

Улучшение морфологических и фотовольтаических параметров перовскитных солнечных элементов с использованием различных дырочных транспортных слоев

© Б. Хидиров¹, Н. Отакулова¹, М. Захидова², Л. Нурумбетова³, А. Сапарбаев^{1,2,¶}

¹ Институт Ионно-плазменных и лазерных технологий АН РУз,
Ташкент, Узбекистан

² Национальный университет Узбекистана имени Мирзо Улугбека,
Ташкент, Узбекистан

³ Ташкентский государственный транспортный университет,
Ташкент, Узбекистан

¶e-mail: saparbaevaziz83@gmail.com

Поступила в редакцию 12.02.2026 г.

В окончательной редакции 07.05.2026 г.

Принята к публикации 12.05.2026 г.

Изучено влияние дырочно-транспортных слоёв Poly(3,4-ethylenedioxythiophene) polystyrene sulfonate (PEDOT:PSS) и Poly[bis(4-phenyl)(2,4,6-trimethylphenyl)amine] (PTAA) на качество перовскитного активного слоя и эффективность солнечного элемента. При использовании PTAA в качестве интерфейсного материала перовскитный активный слой, полученный с добавкой 5 mol% N-метил-2-пирролидона, обладает высокоплотной кристаллической структурой, хорошим согласованием энергетических уровней и повышенной эффективностью переноса заряда. Перовскитные солнечные элементы на основе PTAA в ходе 80-дневных тестов стабильности сохранили 90% от первоначальной эффективности преобразования энергии. Полученные результаты открывают новые возможности для коммерциализации перовскитных солнечных элементов.

Ключевые слова: Перовскитные солнечные элементы, Poly[bis(4-phenyl)(2,4,6-trimethylphenyl)amine], Poly(3,4-ethylenedioxythiophene) polystyrene sulfonate, N-метил-2-пирролидона, эффективность преобразования энергии.

DOI: 10.61011/OS.2026.07.63558.9097-26

Введение

В настоящее время промышленное производство и человеческое общество стремительно развиваются. В связи с этим широкомасштабное использование традиционных ископаемых источников топлива, таких как нефть, уголь и природный газ, приводит к возникновению глобальных экологических проблем [1]. Поэтому развитие возобновляемых и экологически чистых источников энергии стало актуальной задачей.

Одним из идеальных альтернативных источников энергии является солнечная энергия, которая отличается неисчерпаемостью и экологической чистотой. Солнечные элементы рассматриваются как важное решение в обеспечении энергией за счёт прямого преобразования солнечного излучения в электрическую энергию [2,3]. В последние годы перовскитные солнечные элементы (ПСЭ) благодаря высокой эффективности и относительно низкой стоимости производства привлекли большое внимание, и за короткий период времени эффективность преобразования энергии (ЭПЭ) ПСЭ достигла значения 26.7% [4,5]. Однако при создании высокоэффективных и стабильных ПСЭ одной из основных проблем, с которой сталкиваются многие исследователи, является выбор слоя переноса заряда [6,7]. Идеальный интерфейс-

ный слой обеспечивает быстрое разделение зарядов, образующихся в перовските, снижает рекомбинацию и повышает эффективность устройства [5,8]. Кроме того, интерфейсный слой способствует формированию крупных и однородных зёрен перовскита, что повышает стабильность солнечного элемента. Известно, что PEDOT:PSS является проводящим полимером на водной основе и в настоящее время широко используется в качестве материала для модификации анодного интерфейса [9]. В области органических солнечных элементов и светоизлучающих диодов PEDOT:PSS считается одним из наиболее широко используемых материалов для переноса дырок. Энергетический уровень наивысшей занятой молекулярной орбитали (HOMO) PEDOT:PSS и его высокая проводимость способствуют эффективному переносу зарядов, тем самым повышая эффективность солнечного элемента. Однако недостатком PEDOT:PSS является его сильная кислотность, которая приводит к коррозии слоя ИТО и снижает стабильность солнечного элемента. Добавка PSS повышает проводимость PEDOT, но одновременно вызывает неоднородность электрических свойств и микроструктуры материала [10]. Поэтому PEDOT:PSS не считается оптимальным дырочно-транспортным слоем для солнечных элементов.

В ПСЭ анодный интерфейс играет важную роль в повышении рабочих характеристик и стабильности устройства. Правильно подобранный анодный интерфейс снижает потери заряда в ПСЭ, увеличивает значение напряжения холостого хода (V_{OC}) и улучшает стабильность ПСЭ. В настоящее время существует множество научных работ, посвящённых созданию эффективных и стабильных ПСЭ за счёт использования органических и неорганических материалов в качестве интерфейсных слоёв переноса заряда [11,12]. После замены PEDOT:PSS на органический материал PTAA было установлено, что ЭПЭ ПСЭ увеличилась до 18.9%, плотность тока короткого замыкания (J_{SC}) достигла 23.16 mA/cm^2 , а напряжение холостого хода (V_{OC}) — 1.04 V . Наиболее важным является то, что устройства сохранили 90% своей первоначальной эффективности в течение 80 дней. Это демонстрирует перспективы более широкого применения ПСЭ в будущем в качестве стабильного источника энергии. В настоящей работе проанализированы методы повышения эффективности и стабильности ПСЭ за счёт формирования высококачественных перовскитных активных слоёв, оптимизации интерфейсных слоёв и введения добавок в прекурсорный раствор перовскита.

Материалы и методы

Подложки стекло/ITO очищали в ультразвуковой ванне последовательно в ацетоне, деионизированной (DI) воде и изопропиловом спирте (IPA) по 13 min в каждом растворителе. Для удаления поверхностной влаги подложки стекло/ITO сушили потоком азота (N_2), после чего подвергали обработке кислородной (O_2) плазмой в течение 10 min. Затем в качестве дырочно-транспортного слоя раствор PEDOT:PSS (H.C. Starck, Германия) фильтровали через водный фильтр с размером пор $0.45 \mu\text{m}$. После этого в атмосферных условиях проводили spin-coating при скорости 5000 rpm в течение 30 s и сушили при температуре 140°C в течение 10 min. В результате был получен гладкий и плотный PEDOT:PSS слой синего цвета.

Параллельно этому процессу отдельно готовили раствор PTAA (в толуоле с концентрацией 5 mg/mL), который также наносили на подложки ITO методом spin-coating при скорости 5000 rpm в течение 40 s, после чего отжигали при температуре 105°C в течение 10 min. Весь процесс работы с PTAA и PEDOT:PSS осуществлялся в азотной атмосфере внутри гловбокса.

Для приготовления прекурсорного раствора MAPbI_3 MAI и PbI_2 смешивали в молярном соотношении 1:1 в смеси N,N-диметилформамида (DMF) и диметилсульфоксида (DMSO) в объёмном соотношении 9:1, получая раствор с концентрацией 1.2 M. Прекурсорные растворы перовскита перемешивали при комнатной температуре в течение 12 h до полного растворения твёрдых компонентов. Перед процессом spin-coating в перовскитный раствор добавляли N-метил-2-пирролидона (NMP) в

объёмной доле 5%. Перовскитный раствор наносили на слой PEDOT:PSS или PTAA методом spin-coating при скорости 4000 rpm в течение 30 s. В процессе spin-coating на поверхность перовскита капали толуол (антирастворитель), что позволило получить высококачественную поверхность. Перовскитные активные слои отжигали в печи при температуре 100°C в течение 10 min.

В качестве электрон-транспортного слоя порошок PC_{61}BM растворяли в хлорбензоле с концентрацией 18 mg/mL , после чего наносили методом spin-coating при скорости 1500 rpm в течение 20 s и сушили при температуре 90°C в течение 10 min [13]. Затем образцы помещали в камеру термического испарения (evaporator), где в вакуумных условиях методом термического испарения через маску формировали алюминиевый (Al) электрод толщиной 100 nm с заданной площадью ($\sim 0.1 \text{ cm}^2$). Спектры поглощения перовскитных активных слоёв MAPbI_3 измеряли в диапазоне длин волн от 400 до 850 nm с использованием УФ-видимого спектрофотометра Shimadzu UV-1280. Спектры стационарной фотолюминесценции (ФЛ) регистрировали с помощью спектрометра Ocean Optics HR 2000+ при возбуждении на длине волны 507 nm. Морфология поверхности активных слоёв анализировалась с использованием сканирующего электронного микроскопа (SEM, Hitachi S-4800). Поверхностная топография и показатели шероховатости были исследованы с помощью атомно-силовой микроскопии (ACM, Bruker Dimension Icon). Вольт-амперные ($J-V$) характеристики перовскитных солнечных элементов MAPbI_3 измерялись при освещении AM 1.5G (100 mW/cm^2) с использованием источника-измерителя Keithley 2420 и солнечного симулятора Newport [14]. Интенсивность освещения калибровалась с помощью стандартного кремниевого солнечного элемента.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлена диаграмма энергетических уровней перовскитных солнечных элементов MAPbI_3 , изготовленных на основе дырочно-транспортных слоёв стекло/ITO/PTAA и стекло/ITO/PEDOT:PSS. В данной энергетической диаграмме уровни валентной зоны и зоны проводимости каждого слоя показаны в

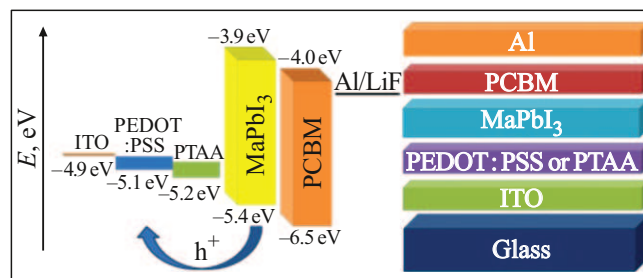


Рис. 1. Диаграмма энергетических уровней ПСЭ на основе MAPbI_3 с дырочными транспортными слоями PTAA и PEDOT:PSS.

единицах электрон-вольт (eV). Валентная зона ИТО расположена примерно на уровне -4.9 eV и образует хорошее энергетическое согласование как со слоем PEDOT:PSS (≈ -5.1 eV), так и со слоем PTAA (≈ -5.2 eV), используемыми в качестве альтернативных дырочно-транспортных слоёв. Основная функция этих дырочно-транспортных слоёв заключается в селективной передаче дырок (h^+), образующихся в перовскитном слое, к электроду ИТО и блокировании электронов. Валентная зона перовскитного слоя MAPbI_3 расположена примерно на уровне -5.4 eV, а зона проводимости — около -3.9 eV.

Поскольку энергетический уровень валентной зоны PEDOT:PSS и особенно PTAA очень близок к валентной зоне MAPbI_3 , энергетический барьер для дырок практически отсутствует, что обеспечивает эффективное разделение и транспорт носителей заряда [15]. Поток дырок (h^+), обозначенный на диаграмме изогнутой стрелкой, отражает именно этот процесс. Расположенный над перовскитным слоем электрон-транспортный слой PCBM имеет уровень зоны проводимости около -4 eV, который хорошо согласуется с зоной проводимости MAPbI_3 [16,17]. Это обеспечивает эффективный перенос электронов из перовскита в PCBM и одновременно блокирует дырки. Верхний алюминиевый электрод (обычно в сочетании с LiF) обладает низкой работой выхода и эффективно собирает электроны во внешнюю цепь. Как показал анализ оптической пропускной способности, структура ИТО/PTAA демонстрирует более высокую прозрачность в диапазоне $400\text{--}700$ nm по сравнению с PEDOT:PSS. Это означает, что при использовании PTAA большее количество света достигает перовскитного активного слоя, в результате чего образуется больше электрон-дырочных пар. Энергетическая диаграмма, в свою очередь, показывает, что PTAA является не только оптически более выгодным, но и энергетически очень хорошо согласованным материалом с MAPbI_3 .

На рис. 2 представлены спектры оптической пропускания слоёв стекло/ИТО, стекло/ИТО/PTAA и стекло/ИТО/PEDOT:PSS в диапазоне длин волн $300\text{--}800$ nm. Как видно из графика, чистая подложка стекло/ИТО обладает высокой прозрачностью в области видимого света, при этом коэффициент пропускания сохраняется на уровне около $80\text{--}90\%$ [18–20].

Спектры стекло/ИТО/PTAA и стекло/ИТО/PEDOT:PSS показывают, что оба дырочно-транспортных слоя обладают высокой оптической пропускной способностью в видимой области, однако PTAA демонстрирует более высокую и стабильную оптическую прозрачность по всему спектральному диапазону по сравнению с PEDOT:PSS. В частности, в диапазоне $400\text{--}700$ nm значение пропускания света составляет около $88\text{--}90\%$, что свидетельствует о том, что слой PTAA практически не поглощает свет и эффективно пропускает его к поглощающему перовскитному слою. В результате увеличивается количество фотонов, достигающих перовскитного слоя, что создаёт благоприятные условия для

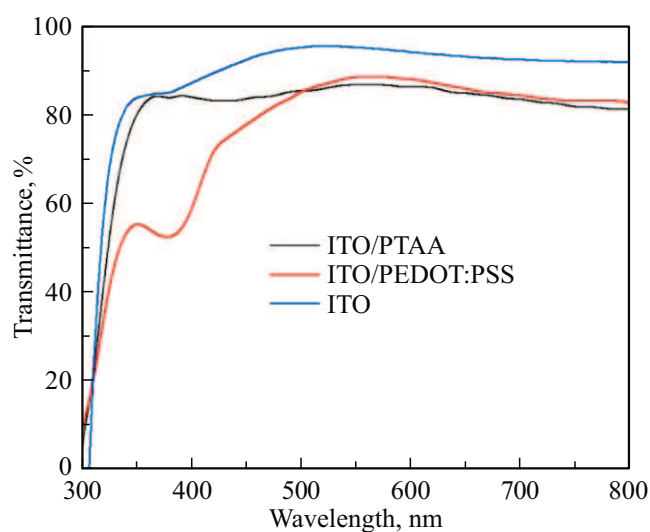


Рис. 2. Спектры оптического пропускания слоёв стекло/ИТО, стекло/ИТО/PTAA и стекло/ИТО/PEDOT:PSS.

повышения плотности тока короткого замыкания (JSC) и общей эффективности ПСЭ. В противоположность этому образец ИТО/PEDOT:PSS обладает заметно более низкой оптической пропускной способностью, особенно в коротковолновой области $350\text{--}450$ nm. Частичное поглощение света слоем PEDOT:PSS в этом диапазоне снижает количество излучения, достигающего перовскитного слоя, что может привести к уменьшению фототока, генерируемого в перовскитных солнечных элементах. Хотя при длинах волн выше 500 nm пропускание стекло/ИТО, покрытого PEDOT:PSS, увеличивается до $80\text{--}85\%$, оно всё же остаётся ниже по сравнению со слоями, покрытыми PTAA, по всему спектральному диапазону. В результате уменьшается количество света, достигающего перовскитного слоя, что может отрицательно сказаться на плотности тока короткого замыкания ПСЭ [21,22]. Общий спектральный анализ показывает, что ПСЭ, изготовленные с использованием дырочно-транспортного слоя PTAA, обеспечивают более эффективный перенос зарядов, снижают рекомбинацию и, как следствие, повышают ЭПЭ солнечного элемента. Поэтому при создании высокоэффективных ПСЭ структура стекло/ИТО/PTAA является более предпочтительной, поскольку способствует достижению более высокого фототока и ЭПЭ.

Кроме того, с целью оценки способности переноса дырок в активных слоях MAPbI_3 , изготовленных на основе дырочно-транспортных слоёв PEDOT:PSS и PTAA, были измерены спектры ФЛ. Как видно из рис. 3, максимум ФЛ перовскитного активного слоя MAPbI_3 расположен примерно в области 760 nm, что хорошо согласуется с ранее опубликованными литературными данными [23,24]. Структура стекло/ИТО/перовскит демонстрирует наибольшую интенсивность ФЛ, что указывает на то, что фотоиндуцированные носители заряда,

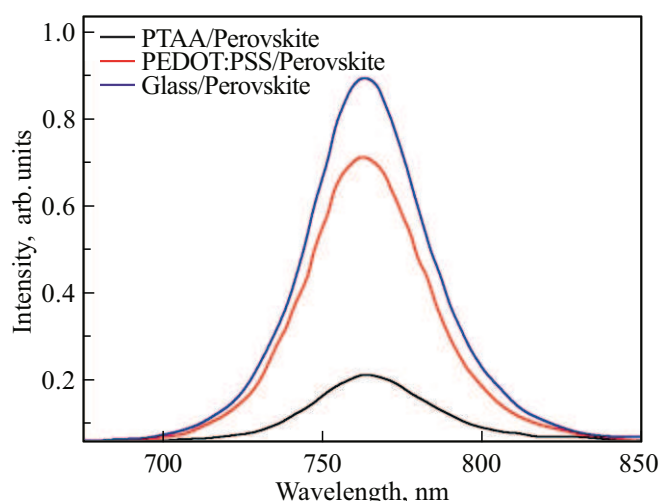


Рис. 3. ФЛ спектры ПСЭ на основе MAPbI_3 , изготовленных с использованием слоёв переноса дырок стекло/ITO, стекло/ITO/PEDOT:PSS и стекло/ITO/PTAA.

образующиеся в перовскитном активном слое, в основном рекомбинируют по радиационному механизму, а экстракция зарядов практически отсутствует.

В структуре PEDOT:PSS/перовскит интенсивность ФЛ заметно снижается за счёт наличия дырочно-транспортного слоя, однако положение пика ФЛ практически сохраняется в той же области длин волн. Это свидетельствует о том, что ширина запрещённой зоны перовскита существенно не изменяется, но на интерфейсе с PEDOT:PSS происходит эффективная экстракция носителей заряда, в частности дырок. Вместе с тем гидрофильные и кислотные свойства PEDOT:PSS могут приводить к образованию дополнительных дефектных состояний на интерфейсе, что способствует частичной безызлучательной рекомбинации носителей заряда и обуславливает относительно более высокую интенсивность ФЛ [25,26]. В свою очередь структура РТАА/перовскит демонстрирует наименьшую интенсивность ФЛ. Это указывает на лучшую способность РТАА к переносу дырок и более эффективное согласование энергетических уровней с валентной зоной перовскита. В результате фотоиндуцированные дырки быстро и эффективно переносятся из перовскитного слоя в дырочно-транспортный слой, а вероятность рекомбинации внутри перовскита существенно снижается. Резкое уменьшение интенсивности ФЛ подтверждает высокую эффективность разделения зарядов на интерфейсе РТАА/перовскит и свидетельствует о том, что такая структура является более благоприятной для применения в солнечных элементах.

Таким образом, спектры оптической пропускной способности и диаграммы энергетических уровней демонстрируют взаимодополняющие результаты. Использование слоя РТАА в ПСЭ одновременно снижает оптические потери и создаёт благоприятную энергетическую

среду для переноса дырок. По этой причине структура ITO/РТАА/ MAPbI_3 /PCBM/Al в ПСЭ с архитектурой $p-i-n$ считается более предпочтительной по сравнению со структурами на основе PEDOT:PSS. Применение РТАА в качестве дырочно-транспортного слоя в ПСЭ MAPbI_3 , а также введение добавки NMP в прекурсорный раствор MAPbI_3 привело к заметному повышению эффективности устройств. Результаты оценивались на основе СЭМ-изображений и значений RMS шероховатости поверхности, определённых методом АСМ.

Атомно-силовая микроскопия является эффективным методом исследования, позволяющим точно отображать морфологические особенности поверхности образцов и оценивать степень шероховатости активного слоя на основе межатомных ван-дер-ваальсовых сил [27]. Сканирующая электронная микроскопия также широко применяется для анализа морфологии поверхности и основана на формировании изображения за счёт взаимодействия пучка высокоэнергетических электронов с поверхностью образца и возникающего электромагнитного излучения [28,29]. На рис. 4, *a* и 4, *b* представлены АСМ-изображения ПСЭ MAPbI_3 , изготовленных с использованием дырочно-транспортных слоёв PEDOT:PSS и РТАА соответственно. Среднеквадратичная шероховатость поверхности (RMS) составила 2.38 nm для PEDOT:PSS и 2.63 nm для РТАА. Более высокая шероховатость поверхности активных слоёв, сформированных на РТАА, по сравнению с PEDOT:PSS оказала заметное влияние на процесс формирования перовскитной тонкой плёнки. Это можно объяснить тем, что относительно большая шероховатость поверхности при использовании РТАА способствует образованию большего числа центров зародышеобразования (nucleation) перовскитных кристаллов. В результате кристаллы перовскита формируются более равномерно и контролируемо по всей поверхности. Согласно литературным данным, на гладких поверхностях число центров зародышеобразования меньше, и кристаллы формируются более случайным образом и имеют меньшие размеры [30–32]. Средняя шероховатость поверхности РТАА, напротив, способствует как вертикальному, так и горизонтальному росту кристаллов, а также их слиянию и укрупнению. В результате уменьшается число границ зёрен и связанных с ними дефектных состояний, а также существенно снижаются процессы безызлучательной рекомбинации.

Из СЭМ-изображений MAPbI_3 ПСЭ, приведённых на рис. 4, *c* и 4, *d*, видно, что поверхности активных слоёв, сформированных на PEDOT:PSS и РТАА, являются однородными и плотными. Однако в активных слоях, полученных на основе РТАА (среднее значение $\approx 250\text{--}350\text{ nm}$), наблюдаются значительно более крупные перовскитные кристаллические зёрна по сравнению со слоями на PEDOT:PSS (среднее значение $\approx 180\text{--}220\text{ nm}$). Это указывает на то, что использование РТАА в качестве дырочно-транспортного слоя не только улучшает перенос дырок и снижает рекомбинацию

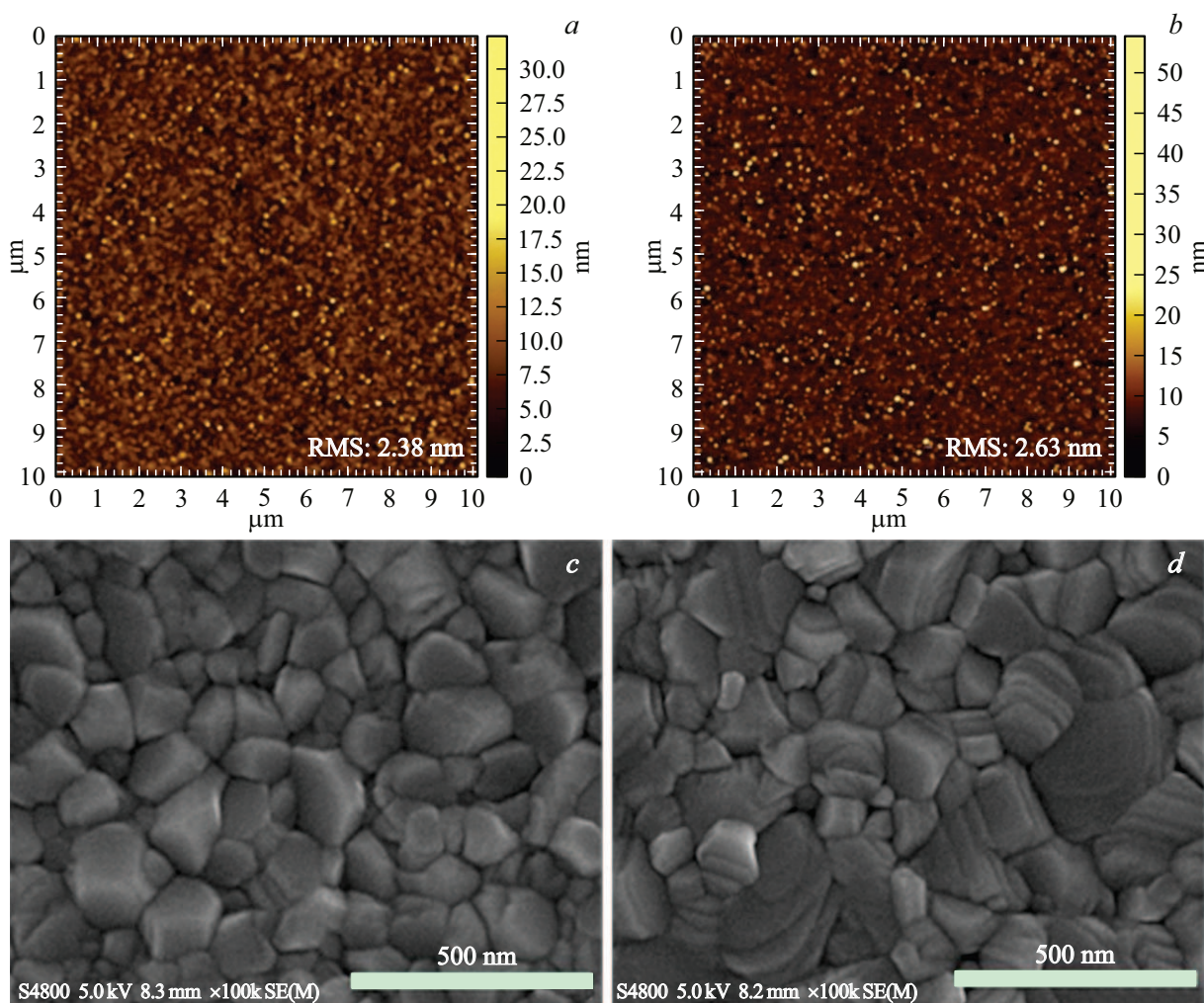


Рис. 4. Изображения MAPbI_3 ПСЭ, полученные с помощью АСМ и СЭМ, на основе (a, c) PEDOT:PSS и (b, d) дырочно-транспортных слоев РТАА.

зарядов, но и эффективно стимулирует рост кристаллических зёрен в перовскитном слое. В результате формируются высококачественные активные слои с крупноразмерными перовскитными зёрнами. Согласно анализу литературных данных, крупные кристаллические зёрна перовскита в сочетании с эффективными дырочно-транспортными слоями улучшают транспорт носителей заряда, уменьшают рекомбинационные потери, что приводит к увеличению плотности тока и, как следствие, к повышению ЭПЭ ПСЭ. Это наглядно подтверждается СЭМ-изображениями перовскитных слоёв на основе РТАА, в которых наблюдаются более крупные зёрна.

На рис. 5 представлены XRD-спектры перовскитных солнечных элементов MAPbI_3 , изготовленных на основе дырочно-транспортных слоёв PEDOT:PSS и РТАА. В обоих случаях отсутствие дифракционных пиков, характерных для MAI и PbI_2 , подтверждает полное превращение исходных прекурсоров в фазу MAPbI_3 в процессе формирования перовскитного слоя. Интенсивные дифракционные пики, наблюдаемые при углах $2\theta = 14.17^\circ$,

28.49° и 31.90° , соответствуют кристаллографическим плоскостям (110), (220) и (312) соответственно, что указывает на ортогональную кристаллическую структуру MAPbI_3 [33,34]. Несмотря на то, что перовскитные активные слои были сформированы на различных дырочно-транспортных слоях, их кристаллические фазы оказались схожими, что свидетельствует о том, что оба дырочно-транспортных слоя являются благоприятными для формирования высококачественной перовскитной фазы. Однако интенсивность дифракционных пиков перовскитных активных слоёв, сформированных на основе РТАА, значительно выше по сравнению со слоями на PEDOT:PSS, что хорошо согласуется с результатами АСМ- и СЭМ-анализов.

На рис. 6 и в таблице представлены вольт-амперные ($J-V$) характеристики и фотогоальванические параметры ПСЭ MAPbI_3 , изготовленных с добавлением 5 vol.% N-метил-2-пирролидона (NMP) в прекурсорный раствор перовскита и с использованием РТАА в качестве дырочно-транспортного слоя. Из графиков видно, что

Фотоэлектрические параметры слоев ИТО/PTAA/MAPbI₃/PCBM/Al, нанесенных методом центрифугирования с различной скоростью

Скорость вращения, грм	VOC, V	JSC, mA/cm ²	FF, %	ЭПЭ, %
3000	1.07	22.01	75	17.63
4000	1.04	23.16	78	18.9
5000	1.03	21.98	80	18.08
6000	1.02	21.61	80	17.55

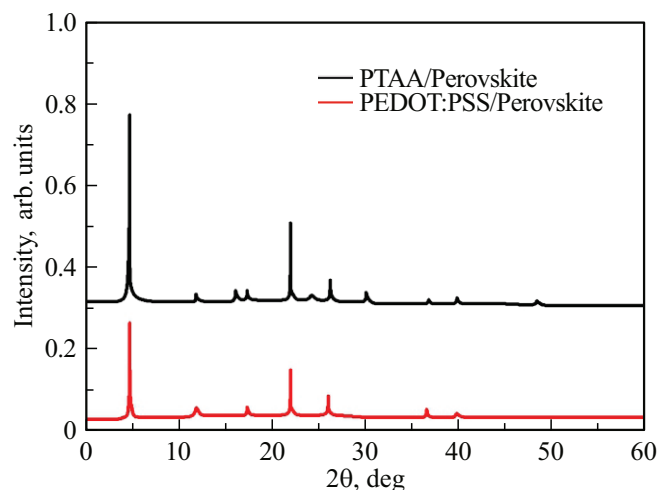


Рис. 5. Рентгенодифракционные (XRD) спектры ПСЭ на основе MAPbI₃, изготовленных с применением дырочных транспортных слоев PEDOT:PSS и PTAA.

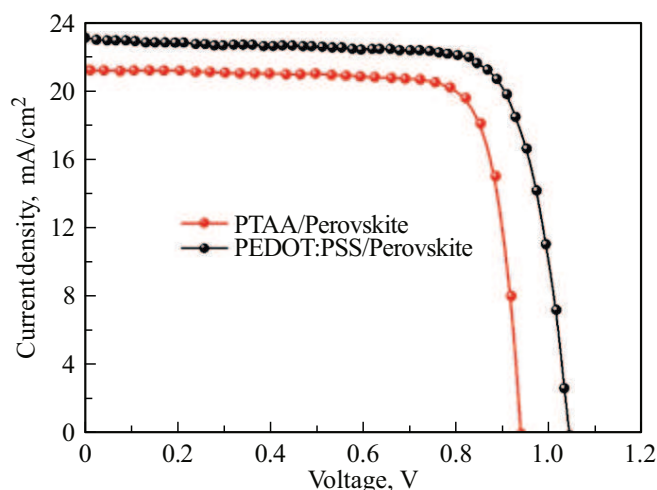


Рис. 7. Вольт-амперные характеристики ПСЭ на основе MAPbI₃ с дырочными транспортными слоями PTAA и PEDOT:PSS.

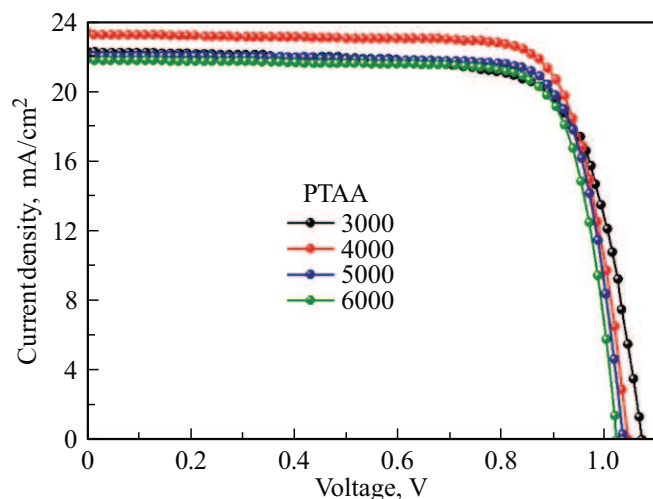


Рис. 6. Вольт-амперные характеристики слоев ИТО/PTAA/MAPbI₃/PCBM/Al, нанесенных методом центрифугирования с различной скоростью.

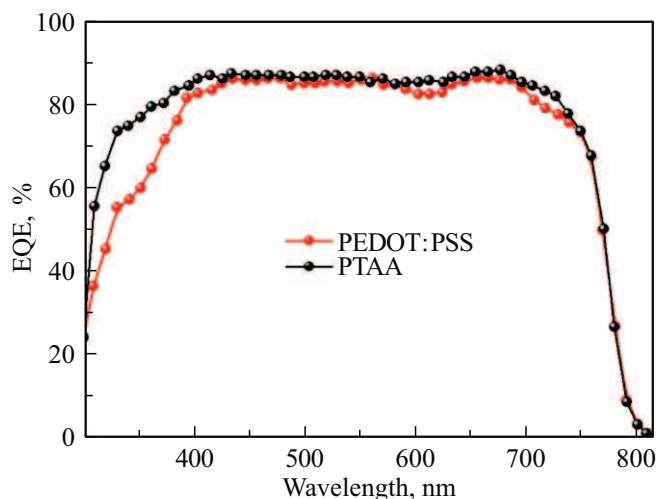


Рис. 8. Спектры ВКЭ ПСЭ на основе MAPbI₃, изготовленных с использованием дырочных транспортных слоев PTAA и PEDOT:PSS.

элементы MAPbI₃, полученные методом spin-coating при скорости 4000 грм, демонстрируют более высокие характеристики по сравнению с образцами, изготовленными при других скоростях вращения. При этом $J-V$ -кривая для образцов, нанесённых при 4000 грм, имеет большую

площадь и более выраженную форму, что указывает на более высокий коэффициент заполнения (FF) и меньшее последовательное сопротивление (R).

Толщина активного слоя напрямую связана со скоростью вращения при spin-coating: с увеличением скорости

вращения толщина активного слоя уменьшается. Анализ фотогальванических параметров, приведённых в таблице, показывает, что с увеличением скорости вращения „spin-coater“ ЭПЭ перовскитных солнечных элементов сначала возрастает, достигая оптимального значения, а затем снижается. Как видно из полученных результатов, перовскитные солнечные элементы, сформированные при скорости осаждения 4000 rpm, продемонстрировали наилучшие фотовольтаические характеристики. В частности, напряжение холостого хода (VOC) составило 1.04 V, плотность тока короткого замыкания (J_{SC}) — 23.16 mA/cm² коэффициент заполнения (FF) — 78%, а ЭПЭ достигла 18.9%. Из этого можно сделать вывод, что формирование активных слоёв методом spin-coating при скорости 4000 rpm обеспечивает оптимальную толщину перовскитного слоя и способствует равномерному и упорядоченному росту кристаллических зёрен. В результате достигаются оптимальные условия для эффективного переноса дырок. Напротив, при увеличении скорости нанесения до 5000–6000 rpm чрезмерное уменьшение толщины слоя РТАА приводит к недостаточному росту перовскитных кристаллических зёрен. Это вызывает увеличение плотности дефектов на межслойных интерфейсах и усиление рекомбинации носителей заряда, что негативно сказывается на фотогальванических характеристиках ПСЭ.

На рис. 7 представлены вольт-амперные характеристики ПСЭ MAPbI₃, изготовленных на основе дырочно-транспортных слоёв РТАА и PEDOT:PSS. Как видно из графика, элементы на основе РТАА демонстрируют более высокие характеристики по сравнению с элементами на основе PEDOT:PSS. Кроме того, J – V -кривые для устройств на основе РТАА имеют большую площадь и более выраженную форму, что свидетельствует о более высоком FF и меньшем сопротивлении (R). Полученные результаты объясняются хорошим энергетическим согласованием РТАА с перовскитом, снижением рекомбинационных процессов на интерфейсе и более эффективным транспортом носителей заряда. ЭПЭ ПСЭ на основе РТАА значительно возросла по сравнению с устройствами, в которых PEDOT:PSS использовался в качестве дырочно-транспортного слоя: значение ЭПЭ увеличилось с 16.59% до 18.90%. Такое повышение эффективности связано прежде всего с заметным увеличением плотности тока короткого замыкания (J_{SC}), которая возросла с 21.49 mA cm^{–2} до 23.16 mA cm^{–2}. Одновременно, за счёт лучшего согласования энергетических уровней, VOC увеличилось с 0.95 V до 1.04 V, а FF приблизился к 80%.

На рис. 8 представлены спектры внешней квантовой эффективности (ВКЭ) перовскитных солнечных элементов MAPbI₃, изготовленных с использованием дырочно-транспортных слоёв РТАА и PEDOT:PSS. Как видно из графика, в коротковолновой области 320–400 nm значения ВКЭ для ПСЭ на основе РТАА значительно выше по сравнению с устройствами на основе PEDOT:PSS. Это объясняется меньшими оптическими потерями в

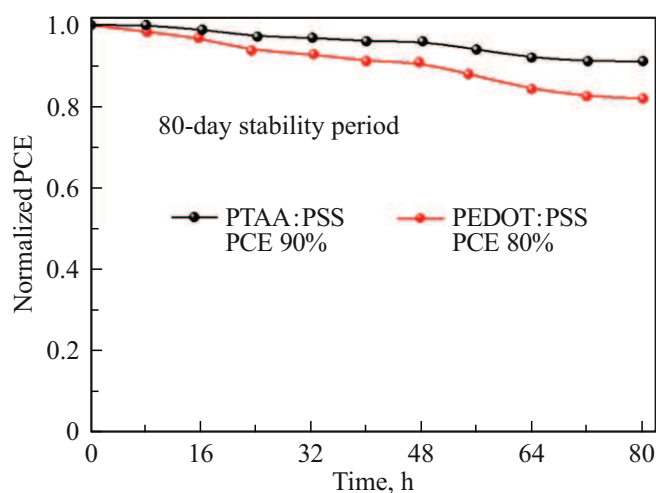


Рис. 9. Нормализованные значения ЭПЭ ПСЭ на основе MAPbI₃ с дырочными транспортными слоями РТАА и PEDOT:PSS в зависимости от времени хранения.

слое РТАА и сниженной поверхностной рекомбинацией на интерфейсе РТАА/перовскит. Кроме того, введение добавки NMP существенно улучшило качество перовскитного активного слоя и снизило плотность дефектов в нём. В случае PEDOT:PSS более низкие значения ВКЭ, особенно в коротковолновой области, могут быть связаны с собственным поглощением данного слоя, а также с потерями носителей заряда на интерфейсе ИТО/PEDOT:PSS. В диапазоне длин волн 450–750 nm ПСЭ, изготовленные с использованием обоих дырочно-транспортных слоёв, демонстрируют стабильные значения ВКЭ на уровне примерно 80–90%. Этот диапазон соответствует области основной фотогенерации в перовскитном слое, а высокие значения ВКЭ указывают на эффективное разделение сгенерированных электрон–дырочных пар и их транспорт к электродам. При этом слегка более высокие значения ВКЭ для ПСЭ на основе РТАА по сравнению с PEDOT:PSS свидетельствуют о более высокой подвижности дырок в РТАА и лучшем согласовании энергетических уровней. В целом спектры ВКЭ показывают, что ПСЭ на основе РТАА обеспечивают повышенный внешний квантовый выход в расширенном спектральном диапазоне, особенно в коротковолновой области, по сравнению с PEDOT:PSS. В результате использование РТАА в качестве дырочно-транспортного слоя создают благоприятные условия для достижения высоких значений плотности тока короткого замыкания J_{SC} и ЭПЭ, что ещё раз подчёркивает важность интерфейсной инженерии в ПСЭ.

На рис. 9 приведены результаты 80-дневного испытания стабильности перовскитных солнечных элементов MAPbI₃ в азотной среде. Элементы были изготовлены с использованием дырочно-транспортных слоёв РТАА и PEDOT:PSS. Как видно из графика, ПСЭ на основе РТАА демонстрируют высокую стабильность характеристик во времени. В частности, по истечении 80 дней

устройства на основе РТАА сохранили около 90% своей первоначальной эффективности, тогда как для устройств на основе PEDOT:PSS этот показатель составил около 80%. Такое улучшение стабильности ПСЭ в основном связано с заменой кислотного дырочно-транспортного слоя PEDOT:PSS на РТАА, что снижает деградацию подложки стекло/ITO, повышает рабочие характеристики устройств и существенно улучшает их долгосрочную стабильность.

Заключение

В настоящей работе были исследованы различные подходы интерфейсной инженерии с целью повышения эффективности и стабильности ПСЭ. Введение добавки NMP привело к значительному улучшению морфологии перовскитных активных слоёв, формированию гладкой и практически бездефектной поверхности, а также к увеличению ЭПЭ ПСЭ с 16.59% до 18.90%. Примечательно, что устройство на основе РТАА даже без инкапсуляции сохранило 90% своей первоначальной эффективности в течение 80 дней. Полученные результаты показывают, что применение дополнительных инженерных подходов и правильно подобранных интерфейсных материалов играет ключевую роль в обеспечении высокой эффективности и долговременной стабильности перовскитных солнечных элементов. Это создаёт прочную научную основу для разработки нетоксичных, стабильных и пригодных к коммерциализации ПСЭ.

Финансирование работы

Данная работа была выполнена в рамках проекта Fz-20200929177 программы фундаментальных исследований Министерства инновационного развития Республики Узбекистан.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] R. Renewables. Global Status Report, Secretariat: Paris, France, (2019). [Электронный ресурс]. URL: <http://www.ren21.net/gsr-2019>
- [2] M.A. Green, E.D. Dunlop, M. Yoshita, N. Kopidakis, K. Bothe, G. Siefer, X. Hao. *Progr. Photovolt.: Res. Appl.*, **31**, 651 (2023). DOI: 10.1002/pip.3726
- [3] Y. Kim, E.H. Jung, G. Kim, D. Kim, B.J. Kim, J. Seo. *Adv. Energy Mater.*, **8**, 1801668 (2018). DOI: 10.1002/aenm.201801668
- [4] N.T. Energy. Best Research-cell Efficiency Chart, (2024). [Электронный ресурс]. URL: <https://www.nrel.gov/pv/cellefficiency.html>
- [5] W. Deng, X. Liang, P.S. Kubiak, P.J. Cameron. *Adv. Energy Mater.*, **8**, 1701544 (2018). DOI: 10.1002/aenm.201701544
- [6] V.A. Moshnikov, E.N. Muratova, I.A. Vrublevsky, V.B. Besonov, S.E. Parfenovich, A.I. Maximov, A.Y. Gagarina, D.A. Kavalenka, D.A. Kozodaev. *Applied Nano*, **7**, 8 (2026). DOI: 10.3390/applnano7010008
- [7] E.N. Muratova, A.A. Ryabko, V.A. Moshnikov, I.A. Vrublevsky, A.I. Maximov. *Nanomanufacturing*, **6**, 6 (2026). DOI: 10.3390/nanomanufacturing6010006
- [8] O. Ergen, S.M. Gilbert, T. Pham, S.J. Turner, M.T.Z. Tan, M.A. Worsley, A. Zettl. *Nature Materials*, **16**, 522 (2017). DOI: 10.1038/nmat4795
- [9] J. Li, M. Zhao, C. Zhao, H. Jian, N. Wang, L. Yao, C. Huang, Y. Zhao, T. Jiu. *ACS Applied Materials & Interfaces*, **11**, 2626 (2018). DOI: 10.1021/acsami.8b16594
- [10] Y. Wu, F. Xie, H. Chen, X. Yang, H. Su, M. Cai, Z. Zhou, T. Noda, L. Han. *Adv. Mater.*, **29**, 1701073 (2017). DOI: 10.1002/adma.201701073
- [11] Q. Jiang, Z. Chu, P. Wang, X. Yang, H. Liu, Y. Wang, Z. Yin, J. Wu, X. Zhang, J. You. *Advanced Materials*, **29**, 1703852 (2017). DOI: 10.1002/adma.201703852
- [12] M. Wang, Y. Feng, J. Bian, H. Liu, Y. Shi. *Chem. Phys. Lett.*, **692**, 44–49 (2018). DOI: 10.1016/j.cplett.2017.12.017
- [13] N. Otakulova, M. Zakhidova, S.K. Nematov, L. Nurumbetova, M. Saqlain, B. Shahid, A. Saparbaev. *J. Appl. Spectrosc.*, **92**, 1049–1057 (2025). DOI: 10.1007/s10812-025-02006-9
- [14] Z. Chen, B. Turedi, A.Y. Alsalloum, C. Yang, X. Zheng, I. Gereige, A. AlSaggaf, O.F. Mohammed, O.M. Bakr. *ACS Energy Lett.*, **4**, 1258–1259 (2019). DOI: 10.1021/acsenergylett.9b00700
- [15] J. Li, T. Jiu, C. Duan, Y. Wang, H. Zhang, H. Jian, Y. Zhao, N. Wang, C. Huang, Y. Li. *Nano Energy*, **46**, 331–337 (2018). DOI: 10.1016/j.nanoen.2018.02.003
- [16] H. Kim, J. Lee, B. Kim, H.R. Byun, S.H. Kim, H.M. Oh, S. Baik, M.S. Jeong. *Sci. Rep.*, **9**, 15461 (2019). DOI: 10.1038/s41598-019-51945-9
- [17] A.J. Doolin, R.G. Charles, C.S. De Castro, R.G. Rodriguez, E.V. Péan, R. Patidar, T. Dunlop, C. Charbonneau, T. Watson, M.L. Davies. *Green Chem.*, **23**, 2471–2486 (2021). DOI: 10.1039/D1GC00079A
- [18] R. Lu, Y. Liu, J. Zhang, D. Zhao, X. Guo, C. Li, *Chem. Engineer. J.*, **433**, 133845 (2022). DOI: 10.1016/j.cej.2021.133845
- [19] M.B. Islam, M. Yanagida, Y. Shirai, Y. Nabetani, K. Miyano. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, **195**, 323–329 (2019). DOI: 10.1016/j.solmat.2019.03.004
- [20] Y. Chen, X. Zuo, Y. He, F. Qian, S. Zuo, Y. Zhang, L. Liang, Z. Chen, K. Zhao, Z. Liu. *Advanced Science*, **8**, 2001466 (2021). DOI: 10.1002/advs.202001466
- [21] Y. Jiang, E.J. Juarez-Perez, Q. Ge, S. Wang, M.R. Leyden, L.K. Ono, S.R. Raga, J. Hu, Y. Qi. *Materials Horizons*, **3**, 548–555 (2016). DOI: 10.1039/C6MH00160B
- [22] M. Li, Z. Yue, Z. Ye, H. Li, H. Luo, Q.D. Yang, Y. Zhou, Y. Huo, Y. Cheng. *Small*, **20**, 2311400 (2024). DOI: 10.1002/sml.202311400
- [23] A. Kogo, R. Ishikawa, T.N. Murakami. *ACS Applied Energy Materials*, **7**, 7769–7774 (2024). DOI: 10.1021/acsae.4c01559
- [24] B. Chen, J. Peng, H. Shen, T. Duong, D. Walter, S. Johnston, M.M. Al-Jassim, K.J. Weber, T.P. White, K.R. Catchpole. *Advanced Energy Materials*, **9**, 1802790 (2019). DOI: 10.1002/aenm.201802790

- [25] N. Li, A. Feng, X. Guo, J. Wu, S. Xie, Q. Lin, X. Jiang, Y. Liu, Z. Chen, X. Tao. *Advanced Energy Materials*, **12**, 2103241 (2022). DOI: 10.1002/aenm.202103241
- [26] W. Qiu, Y. Wu, Y. Wang, Z. Yang, R. Yang, C. Zhang, Y. Hao, Y. Hao. *Chem. Engineer., J.*, **468**, 143656 (2023). DOI: 10.1016/j.ccej.2023.143656
- [27] L.-C. Chen, C.-H. Tien, Z.-L. Tseng, J.-H. Ruan. *Nanomaterials*, **9**, 121 (2019). DOI: 10.3390/nano9010121
- [28] G. Abdelmageed, L. Jewell, K. Hellier, L. Seymour, B. Luo, F. Bridges, J.Z. Zhang, S. Carter. *Appl. Phys. Lett.*, **109**, 233905 (2016). DOI: 10.1063/1.4967835
- [29] B. Kim, M. Kim, H. Kim, S. Jeong, J. Yang, M.S. Jeong. *ACS Applied Materials & Interfaces*, **14**, 35726–35733 (2022). DOI: 10.1021/acsami.2c07866
- [30] W.M. Franssen, B.J. Bruijnaers, V.H. Portengen, A.P. Kentgens. *ChemPhysChem*, **19**, 3107–3115 (2018). DOI: 10.1002/cphc.201800732
- [31] M. Cha, P. Da, J. Wang, W. Wang, Z. Chen, F. Xiu, G. Zheng, Z.-S. Wang. *J. Am. Chem. Society*, **138**, 8581 (2016). DOI: 10.1021/jacs.6b04190
- [32] Z. Wu, M. Sytnyk, J. Zhang, G. Babayeva, C. Kupfer, J. Hu, S. Arnold, J. Hauch, C. Brabec, I.M. Peters. *Energy & Environmental Science*, **17**, 4248–4262 (2024). DOI: 10.1039/D4EE00409D
- [33] J. Li, J. Dagar, O. Shargaieva, M.A. Flatken, H. Köbler, M. Fenske, C. Schultz, B. Stegemann, J. Just, D.M. Töbrens. *Advanced Energy Materials*, **11**, 2003460 (2021). DOI: 10.1002/aenm.202003460
- [34] J. Tao, Z. Wang, H. Wang, J. Shen, X. Liu, J. Xue, H. Guo, G. Fu, W. Kong, S. Yang. *ACS Applied Materials & Interfaces*, **13**, 44451–44459 (2021). DOI: 10.1021/acsami.1c11064