研究论文

DOI：10.11949/0438-1157.

表面缺陷剥离策略用于高性能无机钙钛矿光伏器件

王忠科[1]，付信民[1]，李宇浩[2]，王三龙[2]，翟阅臣[3]

（[1]济宁学院物理与电子工程学院，山东 济宁 273155；[2]东北电力大学电气工程学院，吉林 吉林 132012；[3]东北电力大学理学院，吉林 吉林 132012）

摘要： 无机钙钛矿以其优异的光热稳定性在近年来引起极大的关注。然而，由于较大的非辐射复合损失问题，大大限制了其实际应用。针对这一问题，本文通过在甲醇中溶解2-碘酰基苯甲酸（2-Iodoxybenzoic acid，2-IBZD）对无机钙钛矿薄膜上表面进行界面改性，巧妙实现了无机钙钛矿表面缺陷的剥离。在动态旋涂过程中，极性较高的甲醇有限的破坏薄膜表面，为2-IBZD创建扩散路径，在随后的二次退火过程中，2-IBZD进一步与钙钛矿表面未配位Pb^{2+}发生作用并促进晶粒进一步增长。经过2-IBZD处理后的无机钙钛矿薄膜展示出更低的缺陷态密度和更匹配的梯度能级。基于空气条件制备的无机钙钛矿太阳电池的功率转换效率由参考组器件的15.87%大幅度提升至18.66%且稳定性有明显的改善。

关键词： 无机钙钛矿；非辐射复合；界面改性；梯度能级

中图分类号：　　**文献标志码：** AA

文章编号： 0438-1157（XXXX）XX-0001-08

Engineering Surface Defect Exfoliation for High-Performance Inorganic Perovskite Photovoltaic Devices

Wang Zhongke[1], Fu Xinmin[1], Li Yuhao[2], Wang Sanlong[2], Zhai Yuechen[3]

([1]*School of Physics and Electronic Engineering, Jining University, Jining* 273155, *Shandong, China*; [2] *Northeast Electric Power University, , School of Electrical Engineering, Jilin* 132012, *Jilin, China*; [3] *Northeast Electric Power University, , School of Science, Jilin* 132012, *Jilin, China*)

Abstract: Inorganic perovskites have attracted considerable attention in recent years owing to their outstanding photothermal stability. However, their practical deployment remains severely limited by substantial non-radiative recombination losses. To address this critical challenge, we report an interfacial modification strategy involving treatment of the top surface of inorganic perovskite films with a methanolic solution of 2-iodosylbenzoic acid (2-IBZD). This approach enables selective passivation and removal of surface defects. During dynamic spin-coating, the highly polar methanol solvent induces controlled, localized disruption of the film surface, thereby generating transient diffusion pathways for 2-IBZD penetration. Subsequent secondary thermal annealing facilitates direct chemical interaction between 2-IBZD and undercoordinated Pb^{2+} ions at the perovskite surface, concurrently promoting grain boundary healing and further grain growth. As a result, the 2-IBZD - treated inorganic perovskite films exhibit a markedly reduced defect-state density and a more favorable, graded energy-level alignment across

收稿日期： 2026-08-02　　**修回日期：** 2026-08-27

通信作者： 王三龙(1992-), 男, 博士, 副教授, 20233209@neepu.edu.cn

第一作者： 王忠科(1995-), 男, 博士, 讲 师, zkwang@jnxy.edu.cn

基金项目： 国家自然科学基金(62504036)

引用本文： 王忠科, 付信民, 李宇浩, 王三龙, 翟阅臣 . 表面缺陷剥离策略用于高性能无机钙钛矿光伏器件[J]. 化工学报, XXXX, XX(XX): 1-8

Citation: Wang Zhongke, Fu Xinmin, Li Yuhao, Wang Sanlong, Zhai Yuechen. Engineering Surface Defect Exfoliation for High-Performance Inorganic Perovskite Photovoltaic Devices[J]. CIESC Journal, XXXX, XX(XX): 1-8

the interface. Consequently, air-processed inorganic perovskite solar cells achieve a remarkable improvement in power conversion efficiency—from 15.87% for the reference devices to 18.66%, along with significantly enhanced operational stability under ambient conditions.

Keywords: Inorganic perovskite; Non-radiative recombination; Interfacial modification; Graded energy-level alignment

引 言

随着能源需求增长及环境问题加剧，开发清洁、高效的可再生能源技术逐渐成为重要研究方向[1-3]。其中，太阳能光伏技术因资源丰富、绿色环保受到广泛关注[4-7]。然而，传统晶硅太阳电池效率提升逐渐接近理论极限，发展新型光伏材料体系成为突破性能瓶颈的重要途径[8-10]。

近年来，钙钛矿太阳电池凭借高吸收系数、可调带隙以及低温制备等优势，实现了快速发展[11-13]。但有机-无机杂化钙钛矿的光热稳定性不足，限制了其实际应用。相比之下，无机钙钛矿具有更优异的热稳定性和光稳定性，其中$CsPbI_{2.85}Br_{0.15}$因具有合适带隙（约1.71 eV）和较为宽泛的制备窗口，被广泛研究[14-16]。然而，其薄膜制备过程中会产生未配位Pb^{2+}、卤素空位及晶界缺陷，这些缺陷会形成陷阱态并诱导非辐射复合，降低器件性能，此外无机钙钛矿湿度敏感性强，十分不利于大面积工业化生产和商业化应用[17-19]。

针对上述问题，研究工作者采取诸如维度策略[20]，中间相工程[21]，合金化技术[22]对无机钙钛矿进行调控。张等人采用一种具有优异晶格应变调控的无机零维Cs_4PbBr_6作为$CsPbI_3$的表面锚定封端层。该Cs_4PbBr_6钙钛矿能够强化电子选择性界面，从而促进高效的电荷提取，并有效抑制非辐射复合基于Cs_4PbBr_6的$CsPbI_3$钙钛矿太阳电池展现出21.03%的功率转换效率[20]。王等人提出了一种中间相工程策略，通过引入挥发性有机盐来实现稳定的界面接触。有机阳离子（如甲基铵和甲脒）的引入，可在初始薄膜中形成有机—无机杂化钙钛矿中间相，并促进全无机钙钛矿/金属氧化物之间的高质量界面接触。最终制备出一款基于$CsPb(I_{0.75}Br_{0.25})_3$的器件，其功率转换效率达17.0%，开路电压为1.34 V[21]。陈等人通过引入锗（Ge）掺杂以提升$CsPb_{1-x}Ge_xI_{2.85}Br_{0.15}$的容忍因子及其光电性能。结构与光学性能的联合研究表明，薄膜中实现了铅（Pb）被Ge的有效替代，并且在1% Ge掺杂的钙钛矿太阳电池中获得了19.70%的功率转换效率[22]。

本文提出一种表面缺陷剥离策略，将含2-IBZD溶解在极性较强的甲醇溶剂中，甲醇在动态旋涂过程中对钙钛矿薄膜形成有限刻蚀并构筑供2-IBZD扩散的路径，2-IBZD分子中的N、O等电子给体基团的功能分子能够与未配位Pb^{2+}形成配位作用，在二次退火过程中进一步与钙钛矿发生相互作用，降低缺陷态密度并改善界面电荷传输效率。基于2-IBZD界面改性制备的无机钙钛矿太阳电池的功率转换效率由参考组器件的15.87%大幅度提升至18.66%。在温度25℃，相对湿度40%环境下放置500 h之后，实验组器件仍能保持其初始功率转换效率的81.49%，远高于参考组器件的54.78%。

1 实验材料及方法

1.1 实验材料

N,N-二甲基甲酰胺（DMF）、异丙醇（IPA）、氯苯（CB）、二甲基亚砜（DMSO）、甲醇购买自Sigma-Aldrich公司；碘化铯（CsI）、溴化铅（$PbBr_2$）、氢铅碘（$HPbI_3$）等均购买自西安浴日光能科技有限公司。2-碘酰基苯甲酸（2-Iodoxybenzoic acid，2-IBZD）则购买自百灵威科技有限公司。

1.2 样品制备具体操作流程

ITO经过彻底清洗后进行20 min的紫外臭氧处理，随后在ITO表面旋涂20 mg/mL的NiOx水分散液，NiOx在旋涂前需要用0.22 μm的水系过滤头进行过滤，旋涂速度为2000 rpm，旋涂时间为30 s，在空气环境中120℃的热板上退火10 min备用。$CsPbI_{2.85}Br_{0.15}$前驱体溶液由CsI、$PbBr_2$和$HPbI_3$按照3:0.15:2.85的摩尔比进行称量，随后加入DMF/DMSO混合溶剂（体积比1:1）中，所得前驱体溶液浓度为0.8 mol/L。在氮气环境下60℃的加热板上充分搅拌至完全溶解，随后在空气环境下（约25℃，湿度≤20%）将前驱体溶液旋涂于NiO_x基底表面，旋涂速度为3000 rpm，旋涂时间为35 s，并在空气环境下180℃的热板上退火8 min处理形成$CsPbI_{2.85}Br_{0.15}$无

机钙钛矿薄膜。随后将薄膜转移至氮气氛围手套箱中进行后续的制备流程。首先在无机钙钛矿薄膜表面动态旋涂0.5 mg/mL的2-IBZD溶液，旋涂速度为5000 rpm，旋涂时间为30 s，随后在100℃加热台上退火5 min。将20 mg/mL的$PC_{61}BM$以2000 rpm的转速旋涂在2-IBZD表面作为电子传输层，旋涂时间设置为30 s，将0.5 mg/mL的BCP以5000 rpm的转速旋涂在$PC_{61}BM$之上，旋涂时间为30 s，随后利用热蒸发设备在BCP表面蒸发80 nm的Ag作为金属电极。

1.3 表征测试与样品性能测试

钙钛矿薄膜的稳态光致发光(steady-state photoluminescence, PL)光谱和时间分辨光致发光(Time-resolved photoluminescence，TRPL)光谱采用Cary Eclipse Fluorescence Spectrometer测量。薄膜表面形貌采用Zeiss-Merlin FE-SEM型扫描电子显微镜对进行观察。使用NanoNavi-SPA400对$CsPbI_{2.85}Br_{0.15}$钙钛矿薄膜的原子力显微镜(Atomic force microscopy，AFM)图像进行了分析。表面润湿性通过POWEREACH JC-2000C1接触角测试仪进行评估，器件的外量子效率(External quantum efficiency, EQE)通过PEC-S20系统测量获得。利用配备单色Al Kα X射线源的Thermal Scientific KAlpha$^+$仪器，进行X射线光电子能谱(X-ray photoelectron spectroscopy，XPS)和紫外光电子能谱(Ultraviolet photoelectron spectroscopy，UPS)检测。使用日本产的Varian Cary 500紫外-可见光分光光度计记录了两种钙钛矿薄膜的紫外-可见(UV-visible，UV-Vis)吸收光谱。器件J-V特性及空间电荷限制电流(SCLC)测试均在Agilent B2900参数分析系统上进行。SCLC器件结构：ITO/NiO_x/$CsPbI_{2.85}Br_{0.15}$/PTAA/Ag(纯空穴器件)；J-V扫描速度为20 mV/s，步长为20 mV，延迟时间为20 ms。测试过程中采用KG-5的标准硅电池校准光照强度，有效测试面积由0.0755 cm^2金属掩膜限定。

2 结果与讨论

2.1 无机钙钛矿薄膜表面形貌特征

图1a-b为纯甲醇(不含2-IBZD)处理前后钙钛矿薄膜同一视野下的SEM图像，纯甲醇处理后表面孔洞数目明显降低，表明非辐射复合受到有效抑制，同时甲醇具备对缺陷表层的剥离能力。图1(c)-(d)是扫描电子显微镜(SEM)图像及其晶粒尺寸统计分布图。如图1(c)所示，对照组薄膜表面分界明显，晶粒较小。经过2-IBZD处理之后(图1(d))，可见薄膜晶粒明显变大，晶粒之间贴合更加紧密，这归因于二次退火过程中2-IBZD对与无机钙钛矿发生作用以及对晶体生长过程的调控，从而改善了薄膜结晶的质量。图1(e)-(f)为原子力显微镜图像(AFM)，从图中看出：薄膜表面粗糙度由对照组的29.6 nm下降至20.4 nm。薄膜表面粗糙度的下降，有助于减少界面缺陷和后续功能层的制备，对应着更优异的光伏性能[23, 24]。如图1(g)-(h)所示，对照组无机钙钛矿薄膜水接触角为63.78°，而经过2-IBZD处理后的无机钙钛矿薄膜水接触角为84.32°。水接触角的上升表明经2-IBZD处理之后的薄膜表面疏水性增强，可以减少空气中水分对于器件的侵蚀[25, 26]。

2.2 2-IBZD提升光伏性能机理分析

2.2.1 2-IBZD对薄膜缺陷及载流子传输的调控

图2(a)为对照组与2-IBZD处理后钙钛矿薄膜对应的光学带隙分析图谱(Tauc曲线)，经2-IBZD处理的钙钛矿薄膜在光学带隙上没有改变。图2(b)为两种薄膜的稳态光致发光图谱，经2-IBZD处理后的钙钛矿薄膜相比于对照组PL峰有明显增强，这说明2-IBZD分子钝化有效降低了缺陷辅助的非辐射复合。图2(c)为两种薄膜的时间分辨光致发光曲线(TRPL)，采用双指数拟合的方式对测试所得数据进行拟合并记录在表1中，其中

$$I(t) = A_1 e^{-t/\tau_1} + A_2 e^{-t/\tau_2} \quad (1)$$

式中：I(t)为发光强度；τ_1、τ_2分别为快、慢速衰减寿命；τ_{ave}为平均载流子寿命；A_1、A_2分别为快速衰减分量和慢速衰减分量的振幅。载流子平均寿命τ_{ave}公式为

$$\tau_{ave} = \frac{A_1\tau_1^2 + A_2\tau_2^2}{A_1\tau_1 + A_2\tau_2} \quad (2)$$

经拟合得出，载流子平均寿命由参考组薄膜的122.86 ns增长到196.37 ns。如图2(d)，经过2-IBZD处理的无机钙钛矿薄膜具有更低的漏电流，说明2-IBZD降低了薄膜中的电子陷阱密度。利用空间电荷限制电流测试(SCLC)对这两种钙钛矿薄膜缺陷态密度进行评估。如图2(e)-(f)所示，经过2-IBZD处理后，薄膜的V_{TFL}(陷阱填充限制电压)由2.01 V下降至1.85 V，而缺陷密度N_t可由公式

$$N_t = \frac{2\epsilon_0\epsilon_r V_{TFL}}{qL^2} \quad (3)$$

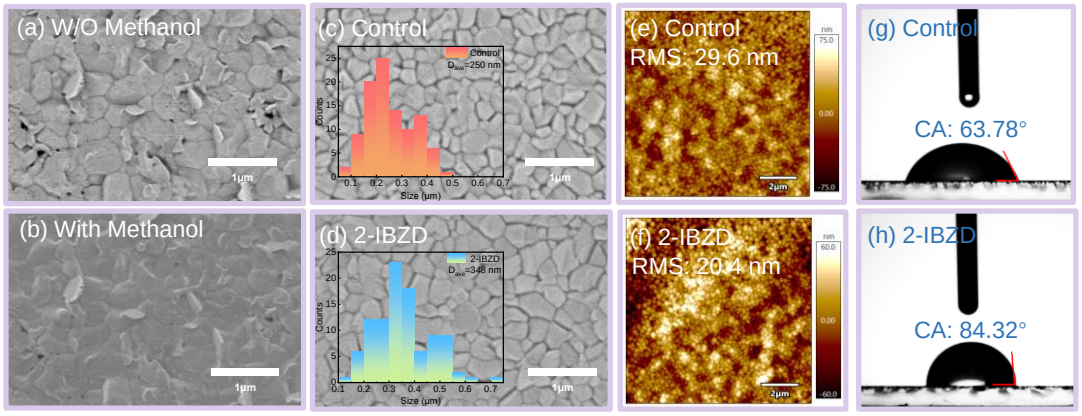


图1　未经甲醇处理的薄膜SEM图像(a)；纯甲醇处理的薄膜SEM图像(b)；对照组薄膜SEM图像(c)；实验组薄膜SEM图像(d)；对照组薄膜AFM图像(e)；实验组薄膜AFM图像(f)；对照组薄膜水接触角测试光学照片(g)；实验组薄膜水接触角测试光学照片(h)。

Fig. 1　SEM image of the film without methanol treatment (a); SEM image of the film treated with pure methanol (b); SEM image of the control film (c); SEM image of the 2-IBZD-treated film (d); AFM image of the control film (e); AFM image of the 2-IBZD-treated film (f); water contact angle image of the control film (g); water contact angle image of the 2-IBZD-treated film (h).

得出，其中ε_0、ε_r、q和L分别表示真空介电常数、相对介电常数、电子电荷以及薄膜的厚度[27, 28]，经(3)式带入计算得出两者缺陷态密度分别为9.51×10^{15} cm^{-3}和8.76×10^{15} cm^{-3}这主要是由于2-IBZD分子中的N、O等电子给体基团的功能分子能够与未配位Pb^{2+}形成配位作用，在二次退火过程中进一步与钙钛矿发生相互作用，降低了非辐射复合损失。

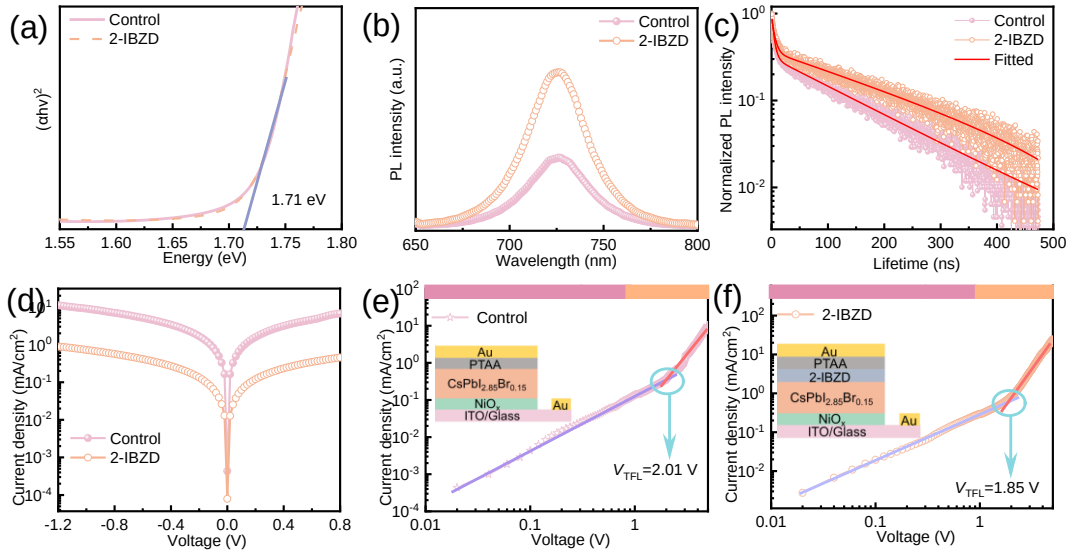


图2　Tauc曲线(a)；PL曲线(b)；TRPL曲线(c)；暗态J-V曲线(d)；对照组器件SCLC曲线(e)；实验组器件SCLC曲线(f)。

Fig. 2　Tauc spectra (a); PL spectra (b); TRPL spectra (c); dark J-V curves (d); SCLC curves of the control devices (e); SCLC curves of the 2-IBZD-treated device (f).

表1　$CsPbI_{2.85}Br_{0.15}$薄膜TRPL衰减曲线拟合参数

Table 1　TRPL decay fitting parameters of $CsPbI_{2.85}Br_{0.15}$ films.

	A_1	τ_1(ns)	A_2	τ_2(ns)	τ_{ave}(ns)
Control	0.684	4.336	0.310	131.482	122.858
2-IBZD	0.572	5.483	0.379	204.110	196.371

2-IBZD分子钝化薄膜表面缺陷作用机理如图3所示，2-IBZD分子与无机钙钛矿表面未配位的Pb^{2+}形成配位键，修复表面缺陷，降低陷阱态密度，从而抑制非辐射复合，提高器件的光伏性能。

2.2.2　2-IBZD诱导的界面电子结构调控　借助X射线光电子能谱实验(XPS)(图4(a))验证2-IBZD

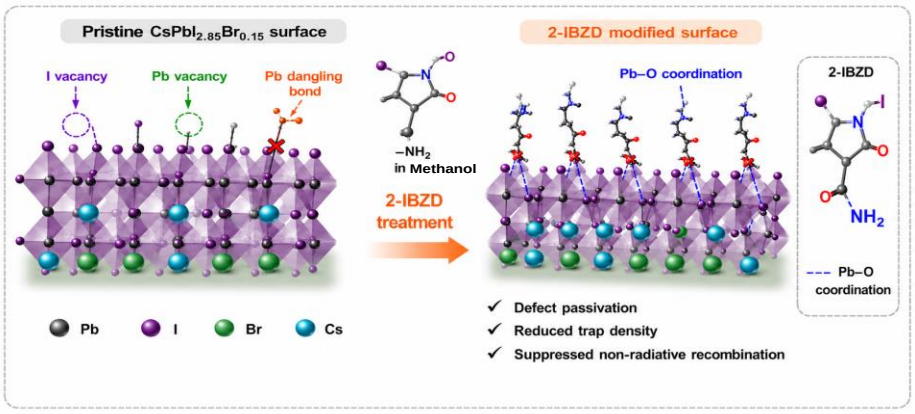


图3 2-IBZD分子钝化$CsPbI_{2.85}Br_{0.15}$钙钛矿表面缺陷的作用机制示意图。

Fig. 3 Schematic illustration of the defect passivation mechanism of the 2-IBZD molecule on the surface of $CsPbI_{2.85}Br_{0.15}$ perovskite.

是否与无机钙钛矿发生相互作用，经2-IBZD处理后的无机钙钛矿薄膜的Pb 4f峰向低结合能方向移动，这是由于2-IBZD中的孤对电子能够与钙钛矿表面未配位的Pb^{2+}发生配位[29, 30]。进一步采用UPS测试分析样品的功函数及价带位置。如图4(b)-(e)所示，对照组与实验组功函数W_F分别为4.80 eV与4.81 eV。此外，价带顶由5.89 eV调节至5.95 eV，导带底由4.18 eV调节至4.24 eV，表明2-IBZD优化了钙钛矿薄膜的能级结构，有助于提升载流子的输运效率并降低非辐射复合，详细能级排列如图4(f)所示。

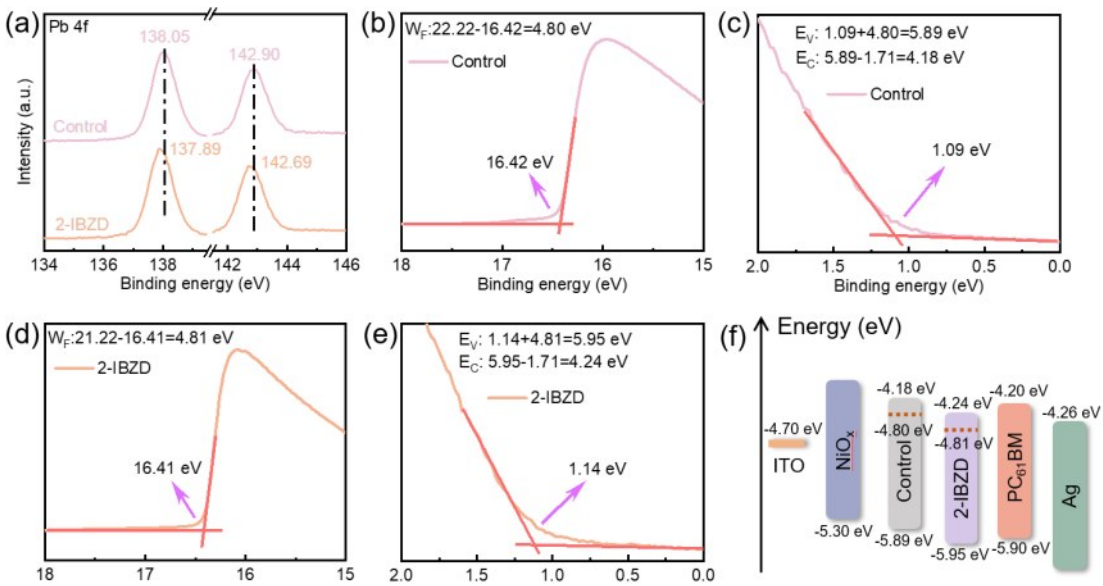


图4 Pb4f轨道XPS谱(a)；对照组钙钛矿薄膜UPS图谱(b)-(c)；经2-IBZD处理钙钛矿薄膜UPS图谱(d)-(e)；能级排列示意图(f)。

Fig. 4 Pb 4f XPS spectra (a); UPS spectra of the control perovskite film (b) - (c); UPS spectra of the 2-IBZD-treated perovskite film (d) - (e); schematic illustration of the energy level alignment (f).

2.3 2-IBZD对无机钙钛矿电池光伏性能的影响

图5(a)为所采取的无机钙钛矿太阳电池的结构示意图，图5(b)为2-IBZD分子静电势分布图，表明了2-IBZD具有一定的钝化缺陷的能力。图5(c)为两种器件的正反扫电流-电压(J-V)测试曲线，具体参数记录于表2，经过2-IBZD处理后的器件其功率转换效率由对照组15.87%增长至18.66%，开路电压由1.067 V增长至1.121 V，短路电流由19.75 mA/cm²增长至20.12 mA/cm²，填充因子由对照组75.34%增长到82.75%，同时滞后指数(HI)从14.56%下降到了3.86%，表明经过2-IBZD处理后的器件迟滞效应显著降低。外量子效率测试(EQE)结

果如图5(d)所示，对照组与经2-IBZD处理后薄膜曲线基本重合，这表明2-IBZD界面修饰并不会改变$CsPbI_{2.85}Br_{0.15}$光学带隙，而主要通过钝化缺陷与改善界面电荷传输提升器件的光伏性能。对实验组器件进行稳态功率输出测试(SPO)，在连续运行500 s期间，经2-IBZD处理后的器件的平均功率转换效率为18.08%，器件运行稳定性良好。分别制备了20个参考组和实验组器件，并对其四种光伏性能参数进行统计。如图5(f)-(i)所示，经2-IBZD处理后的器件各个光伏性能参数均表现出明显的提升，排除了实验中的偶然性影响。

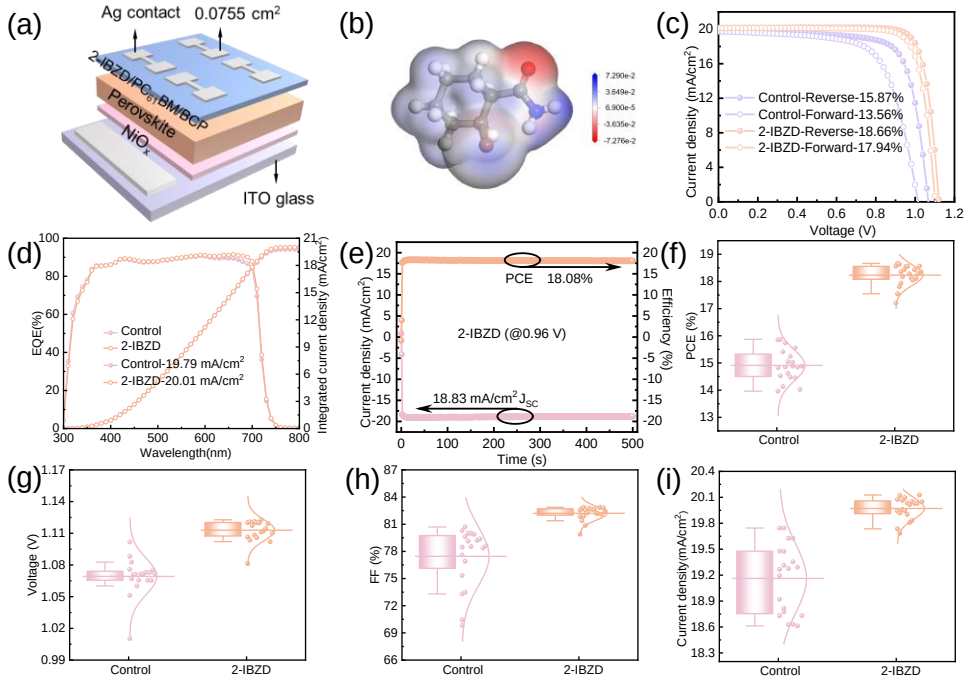


图5　器件结构示意图(a)；2-IBZD分子的静电势分布图(b)；两种器件的正反扫J-V曲线(c)；EQE图谱(d)；SPO效率曲线(e)；2-IBZD处理前后光伏性能分布统计图(f)-(i)。

Fig. 5　Structure diagram of the devices (a); electrostatic potential distribution of the 2-IBZD molecule (b); The forward and reverse scanning *J*-*V* curves of the two devices(c); EQE spectra (d); SPO curve (e); statistical distribution of photovoltaic parameters before and after 2-IBZD treatment (f)-(i).

表2　两种太阳电池的正向和反向扫描的光伏性能参数

Table 2　The forward and reverse scanning photovoltaic performance parameters of the two types of solar cells

Sample	Direction	*PCE* (%)	V_{oc} (V)	J_{sc} (mA/cm²)	*FF* (%)	HI(%)
Control	Reverse	15.87	1.067	19.75	75.34	14.56
	Forward	13.56	1.015	19.76	67.59	
2-IBZD	Reverse	18.66	1.121	20.12	82.75	3.86
	Forward	17.94	1.102	20.13	80.87	

2.4　2-IBZD对无机钙钛矿电池长期稳定性的影响

对未经封装的两种无机钙钛矿电池在不同条件下的稳定性进行测试，如图6(a)所示，在温度25℃相对湿度20%环境下，放置500 h后，经2-IBZD处理后的钙钛矿电池功率转换效率保持其初始效率的89.34%，而对照组器件仅保持63.70%。在温度25℃相对湿度40%环境下，放置500 h之后，实验组器件可以实现对其功率转换效率81.49%的保留率，而对照组器件仅为54.78%(图6(b))。在65℃的氮气环境下放置500 h后，经2-IBZD处理器件的功率转换效率可以实现84.36%的保留率，而对照组仅为52.93%(图6(c))。在温度25℃，相对湿度20%并且以100 mW/cm²模拟太阳光持续照射500 h后，实验组器件功率转换效率能够维持在其初始效率的81.12%，而对照组器件仅为40.78%(图6(d))。经过2-IBZD处理后，无机钙钛矿薄膜电池显著提升了器件的各方面综合稳定性，这主要是由于2-IBZD分子中的N、O等电子给体基团的功能分子能够与未配位Pb^{2+}形成配位作用，在二次退火过程中进一步与钙钛矿发生相互作用，借助表面缺陷剥离策略无机钙钛矿的结晶质量得提升，非辐射复合受到抑制

并改善了界面电荷传输效率。

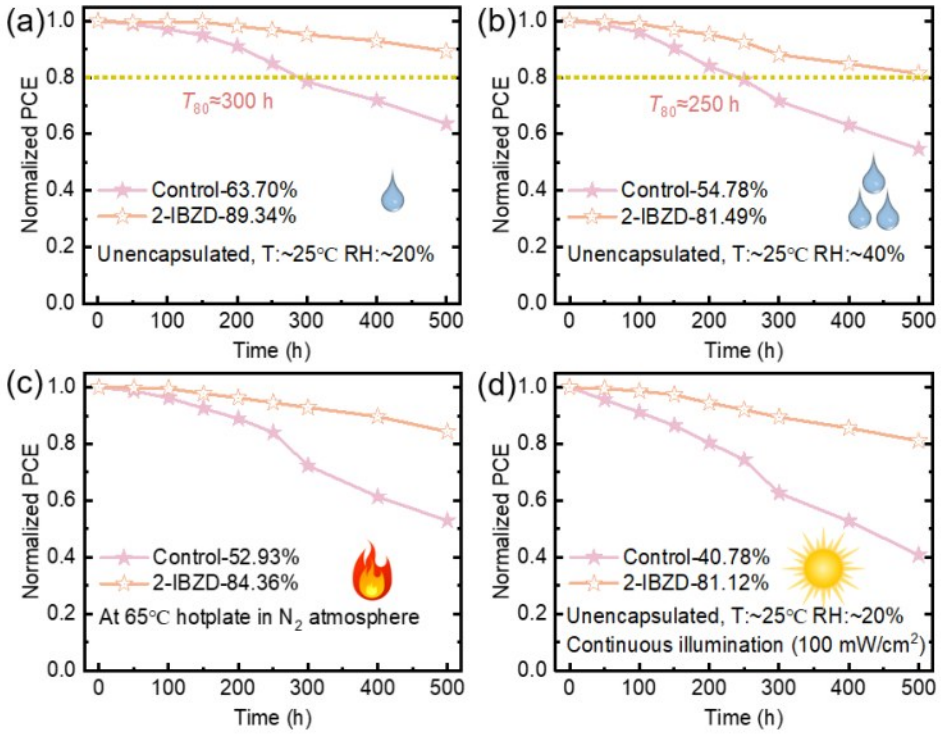


图6 两种器件储存稳定性测试曲线(a),两种器件湿度稳定性测试曲线(b),两种器件热稳定性测试曲线(c),两种器件MPP测试曲线(d)。

Fig. 6 Storage stability test curves of the two devices (a), humidity stability test curve of the two devices (b), thermal stability test curves of the two devices (c), Maximum power point MPP test curves of the two devices (d).

3 结论

(1)2-IBZD分子中的N、O等电子给体基团的功能分子能够与未配位Pb^{2+}形成配位作用;

(2)二次退火过程中,2-IBZD进一步与无机钙钛矿发生作用,薄膜结晶质量进一步提升,非辐射复合受到抑制。

(3)基于空气环境制备的无机钙钛矿太阳电池功率转换效率达到18.66%。操作简单的表面剥离策略为促进无机钙钛矿太阳电池的实用化进程提供了科学新思路。

参考文献

[1] Xu T F, Liu S Z, Il Seok S, et al. Surface chemistry-induced reconstruction of inorganic perovskites for efficient and stable inverted solar cells[J]. Joule, 2025, **9**(4): 101826.

[2] Zheng X, Yang S M, Zhu J W, et al. Suppressing phase segregation and nonradiative losses by a multifunctional cross-linker for high-performance all-perovskite tandem solar cells[J]. Energy & Environmental Science, 2025, **18**(6): 2995-3004.

[3] Li M Y, Yan J, Zhang A F, et al. Vacuum-driven precrystallization enables efficient all-perovskite tandem solar cells[J]. Joule, 2025, **9**(4): 101825.

[4] Xu Z L, Jiang H, Huang X, et al. Zwitterion additive-assisted crystal growth regulation and defect passivation for high-performance inorganic perovskite solar cells[J]. Applied Physics Letters, 2024, **125**(25): 252108.

[5] Chang B B, Yuan Y Q, Hou L S, et al. $Ca(CF_3SO_3)_2$ all-in-one modification on $CsPbI_3$ all-inorganic perovskite solar cells for improved performance and stability[J]. Applied Physics Letters, 2024, **124**(21): 213901.

[6] Guo H K, Guo J W, Wu K, et al. Highly efficient wide-bandgap perovskite solar cells prepared by fixing charge passivation in the interface layer[J]. Applied Physics Letters, 2024, **125**(7): 073904.

[7] Fu H Y, Shi D H, Ren Y K, et al. Surface p-type band bending and energy level alignment minimizes voltage loss in perovskite solar cells[J]. Applied Physics Letters, 2024, **124**(2): 023904. [8] WuH, YeF, YangM, et al. Silicon heterojunction back-contact solar cells by laser patterning[J]. Nature, 2024, **635**(8039): 604-609.

[9] Li Y, Ru X N, Yang M, et al. Flexible silicon solar cells with high power-to-weight ratios[J]. Nature, 2024, **626**(7997): 105-110.

[10] Xing Z, Ma S X, Chen B W, et al. Solubilizing and stabilizing C_{60} with n-type polymer enables efficient inverted perovskite solar cells[J]. Joule, 2025, **9**(4): 101817.

[11] Wang D, Liu Z X, Qiao Y, et al. Rigid molecules anchoring on NiO_x enable >26% efficiency perovskite solar cells[J]. Joule, 2025, **9**(3): 101815.

[12] Chen X, Feng W H, Fang Y X, et al. Improved conductivity of 2D perovskite capping layer for realizing high-performance 3D/2D heterostructured hole transport layer-free perovskite photovoltaics [J]. ACS Nano, 2025, **19**(4): 4299-4308.

[13] Treglia A, Olivati A, Romano V, et al. How shallow and deep defects drive carrier dynamics in tin-iodide perovskites[J]. Advanced Energy Materials, 2025, **15**(18): 2404905.

[14] Li T X, Wang K, Tong Y, et al. *In situ* dehydration condensation of self-assembled molecules enables stabilization of $CsPbI_3$ perovskites for efficient photovoltaics[J]. Advanced Functional Materials, 2024, **34**(51): 2409621.

[15] Wang Z Z, Xu T F, Li N, et al. Interfacial engineering with trivalent cations for efficient and stable inverted inorganic perovskite solar cells[J]. Energy & Environmental Science, 2024, **17**(19): 7271-7280.

[16] Sun H R, Wang S L, Wang P Y, et al. Flexible molecules dedicate to release strain of inverted inorganic perovskite solar cell[J]. Journal of Energy Chemistry, 2025, **100**: 87-93.

[17] Xu D F, Wu M Z, Bai Y M, et al. Record-efficiency inverted $CsPbI_3$ perovskite solar cells enabled by rearrangement and hydrophilic modification of SAMs[J]. Advanced Functional Materials, 2025, **35**(2): 2412946.

[18] Wang S L, Jiang H P, Gong Y H, et al. Surface defect clipping strategy enables high-efficiency inorganic perovskite solar cells with ultralow V_{OC} deficit[J]. ACS Sustainable Chemistry & Engineering, 2024, **12**(42): 15562-15568.

[19] Guo X M, Zhang W X, Yuan H B, et al. Low-temperature processed $CsPbI_3$ for flexible perovskite solar cells through Cs—I bond weakening[J]. Advanced Energy Materials, 2025, **15**(12): 2404293.

[20] Heo J H, Park J K, Lee H J, et al. Inorganic-derived 0D perovskite induced surface lattice arrangement for efficient and stable all-inorganic perovskite solar cells[J]. Advanced Materials, 2024, **36**(45): 2408387.

[21] Zhang J H, Wang Z W, Mishra A, et al. Intermediate phase enhances inorganic perovskite and metal oxide interface for efficient photovoltaics[J]. Joule, 2020, **4**(2): 507-508.

[22] Chen R P, Wang Y, Khan S N, et al. Enhanced stability of Ge-doped $CsPb(I_{1-x}Br_x)_3$ perovskite solar cells[J]. Journal of Materials Chemistry A, 2025, **13**(14): 9822-9829.

[23] Xu T F, Li N, Wang Z Z, et al. Synergistic dual-defect passivation *via* iodoethoxyethane for high-efficiency inverted inorganic perovskite solar cells[J]. Advanced Functional Materials, 2026, **36**(5): e15665.

[24] Li S G, Li M H, Wang Y Y, et al. Crystallization control *via* sulfonic zwitterions for inverted $CsPbI_3$ perovskite solar cells with efficiency over 22%[J]. ACS Applied Energy Materials, 2025, **8**(17): 12912-12919

[25] Wang K, Wang P M, Li T X, et al. Oxygen-assisted chemical reaction enables buried interface optimization for efficient $CsPbI_3$ perovskite solar cells[J]. Advanced Functional Materials, 2026, **36**(10): e12188.

[26] Liu J Y, Liu X H, Wang J W, et al. Multifunctional cross-linkable silane additive enables high-performance air-processed inverted $CsPbI_3$ perovskite solar cells[J]. The Journal of Physical Chemistry Letters, 2025, **16**(34): 8632-8641

[27] Lu C Y, Guo X M, Zhang W X, et al. Efficient inverted $CsPbI_3$ solar cells with Pb—S contained organosulfide-halide perovskite heterojunction[J]. Advanced Functional Materials, 2024, **34**(39): 2403563

[28] Lu C Y, Li X D, Yuan H B, et al. Introducing back-surface field for efficient inverted $CsPbI_3$ perovskite solar cells[J]. Chemical Engineering Journal, 2024, **480**: 147267.

[29] Sun H R, Wang S L, Qi S S, et al. Surface defects management by *in situ* etching with methanol for efficient inverted inorganic perovskite solar cells[J]. Advanced Functional Materials, 2023, **33**(23): 2213913.

[30] Yang M, Mo K W, Zhu X L, et al. Controlling nucleation and crystallization of $CsPbI_3$ perovskites for efficient inverted solar cells[J]. Small, 2024, **20**(28): e2310749.