-MAPbI ₃ /PbS-MP/Au	72%@1350 nm@-1 V	2.55×10 ¹² @1350 nm@ -1 V	850 nA cm ⁻² @-20 mV	[125]
	ITO/ZnO/InAs/MoO ₃ /Au	36%@930 nm@-1 V; 18%@930 nm@0 V	1.6×10 ¹¹ @930 nm@-1 V	—	[130]
	ITO/ZnO/InAs-InBr ₃ /MoO ₃ /Au	30%@940 nm@0 V	~10 ¹¹ @940 nm	700 nA cm ⁻² @-1 V	[53]
	ITO/ZnO/InAs-MaAc-InBr ₃ /MoO ₃ /Au	37%@950 nm@0 V	1.9×10 ¹¹ @950 nm	6.7 μA cm ⁻² @-0.5 V	[55]
	ITO/ZnO/InAs-SnBr ₂ /MoO ₃ /Au	43.1%@1020 nm@-1 V	1.63×10 ¹⁰ @1020 nm@1 V	210 nA cm ⁻² @-1 mV	[58]
	ITO/ZnO/InAs-InBr ₃ /MoO ₃ /Ag	28%@950 nm@-1 V 22%@950 nm@0 V	~4×10 ¹¹ @950 nm@-1 V	200 nA cm ⁻² @-1 V	[60]
	ITO/NiO _x -PTAA/InAs/C ₆₀ :BCP/Ag	53%@970 nm@-1 V	6.9×10 ¹¹ @970 nm	<100 μA cm ⁻²	[154]
	ITO/ZnO/InAs-苯甲酸-乙硫醇/ MoO ₃ /Au	292%@930 nm@-5 V	1.9×10 ¹¹ @930 nm	6.8 nA cm ⁻² @0 V	[52]
	ITO/ZnO/InAs-ZnSe/InAs/MoO ₃ /Au	15%@1450 nm@-1 V	1.2×10 ¹⁰ @1450 nm	10 μA cm ⁻² @-1 V	[59]
	ITO/ZnO/InAs/MoO ₃ /Au	75%@1140 nm@-0.5 V	—	—	[56]
	ITO/ZnO/InSb/MoO _x /Ag	74.4%@1200 nm@-1 V	~10 ¹¹ @1200 nm	0.48 mA cm ⁻² @-1 V	[43]
	ITO/ZnO/InSb-丙二酸-卤素/ MoO _x /Ag	25%@1400 nm@-1 V	1.4×10 ¹¹ @1440 nm	9.6 μA cm ⁻² @-1 V	[46]
	ITO/ZnO/InSb-Mn ₂ Se ₂ /MoO _x /Au	11.4%@1370 nm@0 V; 6.3%@1520 nm@0 V	3.9×10 ¹² @1370 nm@0 V 3.6×10 ¹² @1520 nm@0 V	1.5 nA cm ⁻² @0 V	[44]
	ITO/ZnO/InSb-ME/MoO _x /Ag	28%@1450 nm@-1 V	1.2×10 ¹⁰ @1450 nm	45 μA cm ⁻² @-1 V	[48]
	ITO/TiO ₂ /InSb-InP/PTAA/MoO _x /Au	18%@1350 nm@-1 V	4.7×10 ¹⁰ @1350 nm	4 μA cm ⁻² @-1 V	[45]
	ITO/TiO ₂ /InSb-InP/PTAA/MoO _x /Au	19%@1580 nm@-1 V	3.3×10 ⁸ @1580 nm	45 μA cm ⁻² @-1 V	[50]
	ITO/SnO ₂ /AgBiS ₂ /Ag ₂ Te/Au	9%@1200 nm@0 V	3×10 ¹² @1200 nm	—	[25]
	ITO/ZnO/Ag ₂ Te/MoO ₃ /Au	0.21%@1550 nm	6.1×10 ⁶ @1550 nm@-1 V	110 μA cm ⁻² @-1 V	[79]
	ITO/ZnO/Ag ₂ Te/MoO ₃ /Ag	2 mA W ⁻¹ @1550 nm@0 V	—	<1 mA cm ⁻²	[78]
	ITO/ZnO/p-i-n HgTe/Ag ₂ Te/MoO _x /Ag	~1 A W ⁻¹ @1330 nm@0 V	1×10 ¹⁰ @1330 nm	<10 μA cm ⁻² @-20 mV	[84]
	ITO/Bi ₂ S ₃ /HgTe:Se/HgTe:Au/Au	58.8%@1600 nm	>1×10 ¹² @1600 nm	532 nA cm ⁻² @-0.1 mV	[83]
	Au/ZnO/HgTe-EDT/PEDOT:PSS/ITO	50%@1650 nm	7.88×10 ¹² @1650 nm	~100 nA cm ⁻² @-0.4 mV	[82]

(续表3)

器件结构		响应度/EQE@波长@偏压	比探测率(Jones)@ 波长@偏压	暗电流密度@偏压	参考文献
沟道 结构	ITO/PEDOT:PSS/CuInSe ₂ :Mn/ PCBM/Ag	30 mA W ⁻¹ @780 nm@0 V	4.2×10 ¹²	0.16 nA cm ⁻²	[165]
	InAs/ZnON沟道、底栅	>1.15×10 ⁵ A W ⁻¹ @905 nm	5.32×10 ¹⁶ @905 nm@20 V	—	[57]
	PbS/WS ₂ 沟道、背栅	—	4.11×10 ¹¹ @1550 nm@0.3 V	<1 nA cm ⁻²	[34]
	PbS/bP/MoS ₂ 沟道、背栅	46 A W ⁻¹ @1310 nm@0.3 V; 0.4 A W ⁻¹ @2200 nm@0 V	1.6×10 ¹² @1310 nm@0.3 V; 5×10 ⁹ @2200 nm@0 V	~nA cm ⁻²	[147]
	PbS-DDT/IGZO沟道、底栅顶接触	>10 ⁴ A W ⁻¹ @850 nm	>10 ¹⁴ @850 nm	<100 nA cm ⁻² @5 V	[14]
	PbS/ZnO/PbS-EDT沟道、背栅	>10 ⁴ A W ⁻¹ @1650 nm	5.7×10 ¹³ @1650 nm	3.1 nA cm ⁻² @-0.1 V	[158]
	CsPbBr ₃ /PbSe沟道、顶栅	0.21 A W ⁻¹ @1550 nm	—	~μA cm ⁻²	[40]
	Ag ₂ Te/MoS ₂ 沟道、背栅	>7.5×10 ⁴ A W ⁻¹ @1450 nm	9.9×10 ⁸ @1450 nm	~nA cm ⁻²	[149]
	HgTe/石墨烯沟道、背栅	—	6×10 ⁸ @2500 nm	20 μA cm ⁻² @0 V	[146]
	HgTe/P3HT沟道、背栅	1.5 A W ⁻¹ @2000 nm	>10 ¹¹	~μA cm ⁻² @-20 V	[85]

改善了材料表面的化学计量比。得到的器件在-1 V偏压下在930 nm实现了36%的EQE，响应速度达到65 ns，比同波长下的PbS光电探测器快4倍。2022年，Sun等^[53]使用双性配体协同钝化的策略，用InBr₃对InAs量子点表面的 In和As同时进行钝化，在0.03 cm²的像素面积上实现了<2 ns的最快光电二极管响应时间。在此基础上，2023年，Xia等^[55]通过DFT模拟得到醋酸根对InAs量子点(111)晶面比Br⁻具有更高的结合能，进一步引入甲基醋酸铵(MaAc)对量子点进行二次配体交换，得到的材料PL寿命提升近一倍至9.36 ns，表现出更好的表面钝化效果，得到的器件在950 nm处达到37%的EQE，为当时InAs CQD探测器中最高。2024年，Jung等^[58]用软硬酸碱理论来对InAs不同的表面配体钝化效果进行解释。他们将InAs富As的表面归为硬酸，随后用DFT预测了硬碱SnBr会与表面相邻的三个As原子同时成键，如图4d所示，能更好地钝化材料表面缺陷，制备的器件在1020 nm处实现43.1%的EQE，为当时InAs CQD光电二极管的最高值。同年，Si等^[52]发明了一种基于中间相移法实现的双配体钝化策略，通过精准调控苯甲酸与乙硫醇的浓度，在量子点表面实现可控表面陷态浓度，并以此在器件上实现了光生载流子倍增的效果，在-5 V偏置下实现了292%的EQE。随后，Ban等^[60]发现以(TMGe)As和(TMSi)As为As源的InAs合成路径中，前者得到的材料表面形成富In表面，在用InBr₃进行配体交换后，材料与后者路径得到的材料具有相似的光学、形貌学特征，证明通过对材料的后处理可以弥补不同合成路径带来的材料性能差异。2025年，Xia等^[56]

发现在大尺寸InAs中，材料表面将会混合(111)与(100)两种晶面，并提出Cl⁻、Br⁻两种配体的混合钝化，如图4e所示，器件在0.5 V偏压、1140 nm条件下实现75%的EQE，且器件的T₉₀寿命达到50 h。对于III-V族另一个CQD，InSb，2025年，Zhang等^[48]摒弃了传统的酸刻蚀与卤素交换过程，而是利用短链2-巯基乙醇配体完全去除材料表面的氧化物，得到的CQD墨水在氮气条件下五个月没有明显光谱变化，得到的器件在0.5 V偏压下持续接受光照300 h仍能保持95%的性能。

此外，配体交换在其他材料中的应用也有报道。2024年，Ahn等^[84]对比了三种短链配体在相对低毒银硫属化物Ag₂Te CQD中的应用效果，其中带有3-巯基丙酸(MPA)配体的量子点展现出了2.8×10⁻² cm² V⁻¹ s⁻¹的空穴迁移率，同时与基于ZnO的ETL形成了理想的p-n结，展现出了最小的暗电流密度，如图4f所示。2024年，Sergeeva等^[79]抛弃了传统的固态配体交换方法，在合成HgTe CQD时直接采用短链2-呋喃甲硫醇与2,5-二巯基-1,3,4-噻二唑为配体，避免后续交换过程引入的缺陷。2026年，Wang等^[94]在钙钛矿量子点中提出偶极矩设计原则，用具有大偶极矩(8.26 D)的TFMAI调控FAPbI₃量子点的价带顶，使其与空穴传输层最高占据分子轨道(HOMO)能级匹配，同时钝化了材料表面的FAI空位。

综合本节来看，表面配体工程已从早期的简单“短链替代长链”发展为多维度协同优化的阶段。当前的研究趋势可归纳为：(1) 从单一钝化到多功能配体设计——现代配体需同时兼顾缺陷钝化、能级调控、墨水

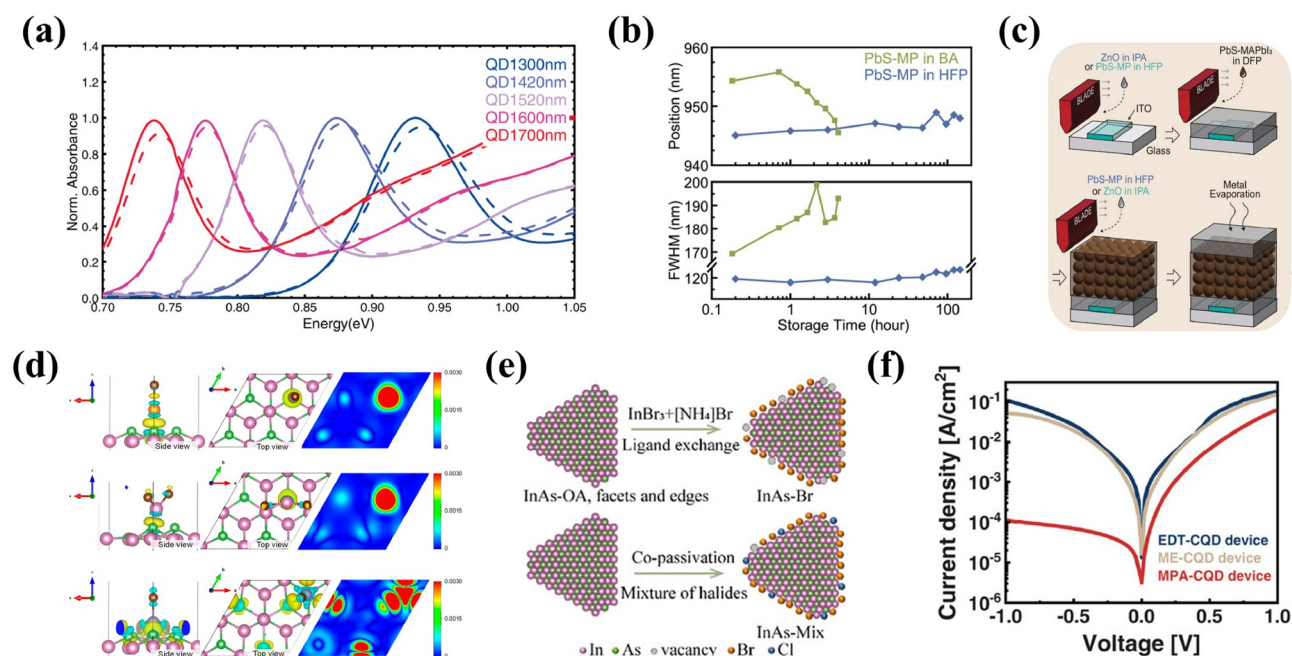


图4 (网络版彩图) (a) MAPbI₃配体交换后不同尺寸PbS量子点吸收光谱^[36]; (b) PbS在BA和HFP两种溶剂中的荧光峰位和半高全宽随时间变化关系^[125]; (c) 全刮涂法制备光电二极管原理图; (d) CdBr₂、InBr₂、SnBr₂三种配体在InAs(111)晶面的电荷密度^[58]; (e) 大尺寸InAs的配体钝化示意图^[56]; (f) EDT-(蓝色)、巯基乙醇(ME)-(米色)和MPA-CQD (红色)器件在暗电流条件下的电流密度-电压(*J*-*V*)曲线^[79]

Figure 4 (Color online) (a) Absorption spectra of PbS QDs with different sizes after MAPbI₃ ligand exchange [36]; (b) time-dependent photoluminescence peak position and full width at half maximum (FWHM) of PbS in BA and HFP solvents [125]; (c) schematic diagram of a photodiode fabricated by a fully blade-coating method; (d) charge density of CdBr₂, InBr₂, and SnBr₂ ligands on the InAs(111) crystal facet [58]; (e) schematic illustration of ligand passivation for large-size InAs [56]; (f) current density-voltage (*J*-*V*) curves of EDT-(blue), ME-(beige), and MPA-CQD (red) devices under dark conditions [79].

稳定性和载流子传输等多个目标; (2) 从经验选择到理论指导——软硬酸碱理论、DFT模拟等手段逐渐成为配体筛选的重要工具; (3) 从固态配体交换到原位配体工程——直接在合成阶段引入功能性短链配体可避免固态交换引入的额外缺陷。不同材料体系的配体策略也呈现出差异化特征: PbX体系侧重于配体-晶面选择性钝化和大面积墨水稳定性; III-V体系聚焦于共价表面的化学计量比修复和混合卤化物协同钝化; HgX体系则在导电配体和掺杂调控方面有独特需求。

3.2 尺寸与形貌调控

对于红外量子点而言, 尺寸调控的核心意义在于利用量子限域效应, 精确、连续地定制其光学带隙与载流子动力学, 是实现红外宽光谱覆盖及特定波长响应的重要途径。通过系统地改变量子点的尺寸, 有效调控其激子吸收峰与荧光发射峰的位置, 可以

实现器件在不同应用场景对特定红外波段的精准匹配^[131~134]。

对于PbS CQD, 2023年, Liu等^[37]通过降低反应物中PbI₂的初始浓度, 减慢合成速度, 实现了PbS CQD吸收带边从1000到1600 nm的连续可调, 如图5a所示, 并在~1300 nm处实现70%的EQE。2026年, Deng等^[135]则是采用乙基福美锌(Zn(S₂CNEt₂)₂, EZ)为锌源, 实现量子点生长自终止特性, 抑制Ostwald熟化过程, 得到的器件与传统的阳离子交换法相比, 比探测率提高6倍。对于相对低毒Ag₂Te CQD而言, 已经有工作采用磷化氢诱导合成PL峰值超过2000 nm的Ag₂Te量子点, 但在1500 nm以上材料的激子吸收峰变得难以控制, 且磷化氢在后续的器件制备工艺中会影响其导电性^[136,137]。针对这个科学问题, 2024年, Wang等^[25]开发了一种无磷的合成路径, 用TeO₂和硫醇的体系在800~2000 nm处实现了清晰可调的激子吸收峰, 如图5b所示。在器件

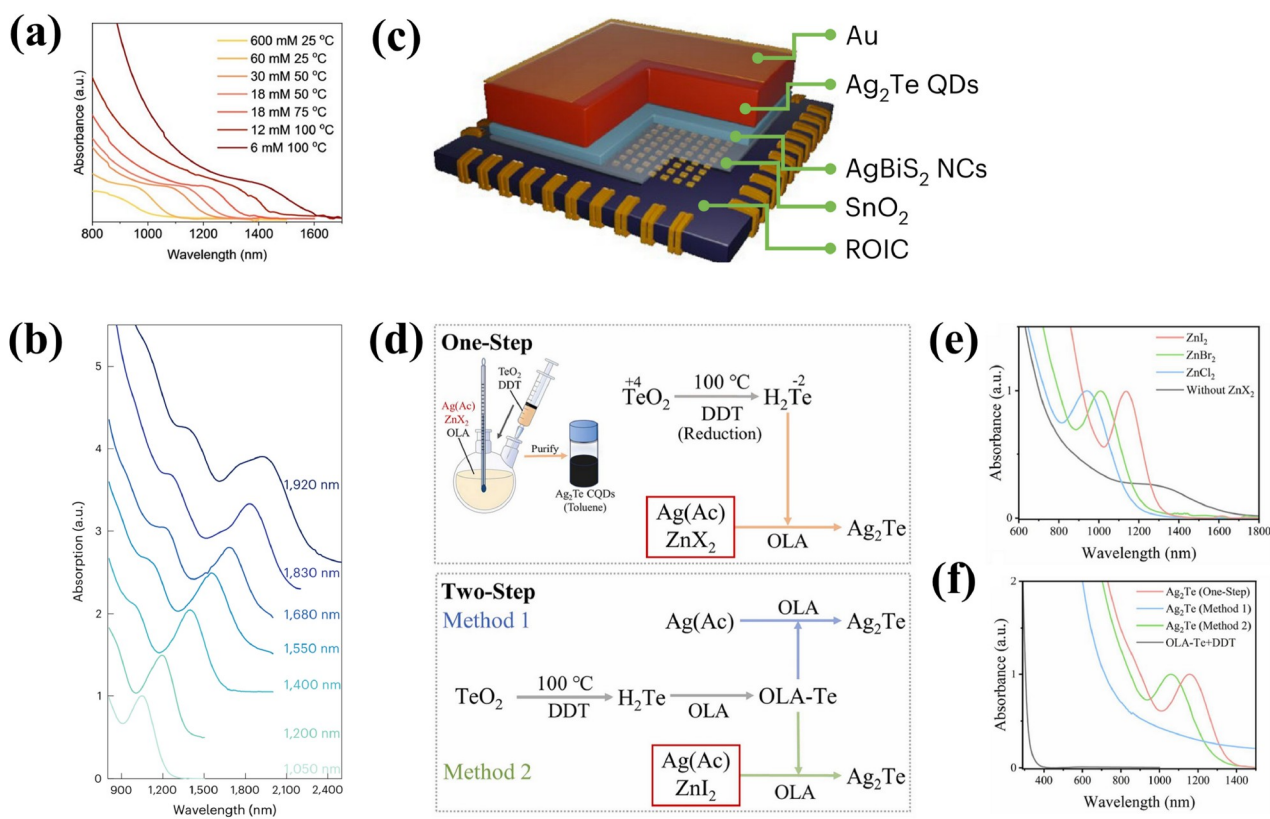


图 5 (网络版彩图) (a) 不同反应温度和浓度下合成的PbS量子点墨水吸收光谱^[37]; (b) 不同尺寸Ag₂Te量子点吸收光谱^[25]; (c) 集成了读出电路的基于Ag₂Te SWIR成像仪原理图; (d) Ag₂Te CQD的一步法与两步法合成机理^[51]; (e) Ag₂Te量子点吸收光谱与卤族元素关系; (f) 不同合成方法得到的Ag₂Te量子点吸收光谱

Figure 5 (Color online) (a) Absorption spectra of PbS quantum dot inks synthesized under different reaction temperatures and concentrations ^[37]; (b) absorption spectra of Ag₂Te quantum dots with different sizes ^[25]; (c) schematic diagram of an Ag₂Te SWIR imager integrated with a readout circuit; (d) one-step and two-step synthesis mechanisms of Ag₂Te CQDs ^[51]; (e) relationship between the absorption spectra of Ag₂Te quantum dots and halogen elements; (f) absorption spectra of Ag₂Te quantum dots obtained by different synthesis methods.

层面, 他们在有源层与ETL之间插入基于AgBiS₂纳米晶的缓冲层, 如图5c所示, 大幅降低了暗电流, 并实现了640×480的像素阵列, 在室温下比探测率达到3×10¹² Jones. 随后, 2025年, Yuan等^[51]在上述合成路径中加入锌的卤化物, 通过反应中Ag-X络合物的形成来限制自由Ag⁺的浓度, 从而减缓成核速率, 实现近单分散的Ag₂Te CQD, 如图5d~f所示. 同时Zn²⁺则会钝化材料表面的Ag⁺缺陷, 实现材料PL寿命从12.41到67.57 ns的提升. 除此而外, 2025年, Kim等^[78]改良了传统的单次Te源注射工艺, 通过在材料生长阶段持续注射Te前驱体, 延长反应体系中量子点生长阶段, 在900~1750 nm之间实现了大尺寸Ag₂Te CQD的尺寸一致性.

此外, 对于HgTe量子点, 2025年, Wang等^[82]引入二苯基磷(DPP)来提升反应中Te前驱体的反应性, 同时

采用硫醇配体和巯基丙酸对材料进行协同钝化, 显著提升了HgTe的稳定性, 并在1650 nm处实现了超过10¹¹ Jones的比探测率. 对于III-V族的InSb量子点而言, 表面特有的高陷阱态使得这种材料更难进行形貌控制. 2023年Muhammad等^[43]在合成过程中引入ZnBr₂与ZnCl₂以减缓SbCl₃的还原速度, 实现材料吸收峰从960~1270 nm的连续调控, 得到的器件在1200 nm处达到74.4%的EQE, 创下当时基于无重金属CQD SWIR探测器的记录. 2024年, Zhang等^[46]通过十七烷烯稀释前体浓度, 实现InSb CQD吸收峰在1400 nm、尺寸分布<10%, 随后通过丙二酸(MA)与四丁基碘化铵两步卤化物交换, 实现材料表面氧化态去除. 得到的器件在1400 nm处实现25%的EQE与10¹¹ Jones, 较此前III-V族CQD探测器在同波段提升了140倍. 随后, Peng

等^[50]在2026年通过分离成核与生长过程, 实现InSb量子点吸收峰在950~1900 nm的连续可调. 通过快速注入与缓慢注入协调的两段式策略, 将Avrami指数降至 $n \approx 1.5$, 将连续成核过程优化为爆发式成核过程, 极大地提升了材料的尺寸分布均匀性, 并在吸收光谱中观察到轻重空穴劈裂现象, 得到的器件在1590 nm实现19%的EQE.

综合本节内容可见, 红外量子点的尺寸与形貌调控已形成三条主线: (1) 通过反应动力学调控实现尺寸分布的精确控制, 是提升器件性能的基础; (2) 新型合成路线开发正在不断拓展可控制备的材料体系范围; (3) “合成-配体交换-器件”一体化的策略代表了从材料到器件的全链条优化思路. 值得注意的是, 尺寸控制与表面钝化并非独立变量——大尺寸量子点往往面临更严重的表面缺陷问题, 因此尺寸与配体策略的协同设计正成为该方向的重要趋势.

3.3 杂化体系

CQD与二维材料形成的异质结构, 在红外光电探测器领域一直是广泛关注的方向^[138~141]. 量子点本身具有带隙可调、消光系数大等优势, 但囿于表面长链配体或陷阱态等特点, 载流子迁移率普遍较低; 而二维材料, 如石墨烯、MoS₂等, 由于自身因素限制, 很难在红外波段展现出很好的吸收特性. 二者协同作用, 以量子点作为高效吸光层, 二维材料提供高速电子转移通道, 通过光生载流子有效分离并产生光门控增益, 同时实现高响应度、高比探测率和低暗电流等特征^[142~144].

红外量子点与二维材料杂化体系最早是2012年报道的^[145], 最近几年也有很多采用杂化体系的器件设计报道. 2020年, Dong等^[85]将HgTe CQD与P3HT混合, 形成均匀异质结, 器件响应度实现了从23.6到1.5 μs 的提升. 2021年, Grotevent等^[146]将HgTe CQD与石墨烯结合, 突破了量子点-石墨烯光电晶体管1600 nm的响应波长至3000 nm. 在器件制备工艺上, 研究人员采用电液动力学纳米打印技术, 无需光刻技术即实现了HgTe CQD的局部精确沉积. 2022年, Qiao等^[93]将MAPbI₃钙钛矿量子点与窄带隙Ta₂NiSe₅二维材料集成, 二者形成Type-I型能带对齐方式, 光生载流子从钙钛矿量子点中产生后, 在电场作用下注入Ta₂NiSe₅层, 实现光门控效应, 如图6a, b所示. 2023年, Wang等^[147]利用PbS

CQD与黑磷、MoS₂形成异质结, 在不同偏压下实现可切换的双波段探测, 如图6c所示. 在无偏压状态下, 黑磷吸收MWIR波段的信号, 依靠黑磷与MoS₂的内建电场实现光生载流子的漂移; 在正偏压模式下, PbS吸收SWIR波段的信号, 与MoS₂形成异质结, 光生空穴被MoS₂捕获、光生电子从MoS₂进入电极, 实现光门控效应, 如图6d, e所示. 同年, Kim等^[34]通过溶液相疏掺杂, 将PbS CQD转化为重p型掺杂半导体, 再与n型WS₂形成异质结, 实现零偏压下有效的光生载流子提取, 在完全自供电模式下实现SWIR探测, 如图6f所示. 在2026年, Shi等^[148]通过将PbSe CQD引入MoTe₂/MoSe₂异质结, 实现偏压可重构载流子传输势垒. 该结构可以通过栅源电压、源漏电压双重维度调制光响应态, 可以在光电探测过程中实现对光信号进行加密. 同年, Jeong等^[149]将Ag₂Te量子点与大面积二维MOS₂集成, 研究确定5 μm 沟道长度在探测器增益与响应速度上达到平衡, 并成功制备了32×32像素阵列, 通过交叉寻址实现阵列化输出.

此外, 还有两个值得注意的工作, 并没有采取传统的量子点-二维材料异质结的形式. 2022年, Hu等^[40]将PbSe与CsPbBr₃钙钛矿量子点形成异质结, 以解决PbSe CQD易被氧化的特点, 同时在器件层面实现从365到1550 nm的宽带探测. 器件通过纯溶液工艺制备, 在短链配体交换后的PbSe层通过旋涂的方式进行CsPbBr₃薄膜制备, 其中可见光在钙钛矿层产生光生空穴, 并在电场作用下转移至PbSe, 红外光在PbSe层产生的光生空穴通过热扰动越过势垒转移至钙钛矿层, 有效地延长了载流子寿命. 2025年, Zeng等^[150]利用HgTe/PBDB-T:Y6的有机-无机异质结活性层结构, 实现了300~1800 nm的宽谱红外信号探测. 此外, 2026年, Ng等^[151]则是采用交替原子层沉积技术, 在PbSe薄膜上通过Na₂S和Cd(OCOCH₃)₂的交替处理生长出CdS基质, 实现量子点与三维材料的异质结构, 如图6g所示. CdS基质显著提升PbS CQD的稳定性, 在三次循环退火后, 光电流调制提升了50倍, 为量子点异质结光电探测器提供了全新的构建思路.

从本节所述研究可以看出, 红外量子点与二维/三维材料的杂化体系呈现出三大发展脉络: (1) 量子点-石墨烯/二维半导体异质结因其光门控增益效应, 在实现高响应度宽光谱探测方面具有优势, 但响应速度与增益之间的权衡仍需进一步优化; (2) 量子点-有机半

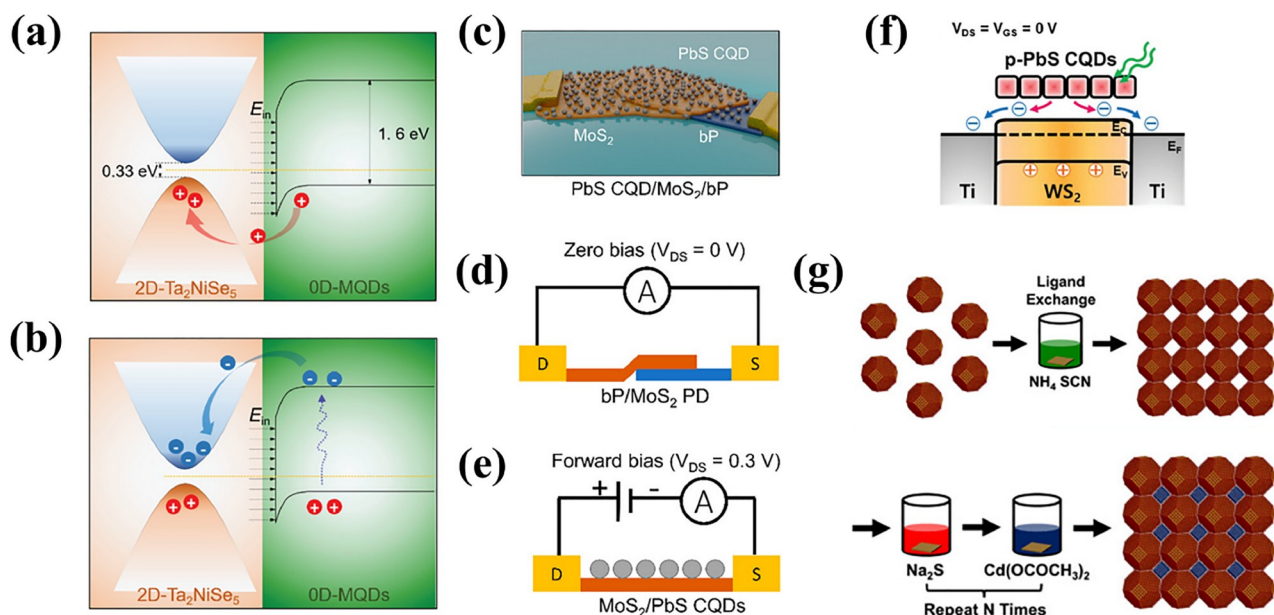


图 6 (网络版彩图) (a, b) MQD/Ta₂NiSe₅异质结在有光照时的能带结构^[93]; (c) 双波段偏置可选择光电探测器概念图^[147]; (d, e) 器件在零偏压与正偏压下的有源区示意图; (f) 不加偏压时, PbS/WS₂异质结光电探测器能带图^[34]; (g) PbSe量子点/CdS基质嵌合体制备工艺示意图^[151]

Figure 6 (Color online) (a, b) Band structure of the MQD/Ta₂NiSe₅ hetero-junction with and without illumination ^[93]; (c) conceptual diagram of a dual-band bias selectable photodetector ^[147]; (d, e) schematic diagrams of the active region of the device under zero bias and forward bias; (f) band diagram of the PbS/WS₂ hetero-junction photodetector under zero bias ^[34]; (g) schematic illustration of the fabrication process of PbSe quantum dot/CdS matrix chimeras ^[151].

导体异质结为宽光谱响应提供了纯溶液加工的柔性平台; (3) 量子点-三维基质嵌合体则开辟了通过构建三维保护基质提升稳定性的新路径。三者共同指向一个趋势: 杂化体系正从简单的双层堆叠向复杂的多维异质界面工程演进, 界面能带对齐和载流子动力学的精确调控成为性能提升的关键。

3.4 器件结构、工艺优化

除了前文提到的对材料性能的优化, 最近也有很多工作着眼于对红外探测器器件结构或制备工艺优化来提升整体性能。2020年, Graddage等^[152]在基于Ag₂Se的红外光电探测器中采用染料敏化太阳能电池类似的介孔TiO₂支架结构, 增加器件的光吸收性能与电荷分离能力, 缩短了激子的扩散长度, 同时引入Spiro-OMeTAD作为HTL, 将器件的外量子效率在1100 nm处提升至0.6%。2022年, Pejović等^[153]将有机光电二极管与PbS CQD光电二极管进行垂直堆叠, 并在其中插入半透明银镜实现法布里-珀罗光学腔, 如图7a所示, 在SWIR波段实现30%的EQE。2023年, Kim等^[57]将高

迁移率的氮氧化锌(ZnON)替代传统的氧化铟镓锌(IGZO)作为器件的HTL, 并用ME和InCl₃两种配体对InAs进行渐变能带处理, 更好地促进光生载流子分离。2024年, Xia等^[154]发现传统基于ZnO的ETL在工作时, Zn²⁺会迁移进入InAs活性层, 导致器件性能下降, 继而改用C₆₀:BCP和PTAA@NiO_x纳米晶分别作为器件的ETL和HTL, 如图7b, c所示, 在970 nm处实现53%的EQE, 且器件在80天后仍能保持>80%的性能。同年, Choi等^[38]则是对基于ZnO的ETL进行叠氮离子处理, 以去除表面的氧空位、降低陷阱密度, 处理后ZnO薄膜的载流子迁移率提升6倍。器件以PbS CQD为有源层, 在0 V自供电模式下, 在950 nm实现0.45 A W⁻¹的响应度。随后, Deng等^[155]利用浓度梯度配体交换法, 在基于PbS CQD的红外光电探测器中实现50~100 nm超薄活性层结构, 暗电流下降约三个数量级, 如图7d~f所示, 实现了4 ns的超快响应度与在1330 nm下42%的EQE。Molnás等^[156]则摒弃传统的配体工程改善CQD表面陷阱态问题的方法, 采用15 μm厚层非晶硒(α-Se)作为空穴传输层来覆盖有源层表面的微小裂缝, 如

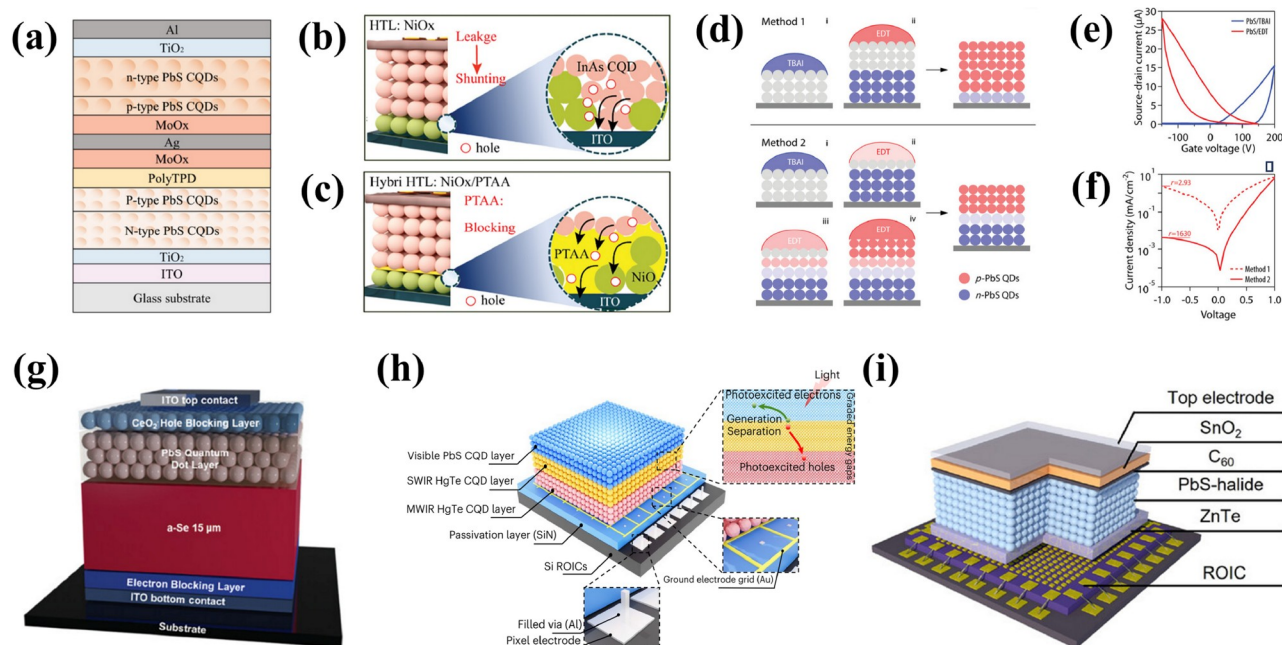


图7 (网络版彩图) (a) np-PN双波段光电探测器结构示意图^[153]; (b, c) 加入PTAA修饰剂填充针孔前后的p-i-n光电探测器载流子输运示意图^[154]; (d) 传统配体交换法与浓度梯度法配体交换制备n-p型PbS同质结示意图^[155]; (e) TBAI与EDT配体交换后PbS量子点转移曲线; (f) 方法1与方法2制备的光电探测器暗电流测试; (g) 耦合PbS与 α -Se垂直光电探测器结构图^[156]; (h) 超宽带成像仪结构示意图^[19]; (i) 集成基于PbS量子点光电二极管的SWIR成像仪原理图^[157]

Figure 7 (Color online) (a) Schematic structure of an np-PN dual-band photodetector [153]; (b, c) schematic diagrams of carrier transport in a p-i-n photodetector before and after pinhole filling with PTAA modifier [154]; (d) schematic illustration of the fabrication of an n-p PbS homo-junction using conventional ligand exchange versus concentration-gradient ligand exchange [155]; (e) transfer curves of PbS quantum dots after ligand exchange with TBAI and EDT; (f) dark current measurements of photodetectors fabricated by method 1 and method 2; (g) structural diagram of a coupled PbS and α -Se vertical photodetector [156]; (h) schematic structure of an ultra-broadband imager [19]; (i) schematic diagram of a SWIR imager integrated with PbS quantum dot photodiodes [157].

图7g所示. 器件在获得 10^{11} Jones比探测率的同时, 响应时间比传统PbS光电探测器提升一个数量级, 证明该策略的可行性. Mu等^[19]用多次旋涂、逐层配体交换的方法, 在有源层构建了PbS-HgTe-HgTe三层结构, 实现从400~4200 nm超宽波段的探测, 如图7h所示. 不同层材料的功函数差异在有源层形成内建电场, 光生载流子可以自然分离, 无需加入复杂的阻挡层结构, 基于该器件的焦平面宽带成像仪实现 3.15×10^{10} Jones的平均比探测率. 2025年, Wang等^[157]用磁控溅射工艺得到了高质量ZnTe薄膜, 替代传统PbS红外探测器中作为HTL的EDT配体的PbS CQD, 如图7i所示. 随后他们对ZnTe薄膜进行温和的氧化处理, 消除HTL与活性层之间的空穴传输壁垒, 使器件的比探测率从1300 nm条件下的 10^{11} Jones提升到 10^{12} Jones. 同年, Huang等^[157]用乙腈替代传统的基于甲醇的固相配体交换, 使得活性层的PbS自发形成纳米尺度的片状结

构, 提升材料的吸收光程. 器件在-1 V偏置的条件下展现出 $8.2 \times 10^{-8} \text{ A cm}^{-2}$ 的暗电流密度, 在顶照式PbS CQD红外光电探测器中最低, 基于该器件的 64×64 像素阵列死像素率只有1.37%, 证明该工艺的可靠性. 2026年, Duan等^[158]采用PbS CQD p-i-n异质结结构, 配合高纯碳纳米管与电容耦合, 构成异质结门控场效应晶体管, 其中CQD层在接受光信号后产生的光致电压, 通过耦合作为下层晶体管栅压实现电流信号放大. 器件在350~1700 nm的宽谱范围内实现超过 10^{13} Jones的比探测率.

总体而言, 本节所述器件结构与工艺优化策略可归纳为两大方向: (1) 传输层材料与界面工程, 其核心目标在于优化能级匹配、抑制离子迁移和降低界面复合; (2) 薄膜沉积与图案化工艺创新, 旨在提升薄膜均匀性、降低暗电流并实现规模化制备. 这些策略的共性趋势是从“经验试错”到“机理导向”转变, 即基于对

载流子动力学和界面物理的深入理解来设计器件结构, 而非简单尝试不同材料组合。

3.5 核壳结构与掺杂工程

除配体交换外, 核壳结构也是胶体量子点常用的钝化缺陷、提升材料稳定性的方式之一^[54,159], 而作为光电器件, 壳层结构难免会影响材料的载流子迁移率, 但近年来依然有一些工作可以将壳层结构应用到红外探测器中。2024年, Seo等^[44]构建InSb/InAs/ZnSe的核/壳/壳结构量子点, 其中InAs作为中间壳层, 很好地钝化了InSb胶体量子点表面的氧化缺陷, ZnSe壳层则是通过削弱材料量子限域效应的方式将材料的吸收带边继续红移, 同时进一步增强材料的稳定性。最终, InSb体系量子点吸收带边扩展至1700 nm, 器件在1520 nm下展现出 $1.5 \times 10^{-9} \text{ A cm}^{-2}$ 的暗电流密度以及6.3%的EQE。同年, Peng等^[160]对现有的InSb CQD合成方法进行改进, 先采用连续注射工艺获得尺寸分布均匀的InSb CQD, 再利用InCl₃对InSb核心进行钝化处理, 最后在外面生长InP作为壳层, 将材料的PL效率提升至3.7%, 如图8a, b所示。基于此材料的器件在1240 nm处实现25%的EQE, 且空气中暴露两个月性能

依旧几乎不衰减。Sheikh等^[59]也是针对III-V族CQD进行的核壳结构优化, 他们在棒状InAs CQD表面生长出ZnSe薄壳, 实现Type-I型异质结, 显著提升材料的辐射复合效率, 得到PL在1200~1800 nm可调的InAs/ZnSeCQD。基于此材料的红外探测器在1510 nm实现15%的EQE, 是III-V族CQD红外探测器在波长>1400 nm的最高值。

此外, 掺杂也是调控CQD性质的常见手段, 掺杂元素主要起调控量子点带隙、钝化缺陷等作用^[161~164]。2021年, Guo等^[165]将Mn²⁺掺入CuInSe₂量子点晶格内, 其⁶A₁能级位于材料带隙内, 作为杂质能级捕获光生空穴, 延长量子点内光生载流子寿命至10 ns, 如图8d所示。器件在780 nm处响应度达到30 mA W⁻¹, 比未掺杂时提升约一倍, 如图8e所示, 暗电流则只有 $1.6 \times 10^{-10} \text{ A cm}^{-2}$ 。2023年, Kim等^[166]对共还原法制备InAs CQD的工艺进行改进, 将ZnCl₂-TOP络合物加入反应体系中, 通过Zn-As中间体的形成抑制反应的二次成核过程, 获得高均匀性材料, 且Zn²⁺的掺杂也将InAs CQD的费米能级调整至-4.93 eV, 与基于ZnO的ETL能级更为匹配。得到的器件暗电流比掺杂前降低两个数量级, 比探测率提升86%。2025年, Yu等^[83]通过室温下

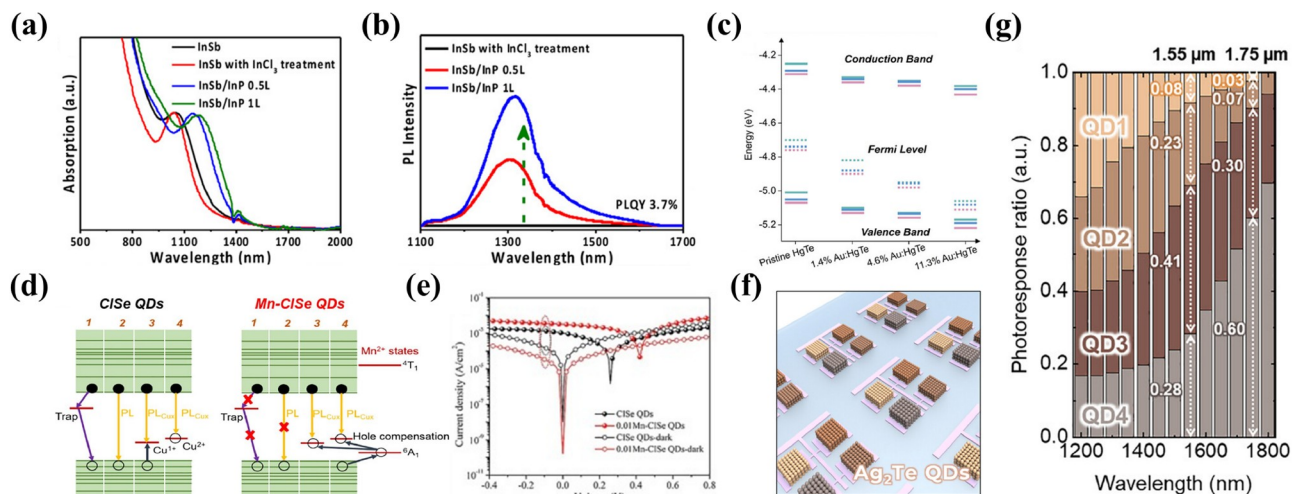


图 8 (网络版彩图) (a) InSb量子点在InCl₃后处理前后以及InP壳层生长前后吸收光谱^[160]; (b) InSb量子点在InP壳层生长前后的PL光谱; (c) HgTe和HgTe:Au量子点薄膜的能级图^[83]; (d) 掺Mn²⁺前后CuInSe₂量子点载流子复合路径^[165]; (e) 基于CuInSe₂:Mn²⁺光电探测器 J - V 曲线; (f) 多光谱Ag₂Te量子点光电探测器示意图^[167]; (g) 1~4通道的相对信号强度导出的1.2~1.8 μm 光谱范围的波长解密图

Figure 8 (Color online) (a) Absorption spectra of InSb quantum dots before and after InCl₃ post-treatment, as well as before and after InP shell growth^[160]; (b) PL spectra of InSb quantum dots before and after InP shell growth; (c) energy level diagram of HgTe and HgTe:Au quantum dot films^[83]; (d) carrier recombination pathways in CuInSe₂ quantum dots before and after Mn²⁺ doping^[165]; (e) J - V curves of the CuInSe₂:Mn²⁺-based photodetector; (f) schematic diagram of a multi-spectral Ag₂Te quantum dot photodetector^[167]; (g) wavelength decoding map in the spectral range of 1.2~1.8 μm derived from the relative signal intensities of channels 1~4.

Au取代, 用溶液法得到了均一的p型掺杂HgTe CQD, 如图8c所示. 在材料掺杂4.6%的Au时, 材料的载流子寿命提升一倍、能带整体下移, 与基于Bi₂S₃的ETL形成良好的p-n结, 且材料表面电位比Ag掺杂样品更为均匀. 此外, 2026年Park等^[167]利用四种不同带隙的Ag₂Te CQD作为四个独立的通道, 采用光刻工艺得到了具有波长识别功能的光电探测器阵列, 如图8f所示. 通过四个通道的电信号比例即可反推得到入射光波长, 电信号与波长对应关系如图8g所示, 实现可连续读取、无需滤光片的SWIR多光谱探测功能.

综合“3.1 表面配体工程”至“3.5 核壳结构与掺杂工程”所述, 红外量子点光电探测器的性能优化策略可归纳为三个层次: 第一层为材料本征优化, 其共同目标是通过钝化表面缺陷、调控能带结构来降低暗电流并提升光电转换效率; 第二层为界面与异质集成, 利用量子点的高吸收系数与二维材料、有机半导体或三维基质的高迁移率形成互补, 通过光门控效应实现增益; 第三层为器件架构创新, 包括传输层优化、叠层设计、渐变能带工程和阵列化工艺等. 从发展趋势来看, 配体工程仍是提升性能最直接的手段, 但已从单一钝化向多功能配体演进; 杂化体系在宽光谱和增益型探测方面表现突出, 但工艺复杂度较高; 器件结构优化则更贴近实际应用需求, 尤其在降低暗电流、提升响应速度和阵列化方面成效显著. 未来, 多策略协同优化有望成为进一步提升红外量子点探测器综合性能的关键路径.

4 基于红外量子点的神经形态器件

红外量子点最初主要被用于光电探测器、成像阵列等传统光电器件中, 其核心任务是将红外光信号转化为电信号. 然而, 传统的红外探测器通常只完成“感知”过程, 光照结束后信息即消失, 后续识别、存储和计算仍依赖外部存储器与处理器. 随着神经形态器件的发展, 红外量子点的功能正在从单一光电探测逐步拓展到光感知、突触权重调控、存储和类脑计算. 这一进步的关键原因在于, 红外量子点不仅具有可调的红外吸收, 还具有丰富的表面态、陷阱态、配体调控空间和异质界面电荷转移动力学, 能够将瞬态光刺激转化为持续的电导或电流变化.

因此, 神经形态应用并非独立于前述光电探测器

的发展, 而是对探测过程中“慢变量”的功能化利用: 在传统探测器中, 陷阱态、离子迁移和界面电荷滞留通常会导致迟滞、噪声或响应速度下降; 但在光电突触器件中, 这些过程可以被设计为光照历史的存储单元, 使红外光信号从瞬时电流响应进一步转化为可保持、可调节的电导权重.

从器件层面看, 红外量子点神经形态器件主要包括两端光电突触器件和忆阻器、三端光电突触晶体管、多端异质集成器件以及感存算一体器件等类型. 这些器件可以模拟生物突触中的兴奋性突触后电流、双脉冲易化、短时可塑性、长时可塑性、脉冲时序依赖可塑性以及学习-遗忘-再学习等行为, 并进一步用于红外视觉识别、运动检测、图像预处理和感存算一体化系统等.

4.1 红外量子点用于神经形态器件的材料基础

红外量子点之所以适合神经形态器件, 并不只是因为其能够吸收红外光, 更重要的是其光生载流子动力学可以被多种手段精细调控. 正是这些调控机制为突触可塑性提供了坚实的材料基础.

量子点的能带结构受尺寸、组分、表面配体和掺杂成分共同影响, 因此其吸收范围可以从可见光拓展至近红外、短波红外乃至中红外. 例如, PbS量子点由于具有较大的激子玻尔半径和窄带隙, 常被用于850~1340 nm范围内的光电突触器件^[168]; InAs量子点可将器件响应拓展至1060 nm的短波红外区域^[169]; Cu掺杂的ZnSe/InP量子点则通过引入掺杂态将吸收拓展至约820 nm, 从而实现低毒近红外光突触功能^[71]. 此外, 硅纳米晶等低毒材料也显示出潜力. 通过B掺杂引入高载流子浓度后, 硅纳米晶中的自由载流子可在红外光作用下发生集体振荡, 增强中红外吸收, 从而将光响应拓展至中红外区域^[170]. 这类材料具有CMOS兼容性和环境友好等优势, 是未来红外神经形态视觉的重要候选体系.

神经形态器件的一大特点在于“历史依赖性”. 在红外量子点器件中, 这种历史依赖性通常来自光生载流子的俘获与缓慢释放. 量子点表面配体、缺陷态和异质界面均可形成陷阱中心. 当红外光照射器件时, 量子点产生电子-空穴对, 其中一种载流子转移至沟道或传输层, 另一种载流子滞留在量子点或界面陷阱中, 从而形成持续的光栅控效应或电导记忆. 例如, 在PbS

QDs/PMMA/Pentacene或CuInSe₂ QDs/P3HT结构的光电突触晶体管中, 光生空穴转移至有机半导体沟道, 而电子被捕获于量子点层中, 使沟道的电导在光照结束后仍维持较高水平. 这种持续电导变化对应于突触权重的增强, 可用于模拟长时可塑性^[171,172]. 相反, 通过外加栅压或特定波长光照释放被俘获载流子, 则可实现突触权重衰减或擦除.

构建异质结是提升光电突触性能的重要策略, 而铁电极化也为红外量子点神经形态器件提供了新的调控方法. 总体而言, 在红外量子点神经形态器件中, 可调吸收负责“感知”, 陷阱态和界面电荷俘获负责“记忆”, 而异质结或铁电极化等手段也能对器件进行优化, 最终与晶体管、忆阻器或阵列结构的集成则进一步实现“计算”, 从而达到真正的感存算一体.

4.2 两端神经形态器件

两端器件通常具有结构简单、易于高密度集成和阵列化等优势, 主要包括光探测器型突触、光电忆阻器和两端光子突触等. 与三端晶体管相比, 两端器件缺少独立栅控, 但较低的结构复杂度使其更适合构建高密度的阵列.

Luo等^[71]报道了基于Cu掺杂的ZnSe/InP反型Type-I核壳量子点的近红外光突触器件. 该体系通过Cu掺杂将吸收拓展至约820 nm, 并在790 nm近红外光刺激下实现EPSC、PPF、STP/LTP转变和学习-遗忘-再学习行为. 器件采用QDs/TiO₂/FTO光探测器结构, 工作原理如图9a所示, 其在790 nm下获得28.1 A W⁻¹的响应度和 9.8×10^{10} Jones的探测率, 并可在低偏压下实现约26.4 fJ的单事件能耗. 该工作的重要意义在于, 其采用无Pb/Hg的环境友好型量子点体系, 证明低毒红外量子点也可以兼具光探测和突触记忆功能. 进一步构建的3×3阵列能够在近红外光照下实现图像感知和记忆以及对比度增强, 体现了光探测器型红外量子点突触在人工视觉方面的潜力.

PdSe QDs/GeSe异质结光子突触展示了另一类两端红外神经形态器件, 其器件结构、工作原理以及突触特性如图9b所示^[173]. PdSe量子点主要增强紫外吸收, 而GeSe薄膜则提供可见至近红外吸收, 两者形成异质结后产生内建电场, 促进光生载流子分离. 该器件在365、620和850 nm光刺激下均可产生EPSC, 并能模拟PPF、STP/LTP转变和学习-遗忘-再学习行为. 值

得注意的是, 该器件在1 mV超低偏压下仍能工作, 并实现低至 $0.15 \mu\text{W cm}^{-2}$ 的弱光检测. 这表明通过量子点/层状半导体异质结设计, 可以在极弱光条件下实现光感知与突触记忆耦合. 该体系还被用于光逻辑、光学加密和人脸识别模拟, 显示出两端光子突触在低功耗视觉中的潜力.

基于Bi₂O₂Se/MoS₂/钙钛矿量子点复合结构(Bi₂O₂Se/MoS₂/perovskite quantum dots, BMP-QDs)的Pd/BMP-QDs/Nb:SrTiO₃(NSTO)忆阻器进一步拓展了两端器件的功能^[174]. 该器件不仅具有电阻开关行为, 还具有铁电极化调控的光响应. 其响应波长覆盖405~808 nm, 在808 nm近红外光下可实现突触权重调控, 并用于美国国家标准与技术研究院手写数字数据集(Modified National Institute of Standards and Technology, MNIST)手写数字识别. 该类器件的独特性在于“双模式感知”, 在低偏压条件下, 器件表现为短时记忆性; 在较高偏压下, 铁电极化能够增强界面电场并降低肖特基势垒, 使光生载流子更易分离并形成长时记忆性, 写入-5 V和+5 V偏置电压后PFM的相位图像如图9c所示. 这种由铁电极化调制的光突触行为, 为红外神经形态器件提供了不同于传统陷阱态机制的新思路.

4.3 三端及多端神经形态器件

三端器件通常由源极、漏极和栅极构成, 具有更强的可调控性. 光刺激可以作为前突触输入, 沟道电流作为后突触响应, 栅极则可作为调制端, 用于控制突触权重、记忆保持、擦除过程或兴奋和抑制模式. 因此, 三端红外量子点器件更接近生物神经系统中的多端突触结构.

基于有机半导体的红外量子点光电突触晶体管是目前报道较多的一类器件. Zhang等^[171]构建了CuInSe₂ QDs/PMMA/P3HT宽带光电突触晶体管, 结构图如图9d所示. CuInSe₂量子点作为光敏浮栅层, P3HT作为有机半导体沟道, 二者形成Type-II异质结构. 在光照下, 空穴转移至P3HT沟道, 而电子被俘获于CuInSe₂量子点中, 从而形成持续栅控效应. 该器件可在365、500和850 nm光刺激下模拟EPSC、PPF、LTP/LTD和学习-遗忘-再学习行为, 并实现加减乘除运算和MNIST图像识别. 柔性器件在2 mm弯曲半径下仍可保持突触行为, 最低能耗达到75 aJ, 显示出宽带、柔性和超低功耗等优势. 类似地, PbS QDs/PMMA/Pentacene光电突

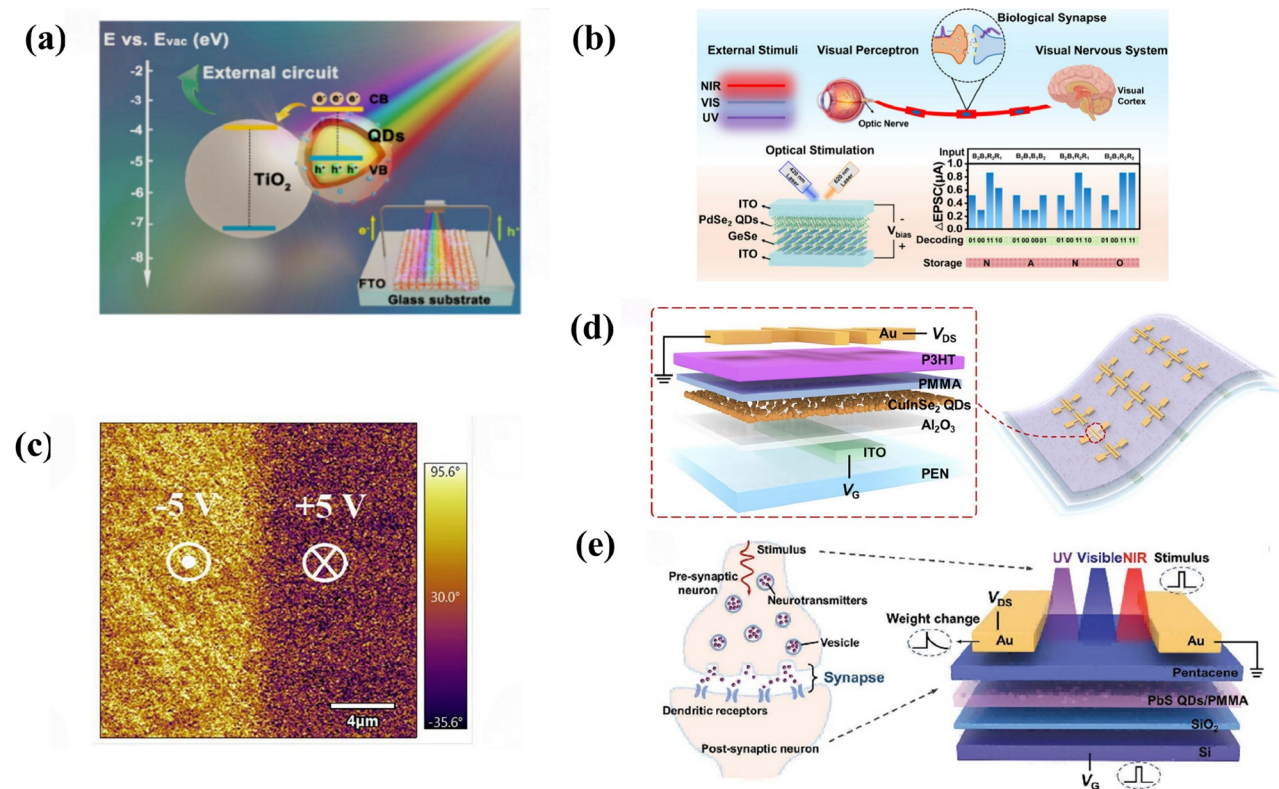


图9 (网络版彩图) (a) 制备的基于量子点定向发光器件的原理图结构和工作机理^[171]; (b) 人类视觉系统示意图^[173]; (c) 写入-5和+5 V电压后PFM的相位图像^[174]; (d) 以聚萘二甲酸乙二醇酯(PEN)为柔性衬底, ITO为栅极, Al₂O₃为阻挡介质的柔性宽带光突触晶体管(BPSTs)原理图^[171]; (e) 神经信号在生物突触和宽带光电突触晶体管中的传输示意图^[172]

Figure 9 (Color online) (a) Schematic structure and operating mechanism of the fabricated QDs-based PDs [171]; (b) schematic of the human visual system [173]; (c) phase images of the PFM after writing -5 and +5 V bias voltages [174]; (d) schematic of the flexible BPSTs based on polyethylene naphthalate (PEN) as the flexible substrate, ITO as the gate electrode, and Al₂O₃ as the blocking dielectric [171]; (e) schematic of the neural signal transmission in a biological synapse and a broadband optoelectronic synaptic transistor [172].

触晶体管通过PbS量子点的宽带吸收和电荷俘获作用, 实现300~900 nm的响应^[172]. 该器件的结构图如图9e所示, 其不仅可模拟EPSC、PPF和STP/LTP转变, 还表现出高通滤波和对比度增强能力. 而且其柔性阵列可贴附于半球形表面, 模拟曲面视网膜结构, 并通过栅压调制将图像预处理时间缩短约80%. 这说明三端结构不仅能实现突触存储, 还能够传感端完成动态的调节和预处理加速等功能.

将红外量子点与二维或一维的高迁移率材料结合, 是提升红外神经形态器件速度、灵敏度和集成能力的重要方法. Shim等^[169]报道的InAs QDs/WSe₂多维范德华异质结器件利用InAs量子点的SWIR吸收能力和WSe₂的高效电荷传输特性, 其器件结构如图10a所示, 实现了1060 nm光触发形式的视网膜形态下的突

触功能. 器件表现出EPSC、PPF、PPD、LTP/LTD和多种STDP学习规则, 并基于实验LTP/LTD数据实现96.55%的MNIST识别准确率和86.13%的Fashion-MNIST识别准确率. 该工作说明, 0D红外量子点与2D半导体构建的范德华异质结能够将红外感知和突触学习规则集成在同一器件中. 在一维材料方向, PbS QDs/半导体型单壁碳纳米管(sc-SWCNT)柔性印刷光电突触晶体管实现了275~1050 nm的宽带响应^[168]. PbS量子点负责光吸收, sc-SWCNT网络提供高迁移率传输通道, AlO_x介电层中的缺陷则参与电荷俘获. 生物神经系统和打印的光电突触晶体管中接收脉冲光信号的神经脉冲传递示意图如图10b所示. 该器件响应上升时间为3.14 ms, 最低能耗为0.1 fJ, 并可模拟鲑鱼红外视觉和驯鹿紫外预警等仿生功能. 其8×8柔性阵列进一步展

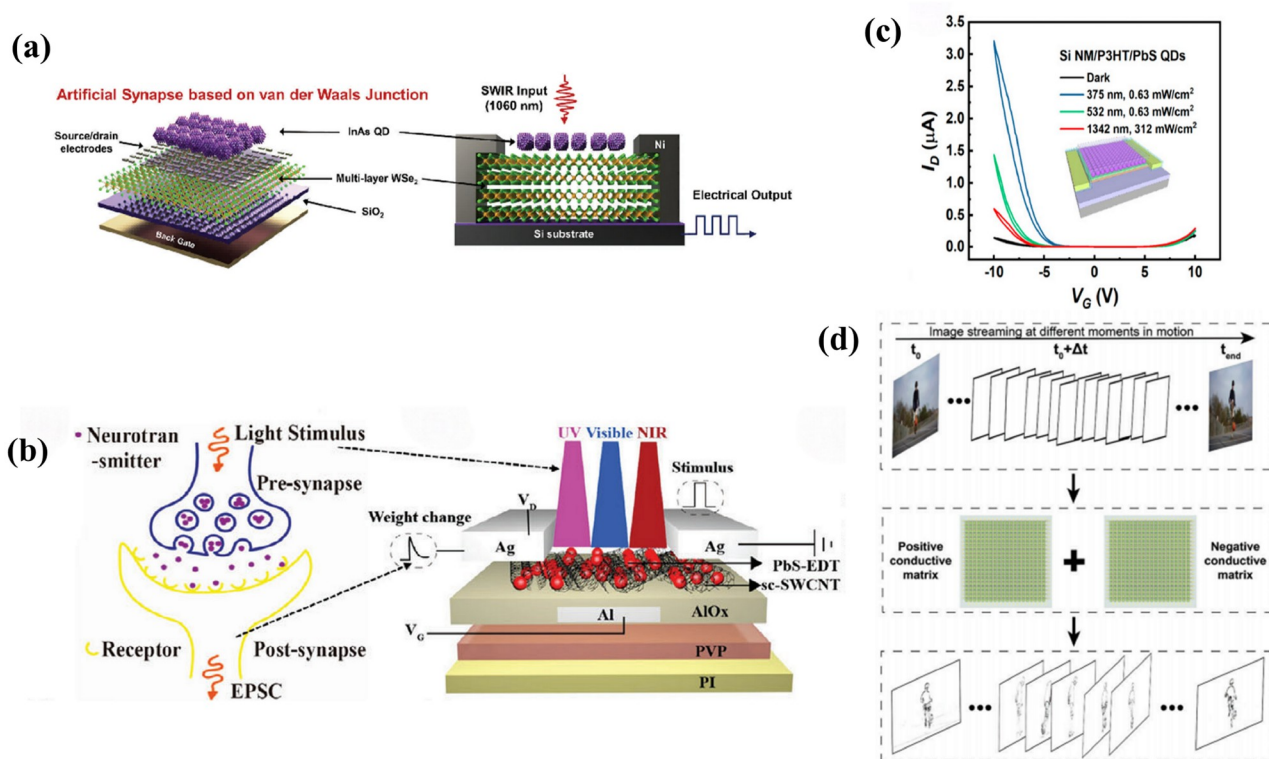


图 10 (网络版彩图) (a) 视胚化装置的概念示意图^[169]; (b) 生物神经系统和打印的单壁碳纳米管/PbS-1,2-乙二硫醇薄膜晶体管(SWCNT/PbS-EDT TFT)中接收脉冲光信号的神经脉冲传递示意图^[168]; (c) Si NM/P3HT/PbS QDs光电晶体管在不同波长照明和1.0 V固定VD下的转移特性^[170]; (d) 基于有机场效应晶体管(OFET)阵列双向光学突触特性的运动目标提取过程示意图^[175]

Figure 10 (Color online) (a) Conceptual schematic of a retinomorphic device [169]; (b) schematic diagrams of the transmission of nerve impulses receiving pulsed light signals in the biological nervous system and the printed single-walled carbon nanotube/PbS-1,2-ethanedithiol thin-film transistor (SWCNT/PbS-EDT TFT) [168]; (c) transfer characteristics of the Si NM/P3HT/PbS QDs photo-transistor under different wavelength illumination and a fixed VD at 1.0 V [170]; (d) schematic diagram of the motion target extraction process based on the bidirectional optical synaptic properties of the OFET arrays [175].

示了图像记忆和锐化能力,体现了红外量子点与可印刷纳米电子材料结合的应用前景。

硅基兼容性是红外神经形态器件走向大规模集成的重要方向。Si/P3HT/PbS QDs突触光晶体管利用PbS量子点的宽带吸收弥补Si纳米膜吸光能力弱的问题,并通过PbS QDs/P3HT/Si NM异质结构中的光栅控效应实现突触记忆^[170]。该器件在375、532和1342 nm下均表现出光突触响应,其在不同波长照明和固定电压下的转移特性如图10c所示,可模拟PPF、STP/LTP和学习-遗忘-再学习过程。其11×11阵列可实现图像感知、记忆和保持,其中长时记忆可维持约1000 s。该工作表明,红外量子点可作为硅基神经形态视觉芯片的光敏增强层,兼顾宽带响应和集成制造优势。

生物神经系统不仅依赖兴奋性突触,也依赖抑制性突触来实现复杂信息处理。因此,能够同时实现兴

奋和抑制功能的红外量子点光突触具有重要意义。PbS QDs/C₆₀/Pentacene双极性有机场效应晶体管可通过栅压调控实现兴奋和抑制双向响应^[175]。当栅压为正时,器件表现为兴奋性突触后电流;当栅压为负时,器件表现为抑制性突触后电流。PbS量子点的电荷俘获作用不仅赋予了器件近红外响应能力,还支撑了长时间的抑制行为。基于两个20×20阵列,该器件模拟了果蝇视觉系统中的开/关并行通路,实现了94.8%的运动方向识别准确率和98.1%的动态手势识别准确率。基于器件阵列双向光学突触特性的运动目标提取过程示意图如图10d所示。另一种策略是利用不同光敏材料构建双陷阱矩阵,在PbS QDs/TiO₂/石墨烯光电突触晶体管中,TiO₂主要响应360 nm光并捕获空穴,诱导正向的光响应;PbS量子点主要响应905 nm光并捕获电子,诱导负向的光响应^[176]。因此,该器件可通过近紫外光实

现突触增强, 通过近红外光实现突触抑制, 从而构成全光双向人工突触. 这类器件为无电擦除、全光可逆权重调控和多波长神经形态计算提供了新思路.

4.4 光电神经形态传感器与感存算一体

前述的多项研究已经证明红外量子点可以在单器件层面实现光响应、突触可塑性和一定程度的图像记忆, 但严格意义上的红外光电神经形态传感器与感存算一体系统仍处于早期阶段. 目前多数工作仍以单个器件或小规模阵列的验证为主, 系统级演示更多依赖神经网络仿真或简化的图像识别任务, 距离真正可部署的红外智能视觉芯片仍存在明显差距. 因此, 本节不再重复具体器件功能, 而从阵列化、稳定性、系统架构、算法协同和应用场景等角度讨论该方向面临的关键挑战与未来发展路径.

这些器件与红外智能视觉的实际关联主要体现在“传感端预处理”: 红外量子点首先完成弱光、短波红外或中红外信号的吸收与光电转换, 器件中的陷阱态、界面电荷俘获或离子迁移过程进一步把光照强度、持续时间和历史信息映射为可保持的电导权重. 由此, 红外图像的去噪、对比度增强、运动方向识别、事件触发和简单特征提取有望在像素或阵列前端完成, 从而减少后端存储和数据搬运开销.

红外量子点神经形态器件的一个重要目标, 是将传统红外探测阵列中的普通像素升级为具有记忆和局部计算能力的智能像素. 理想情况下, 每个像素不仅能够感知红外光强, 还应能够根据光照历史调节自身电导状态, 并在阵列层面完成初步滤波、压缩、增强或事件触发. 然而, 目前已报道的阵列规模仍然较小. 例如, Cu掺杂的ZnSe/InP QDs光突触阵列仅展示了3×3像素级的图像记忆; PbS QDs/sc-SWCNT器件展示了8×8柔性阵列; Si/P3HT/PbS QDs器件实现了11×11阵列图像感知和保持; PbS QDs/C₆₀/Pentacene双极型晶体管则构建了20×20阵列用于运动方向和动态手势识别. 这些结果对于概念验证具有重要意义, 但与能够投入实用的红外成像系统所需的高像素密度、大面积均匀性和高读出速度相比, 仍有较大差距. 由此也可以看出, 未来阵列化发展需要解决像素间的一致性、读写方式、工艺兼容性等一系列系统性问题.

目前限制阵列规模扩大的关键工程瓶颈可归纳为两点. 第一是量子点薄膜和突触权重的像素间一致性

不足: 溶液沉积、配体交换和干燥过程容易造成膜厚、裂纹、配体残留、陷阱密度和暗电流分布不均, 从而导致阵列中响应度、记忆保持时间和阈值电压离散. 可行路径包括发展可喷印或光刻兼容的量子点墨水、采用图案化沉积与局域配体交换、引入原位监测和后处理均一化工艺, 并通过交叉阵列校准算法补偿器件离散性. 第二是读写串扰与互补金属氧化物半导体/读出集成电路(CMOS/ROIC)接口兼容性不足: 大规模阵列需要在低温、低损伤条件下实现像素隔离、寻址、封装和读出, 否则容易出现漏电通道、权重漂移和信号串扰. 可行路径包括采用1T1R或有源矩阵寻址结构、在像素中引入选择器或隔离晶体管、优化低温钝化层和阻挡层, 并与硅基读出电路进行晶圆级混合集成.

从类突触行为到有效计算能力的转变仍需加强. 当前许多工作皆是通过MNIST、Fashion-MNIST或简单的图案识别展示器件的计算潜力^[177], 但这些任务与真实的红外应用场景仍有差距. 红外视觉通常面向弱光夜视、动态目标追踪、热目标探测等任务. 因此, 未来的评价体系中应更多关注真实红外场景中的识别准确率、数据处理能力和抗噪声能力等, 而不应仅以标准数据集的识别率作为主要指标.

此外, 材料稳定性、低毒化和CMOS兼容性也是长期瓶颈. 虽然PbS量子点具有优异的近红外能力和成熟的器件工艺, 但Pb元素本身带来的环境和生物安全问题限制了其在可穿戴、生物医学和大面积器件中的应用^[175,176]. 因此, 发展InAs、CuInSe₂、ZnSe/InP: Cu、Ag₂Se和Si纳米晶等低毒或相对低毒红外量子点体系具有重要意义.

因此, 该领域未来的核心任务不是简单的模拟新突触功能, 而是推动红外量子点器件从单器件感知走向阵列级的预处理, 最终达成系统级的感存算一体. 只有当材料稳定性、阵列一致性等一系列条件共同成熟时, 红外量子点神经形态器件才能真正成为下一代低功耗智能视觉系统的未来.

5 总结与展望

从全文主线来看, 红外量子点的发展可以概括为“材料吸收-器件探测-突触计算”的递进过程: 材料层面的尺寸、组分和表面化学调控首先决定红外光子的

吸收与能带结构; 器件层面的界面工程和结构设计进一步将吸收过程转化为高信噪比、高响应度和可阵列化的光电探测; 而在神经形态器件中, 原本影响探测器速度和稳定性的陷阱态、离子迁移及界面电荷俘获又被重新利用, 转化为可记忆、可计算的突触权重调控机制。

红外胶体量子点作为一种兼具光谱可调性、溶液加工性和异质集成能力的半导体材料, 为突破传统红外探测技术在成本、工艺和集成等方面的限制提供了新的解决路径。通过材料组分设计、配体工程、表面钝化和异质结构筑等方法, 红外量子点光电探测器已在宽光谱响应、高灵敏度探测、大面积制备和柔性集成等方面取得了重要进展。同时, 量子点材料本身具有可调控的陷阱态和电荷俘获机制, 赋予其类突触可塑性, 使其能够进一步应用于神经形态器件和感存算一体化系统。

尽管如此, 红外量子点器件仍面临稳定性不足、重金属毒性、薄膜均匀性难以保证、阵列一致性欠佳以及系统级集成不足等挑战。未来研究仍需要在低毒且高性能材料开发、界面缺陷的精准调控、可规模化制备工艺、CMOS兼容集成和器件与算法的协同设计等方面持续推进。针对系统级集成度不足的问题: 短期可聚焦于 32×32 至 128×128 元小规模阵列的功能验证, 重点解决量子点薄膜在大面积范围内的厚度一致性和暗电流分布均匀性问题; 中期开发量子点-硅基ROIC

混合芯片的晶圆级集成工艺, 核心攻关方向包括量子点薄膜像素化图案精度、高占空比填充以及钝化层沉积对量子点薄膜的兼容性验证; 长期实现高密度焦平面阵列并集成片上数字化读出功能, 完成从分立器件到成像系统的工程跨越。针对CMOS兼容集成瓶颈, 建议从两个技术层面协同推进。在读出电路层面, 可借鉴数字像素焦平面技术路线——将低功耗模数转换器嵌入每个像素单元, 在积分过程中同步完成模数转换, 从而省去片外模拟信号处理链; 在材料-电路界面层面, 低温溶液法量子点薄膜沉积与硅基ROIC的直接耦合是当前最具工程可行性的路径。此外, 近年来二维材料的进展为量子点薄膜与硅电路之间电荷传输效率受限的问题提供了新思路: (1) 在硅基ROIC表面通过大面积转移或直接生长方式制备二维材料沟道层, 再在其上沉积量子点吸光层, 利用二维材料的高迁移率实现光生载流子的高效横向收集; (2) 借助二维材料的范德华表面消除硅表面的悬挂键复合中心, 降低界面暗电流; (3) 发展晶圆级二维材料薄膜的CMOS兼容低温生长工艺, 实现从单个演示器件向批量制备的跨越。

可以预见的是, 随着材料科学、光电子器件和智能计算架构的交叉融合, 红外量子点不仅仅是只存在于实验室的高性能红外光电探测材料, 也将成为下一代低成本、高灵敏度、低功耗红外智能视觉芯片研发的重要基础, 并在红外成像、机器视觉、可穿戴感知和生物医学等领域展现广阔应用前景。

致谢 本文收录于“第二十八届中国科协年会学术论文”专题。

参考文献

- 1 Zhang C, Niu Y, Zhang Z, Wu B, Zhen H, Huang G, Mei Y. *Adv Mater*, 2026, 38: e21432
- 2 Yang X, Xiong Z, Yu H, Zhang X, Gou J, Zeng G, Wei Y, Wei L, Wang ZX, Guo L, Yang J, Zhang Y, Dou H, Wei Y, Xu Y, Fu Z, Han J, Chao C, Yu H, Wu Z, Jiang Y, Wang J. *Adv Funct Mater*, 2026, 36: e13499
- 3 Di Y, Ba K, Wang X, Lin T, Wu B, Chen Y, Wang J. *Adv Mater*, 2025, n/a: e08115
- 4 Bansal S, Jain A, Kumar S, Kumar A, Kumar PR, Prakash K, Soliman MS, Islam MS, Islam MT. *Sci Rep*, 2024, 14: 28230
- 5 Ahmad W, Kazmi J, Nawaz MZ, Moutaouakil AE, Zhang J, Illarionov Y, Wang Z. *Adv Funct Mater*, 2026, 36: e16893
- 6 Roy SS, Aktar S, Tamang A, Biswas K, Chattopadhyay B. *Small*, 2026, 22: e09786
- 7 Xin K, Li L, Zhou Z, Zhang C, Yang J, Deng HX, Zhang J, Liu J, Liu K, Liu C, Liu F, Wei Z, Zhai S. *Nat Synth*, 2024, 3: 1176–1183
- 8 Houtepen AJ, Sargent EH, Infante I, Owen JS, Green PB, Schaller RD, Bals S, Zeiske S, Stöferle T, Hens Z. *Nat Rev Meth Primers*, 2025, 5: 42
- 9 Malinowski P, Lieberman I, Steckel J S, Pattantyus-Abraham A. Quantum dot photodetector technology. In: Alivisatos P, Jang E, Ma R, Eds. *Quantum Dot Display Science and Technology*. Hoboken: John Wiley & Sons, 2025. 415–444
- 10 Kim D, Si MJ, Kim J, Jung Y, Baek SW. *Adv Opt Mater*, 2026, 14: e02859

- 11 Ibáñez M, Boehme SC, Buonsanti R, De Roo J, Milliron DJ, Ithurria S, Rogach AL, Cabot A, Yarema M, Cossairt BM, Reiss P, Talapin DV, Protesescu L, Hens Z, Infante I, Bodnarchuk MI, Ye X, Wang Y, Zhang H, Lhuillier E, Klimov VI, Utzat H, Rainò G, Kagan CR, Cargnello M, Son JS, Kovalenko MV. *ACS Nano*, 2025, 19: 31969–32051
- 12 Lhuillier E, Chen M, Lan X, Sahu A, Jeong KS, Reiss P, Jeong S, Rogach AL. *Nano Lett*, 2026, 26: 4923–4935
- 13 Xu SH, Zhou DY, Liao LS. *Adv Opt Mater*, 2025, 13: e01521
- 14 Zhan S, Li B, Chen T, Tu Y, Ji H, Othman DM, Xiao M, Liu R, Zhang Z, Tang Y, Ming W, Li M, Zhou H, Hou B. *Light Sci Appl*, 2025, 14: 201
- 15 Gao Z, Wei J, Hu X, Yang X, Ling K, Li G, Wu Z, Liu S, Xia Y. *Sol RRL*, 2025, 9: e202500640
- 16 Ma SY, Xu G, Yuan Y, Liu Y, Gao X, Zhong YN, Yan Y, Xiong X, Liu ZK, Xu JL, Wang SD. *Nano Lett*, 2026, 26: 6134–6142
- 17 Di Y, Ba K, Ye L, Zhao Q, Qi X, Tang W, Wang H, Long Y, Chen Y, Wang X, Huang Z, Huang S, Tang Y, Lin T, Shen H, Meng X, Yan H, Liu Q, Wang J, Chu J, Liu M. *Nat Commun*, 2026, 17: 3527
- 18 Xia H, Liu J, Yuan M, Hu X, Gao L, Zhang J, Tang J, Lan X. *Nano Lett*, 2025, 25: 13689–13696
- 19 Mu G, Tan Y, Bi C, Liu Y, Hao Q, Tang X. *Nat Photon*, 2024, 18: 1147–1154
- 20 Shen X, Kamath A, Guyot-Sionnest P. *Nat Photon*, 2023, 17: 1042–1046
- 21 Song H, Eom SY, Kim G, Jung YS, Choi D, Kumar GS, Lee JH, Kang HS, Ban J, Seo GW, Hong S, Bae S, Hwang GW, Kim W, Jeong KS. *Commun Mater*, 2024, 5: 60
- 22 Hu C, Channa AI, Xia L, Li X, Li Z, Wang ZM, Tong X. *Adv Funct Mater*, 2025, 35: 2500280
- 23 Zeiske S, Ban HW, Li X, Deng B, López-Arteaga R, Kazianka UH, Han MG, Kim TG, Chen B, Sargent EH. *Nano Lett*, 2025, 25: 16862–16868
- 24 Liu Z, Sun C, Wang Q, Lu W, Liu Z, Li P, Chen Y, Hu X, You H, Zhang J, Hou X, Zeng B, Li Q, Zhu J, Dai N, Li Y. *Nano Lett*, 2025, 25: 13549–13556
- 25 Wang Y, Peng L, Schreier J, Bi Y, Black A, Malla A, Goossens S, Konstantatos G. *Nat Photon*, 2024, 18: 236–242
- 26 Kim G, Choi D, Eom SY, Jung ED, Lee JH, Rehl B, Kim SY, Hoogland S, Sargent EH, Jeong KS. *ACS Mater Lett*, 2024, 6: 4988–4996
- 27 Pi H, Li X, Xie L, Cui Y, Jing L, Chen B, Wang Y, Rogach AL. *Adv Opt Mater*, 2025, 13: 2403489
- 28 Eom SY, Lee JH, Song H, Son S, Jeong KS. *Nat Commun*, 2026, 17: 4855
- 29 Dong B, Jiang Y, Guan X, Zheng X, Yin S, Gong B, Wan T, Mei T, Chen F, Li Z, Li M, Yang A, Ahmad O, Chae W, Han J, Chen C, Gao L, Kim J, Lin CH, Wang G, Lu Y, Huang S, Wu T, Chu D, Hu L. *ACS Energy Lett*, 2025, 10: 3508–3518
- 30 Cao T, Chen S, Fang F, Tang H, Hao J, Tang J, Cheng J, Chen W. *J Phys Chem Lett*, 2025, 16: 4607–4614
- 31 Roshan H, Mazza D, Panda S, de Boni F, De Trizio L, Manna L, Di Stasio F. *ACS Energy Lett*, 2026, 11: 3764–3770
- 32 Miao K, Lin Q, Zhao T, Xu H. *Laser Photonics Rev*, 2026, 20: e03120
- 33 Wang T, Jin T, Zhang Q, Li L, Wang G, Tian Y, Yi S, Lin Y. *Adv Intelligent Syst*, 2023, 5: 2200304
- 34 Kim SH, Lee D, Moon S, Choi JH, Kim D, Kim J, Baek SW. *Adv Funct Mater*, 2023, 33: 2303778
- 35 Zhang Y, Vafaie M, Xu J, Pina JM, Xia P, Najarian AM, Atan O, Imran M, Xie K, Hoogland S, Sargent EH. *Adv Mater*, 2022, 34: 2206884
- 36 Wang H, Pinna J, Romero DG, Di Mario L, Koushki RM, Kot M, Portale G, Loi MA. *Adv Mater*, 2024, 36: 2311526
- 37 Liu Y, Gao Y, Yang Q, Xu G, Zhou X, Shi G, Lyu X, Wu H, Liu J, Fang S, Ullah MI, Song L, Lu K, Cao M, Zhang Q, Li T, Xu J, Wang S, Liu Z, Ma W. *Angew Chem Int Ed*, 2023, 62: e202300396
- 38 Choi YK, Kim TH, Jung BK, Park T, Lee YM, Oh S, Choi HJ, Park J, Bae SI, Lee YK, Shim JW, Park HY, Oh SJ. *Small*, 2024, 20: 2308375
- 39 Huang HW, Yang Q, Liu HY, Yan Y, Xiong X, Zhong YN, Gao X, Liu ZK, Ma WL, Xu JL, Wang SD. *Small Struct*, 2025, 6: 2500149
- 40 Hu J, Yang S, Zhang Z, Li H, Perumal Veeramalai C, Sulaman M, Saleem MI, Tang Y, Jiang Y, Tang L, Zou B. *J Mater Sci Tech*, 2021, 68: 216–226
- 41 Liu S, Xiong K, Wang K, Liang G, Li MY, Tang H, Yang X, Huang Z, Lian L, Tan M, Wang K, Gao L, Song H, Zhang D, Gao J, Lan X, Tang J, Zhang J. *ACS Nano*, 2021, 15: 3376–3386
- 42 Sayevich V, Kim WD, Robinson ZL, Kozlov OV, Livache C, Ahn N, Jung H, Klimov VI. *ACS Energy Lett*, 2025, 10: 1062–1071
- 43 Muhammad , Choi D, Parmar DH, Rehl B, Zhang Y, Atan O, Kim G, Xia P, Pina JM, Li M, Liu Y, Voznyy O, Hoogland S, Sargent EH. *Adv Mater*, 2023, 35: 2306147
- 44 Seo H, Eun HJ, Lee AY, Lee HK, Kim JH, Kim SW. *Adv Sci*, 2024, 11: 2306439
- 45 Peng L, Wang Y, Rodà C, Malla A, Dosil M, Mandal D, Konstantatos G. *Adv Sci*, 2025, 12: 2502775
- 46 Zhang Y, Xia P, Rehl B, Parmar DH, Choi D, Imran M, Chen Y, Liu Y, Vafaie M, Li C, Atan O, Pina JM, Paritmongkol W, Levina L, Voznyy

- O, Hoogland S, Sargent EH. *Angew Chem Int Ed*, 2024, 63: e202316733
- 47 Wang Q, Sun C, Liu Z, Zeng B, Chen Y, Liu Z, You H, Hu X, Li P, Zhang J, Hou X, Dai N, Li Y. *Angew Chem Int Ed*, 2025, 64: e202506387
- 48 Zhang Y, Imran M, Xia P, Chen Y, Gulsaran A, Liu Y, Nikbin E, Rehl B, Fan L, Dinic F, Kim DB, Zeng L, Yavuz M, Hoogland S, Sargent EH. *Angew Chem Int Ed*, 2025, 64: e202505179
- 49 Xie H, Zhang C, Yang R, Xu J, Pan Y, Yin X. *Laser Photonics Rev*, 2025, 19: 2401204
- 50 Peng L, Dosil M, Mandal D, Wu H, Malla A, Konstantatos G. *Nat Commun*, 2026, 17: 3871
- 51 Yuan D, Cao F, Han Z, Liu M, Deng X, Zhang L, Liu X, Cao S, Liu X, Yang Z, Deng Z, Li Y, Voznyy O, Fan Q, Sun B, Huang W. *Nano Energy*, 2025, 140: 111026
- 52 Si MJ, Jee S, Yang M, Kim D, Ahn Y, Lee S, Kim C, Bae IH, Baek SW. *Adv Sci*, 2024, 11: 2306798
- 53 Sun B, Najarian AM, Sagar LK, Biondi M, Choi MJ, Li X, Levina L, Baek SW, Zheng C, Lee S, Kirmani AR, Sabatini R, Abed J, Liu M, Vafaie M, Li P, Richter LJ, Voznyy O, Chekini M, Lu ZH, García de Arquer FP, Sargent EH. *Adv Mater*, 2022, 34: 2203039
- 54 Zhao X, Lim LJ, Ang SS, Tan ZK. *Adv Mater*, 2022, 34: 2206409
- 55 Xia P, Sun B, Biondi M, Xu J, Atan O, Imran M, Hassan Y, Liu Y, Pina JM, Najarian AM, Grater L, Bertens K, Sagar LK, Anwar H, Choi MJ, Zhang Y, Hasham M, García de Arquer FP, Hoogland S, Wilson MWB, Sargent EH. *Adv Mater*, 2023, 35: 2301842
- 56 Xia P, Wang S, Chen Y, Gulsaran A, Zhang Y, Vafaie M, Imran M, Najarian AM, Liu Y, Ban H, Sagar LK, Yavuz M, Sargent EH. *Adv Mater*, 2025, 37: 2419020
- 57 Kim JH, Jung BK, Kim SK, Yun KR, Ahn J, Oh S, Jeon MG, Lee TJ, Kim S, Oh N, Oh SJ, Seong TY. *Adv Sci*, 2023, 10: 2207526
- 58 Jung BK, Yoo H, Seo B, Choi HJ, Choi YK, Kim TH, Oh N, Kim SY, Kim S, Lee Y, Shim JW, Park HY, Hwang GW, Ng TN, Oh SJ. *ACS Energy Lett*, 2024, 9: 504–512
- 59 Sheikh T, Mir WJ, Alofi A, Skoroterski M, Zhou R, Nematulloev S, Hedhili MN, Hassine MB, Khan MS, Yorov KE, Hasanov BE, Liao H, Yang Y, Shamim A, Abulikemu M, Mohammed OF, Bakr OM. *J Am Chem Soc*, 2024, 146: 29094–29103
- 60 Ban HW, Vafaie M, Levina L, Xia P, Imran M, Liu Y, Najarian AM, Sargent EH. *J Am Chem Soc*, 2024, 146: 24935–24944
- 61 Choi HJ, Jung BK, Choi YK, Hong YK, Lee YM, Park T, Jo H, Kang MS, Jang HS, Zhao T, Oh SJ. *Chem Eng J*, 2024, 499: 156191
- 62 Zhao F, Duan HW, Wang Y, Liu ZS, Li Z, Yin S, Chen S, Wang YK, Liao LS. *Sci Bull*, 2026, 71: 777–784
- 63 Saha SK, Guyot-Sionnest P. *ACS Nano*, 2026, 20: 5199–5207
- 64 Lu W, Li P, Zeng B, Wang J, Dai N, Li Y. *Adv Mater*, 2026, 38: e18057
- 65 Jiang R, Zhao J, Qiao Y, Tan B, Yin J, Dai Z, Mei S, Zhang W, Guo R. *Chem Eng J*, 2025, 525: 170430
- 66 Din N, Saeed F, Hussain S, Sultan RMD, Yuyi Z, Sellan P, Li Q, Zhao Z, Zhu Z, Zhou J, Bae BS, Onwudiwe DC, Khan Q, Ashraf Z, Lei W. *Nano Energy*, 2025, 143: 111316
- 67 Wen G, Huo B, Zheng D, Zheng X, Ke G, Chi Z, Wu H, Ji B, Sun Z. *Adv Sci*, 2026, 13: e11714
- 68 Zhang W, Duan X, Tan Y, Hao J, Zhu H, Wang Q, Yang H, Liu H, Wang K, Wang Z, Wang YL, Song Y, Sun XW. *Laser Photonics Rev*, 2024, 18: 2400367
- 69 Almeida G, Ubbink RF, Stam M, du Fossé I, Houtepen AJ. *Nat Rev Mater*, 2023, 8: 742–758
- 70 Mi G, Yao Y, Xia L, Zhao H, Yang Q, Wang ZM, Tong X. *Small*, 2025, 21: 2405275
- 71 Luo J, Tong X, Yue S, Wu K, Li X, Zhao H, Wang B, Li Z, Liu X, Wang ZM. *ACS Nano*, 2024, 18: 29991–30003
- 72 Ding C, Huang Y, Shen Z, Chen X. *Adv Mater*, 2021, 33: 2007768
- 73 Zhang D, Ding CP, Zheng XY, Ye JZ, Chen ZH, Li JH, Yan ZJ, Jiang JH, Huang YJ. *Rare Met*, 2022, 41: 3828–3838
- 74 Zhang Y, Yang H, Li C, Chen G, Jiang J, Wang Q. *Acc Mater Res*, 2026, 7: 263–274
- 75 Lee YM, Song JH, Jung BK, Kim W, Choi YK, Ahn J, Park J, Kwak J, Oh SJ. *Chem Eng J*, 2024, 488: 150916
- 76 Ge W, Gao B, Li S, Yu G, Gao L, Shen Z, Wang F, Qu J. *Small*, 2025, 21: e10056
- 77 Wang Y, Wu H, Rodà C, Peng L, Taghipour N, Dosil M, Konstantatos G. *Adv Mater*, 2025, 37: 2500977
- 78 Kim HN, Yoo D, Sharma A, Choi MJ. *Mater Horiz*, 2025, 12: 6342–6348
- 79 Sergeeva KA, Hu S, Sokolova AV, Portniagin AS, Chen D, Kershaw SV, Rogach AL. *Adv Mater*, 2024, 36: 2306518
- 80 Zhang Y, Yang H, An X, Wang Z, Yang X, Yu M, Zhang R, Sun Z, Wang Q. *Small*, 2020, 16: 2001003
- 81 Lee JA, Lee IS, Kang D, Kim N, Kim J, Baek SW, Kim Y. *Small*, 2025, 21: 2412420
- 82 Wang Z, Yang L, Yuan S, Yao B, Cen S, Tang L, Wang Y. *Chem Eng J*, 2025, 526: 171124

- 83 Yu M, Huang R, Zhang X, Hu X, Ran X, Xia H, Yuan M, Zhang J, Gao L, Tang J, Lan X. *Adv Funct Mater*, 2025, 35: 2423299
- 84 Ahn Y, Eom SY, Kim G, Lee JH, Kim B, Kim D, Si MJ, Yang M, Jung Y, Kim BS, Chung YJ, Jeong KS, Baek SW. *Adv Sci*, 2024, 11: 2407453
- 85 Dong Y, Chen M, Yiu WK, Zhu Q, Zhou G, Kershaw SV, Ke N, Wong CP, Rogach AL, Zhao N. *Adv Sci*, 2020, 7: 2000068
- 86 Xue X, Hao Q, Chen M. *Light Sci Appl*, 2024, 13: 89
- 87 Zhao Y, Kuklin AV, Qin M, Lei J, Yu C, Zhang H, Ågren H, Gao L. *Nano Today*, 2023, 52: 101999
- 88 Chen M, Hao Q, Luo Y, Tang X. *ACS Nano*, 2022, 16: 11027–11035
- 89 Lim LJ, Zhao X, Tan ZK. *Adv Mater*, 2023, 35: 2301887
- 90 Lian W, Tu D, Weng X, Yang K, Li F, Huang D, Zhu H, Xie Z, Chen X. *Adv Mater*, 2024, 36: 2311011
- 91 Gu L, Li X, Xia L, Zhao H, Wang B, Li Z, Wang ZM, Tong X. *Adv Funct Mater*, 2025, 35: 2415178
- 92 Xia Y, Kapuria N, He M, Ghorpade UV, Guo X, Hao B, Shin SW, Hameiri Z, Hao X, Suryawanshi MP. *Adv Powder Mater*, 2025, 4: 100283
- 93 Qiao J, Feng F, Song S, Wang T, Shen M, Zhang G, Yuan X, Somekh MG. *Adv Funct Mater*, 2022, 32: 2110706
- 94 Wang Y, Xu BT, Song ZY, Liu WZ, Shen WS, Zhou DY, Wang YK, Liao LS. *Adv Funct Mater*, 2026, 36: e14588
- 95 Xie H, Pan Q, Wu D, Qin F, Chen S, Sun W, Yang X, Chen S, Wu T, Chi J, Huang Z, Wang H, Zhang Z, Chen B, Carmeliet J, Su M, Song Y. *ACS Nano*, 2022, 16: 16563–16573
- 96 Ma C, Yuan S, Cheung P, Watanabe K, Taniguchi T, Zhang F, Xia F. *Nature*, 2022, 604: 266–272
- 97 Guyot-Sionnest P, Ackerman MM, Tang X. *J Chem Phys*, 2019, 151: 060901
- 98 Kim H, Uddin SZ, Lien DH, Yeh M, Azar NS, Balendhran S, Kim T, Gupta N, Rho Y, Grigoropoulos CP, Crozier KB, Javey A. *Nature*, 2021, 596: 232–237
- 99 Hou M, Chen Y, Li J, Yi F. *Sci Adv*, 2024, 10: eado4847
- 100 Wen BJ, Chen YH. *IEEE Sens J*, 2023, 23: 23474–23485
- 101 Zhang P, Sun Y, Sun J, Wang S, Wang R, Zhang J. *Adv Funct Mater*, 2025, 35: 2502072
- 102 Shin D, Park Y, Jeong H, Tran HCV, Jang E, Jeong S. *Adv Energy Mater*, 2025, 15: 2304550
- 103 Xu R, Chin XY, White LRW, Mhaisalkar SG, Bruno A. *Energy Fuels*, 2025, 39: 10744–10767
- 104 Klipstein PC, Livneh Y, Glozman A, Grossman S, Klin O, Snapi N, Weiss E. *J Elec Materi*, 2014, 43: 2984–2990
- 105 Rogalski A, Martyniuk P, Kopytko M. *Prog Quantum Electron*, 2019, 68: 100228
- 106 Martyniuk P, Rogalski A, Krishna S. *Phys Rev Appl*, 2022, 17: 027001
- 107 Rogalski A. *J Appl Phys*, 2025, 137: 170701
- 108 Luo Y, Tan Y, Bi C, Zhang S, Xue X, Chen M, Hao Q, Liu Y, Tang X. *APL Photonics*, 2023, 8: 056109
- 109 Konstantatos G, Sargent EH. *Proc IEEE*, 2009, 97: 1666–1683
- 110 Meena VS, Mehata MS. *Appl Surf Sci*, 2022, 596: 153501
- 111 Ren Y, Qin G, Geng S, Yang J, Li SJ, Li HF, Zuo DF, Yuan SZ, Song LW, Zhao J, Ji RB, Kong JC. *Infrared Phys Tech*, 2025, 145: 105641
- 112 Jang E, Jang H. *Chem Rev*, 2023, 123: 4663–4692
- 113 Jiang Y, Sun C, Xu J, Li S, Cui M, Fu X, Liu Y, Liu Y, Wan H, Wei K, Zhou T, Zhang W, Yang Y, Yang J, Qin C, Gao S, Pan J, Liu Y, Hoogland S, Sargent EH, Chen J, Yuan M. *Nature*, 2022, 612: 679–684
- 114 Gao S, Wang B, Liu X, Guo Z, Liu Z, Wang Y. *Nanoscale*, 2018, 10: 10288–10295
- 115 Busatto S, de Ruiter M, Jastrzebski JTBH, Albrecht W, Pinchetti V, Brovelli S, Bals S, Moret ME, de Mello Donega C. *ACS Nano*, 2020, 14: 13146–13160
- 116 Chen B, Li D, Wang F. *Small*, 2020, 16: 2002454
- 117 Shen G, Guyot-Sionnest P. *Chem Mater*, 2019, 31: 286–293
- 118 Goubet N, Jagtap A, Livache C, Martinez B, Portalès H, Xu XZ, Lobo RPSM, Dubertret B, Lhuillier E. *J Am Chem Soc*, 2018, 140: 5033–5036
- 119 Gréboval C, Chu A, Goubet N, Livache C, Ithurria S, Lhuillier E. *Chem Rev*, 2021, 121: 3627–3700
- 120 Dong B, Li C, Chen G, Zhang Y, Zhang Y, Deng M, Wang Q. *Chem Mater*, 2013, 25: 2503–2509
- 121 Hafiz SB, Scimeca MR, Zhao P, Paredes IJ, Sahu A, Ko DK. *ACS Appl Nano Mater*, 2019, 2: 1631–1636
- 122 Liu ZY, Liu AA, Fu H, Cheng QY, Zhang MY, Pan MM, Liu LP, Luo MY, Tang B, Zhao W, Kong J, Shao X, Pang DW. *J Am Chem Soc*, 2021, 143: 12867–12877
- 123 Zhao T, Oh N, Jishkariani D, Zhang M, Wang H, Li N, Lee JD, Zeng C, Muduli M, Choi HJ, Su D, Murray CB, Kagan CR. *J Am Chem Soc*,

2019, 141: 15145–15152

- 124 Won YH, Cho O, Kim T, Chung DY, Kim T, Chung H, Jang H, Lee J, Kim D, Jang E. *Nature*, 2019, 575: 634–638
- 125 Wang H, Li J, Pinna J, Kot M, van der Ploeg NYN, Loi MA. *Adv Mater*, 2026, 38: e18118
- 126 De Franco M, Zhu D, Asaithambi A, Prato M, Charalampous E, Christodoulou S, Kriegel I, De Trizio L, Manna L, Bahmani Jalali H, Di Stasio F. *ACS Energy Lett*, 2022, 7: 3788–3790
- 127 Roshan H, Zhu D, Piccinotti D, Dai J, De Franco M, Barelli M, Prato M, De Trizio L, Manna L, Di Stasio F. *Adv Sci*, 2024, 11: 2400734
- 128 Tessler N, Medvedev V, Kazes M, Kan SH, Banin U. *Science*, 2002, 295: 1506–1508
- 129 Wijaya H, Darwan D, Zhao X, Ong EWY, Lim KRG, Wang T, Lim LJ, Khoo KH, Tan ZK. *Adv Funct Mater*, 2020, 30: 1906483
- 130 Choi MJ, Sagar LK, Sun B, Biondi M, Lee S, Najjariyan AM, Levina L, García de Arquer FP, Sargent EH. *Nano Lett*, 2021, 21: 6057–6063
- 131 Sergeeva KA, Zhang H, Portniagin AS, Bossavit E, Mu G, Kershaw SV, Ithurria S, Guyot-Sionnest P, Keuleyan S, Delerue C, Tang X, Rogach AL, Lhuillier E. *Adv Funct Mater*, 2024, 34: 2405307
- 132 R Heath J. *Chem Soc Rev*, 1998, 27: 65
- 133 Tamang S, Lincheneau C, Hermans Y, Jeong S, Reiss P. *Chem Mater*, 2016, 28: 2491–2506
- 134 Schileo G, Grancini G. *J Mater Chem C*, 2021, 9: 67–76
- 135 Deng BY, Jiang H, Liu Y, Deng C, Zhang D, Gao L, Zhang J, Tang J. *Small*, 2026, 22: e08327
- 136 Wu WY, Schulman JN, Hsu TY, Efron U. *Appl Phys Lett*, 1987, 51: 710–712
- 137 Chen H, Maxwell A, Li C, Teale S, Chen B, Zhu T, Ugur E, Harrison G, Grater L, Wang J, Wang Z, Zeng L, Park SM, Chen L, Serles P, Awni RA, Subedi B, Zheng X, Xiao C, Podraza NJ, Filleter T, Liu C, Yang Y, Luther JM, De Wolf S, Kanatzidis MG, Yan Y, Sargent EH. *Nature*, 2023, 613: 676–681
- 138 Nikitskiy I, Goossens S, Kufer D, Lasanta T, Navickaite G, Koppens FHL, Konstantatos G. *Nat Commun*, 2016, 7: 11954
- 139 Peng M, Wang Y, Shen Q, Xie X, Zheng H, Ma W, Wen Z, Sun X. *Sci China Mater*, 2019, 62: 225–235
- 140 Goossens S, Navickaite G, Monasterio C, Gupta S, Piqueras JJ, Pérez R, Burwell G, Nikitskiy I, Lasanta T, Galán T, Puma E, Centeno A, Pesquera A, Zurutuza A, Konstantatos G, Koppens F. *Nat Photon*, 2017, 11: 366–371
- 141 Nian Q, Gao L, Hu Y, Deng B, Tang J, Cheng GJ. *ACS Appl Mater Interfaces*, 2017, 9: 44715–44723
- 142 Kufer D, Nikitskiy I, Lasanta T, Navickaite G, Koppens FHL, Konstantatos G. *Adv Mater*, 2015, 27: 176–180
- 143 Kufer D, Lasanta T, Bernechea M, Koppens FHL, Konstantatos G. *ACS Photonics*, 2016, 3: 1324–1330
- 144 Huo N, Gupta S, Konstantatos G. *Adv Mater*, 2017, 29: 1606576
- 145 Sun Z, Liu Z, Li J, Tai GA, Lau SP, Yan F. *Adv Mater*, 2012, 24: 5878–5883
- 146 Grotevent MJ, Hail CU, Yakunin S, Bachmann D, Calame M, Poulidakos D, Kovalenko MV, Shorubalko I. *Adv Sci*, 2021, 8: 2003360
- 147 Wang S, Ashokan A, Balendhran S, Yan W, Johnson BC, Peruzzo A, Crozier KB, Mulvaney P, Bullock J. *ACS Nano*, 2023, 17: 11771–11782
- 148 Shi Y, Zhao X, Du Y, Liu M, Chang C, Xiang H, Tan F, Liu Z, Zhang N, Qi L, Zou Y, Li D, Li S. *Laser Photonics Rev*, 2026, n/a: e03198
- 149 Jeong SJ, Ko HW, Jo S, Selvaraj J, Kim JM, Lee N, Ahn JH, Lee H, Jeong S, Kim H, Seo PH, Shim JW, Kim Y, Ra HS, Park MC, Lee JS. *Adv Mater*, 2026, 38: e20984
- 150 Zeng W, Duan Z, Bu Y, Yu H, Wang C, Tang X, Yang J, Yuan Z, Jiang Y, Tai H. *Mater Horiz*, 2025, 12: 2179–2186
- 151 Ng JJ, Ladd DM, Mallavarapu A, White KP, Chen G, Yang S, Xu J, Tian T, Murray CB, Toney MF, Kagan CR. *ACS Nano*, 2026, 20: 10138–10150
- 152 Graddage N, Ouyang J, Lu J, Chu TY, Zhang Y, Li Z, Wu X, Malenfant PRL, Tao Y. *ACS Appl Nano Mater*, 2020, 3: 12209–12217
- 153 Pejović V, Georgitzikis E, Lieberman I, Malinowski PE, Heremans P, Cheyns D. *Adv Funct Mater*, 2022, 32: 2201424
- 154 Xia P, Zhu T, Imran M, Pina JM, Atan O, Najarian AM, Chen H, Zhang Y, Jung E, Biondi M, Vafaie M, Li C, Grater L, Khatri A, Singh A, Hoogland S, Sargent EH. *Adv Mater*, 2024, 36: 2310122
- 155 Deng YH, Pang C, Kheradmand E, Leemans J, Bai J, Minjauw M, Liu J, Molkens K, Beeckman J, Detavernier C, Geiregat P, Van Thourhout D, Hens Z. *Adv Mater*, 2024, 36: 2402002
- 156 Mølne H, Mukherjee A, Kannan H, Han Z, Ravi VK, Paul SJ, Rumaiz AK, Zhao W, Goldan AH, Sahu A. *Adv Funct Mater*, 2024, 34: 2315304
- 157 Wang Y, Liu J, Ran X, Lu H, Liu J, Yang J, Xia H, Zhang X, Zhang J, Gao L, Long G, Hu H, Tang J, Lan X. *Adv Funct Mater*, 2025, 35: 2426082
- 158 Duan H, Zhang W, Luo T, Xia XL, Yang Q, Yan Y, Gao S, Yin X, Niu Y, Zhao Z, Zhang J, He H, Tang J, Wang Y, Zhang Z. *Adv Sci*, 2026, 13:

e22627

- 159 Adam S, Talapin DV, Borchert H, Lobo A, McGinley C, de Castro ARB, Haase M, Weller H, Möller T. *J Chem Phys*, 2005, 123: 084706
- 160 Peng L, Wang Y, Ren Y, Wang Z, Cao P, Konstantatos G. *ACS Nano*, 2024, 18: 5113–5121
- 161 Leemans J, Pejović V, Georgitzikis E, Minjauw M, Siddik AB, Deng YH, Kuang Y, Roelkens G, Detavernier C, Lieberman I, Malinowski PE, Cheyins D, Hens Z. *Adv Sci*, 2022, 9: 2200844
- 162 Sadeghi S, Bahmani Jalali H, Melikov R, Ganesh Kumar B, Mohammadi Aria M, Ow-Yang CW, Nizamoglu S. *ACS Appl Mater Interfaces*, 2018, 10: 12975–12982
- 163 Asor L, Liu J, Xiang S, Tessler N, Frenkel AI, Banin U. *Adv Mater*, 2023, 35: 2208332
- 164 Mahajan S, Bonner WA, Chin AK, Miller DC. *Appl Phys Lett*, 1979, 35: 165–168
- 165 Guo R, Meng J, Lin W, Liu A, Pullerits T, Zheng K, Tian J. *Chem Eng J*, 2021, 403: 126452
- 166 Kim S, Yeon S, Lee M, Jin J, Shin S, Gwak N, Jeong I, Jang H, Hwang GW, Oh N. *NPG Asia Mater*, 2023, 15: 30
- 167 Park SY, Paul SJ, Li Z, Lee S, Jo YH, Hong E, Jo H, Ahn Y, Zheng H, Kim JH, Sahu A, Kang MS. *Adv Funct Mater*, 2026, 36: e12679
- 168 Li Z, Li M, Zhu T, Li B, Wang Z, Shao S, Deng Z, Zhao X, Liu C, Zhao J. *Small Meth*, 2024, 8: 2400359
- 169 Shim S, Kim S, Lee D, Kim H, Kwon MJ, Cho SY, Lestari WA, Seo J, Yeo D, Na J, Kundale SS, Oh N, Park JH. *Small*, 2025, 21: 2410892
- 170 Wang Y, Yin L, Huang S, Xiao R, Zhang Y, Li D, Pi X, Yang D. *Nano Lett*, 2023, 23: 8460–8467
- 171 Zhang J, Guo Z, Sun T, Guo P, Liu X, Gao H, Dai S, Xiong L, Huang J. *SmartMat*, 2024, 5: e1246
- 172 Zhang J, Guo P, Guo Z, Li L, Sun T, Liu D, Tian L, Zu G, Xiong L, Zhang J, Huang J. *Adv Funct Mater*, 2023, 33: 2302885
- 173 Li C, Sun J, Zhang Q, Cao K, Liu Y, Gan Z, Di Y, Zhang XY, Zhang T. *J Phys Chem Lett*, 2025, 16: 10542–10550
- 174 Wang H, Lin R, Zhao K, Yang J, Liu H, Yang Z, Yan X. *Adv Funct Mater*, 2025, 35: 2510543
- 175 Xie T, Leng YB, Sun T, Zhu S, Cai H, Han P, Zhang YQ, Qin J, Xu R, Yi Z, Zhou Y, Han ST. *Adv Funct Mater*, 2025, 35: 2415457
- 176 Wen Z, Wang S, Yi F, Zheng D, Yan C, Sun Z. *ACS Appl Mater Interfaces*, 2023, 15: 55916–55924
- 177 Yuan Y, Zhao S, Wu Q, Li Z, Han C, Li X, Hu L, Yang M, Liu W, Geng L. *Sens Actuat A-Phys*, 2026, 399: 117378

Recent progress in infrared quantum dots for photodetectors and neuromorphic applications

Haoyuan Li^{1,2†}, Kuilin Li^{1,2†}, Qi Nie^{1,2}, Xiao Luo^{1,2*}, Qi Zhang^{3*}, Fucai Liu^{1,4*}

¹ School of Optoelectronic Science and Engineering, University of Electronic Science and Technology of China, Chengdu 611731, China

² Institute of Electronic and Information Engineering of UESTC in Guangdong, Dongguan 523808, China

³ College of Biological and Chemical Engineering, Qilu Institute of Technology, Jinan 250200, China

⁴ State Key Laboratory of Electronic Thin Films and Integrated Devices, University of Electronic Science and Technology of China, Chengdu 611731, China

†Equally contributed to this work.

*Corresponding authors (email: luox@uestc.edu.cn; zhangqi871230@163.com; fucailiu@uestc.edu.cn)

Abstract: Leveraging the quantum confinement effect, infrared quantum dots offer size-tunable bandgaps and solution-processability at low temperatures, establishing them as an important material system for infrared optoelectronic devices. In recent years, through strategies such as ligand engineering, size regulation, and heterojunction design, infrared QDs have not only significantly enhanced the responsivity and detectivity of photodetectors. Furthermore, they have extended their functionality from single-function “sense-only” photodetection to neuromorphic computing with synaptic plasticity, thereby laying the device foundation for in-sensor computing and integrated sensing-memory-processing intelligent vision. This review systematically summarizes recent progress in infrared QD-based photodetectors and optoelectronic neuromorphic devices, highlighting performance enhancement strategies including surface ligand design, size control, and device structure optimization. Furthermore, the underlying mechanisms governing the evolution from conventional photodetectors to neuromorphic devices, along with representative applications, are elaborated. Finally, future research directions are discussed, including the development of low-toxicity materials, improvement of array uniformity, and integration with CMOS technology.

Keywords: infrared quantum dots, photodetectors, neuromorphic devices, sensing-storage-computing integration, surface ligand engineering

doi: [10.1360/SSC-2026-0108](https://doi.org/10.1360/SSC-2026-0108)