

基于氮氧化钛的免掺杂电子选择接触及电镀铜电极在异质结晶硅太阳能电池中的应用*

闫禹¹⁾²⁾³⁾⁴⁾ 王太强¹⁾²⁾³⁾⁴⁾ 李伟¹⁾²⁾³⁾⁴⁾ 黄茜¹⁾²⁾³⁾⁴⁾

张晓丹¹⁾²⁾³⁾⁴⁾ 侯国付^{1)2)3)4)†}

1) (南开大学光电子薄膜器件与技术研究所, 天津 300350)

2) (光伏材料与电池全国重点实验室, 天津 300350)

3) (教育部薄膜光电子技术工程研究中心, 天津 300350)

4) (天津市太阳能高效利用重点实验室, 天津 300350)

(2026 年 1 月 2 日收到; 2026 年 3 月 4 日收到修改稿)

光伏发电技术是实现“双碳”目标的重要路径, 目前光伏市场约 95% 份额由晶硅太阳能电池占据, 但仍面临降本增效的问题. 基于宽带隙、非硅基的载流子选择性传输层及其构建的晶硅电池被认为是高效率、低成本候选者. 本文采用电子束蒸发制备了氮氧化钛 (TiO_xN_y) 薄膜, 并对其结构和光电性能进行表征分析. 结果表明, 该材料具备宽光学带隙 (3.59 eV)、低功函数 (4.27 eV) 和低电阻率 ($1.3 \Omega\cdot\text{cm}$) 等特性, 并且与 c-Si/i-a-Si:H 的最优接触电阻率仅为 $17.9 \text{ m}\Omega\cdot\text{cm}^2$, 是一种非常有潜力的电子选择性传输材料. 为进一步降低成本, 本工作在氮氧化钛上直接进行铜电镀金属化, 设计了正面无透明导电氧化物电极的异质结晶硅太阳能电池, 获得了转换效率 23.01%, 开路电压 712.9 mV, 电流密度 $39.36 \text{ mA}/\text{cm}^2$, 填充因子 82.02%. 本文通过系统性表征和分析表明, 器件效率的提升归因于: 1) 宽带隙 TiO_xN_y 电子选择性接触材料与 MgF_2 减反射层组合, 替代常用 ITO/ $\mu\text{c-SiO}_x\text{:H}$ 窗口层能有效降低寄生吸收; 2) 优化的电镀铜工艺能显著降低接触电阻率, 有利于填充因子的提升. 上述研究为低成本、高效率的异质结晶硅太阳能电池提供一种免掺杂材料和铜电镀结合“无银、无铜”的新型解决方案.

关键词: 免掺杂, 电子选择性接触, 铜电镀, 太阳能电池

DOI: 10.7498/aps.75.20260004

CSTR: 32037.14.aps.75.20260004

1 引言

化石能源产生的电能发展受环境和化石资源的制约开始减缓, 尤其在中国, 清洁能源的发展始终摆在能源版图的重要位置. 而清洁能源中, 太阳能电池又占据着重要地位, 因此, 研究晶硅太阳能电池的重要性不言而喻, 尤其考虑到晶硅太阳能电池目前

占据光伏市场 95% 以上的份额^[1,2]. 过去数十年间, 诸如铝背场 (aluminum back surface field, Al-BSF)^[3] 和钝化发射极背接触^[4] 等太阳能电池结构, 均依赖掺杂形成不对称载流子传输区, 但存在显著的光伏转换损耗问题, 包括表面与俄歇复合、自由载流子吸收及带隙缩窄等. 为缓解这些问题, 当前市场开发的主流技术包括硅异质结 (silicon heterojunction, SHJ)^[5] 和隧道氧化物钝化接触

* 国家重点研发计划 (批准号: 2022YFB4200200)、天津市科技计划项目 (批准号: 24ZXZSS00120, 25ZXZSS00300)、高等学校学科创新引智计划 (批准号: B16027) 和中央高校基本科研业务费专项资金 (批准号: 63241573, 63241568) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: gfhoul@nankai.edu.cn

(tunnel oxide passivated contact, TOPCon)^[6] 太阳能电池, 通过使用非晶硅 (a-Si) 或多晶硅 (poly-Si) 层, 已实现超过 27% 的纪录效率. 根据德国哈梅林太阳能研究所的校准测试认证, 天合光能的异质结电池实现了 $(27 \pm 0.41)\%$ 的转换效率^[7]. 然而, 晶硅太阳能电池还面临着两大难题: 1) 用于提取载流子的选择性接触为硅基材料, 其窄带隙特性会引入寄生吸收^[8-10]; 2) 近年来贵金属价格不断上涨, 导致 SHJ 电池所需的银浆和含银透明导电薄膜成为了其材料成本的主要构成部分. 这两大难题对应着太阳能电池性能的进一步提升和降本增效的两大发展诉求.

2015 年, Yang 等^[11] 在 IEEE 第 42 届光伏专家会议上首次发表将过渡金属氧化物 (TiO_2) 应用于 n 型晶硅太阳能电池的电子选择性接触层, 实现了 19.8% 的光电转换效率 (power conversion efficiency, PCE). 经过近十年的发展, Cai 等^[12] 利用铝掺杂氧化锌 (Al: ZnO, AZO) 材料已将该类太阳能电池的光电转换效率提升至 23.17%. 诸如上述过渡金属氧化物或过渡金属氮化物的最大特点是宽带隙, 避免了晶硅电池典型光谱吸收段 (300—1200 nm) 的寄生吸收. 从物理机理上看, 免掺杂电子选择性接触通过能带工程替代传统重掺杂调控, 实现了低复合、高选择性的载流子输运^[13-17]. 过渡金属氧化物及氮化物的导带低与 n 型晶硅导带底匹配, 差值较小, 而其价带顶则与晶硅价带顶之间存在较大的能级差, 在界面处形成对电子提取有利、屏蔽空穴的能带结构^[13-17]. 同时, 材料中的本征缺陷及界面态可诱导固定电荷, 在晶硅表面产生能带弯曲, 起到类似场效应钝化的作用, 从而降低界面复合损失^[18]. Wurfel 等^[19] 指出, 晶体硅太阳能电池中载流子分离的关键在于两个不同区域内空穴与电子的导电性差异, 接触选择性可通过在接触区创造不对称的空穴与电子导电性实现. 简言之, 在电子端附近区域, 电子导电性必须远大于空穴导电性^[20]. 因此在电子选择性接触中, 阻挡空穴输运主要依靠较大的价带偏移实现, 而电子端则应具有较小的导带偏移以使得电子顺利导出. 结合其宽禁带特性, 该类选择性接触在提升载流子选择性的同时, 显著降低了寄生吸收损耗.

金属化方面, 铜金属由于其成本远低于银, 逐渐被认为是实现晶硅电池降本增效的重要替代方案. 特别是异质结电池中非晶硅材料具有不耐高温

的特点, 无法使用传统的高温烧结银浆, 高度依赖昂贵的低温固化银浆, 更加推高了太瓦级 (TW) 市场的金属化成本^[21,22]. 不仅如此, 银浆含有黏结剂等非导电成分, 在丝网印刷和后退火环节中极易残留, 其导电性依赖于银颗粒间的物理接触, 栅线体电阻率远高于块体银^[23]. 而电镀铜栅线由致密的金属晶粒构成, 其电阻率接近铜的块体理论值, 导电性能优异. 目前, 国内外各大研究机构和光伏厂商正在研究铜电镀在 SHJ 电池及 TOPCon 电池中的应用, 尚未导入量产, 仍存在接触电阻率高、电镀样品的栅线易脱栅等关键技术问题^[24].

以氮化钛 (TiN) 或氮氧化钛 (TiO_xN_y) 作为电子选择性接触, 从 2019 年 Yang 等^[25] 将 TiN 应用为电极/电子选择性接触双功能层开始, 研究逐渐增多, 但多数局限在以同质结太阳能电池为基础的开发. 通常这类电池的电子选择性接触侧均以 SiO_x 或直接接触界面作为钝化层, 工艺耐受性较好, 但也带来了钝化不足的问题. Yu 等^[13] 采用磁控溅射工艺沉积 TiN , 达到了 18.7% 的 PCE, 但受制于 608 mV 的开路电压 (V_{OC}) 难以进一步提升其性能. Yang 等^[14] 在 a-Si:H(i) 钝化层上采用原子层沉积 TiO_xN_y , 其短路电流密度 (J_{SC}) 为 $39.5 \text{ mA}/\text{cm}^2$, 填充因子 (FF) 为 80.8%, 达到最高 PCE 为 22.3%. 由于该电子选择性接触层在电池背光面, 同时沉积温度保持在 250 °C, 导致其开路电压较一般异质结电池稍低 ($\sim 698 \text{ mV}$). 这是因为无论采用磁控溅射或原子层沉积工艺, 都将对氢化非晶硅材料造成离子损伤或热损伤, 难以最大化氢化非晶硅的钝化优势.

本工作采用氮氧化钛这一宽带隙材料作为以异质结太阳能电池的入光面电子选择性接触层, 并通过以金属钛源和高纯氮气反应蒸发的工艺降低整个蒸发过程中的热预算, 以降低氢化非晶硅由于工艺中的热量带来的氢损失, 使得界面钝化得以保留. 同时, 氮化钛基材料在集成电路制造中的金属互连工艺中作为高效扩散屏障多次验证^[26,27], 这降低了太阳能电池器件中金属离子迁移的器件失效风险. 不仅如此, TiO_xN_y 的导电性能也能够使电镀沉积铜层成为可能. 而且 TiO_xN_y 提供了良好的欧姆接触和适宜的功函数以优化电子选择性接触, 为实现高性能、低成本的无银金属化提供了可能. 本文通过低成本的铜电镀技术, 突破低温银浆的限制, 为高效低成本太阳能电池的制造提供新的技术路径.

TiO_xN_y 和 Cu 的两相结合下, 器件采用免透明导电薄膜 (transparent conductive oxide free, TCO-free) 的设计进一步优化成本和性能, 以 MgF_2 薄膜作为器件的减反层进行光学模拟和优化. 本工作在光学和电学上进行有效的平衡, 不仅回应了降低寄生吸收和降本增效的两大挑战, 也有助于开拓应用于异质结太阳能电池的免掺杂材料和铜电镀金属化结合.

2 实验部分

2.1 样品与器件制备

进行紫外可见近红外分光表征的样品均在 $30\text{ mm} \times 30\text{ mm}$ 的 Corning Gorilla Glass Victus 玻璃上制备, 玻璃厚度为 0.7 mm . MgF_2 薄膜厚度为 118 nm , 采用电阻热蒸发工艺, 生长速率为 $0.5\text{ \AA/s}$. 电子选择性接触层厚度为 6 nm , 采用电子束蒸发工艺, 生长速率为 $0.8\text{ \AA/s}$. 薄膜厚度使用经过椭圆偏测厚校准过的 INFICON SQC-310 石英晶体膜厚控制仪进行检测.

进行开尔文探针力显微镜、扫描电子显微镜、X 光电子能谱、紫外光电子能谱、方块电阻以及椭圆偏振光谱测试的样品均在 $30\text{ mm} \times 30\text{ mm}$ 本征抛光的晶硅片上沉积 50 nm , 以确保表征信息完全来自样品薄膜. 扫描电子显微镜样品在制绒后的晶硅太阳能电池衬底上沉积. 上述薄膜均采用电子束蒸发工艺, 以 Ti 金属源 (纯度优于 99.995%) 和不同流量的高纯氮气 (纯度优于 99.9995%) 在本底真空优于 $3 \times 10^{-4}\text{ Pa}$ 下反应蒸发.

铜电镀采用光固化胶和光掩模版对样品表面进行图形化处理, 精确定义出待电镀区域. 电镀电源使用 CH1660 E 电化学工作站, 采用恒流模式, 设定工作电流密度为 20 mA/cm^2 , 沉积时间为 3 min , 最终沉厚度为 $3.5\text{--}4.0\text{ }\mu\text{m}$. 电镀结束后, 将样品依次浸入丙酮和乙醇溶液中进行超声和浸泡处理, 完全去除剩余光刻胶并用超纯水清洗. 最后, 为了释放应力并优化界面接触性能, 将样品置于管式炉中, 在 $150\text{ }^\circ\text{C}$ 下进行 30 min 的氮气氛围退火处理. 电子束反应蒸发制备的薄膜需经过电镀液内进行金属化工艺和去胶清洗, 在水氧暴露环境下的该薄膜应被定义为 TiO_xN_y , 在 X 射线光电子能谱中也将对应进行元素表征解释.

太阳能电池的非晶硅层和透明导电层采用等离子体增强化学气相沉积和磁控溅射工艺制备,

TiO_xN_y , Cu 栅线及 MgF_2 层分别采用电子束蒸发、电镀法和电阻式热蒸发工艺制备.

2.2 测试与表征

X 射线光电子能谱 (X-ray photoelectron spectrometer, XPS) 和紫外光电子能谱 (ultraviolet photoelectron spectroscopy, UPS) 使用 Thermo Fisher ESCALAB 250 Xi 进行元素和功函数表征, 其中 UPS 能谱采用 Au 标样进行校准对齐费米能级, 激发源为 He I (21.22 eV). 开尔文探针力显微镜 (Kelvin probe force microscopy, KPFM) 使用 Bruker Dimension ICON 进行接触电势差及表面功函数的表征. 扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 使用 ZEISS Sigma 360 表征样品绒面形貌和元素分布. 椭圆偏振光谱使用颐光科技 ME-L 穆勒矩阵光谱椭偏仪表征薄膜的折射率和消光系数. 紫外可见近红外分光光度计 (UV-Vis-NIR spectrophotometer) 使用 Agilent Cary 5000 表征薄膜的透光率和吸收系数. 电镀铜栅线的机械附着力通过 NK-10 型指针式拉力计进行测试.

接触电阻率测量使用四探针连接和 Keithley 2420 源表, 方块电阻测量使用广州 RTS-4 型四探针测试仪. 双面钝化样品采用准稳态光电导测试设备 Sinton WCT-120 进行少子寿命及隐含开路电压测试. 太阳光模拟器使用 WACOM WXS-156S-L2 在 1 个太阳的标准条件 (100 mW/cm^2 , AM1.5G spectra, $25\text{ }^\circ\text{C}$) 下进行测试, 外量子效率 (external quantum efficiency, EQE) 使用 PV measurements QEX10 进行测试.

3 结果与讨论

3.1 氮氧化钛电子选择性接触材料的性能表征及其接触特性

在晶硅太阳能电池中, 电子选择性接触在电学上需要同时满足欧姆接触和低接触电阻率两个特性, 这是因为非欧姆接触的接触特性不利于太阳能电池的光生电流的有效导出, 而过高的接触电阻率会降低填充因子, 影响转换效率. 从材料的物理特性上看, 导致非线性接触特性的原因主要是能带匹配问题, 尤其是接触两端材料费米能级的位置和功函数的大小.

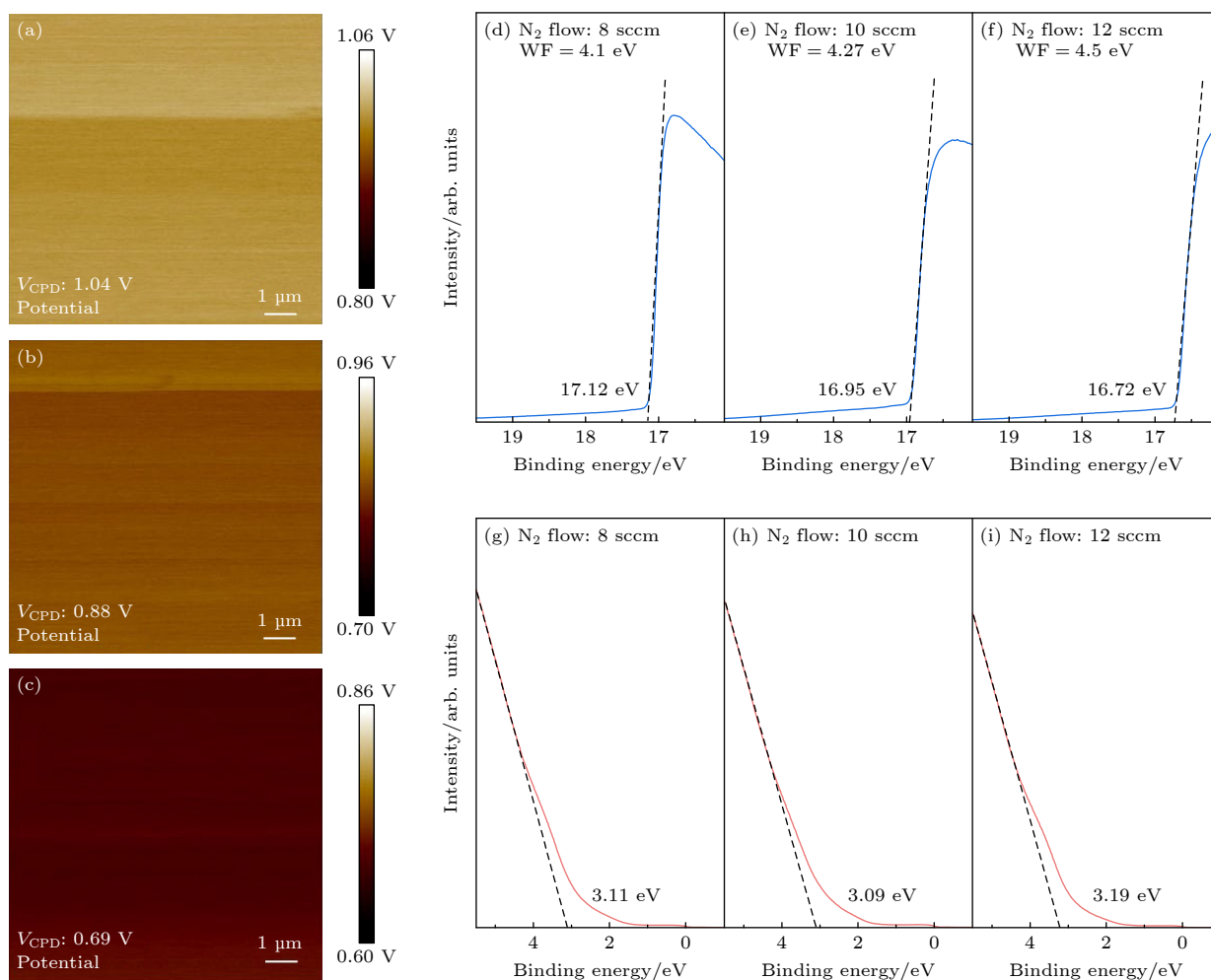


图1 使用氮气流量为 (a) 8 sccm, (b) 10 sccm 和 (c) 12 sccm 制备的氮氧化钛薄膜开尔文探针力显微镜图谱; (d)–(f) 对应的紫外电子能谱的二次电子截止边; (g)–(i) 对应的紫外电子能谱的价带边精细谱

Fig. 1. The Kelvin probe force microscopy images of titanium oxynitride films deposited at nitrogen gas flows of (a) 8 sccm, (b) 10 sccm, and (c) 12 sccm; (d)–(f) the secondary electron cutoff edges from the corresponding UPS spectra; (g)–(i) the refined valence band spectra.

图1(a)–(c), (d)–(f) 分别通过KPFM和UPS表征展示了不同氮气流量下反应蒸发沉积的 TiO_xN_y 薄膜的功函数变化。随着氮气流量的增大, N的元素比例在薄膜中对应增大, 与金属Ti的功函数(~ 4.33 eV)相比^[28], 富N样品展现出更高的功函数。受KPFM探针和环境水氧吸附影响, 测得表面接触电势差 (voltage of contact potential difference, V_{CPD}) 数值略高于理论预期^[29], 但随流量变化趋势和UPS结果相同。基于半导体能带理论, 电子选择性接触具备更低的功函数会使得其与晶硅接触界面的晶硅侧能带向下弯曲, 利于光生电子的提取和导出, 因此高氮气流量的富N薄膜样品可能更不利于该材料实现良好的电子选择性接触。此外, 设置8, 10, 12 sccm (1 sccm = 1 mL/min@0 °C, 1.013×10^5 Pa) 的氮气流量主要考虑了两方

面因素: 一是氮气流量低于8 sccm时, 沉积反应不充分会导致薄膜趋近于金属态, 寄生吸收增加, 失去选择性接触特性; 二是氮气流量高于12 sccm时, 沉积压力会上升至 10^{-2} Pa量级, 对于电子束灯丝而言, 过高的工作压力会使得灯丝电流过载。图1(g)–(i) 的精细价带谱进一步说明该流量范围内的价带顶位置相对稳定, 表明氮气流量调控作用主要体现在功函数的变化上, 而非改变材料的能带带隙结构。

在确定材料物理特性满足欧姆接触后, 应进一步关注接触界面的微观结构。太阳能电池表面的金字塔绒面陷光结构给较薄的电子选择性接触层表面形貌覆盖提出了工艺挑战。因此, 采用电子束蒸发工艺在绒面结构上沉积薄膜需考虑薄膜的连续性和完整性, 特别是电子选择性接触层的厚度通常

在 10 nm 以下^[13-17], 极易因台阶覆盖率不足而导致薄膜不连续或微小缺陷, 进而引发接触失效. 具体而言, 如电子接触层不能在衬底上连续成膜, 则导致上层金属电极越过电子接触层并接触本征非晶硅层. 诸多论文中表明, Al 电极和晶硅接触的 Al/a-Si(i)/c-Si(n) 结构会使界面形成非欧姆接触^[13,15,25]. 图 2(a) 展示了仅为 2 nm 厚的 TiO_xN_y 薄膜和下层接触时的接触特性, 其 I - V 曲线呈非线性整流接触. 而在将薄膜厚度增至 6 nm 后, 电流随电压扫描呈线性变化, 图 2(b) 所示为标准的欧姆接触. 有力地证明了该厚度下的薄膜致密且连续覆盖, 有效屏蔽了非理想接触. 此外, 由于 TiO_xN_y 的方阻较小, 在传输线法 (transfer length method, TLM) 测试接触电阻率时^[30], 电极下的薄膜必须与电极保持同形, 其结构如图 2(c) 所示全面积生长 TiO_xN_y 会产生金属电极/氮氧化钛界面的横向分流, 无法准确表征氮氧化钛和下层钝化薄膜的接触电阻率, 这在最近发表的有关 $\text{TiO}_x\text{N}_y/\text{c-Si}$ 接触电阻率测试的研究中也有表述^[16].

图 3 展示了在绒面晶硅衬底上不同沉积厚度 (2, 4, 6 nm) 下的元素面扫及其形貌, 直观地表征了表面连续覆盖的实际情况. 如图 3(g)–(i) 所示, 硅片表面形成了均一的金字塔陷光结构, 值得注意的是, 由于能谱仪 (energy dispersive spectrometer,

EDS) 和电子束在扫描电镜中的位置固定, 金字塔几何结构起伏不可避免地造成了信号收集地阴影效应. 图 3(a)–(c) 观察到随着薄膜从薄到厚, Ti, N 的元素强度增大, 分布逐渐趋于稳定均匀, 其中 Ti 信号相对图 3(d)–(f) 中 N 明显增强. 该现象主要源于 Ti 与 N 特征 X 射线能量差异所导致: N $\text{K}\alpha$ (≈ 0.39 keV) 属于极低能 X 射线^[31], 在凹陷或倾斜表面条件下易受到几何遮挡及材料自吸收的显著影响, 而 Ti $\text{K}\alpha$ (≈ 4.51 keV) 具有更强的穿透能力和逃逸概率^[32]. 因此, 金字塔凹陷区域中 N 的探测信号被显著削弱, 而 Ti 信号保持相对稳定.

XPS 的表征结果进一步地比较了不同氮气流量下的薄膜的成分组成比例和化合价变化. 由于自旋轨道耦合, Ti 2p 会劈裂成 Ti 2p_{3/2} 和 Ti 2p_{1/2} 两组峰. 此外, 由于 O 元素的电负性较 N 元素更强, TiN 薄膜一旦暴露空气, 表面很容易形成一层氧化或氧氮化层, 这对于表征该材料提出了挑战. 但无论氧化程度如何, 同一批制备样品的原始数据峰位横向比较仍然能说明不同工艺下的 Ti 价态变化. 如图 4(a) 所示, 图中标出位置对应 Ti-O 结合能峰位 (458.0–458.33 eV)^[33-35], 当 Ti 2p 的结合能峰位向更大方向移动时, 说明 Ti 的电子密度被降低, Ti 的化合价升高. 图 4(b) 为对应样品刻蚀 3 nm 后的 XPS 能谱, 图中同样展示了 Ti-N 峰位

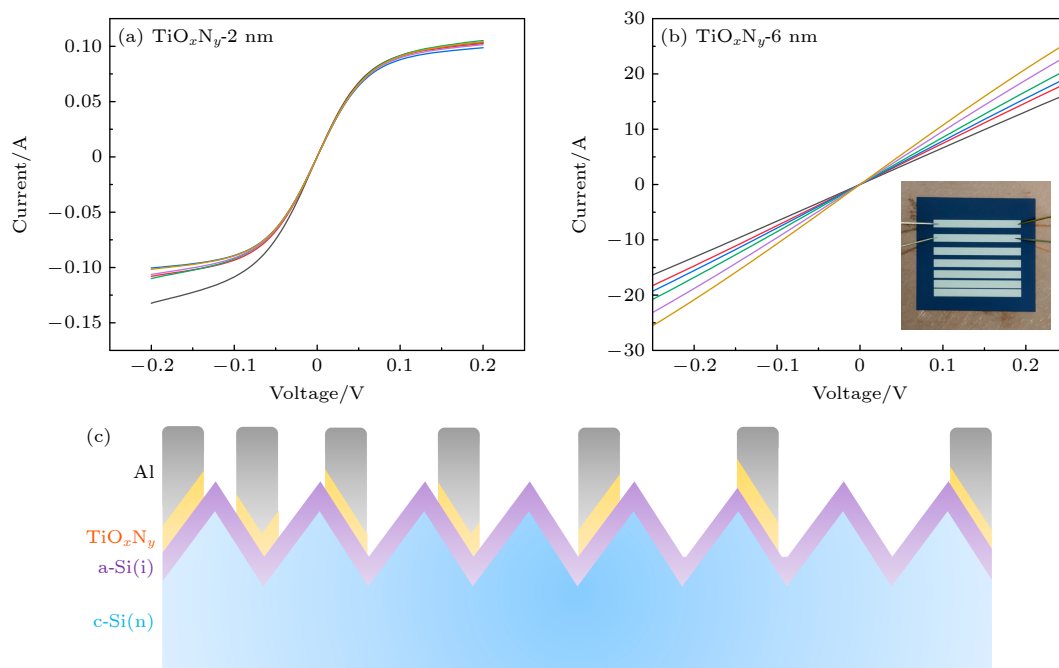


图 2 (a) 2 nm 和 (b) 6 nm 厚度接触电阻 I - V 曲线及其 (c) 测试结构示意图

Fig. 2. I - V curves of contact resistivity for (a) 2 nm and (b) 6 nm thicknesses, and (c) schematic diagram.

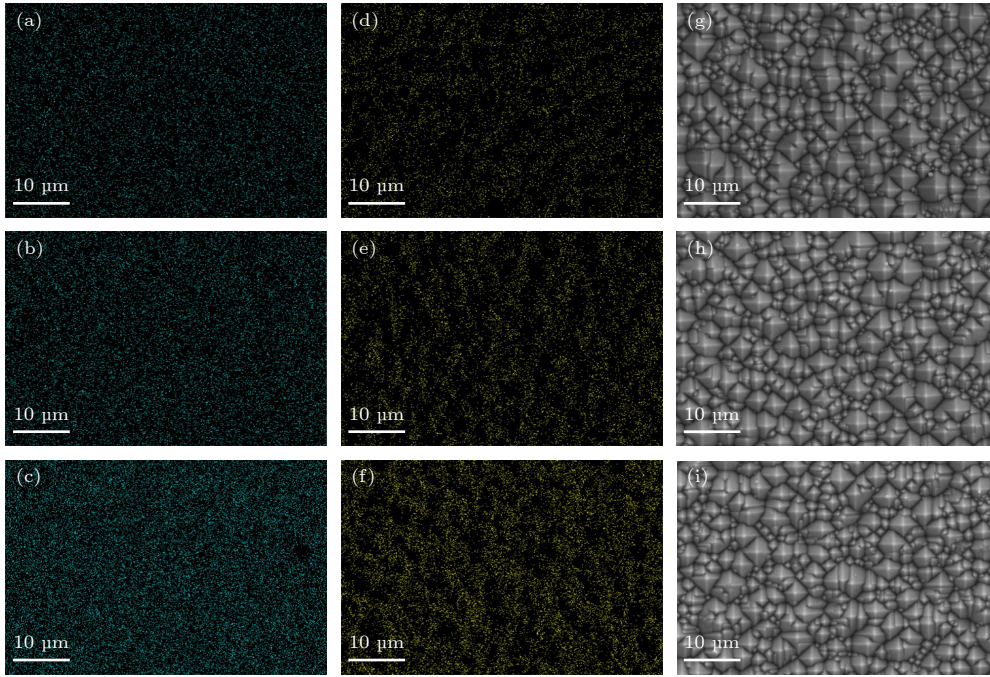


图 3 2, 4, 6 nm 的 TiO_xN_y 薄膜在金字塔绒面结构上的能谱面扫描 (a)–(c) Ti $\text{K}\alpha_1$; (d)–(f) N $\text{K}\alpha_1$, $\text{K}\alpha_2$ 及对应形貌的扫描电子显微镜图 (g)–(i)

Fig. 3. Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) mappings of 2, 4, 6 nm TiO_xN_y films on pyramid-shaped velvet structures: (a)–(c) Ti $\text{K}\alpha_1$, (d)–(f) N $\text{K}\alpha_1$ and $\text{K}\alpha_2$, with corresponding scanning electron microscopy (SEM) images (g)–(i).

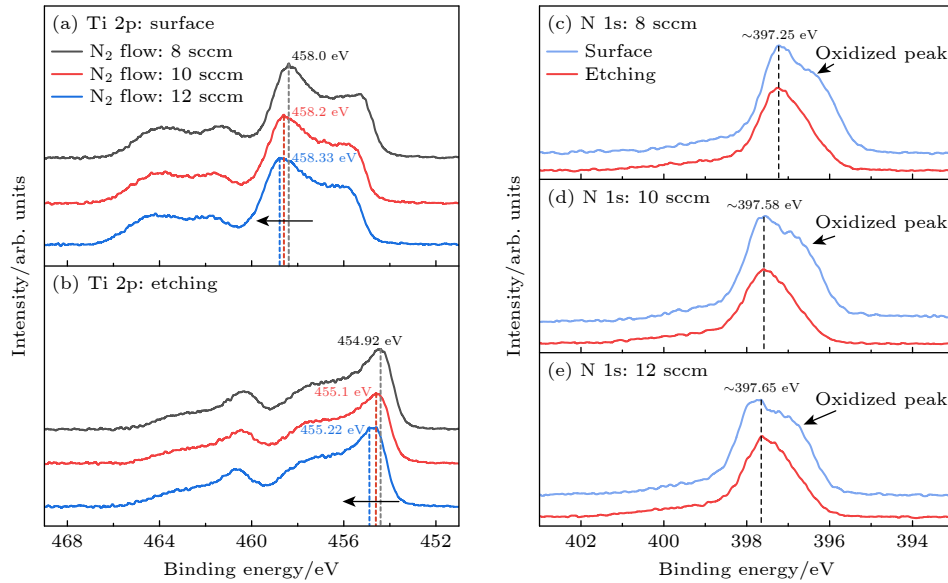


图 4 使用氮气流量为 8 sccm, 10 sccm 和 12 sccm 制备的氮氧化钛薄膜的 Ti 2p 的 (a) 表面 XPS 能谱和 (b) 刻蚀后 XPS 能谱; (c)–(e) 分别为使用氮气流量 8 sccm, 10 sccm 和 12 sccm 制备的薄膜的 N 1s 的 XPS 能谱

Fig. 4. (a) The surface XPS spectra and (b) the etching XPS spectra of the Ti 2p for titanium oxynitride films prepared using nitrogen gas flows of 8 sccm, 10 sccm, and 12 sccm; (c)–(e) the N 1s XPS spectra of films prepared with nitrogen gas flow rates of 8 sccm, 10 sccm, and 12 sccm, respectively.

(454.92–455.22 eV) [33–35] 向高结合能方向移动的趋势. 这一趋势对于 TiO_xN_y 来说也通常意味 N/Ti 比例上升. 经过表面刻蚀 3 nm 的 Ti 2p 能谱在 Ti-O 峰处的强度远小于表面结果, 而 Ti-N 峰结合

能位置的光电子信号强度更大, 说明样品元素构成以 Ti, N 为主. 同时观察 N 1s 能谱结果, 如图 4(c)–(e) 所示, 刻蚀前在主峰位稍低处存在“肩膀峰” (395.5–397 eV), 对应了明显的表面氧化 [33–35], 但

刻蚀后的 N 1s 峰对称性好, 也能证明样品体内元素构成以 Ti, N 为主. 结合能峰位的对比总体说明了 N/Ti 比例随氮气流量的变化情况, 这一比例的变化与薄膜的方阻极其相关, 同时影响了电镀铜的工艺适配性.

3.2 铜电镀与氮氧化钛电子选择性接触的协同优化

实际的接触特性和接触电阻率的大小应以电池真实结构进行评估, 因此金属化和选择性接触应进行协同优化. TiO_xN_y 较好的导电性赋予了其独特的金属化工艺优势, 与 TiO_2 , $\text{Nd}_2\text{O}_{3-x}$ 以及 SrO_x 等电子选择性接触材料相比, 天然具有更好的铜电镀工艺兼容性. 这也解释了免掺杂载流子选择性接触和 Cu 电镀结合研究稀少的原因.

图 5(a) 统计了在 30 mm×30 mm 大小的抛光氧化硅片上分别按 4, 8, 10, 12 sccm 氮气流量沉积 50 nm 厚的薄膜, 使用四探针方阻测量设备在不同位置多次测量的结果. 其中, 4 sccm 的方阻相比其他条件偏低, 其样品表面有金属光泽, 这主要归因于 4 sccm 的低氮气流量不足以使金属 Ti 源蒸发过程中与氮气充分反应, 其薄膜趋近于 Ti 金属, 这也进一步说明了本文设置的流量工艺窗口的合理性. 此外, 12 sccm 氮气流量下制备的薄膜样品方阻偏高, 也印证了 XPS 分析中该条件下样品的富氮特性. 值得注意的是, 对比 8 sccm 与 10 sccm 样品, 后者在保持较低方阻的同时, 数据点的统计分布更为集中, 表明该流量下薄膜的成膜均匀性与工艺重复性更佳. TiO_xN_y 薄膜的低方阻特性在电镀铜工艺中至关重要, 其能有效确保电镀电流密度在整个硅片表面分布均匀, 这不仅避免了因电流分布不均导致的不均匀现象、保证铜栅线形貌的高度一致性、有助于降低电池的接触电阻率和串联电阻, 而且显著提升了栅线的附着力. 如图 5(b) 所示, 对 8, 10, 12 sccm 氮气流量沉积 50 nm 厚的薄膜电镀铜栅线样品进行附着力测试, 插图是电镀金属栅线附着力测试示意图. 从数据趋势来看, 随着氮气流量的增大, 附着力呈现出先升后降的变化特征. 具体而言, 当氮气流量为 8 sccm 时, 铜栅线的平均附着力为 5.85 N, 表明在此低流量下, TiO_xN_y 薄膜可能存在化学计量比不足 (富钛) 或结晶度较低的问题, 导致界面结合强度有限. 当氮气流量优化至 10 sccm 时, 附着力显著提升至峰值 7.01 N,

相较于 8 sccm 条件下提高了约 19.8%. 这表明在该流量下, 腔室内的氮气分压达到了最佳平衡, 薄膜致密性较好, 且薄膜内部的本征应力处于较低水平,

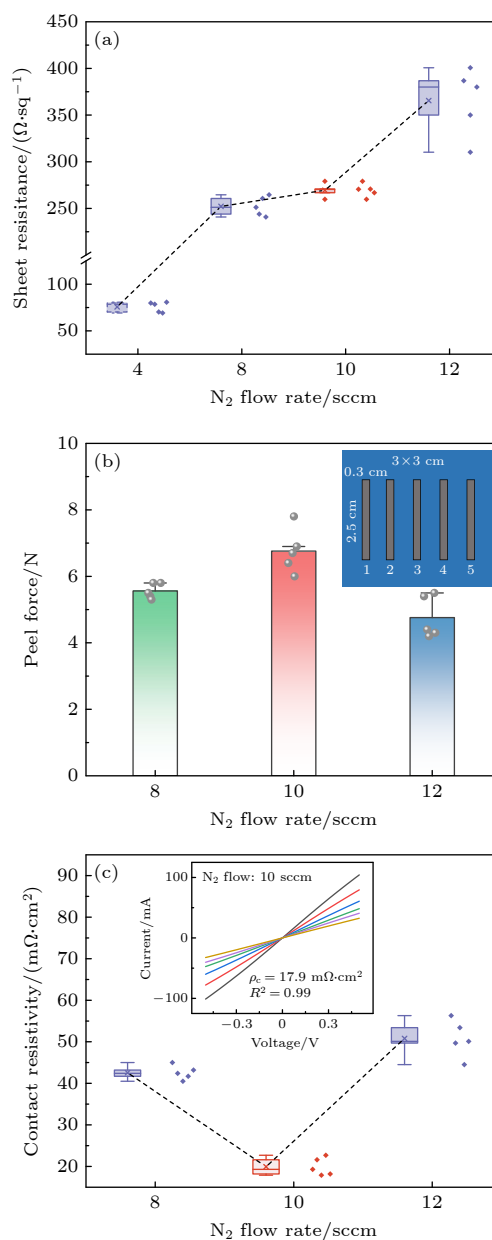


图 5 (a) 不同氮气流量下沉积薄膜的方阻统计; (b) 不同氮气流量下制备的 TiO_xN_y 薄膜与 Cu 电镀的拉脱力; (c) 不同氮气流量下制备的 TiO_xN_y 和 c-Si/a-Si:H(i) 的接触电阻率, 插图为 10 sccm 氮气流量下制备的 TiO_xN_y 和 c-Si/a-Si:H(i) 的典型接触 I - V 曲线

Fig. 5. (a) Statistical results of sheet resistance for deposited films at different nitrogen gas flows, and (b) peel force of TiO_xN_y films prepared at different nitrogen gas flow rates with Cu electroplating; (c) contact resistivity of TiO_xN_y (prepared under different nitrogen gas flow rates) and c-Si/a-Si:H(i), insert image shows the typical I - V curves of TiO_xN_y (prepared under a nitrogen flow of 10 sccm) and a-Si:H(i) contacts.

从而为电镀铜层提供了稳固锚点. 然而, 当氮气流量进一步增至 12 sccm 时, 附着力反而出现明显衰退, 降至最低点 5.5 N. 这一性能恶化归因于过量的氮气引入导致薄膜沉积速率改变^[33], 致使 TiO_xN_y 晶粒细化过度或晶界散射增加. 更关键的是, 高氮流量往往会诱发薄膜间压应力 (compressive stress) 的急剧累积, 这种过大的内应力在 $\text{Cu}/\text{TiO}_x\text{N}_y$ 界面处形成了势能释放点, 导致金属化层在受到外力拉扯时更容易发生脆性剥离. 图 5(c) 展示了基于 $\text{c-Si}/\text{a-Si:H(i)}/\text{TiO}_x\text{N}_y$ 6 nm/ Cu 结构的不同氮气流量的接触电阻率统计, 在氮气流量为 10 sccm 时的接触电阻率低至约 $20 \text{ m}\Omega\cdot\text{cm}^2$. 这一数值不仅体现了 $\text{Cu}/\text{TiO}_x\text{N}_y$ 界面的接触电阻足够低, 同时契合了免掺杂材料和钝化层的接触电阻率要求. 据 Gao 等^[17] 的研究, 当接触电阻率小于 $80 \text{ m}\Omega\cdot\text{cm}^2$ 量级时, 将有利于提升太阳电池的填充因子至 85% 以上, 从而提高光电转换效率. 而接触电阻率对开路电压和短路电流密度均无相关性影响. 综上所述, 10 sccm 的氮气流量下制备的 TiO_xN_y 被证实为兼顾薄膜质量与界面力学性能的

最佳工艺窗口, 如图 5(c) 插图所示, 其接触电阻率最低可达 $17.9 \text{ m}\Omega\cdot\text{cm}^2$, 结合低功函数 (4.27 eV) 和低电阻率 ($1.3 \Omega\cdot\text{cm}$) 的特点, 能够满足免掺杂电子选择性接触太阳电池金属化对电极性能的严苛要求.

3.3 基于氮氧化钛电子选择性接触和电镀铜金属化的光学优化及异质结电池应用

太阳电池样品制作流程如图 6 所示, 经过上述表征, 6 nm 被认为是保证金字塔绒面同形覆盖的最优厚度. 因此在含有氢化非晶硅钝化层衬底上以 10 sccm 流量沉积 6 nm 的免掺杂 TiO_xN_y 电子选择性接触层用于提取电子并减少寄生吸收. 但较薄的 TiO_xN_y 薄膜无法单独起到光学减反层的作用, 在通过光刻工艺漏出 Cu 栅线位置并进行电镀后, 仍需要进行减反层的沉积. MgF_2 是一种常见的光学减反膜层, 因其几乎为 0 的消光系数和下层较好的折射率匹配常用于太阳电池的正面光学优化. 在选用 MgF_2 作为减反膜的同时, 其厚度需要进一步进行光学仿真优化.

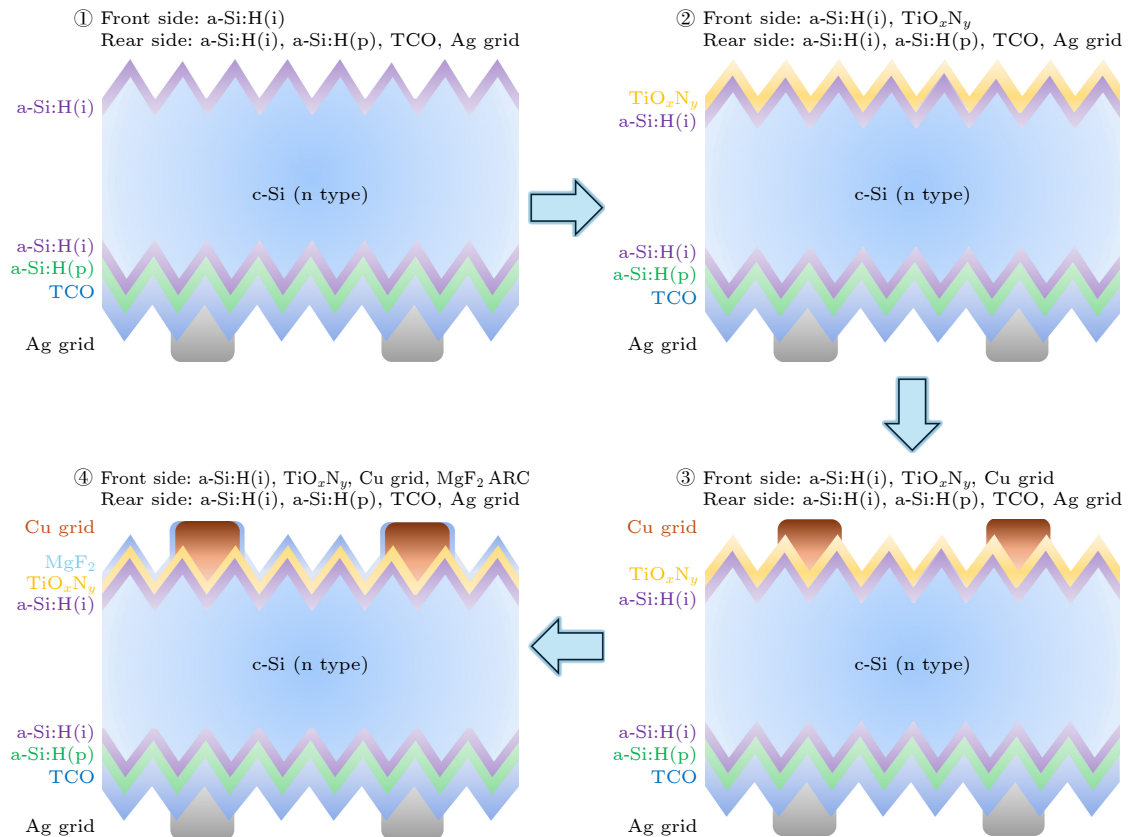


图 6 含有 TiO_xN_y 电子选择性接触和 Cu 电镀栅线电极的太阳电池制备流程图

Fig. 6. Fabrication process of the solar cells with TiO_xN_y electron-selective contact and Cu electroplated grid electrodes.

通过 OPAL 2^[36] 进行仿真, 在输入实际表征的薄膜参数之后得到了 118 nm 的最佳 MgF_2 光学减反膜厚度, 其在异质结电池上的反射、透过及吸收曲线如图 7(a) 所示, 对应计算理论光生电流达 41.92 mA/cm^2 . 图 7(b), (c) 分别给出了最优氮气流下 6 nm 厚度 TiO_xN_y 与 118 nm 厚度 MgF_2 薄膜在可见光至近红外波段 (300—1200 nm) 范围内的折射率 n 与消光系数 k 的光谱分布. 对于 TiO_xN_y 薄膜, 其折射率在整个光谱范围内维持在 2.5—3.0 范围, 而 MgF_2 薄膜则为 1.4 左右. 此外, TiO_xN_y 薄膜的消光系数表现出明显的非零值, 表明 TiO_xN_y 具有典型的金属/类等离子激元特性. 这种特性使 TiO_xN_y 能够在器件中兼具导电层与光学调控层的双重功能: 一方面保证良好的电荷输运能力, 另一方面通过调节复折射率参与前表面光场分布的重构. 相比之下, MgF_2 薄膜在同一波段内表现出较低且平坦的折射率以及几乎为零的消光系数, 这充分说明 MgF_2 在太阳电池中承担了减反射层的主要功能. 其光学透明性确保了入射光可以最大程度地耦合进入下层吸收材料, 而不会引入额外的寄生吸收损耗. 这种低/高折射率 (118 nm MgF_2 /6 nm TiO_xN_y) 组合为构建高效的光学匹配界面

提供了基础, 说明 $\text{MgF}_2/\text{TiO}_x\text{N}_y$ 前表面结构实现了优异的光学匹配, 显著减小了菲涅耳反射损失. 同时, 图 7(d) 对比了单层 MgF_2 和 $\text{MgF}_2/\text{TiO}_x\text{N}_y$ 双层结构的透过率随波长的变化. 可以观察到所有结构的透过率随着波长增大迅速上升, 并在晶硅电池的主要吸收的可见光波段趋于稳定, 较薄的 TiO_xN_y 厚度并没有让透过率出现明显恶化, 使光能更多地注入硅基底中, 从而实现光学与电学性能的平衡. 图 7(e) 展示了采用 Tauc-plot 曲线拟合分析吸收光谱的结果: 吸收系数 (α) 与光子能量 ($h\nu$) 的关联式为 $(\alpha h\nu)^n = A(h\nu - E_g)$. 通过绘制 $(\alpha h\nu)^n$ 与 $h\nu$ 的关系曲线, 并将线性区域外推至 x 轴, 其截距可估算为光学带隙 E_g , 如图约为 3.59 eV, 这说明 TiO_xN_y 作为宽带隙电子选择性接触在前表面应用时能有效降低寄生吸收损失. 这些光学优化充分说明 $\text{MgF}_2/\text{TiO}_x\text{N}_y$ 的前表面结构可以有效适配异质结晶硅太阳电池. 不仅如此, 统一的费米能级会使得接触的局域真空能级、导带底与价带顶协同偏移, 以维持电子亲和势与带隙的局域一致性. 基于薄膜吸收系数估算的光学带隙、UPS 表征的功函数以及价带边绘制了 $\text{TiO}_x\text{N}_y/(i)\text{a-Si}/(n)\text{c-Si}$ 的接触能带示意图. 相对于晶体硅而言, 足够小的导带

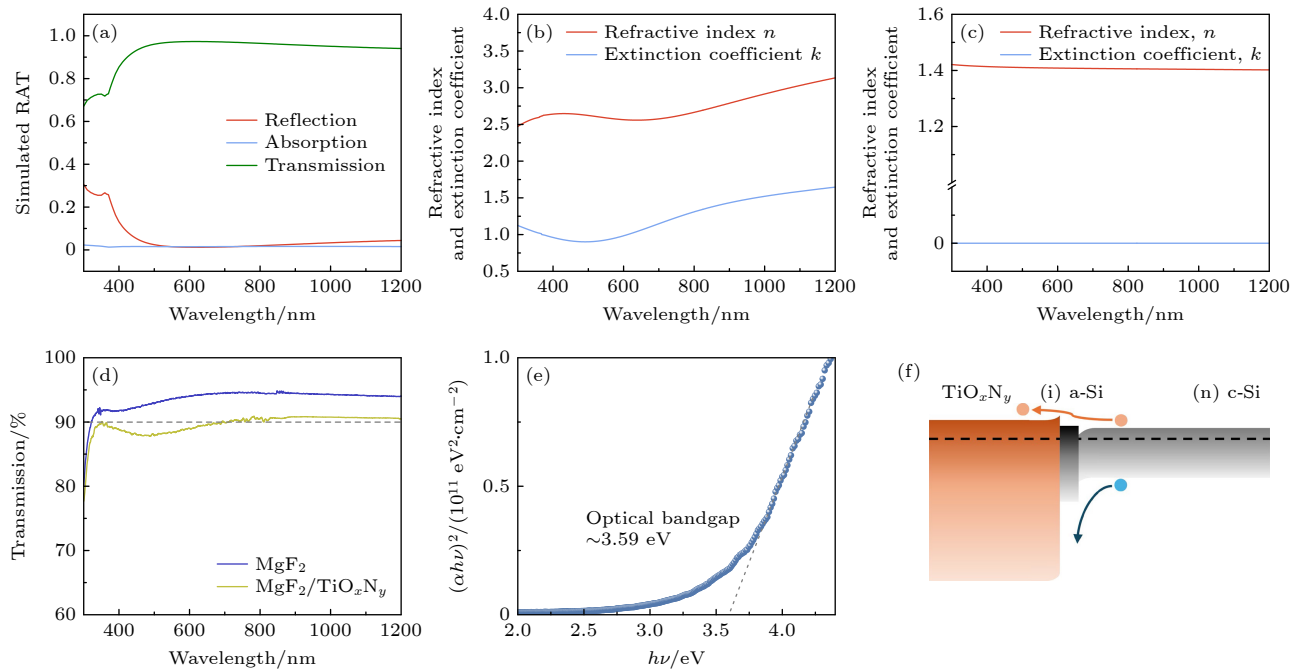


图 7 (a) OPAL 2 仿真的绒面电池表面的反射、吸收和透过率曲线; (b) 6 nm 的 TiO_xN_y 和 (c) 118 nm 的 MgF_2 薄膜的折射率和消光系数; (d) 单层 MgF_2 薄膜和 $\text{MgF}_2/\text{TiO}_x\text{N}_y$ 薄膜结构的透过率曲线; (e) TiO_xN_y 薄膜吸收计算的光学带隙以及 (f) 接触能带示意图
Fig. 7. (a) Reflection, absorption, and transmittance (RAT) curves of the OPAL 2 simulated, and refractive index & extinction coefficient of (b) 6 nm TiO_xN_y and (c) 118 nm MgF_2 films; (d) transmittance curves of single-layer MgF_2 films and $\text{MgF}_2/\text{TiO}_x\text{N}_y$ film structures; (e) calculated optical bandgap from TiO_xN_y film absorption, and (f) schematic diagram of contact energy bands.

底偏移 ΔE_C , 使晶体硅中的电子能轻易转移至 TiO_xN_y , 同时因较大的价带顶偏移 ΔE_V 起到了阻挡空穴的作用. 同时, TiO_xN_y 的存在也降低了后续金属电极接触费米能级的钉扎效应, 有利于载流子的运输.

以 10 sccm 条件制备的 6 nm 的 TiO_xN_y 为免掺杂电子选择性接触的太阳能电池结构示意图如图 8(a) 所示. 图 8(b) 展示了器件在 AM 1.5G 光谱的太阳光模拟器下的最佳 J - V 曲线, 电池的转换效率达到 23.01%, 开路电压 712.9 mV, 电流密度 39.36 mA/cm^2 , 填充因子 82.02%. 图 8(c) 展示了对应器件的外量子效率和积分电流曲线, 积分电流总和达 39.73 mA/cm^2 , 和 J - V 测试的器件短路电流密度接近. 较高的短波响应充分说明了前表面的光电协同优化的有效性, 也展示了替换 ITO/(n) $\mu\text{c-Si:H}$ 这一传统异质结晶硅电池结构后的提升. 不同条件下的 TiO_xN_y /(i) a-Si:H/c-Si 的接触电阻率统计如图 8(d) 所示. 6 nm 厚度覆盖的绒面样品在接触电阻率测试中的分布一致性较好, 说明该厚度已降低了绒面形貌对于接触特性的敏感性, 为支持太阳能电池的 FF 结果提供了有效证据. 并且, 图

中清晰地展示了不同流量下接触电阻率的变化趋势, 以 10 sccm 的 N_2 流量薄膜最佳. 图 8(e) 是将 TiO_xN_y 双面沉积至 (i) a-Si:H/c-Si/(i) a-Si:H 样品后的隐含开路电压 iV_{OC} 结果, 可以发现在沉积电子选择性接触薄膜后, 少子寿命衰减较小, 说明 TiO_xN_y 中电子陷阱较少且 (i) a-Si:H 的钝化效果仍然被有效保留. 图 8(f) 综合比较了近年来含有 TiN 或 TiO_xN_y 的硅基太阳能电池性能. 由于工艺温度和对钝化层的其他损伤导致过往报道的开路电压较低, 在降低光学寄生吸收的同时却限制了钝化性能. 本文通过工艺温度优化使得氢化非晶硅的钝化作用得以良好展现, 器件的开路电压达到 713 mV, 实现了从材料选取到工艺优化的进步. 同时, 以 TiN 或 TiO_xN_y 为电子选择性接触的器件的 FF 均能超过 80%, 而本工作以超过 82% 的填充因子进一步体现了该类材料突出的低接触电阻率特性对填充因子的正向作用. 物理机理上, 通过阐明接触能带匹配的载流子选择性接触作用, 大的价带偏移阻挡空穴和小的导带偏移运输电子, 使得本文电池在免掺杂选择性接触的横向对比中取得了超过 23% 的最高转换效率. 其核心竞争力在于

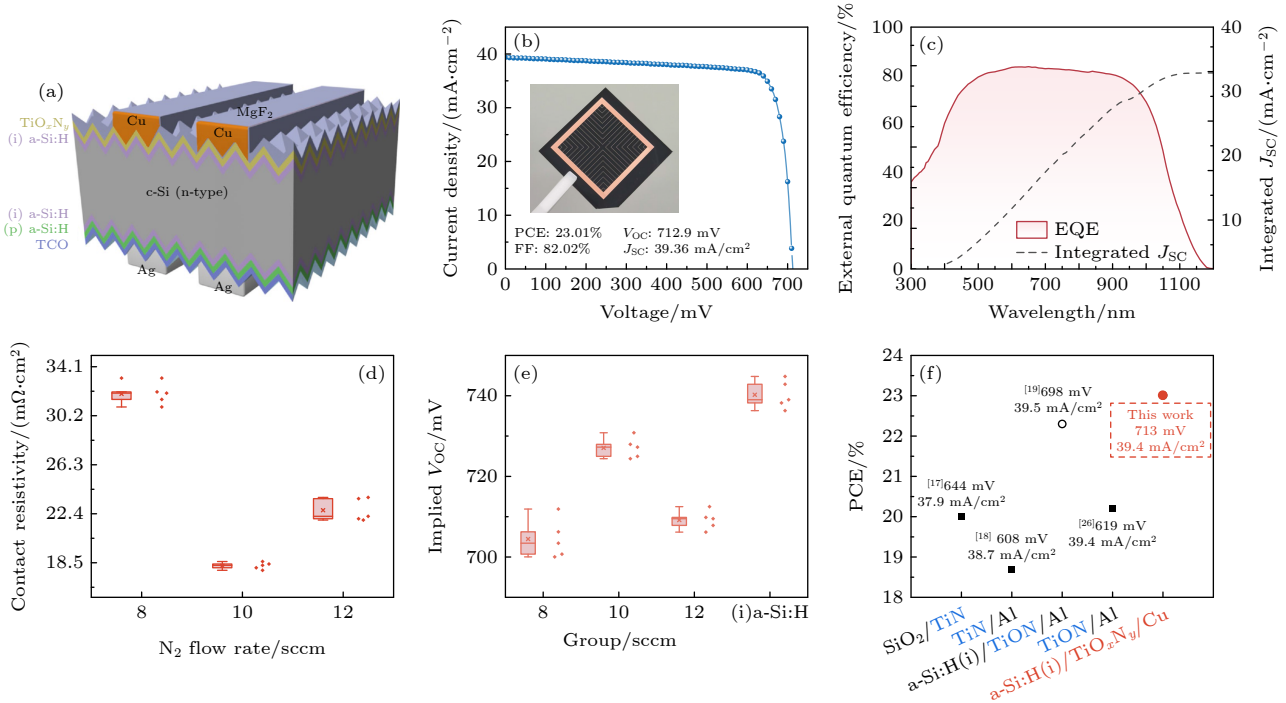


图 8 (a) 器件结构示意图; (b) 最优电池的 J - V 特性曲线和对应的 (c) 外量子效率曲线; (d) 不同流量接触电阻率统计; (e) 隐含开路电压 iV_{OC} 统计以及 (f) TiN 和 TiO_xN_y 材料的电子选择性接触硅基太阳能电池性能比较

Fig. 8. (a) Schematic diagram of the cell structure; (b) J - V curve of the cell along with the corresponding (c) external quantum efficiency curve; (d) statistics of contact resistivity at different flows; (e) statistics of implied open-circuit voltage and (f) statistics of cell performance parameters at different nitrogen gas flow rates.

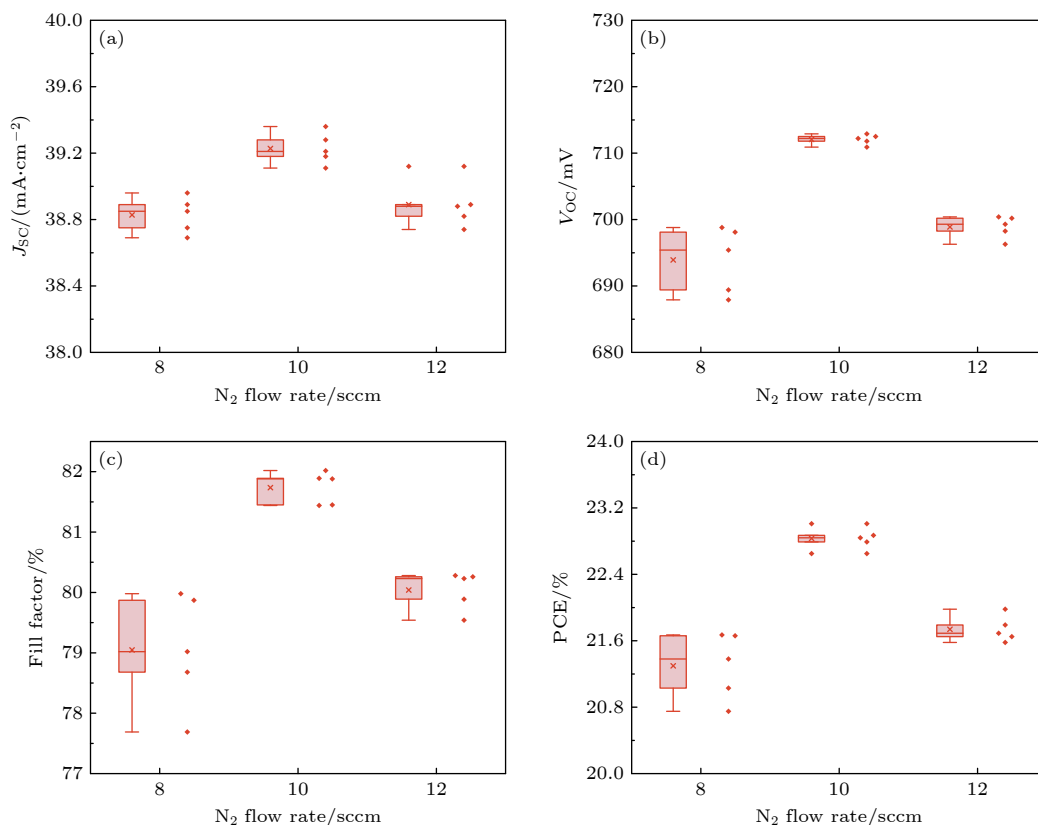


图 9 不同氮气流量的电池性能参数统计 (a) 短路电流密度 J_{sc} ; (b) 开路电压 V_{oc} ; (c) 填充因子 FF; (d) 转换效率 PCE

Fig. 9. Statistics of cell performance parameters at different nitrogen gas flow rates: (a) Short-circuit current density (J_{sc}); (b) open-circuit voltage (V_{oc}); (c) fill factor (FF); (d) power conversion efficiency (PCE).

不损失电池性能的情况下, 以电子端材料替换驱动的以银代铜的成本下降。

图 9 进一步比较了不同氮气流量下, 短路电流密度、开路电压、填充因子以及转换效率的结果, 在 10 sccm 的氮气流量下的各类电池性能均处于最优水平, 展示了较好的工艺稳定性。以异质结晶硅电池的视角观察: 电学方面, (i)a-Si:H 降低的复合损失提供的钝化效果已经十分出色, 较低的复合电流密度也带来了超过 750 mV 开路电压, 持续提升电学表现的物理机制突破困难, 工艺成本的边际效应也在减小; 而光学寄生吸收仍有待继续挖掘^[37], 以宽禁带材料作为切入点, 通过过渡金属氮化物降低电子端的接触电阻率可以较好地实现光电平衡, 为提升电池效率提供了一种可选的技术路线。

4 结 论

为了降低太阳电池的寄生吸收、提升光生电流, 采用宽禁带的宽禁带材料是有潜力的应用路

径, 但宽禁带材料选择性接触层的应用要求其上下界面或膜层 (钝化层、金属化以及减反层) 进行系统性的光学和电学协同优化。本研究聚焦宽禁带 TiO_xN_y 前表面选择性接触结合铜电镀金属化工艺, 通过改变氮气流量实现了低热预算沉积, 并综合分析薄膜连续性、功函数变化及接触电阻率等一系列关键参数对太阳电池性能的影响。这些结果为重新评估宽禁带选择性接触和电镀铜金属化在异质结太阳电池的正面接触要求提供了理论和实验依据, 取得了超过 23% 的转换效率。更广泛而言, 本文揭示了宽禁带材料以低功函数和宽禁带的材料特性实现以载流子提取为核心功能, 同时以低方块电阻的电学特性兼容电镀金属化工艺, 最大化了宽禁带材料的宽禁带降低寄生吸收的优势, 为正面宽禁带选择性接触拓展了设计空间。

参考文献

- [1] Liang B Q, Chen X L, Wang X F, et al. 2025 *J. Mater. Chem. A* **13** 2441
- [2] Yuan H Z, Chen X L, Liang B Q, Sun A X, Wang X J, Zhao Y, Zhang X D 2025 *Acta Phys. Sin.* **74** 047801 (in Chinese)

- [袁赫泽, 陈新亮, 梁柄权, 孙爱鑫, 王雪骄, 赵颖, 张晓丹 2025 物理学报 **74** 047801]
- [3] Narasimha S, Rohatgi A, Weeber A W 1999 *IEEE Trans. Electron Devices* **46** 1363
- [4] Green M A 2015 *Solar Energy Mater. Solar Cells* **143** 190
- [5] De Wolf S, Descoendres A, Holman Z C, Ballif C 2012 *Green* **2** 7
- [6] Glunz S W, Steinhauser B, Polzin J, et al. 2023 *Prog. Photovoltaics* **31** 341
- [7] Xie Z G, Lu H J, Yang G T, et al. 2025 *Nat. Commun.* **16** 9421
- [8] Saive R 2021 *Prog. Photovoltaics* **29** 1125
- [9] Andreani L C, Bozzola A, Kowalczewski P, Liscidini M, Redorici L 2019 *Adv. Phys-X* **4** 1548305
- [10] Deng S, Cai Y L, Roemer U, Ma F J, Rougieux F, Huang J L, Cheng Y H, Green M A, Song N 2024 *Solar Energy Mater. Solar Cells* **267** 112704
- [11] Yang X B, Weber K 2015 *IEEE 42nd Photovoltaic Specialist Conference (PVSC)* New Orleans, LA, USA, June 14–19, 2015 pp1–4
- [12] Cai H H, Zhong Z T, Nong Q X, Gao P Q, He J 2024 *Adv. Funct. Mater.* **34** 2411207
- [13] Yu J, Phang P, Samundsett C, Basnet R, Neupan G P, Yang X B, Macdonald D H, Wan Y M, Yan D, Ye J C 2020 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **12** 26177
- [14] Yang X B, Lin Y B, Liu J, et al. 2020 *Adv. Mater.* **32** 2002608
- [15] Nakagawa Y, Gotoh K, Inoue T, Kurokawa Y, Usami N 2021 *Phys. Status Solidi A* **218** 2100296
- [16] Li W H, Gao K, Zhou J, Xie P, Yan G G, Sun X Y, Yang X B 2025 *Appl. Phys. Lett.* **127** 153901
- [17] Gao K, Bi Q Y, Wang X Y, et al. 2022 *Adv. Mater.* **34** 2200344
- [18] Wang Y H, Li D D 2024 *Innov. Energy* **1** 100023
- [19] Würfel U, Cuevas A, Würfel P 2015 *IEEE J. Photovoltaics* **5** 461
- [20] Cuevas A, Wan Y, Yan D, Samundsett C, Allen T, Zhang X, Cui J, Bullock J 2018 *Solar Energy Mater. Solar Cells* **184** 38
- [21] Wang T Q, Du H J, Xing M C, et al. 2024 *Solar RRL* **8** 2300938
- [22] Xing M C, Wang T Q, Cao F F, et al. 2024 *Solar Energy Mater. Solar Cells* **277** 113108
- [23] Chang Y B, Zhang Y C, Wang L, Wang S S, Wang H R, Huang C Y, Chen R, Chan C, Hallam B 2025 *Prog. Photovoltaics* **33** 158
- [24] Du D X, Huang H P, Li X B, et al. 2024 *Solar RRL* **8** 2400052
- [25] Yang X B, Liu W Z, De Bastiani M, et al. 2019 *Joule* **3** 1314
- [26] Suni I, Blomberg M, Saarilahti J 1985 *J. Vacuum Sci. Tech. A* **3** 2233
- [27] Liu P T, Chang T C, Hu J C, Yang Y L, Sze S M 2000 *J. Electrochem. Soc.* **147** 368
- [28] Horváth Á, Sulyok A, Dűcső C, Schiller R 2023 *J. Appl. Phys.* **134** 144304
- [29] Xia Y J, Song B 2017 *Conductive Atomic Force Microscopy: Applications in Nanomaterials* (Wiley-VCH) pp297–317
- [30] Berger H H 1972 *J. Electrochem. Soc.* **119** 507
- [31] Gazulla M F, Rodrigo M, Blasco E, Orduña M 2013 *X-Ray Spectrometry* **42** 394
- [32] Miler M, Mirtič B 2013 *Geologija* **56** 5
- [33] Saha N C, Tompkins H G 1992 *J. Appl. Phys.* **72** 3072
- [34] Arshi N, Lu J, Koo B H, Lee C G, Ahmed F 2012 *Appl. Surf. Sci.* **258** 8498
- [35] Jiang N, Zhang H J, Bao S N, Shen Y G, Zhou Z F 2004 *Physica B* **352** 118
- [36] McIntosh K R, Baker-Finch S C 2012 *38th IEEE Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)* Austin, TX, USA, June 3–8, 2012 pp000265–000271
- [37] Huang H B, Zhou L, Yuan J R, Quan Z J 2019 *Chin. Phys. B* **28** 128503

Titanium oxynitride dopant-free electron-selective contact with copper electroplating in heterojunction crystalline silicon solar cell*

YAN Yu ¹⁾²⁾³⁾⁴⁾ WANG Taiqiang ¹⁾²⁾³⁾⁴⁾ LI Wei ¹⁾²⁾³⁾⁴⁾ HUANG Qian ¹⁾²⁾³⁾⁴⁾

ZHANG Xiaodan ¹⁾²⁾³⁾⁴⁾ HOU Guofu ^{1)2)3)4)†}

1) (Institute of Optoelectronic Thin Film Devices and Technology, Nankai University, Tianjin 300350, China)

2) (State Key Laboratory of Photovoltaic Materials and Cells, Tianjin 300350, China)

3) (Engineering Research Center of Thin Film Photoelectronic Technology of the Ministry of Education, Tianjin 300350, China)

4) (Tianjin Key Laboratory of Efficient Utilization of Solar Energy, Tianjin 300350, China)

(Received 2 January 2026; revised manuscript received 4 March 2026)

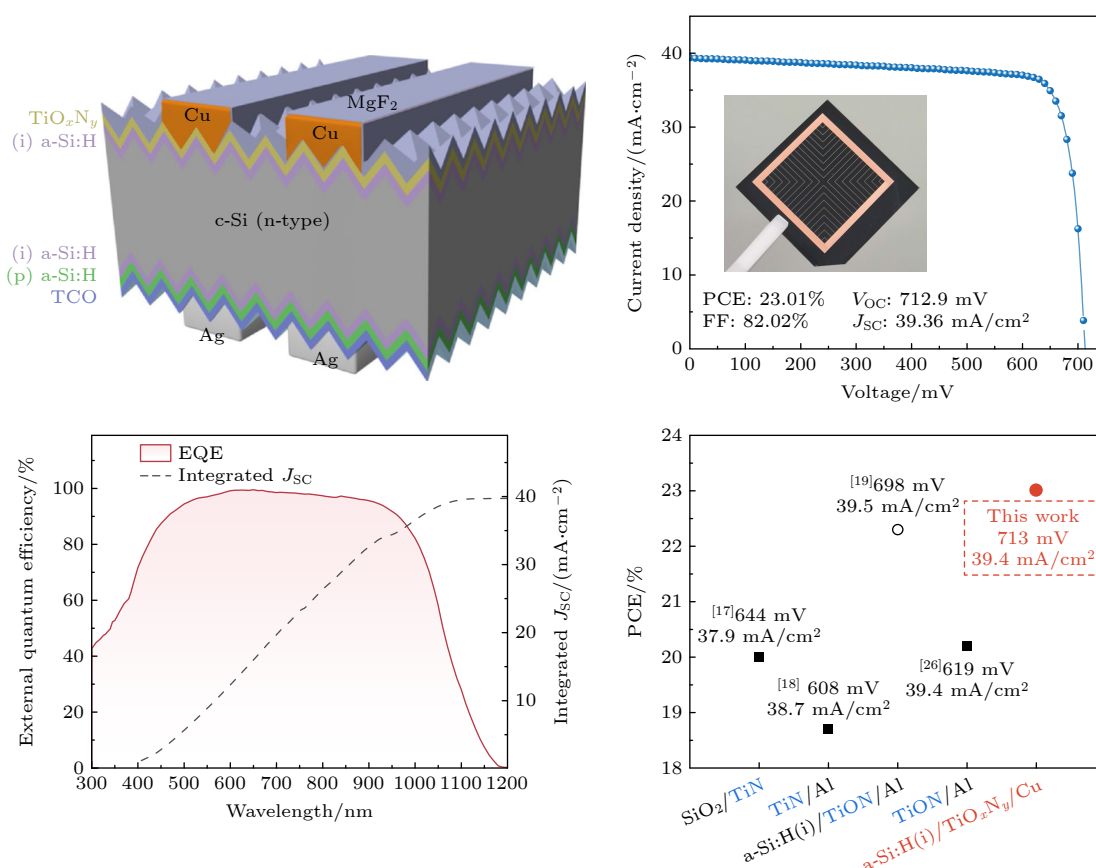
Abstract

The front surface design of crystalline silicon solar cells imposes numerous requirements on the electrical and optical properties of its materials. Dopant-free materials with wide-bandgaps represent a promising

* Project supported by the National Key Research and Development Program of China (Grant No. 2022YFB4200200), the Science and Technology Program of Tianjin, China (Grant Nos. 24ZXZSSS00120, 25ZXZSSS00300), the “111” Project (Grant No. B16027), and the Fundamental Research Funds for the Central Universities (Grant Nos. 63241573, 63241568).

† Corresponding author. E-mail: gfhoul@nankai.edu.cn

approach to reduce parasitic absorption and enhance photocurrent extraction. However, the application of dopant-free carrier selective contact layers necessitates systematic physical mechanism analysis of their upper and lower interfaces (passivation layer, metallization electrode, and anti-reflective coating), along with process-coordinated optical and electrical optimization. Additionally, copper-plated metallization grids are regarded as the mainstream technological approach for achieving cost reduction and efficiency enhancement in solar cells. However, wide-bandgap dopant-free materials, primarily oxides and fluorides, exhibit poor solution resistance or conductivity, rendering them incompatible with copper plating processes. This work employs electron beam evaporated TiO_xN_y films as a dopant-free electron-selective contact layer, featuring a wide bandgap (3.59 eV), low work function (4.27 eV), and low resistivity ($1.3 \Omega\cdot\text{cm}$). Due to TiO_xN_y 's low resistivity, copper plating metallization can be directly applied in a one-step onto the TiO_xN_y layer. The optimal contact resistance reached $17.9 \text{ m}\Omega\cdot\text{cm}^2$, yielding cell performance with a conversion efficiency of 23.01%, open-circuit voltage of 712.9 mV, current density of $39.36 \text{ mA}/\text{cm}^2$, and fill factor of 82.02%. Systematic characterization and physical mechanism analysis demonstrate that the enhanced device efficiency stems from: 1) Replacing n-type hydrogenated amorphous silicon with a dopant-free, electron-selective contact material effectively reduces parasitic absorption; 2) Optimizing the copper plating process significantly improves copper grid line contact to enhance contact resistivity. This provides a novel “silver-free, indium-free” solution for low-cost, high-efficiency heterojunction crystalline silicon solar cells that combines dopant-free materials with copper plating.



Keywords: dopant-free, electron selectively contacts, copper plating, solar cell

DOI: 10.7498/aps.75.20260004

CSTR: 32037.14.aps.75.20260004

基于氮氧化钛的免掺杂电子选择接触及电镀铜电极在异质结晶硅太阳能电池中的应用

闫禹 王太强 李伟 黄茜 张晓丹 侯国付

Titanium oxynitride dopant-free electron-selective contact with copper electroplating in heterojunction crystalline silicon solar cell

YAN Yu WANG Taiqiang LI Wei HUANG Qian ZHANG Xiaodan HOU Guofu

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 75, 130801 (2026) DOI: 10.7498/aps.75.20260004

CSTR: 32037.14.aps.75.20260004

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.75.20260004>

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

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

硒化亚锗异质结太阳能电池模拟研究

Numerical simulation of germanium selenide heterojunction solar cell

物理学报. 2023, 72(24): 248801 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20231220>

高效硅异质结太阳能电池中空穴传输端载流子输运机制: TCAD仿真研究

Unraveling carrier transport behavior at hole contact for high-performance silicon heterojunction solar cells: A TCAD simulation study

物理学报. 2026, 75(5): 248801 <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251547>

导电纳米锡锑氧化物在低温银包铜浆料中的应用与机理分析

Application and mechanism analysis of conductive nano antimony tin oxide in low-temperature silver-coated copper paste for solar cells

物理学报. 2026, 75(9): 248801 <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251789>

不同环境下硫化镉/铜基薄膜异质结退火对太阳能电池性能调控

Regulation of solar cell performance by cadmium sulfide/copper-based thin film heterojunction annealing under different atmospheres

物理学报. 2023, 72(8): 088802 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20230105>

新型硒化锑薄膜太阳能电池背接触优化

Back contact optimization for Sb_2Se_3 solar cells

物理学报. 2023, 72(3): 036401 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20221929>

钙钛矿基三结叠层太阳能电池的研究进展

Research progress of perovskite-based triple-junction tandem solar cells

物理学报. 2024, 73(24): 248802 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20241187>