

Energieforschungsprogramm

Publizierbarer Endbericht

Programmsteuerung:

Klima- und Energiefonds

Programmabwicklung:

Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft mbH (FFG)

Endbericht

erstellt am

27/08/2019

Projekttitle: flex!PV_2.0

Projektnummer: 853603

Energieforschungsprogramm - 2. Ausschreibung

Klima- und Energiefonds des Bundes – Abwicklung durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft FFG

Ausschreibung	2. Ausschreibung Energieforschungsprogramm
Projektstart	01/04/2016
Projektende	31/05/2019
Gesamtprojektdauer (in Monaten)	38 Monate
ProjektnehmerIn (Institution)	AIT Austrian Institute of Technology
AnsprechpartnerIn	Dr. Theodoros Dimopoulos
Postadresse	Giefinggasse 4, 1210 Wien
Telefon	50550-6201
Fax	50550-6390
E-mail	Theodoros.dimopoulos@ait.ac.at
Website	www.ait.ac.at

flex!PV_2.0

Technologien zur Verbesserung der Funktionalität und Performance von Kesterit- und Perowskit-basierender Photovoltaik

AutorInnen:

Theodoros Dimopoulos, AIT Austrian Institute of Technology GmbH

Lukas Plessing, crystalsol GmbH

Gregor Trimmel, TU Graz, Institut für Chemische Technologie von Materialien

Markus Clark Scharber, Johannes Kepler Universität, Linzer Institute for Organic Solar Cells

Roman Trattnig, Joanneum Research Materials GmbH

Christine Boeffel, Fraunhofer Institut für Angewandte Polymerforschung

1 Inhaltsverzeichnis

1	Inhaltsverzeichnis	4
2	Einleitung	5
3	Inhaltliche Darstellung	7
4	Ergebnisse und Schlussfolgerungen	49
5	Ausblick und Empfehlungen	50
6	Literaturverzeichnis	50
7	Kontaktdaten	54

2 Einleitung

Photovoltaik (PV) ist eine der attraktivsten Technologien für eine ressourcenschonende und kostengünstige Energieerzeugung. Die jüngsten Entwicklungen auf dem Gebiet der Dünnschicht-Photovoltaik zeigen einen anhaltend positiven Trend, allen voran die neuesten Perowskit- und Kesterit-Absorbertechnologien. Vorteile wie Flexibilität und Transluzenz sowie der Einsatz von Niedertemperatur-Abscheideverfahren ermöglichen eine kostengünstige Herstellung und damit Wettbewerbsfähigkeit gegenüber herkömmlichen Siliziumsolarzellen. Im Bereich der Forschung ist eine laufende Anpassung im Hinblick auf die neuen Materialien und Technologien notwendig, um Impulse zu geben und neue Marktchancen in der PV-Branche zu schaffen.

flex!PV_2.0 hat es sich zum Ziel gesetzt, die Position Österreichs als PV-Technologiestandort zu stärken, indem das in den Kesterit- und Perowskit-Absorbertechnologien implementierte Know-how in den Bereichen Materialentwicklung, Beschichtungstechnologien und PV-Zellen-/ Modularchitekturen gebündelt wird. Folgende innovative Konzepte und Aktivitäten wurden daher vorgeschlagen:

(i) Aufbau einer Dünnschicht-Perowskit-Zelle unter Verwendung von Materialkomponenten (anorganisch und organisch) und Zelldesign-Konzepten aus dem etablierten Bereich der organischen Photovoltaik (OPV). Auf diese Weise wird die Kernkompetenz der OPV-Projektpartner voll ausgeschöpft und es können wertvolle Ergebnisse aus dem vorherigen Projekt flex!PV.at weiterentwickelt werden. Abgesehen vom Perowskit-Absorber selbst, decken die Projektaufgaben Materialkomponenten wie transparente Elektroden, Elektronen- und Lochtransportschichten sowie Grenzflächenschichten für die Perowskit-Passivierung, Defektreduzierung und Energiebandausrichtung ab.

(ii) Die Synthese von Perowskit-Einkristallen auf chemischem Wege und ihre Integration in die Monokorn-Membranzellentechnologie von Crystalsol, um die Möglichkeiten zur Steigerung der Energieumwandlungseffizienz zu untersuchen. Diese unkonventionelle Perowskit-Zellkonstruktion würde die Entkopplung der Perowskit-Absorber-Bildung von den anderen Zellbestandteilen ermöglichen und damit die Prozessflexibilität erhöhen.

(iii) Die Entwicklung einer semitransparenten und effizienten Monokorn-Membranzelle auf Basis des Kesteritabsorbers durch die Implementierung neu entwickelter transparenter Rückkontakte und Cd-freier Puffer mit optimierter Energiebandstruktur. Die Entwicklung semitransparenter Zellen soll der Technologie von Crystalsol neue Marktmöglichkeiten eröffnen, insbesondere im BIPV (Building-Integrated PV)-Bereich.

(iv) Lösungsbasierte Abscheidung mit hohem Durchsatz, skaliert von der Produktion auf Zellebene bis hin zur Verarbeitung von Batch-zu-Batch- oder Rolle-zu-Rolle-Modulen. Die Skalierungsstrategien

adressieren Effizienzprobleme von Modulen, die durch Faktoren wie Inhomogenität der Schichtdicke und Modulverbindungsverluste verursacht werden.

(v) Das Projekt konzentrierte sich auch auf die Material-, Zell- und Modulstabilität, die insbesondere für die Hybrid-Perowskit-Absorber ein kritisches Thema darstellt und deren Kommerzialisierung noch verhindert. Eine breite Palette von Charakterisierungstechniken und verschiedenen Testbedingungen für Licht, Feuchtigkeit und Temperatur wurden eingesetzt, um die spezifischen Grenzen und das Potenzial dieser vielversprechenden Absorbertechnologien aufzudecken.

Die mit dem Projekt verfolgten Ziele waren:

Entwicklung von Kesterit-Monokorn-Membranmodulen mit erhöhter Leistung und Funktionalität:

Dieses Ziel umfasste: (i) die Herstellung von semitransparenten Kesteritzellen und -modulen durch die Entwicklung transparenter Rückkontakte, (ii) die Verwendung von reichlich vorhandenen, nicht toxischen Pufferschichten mit optimierter Energiebandausrichtung zum Kesteritabsorber.

Synthese und Integration von Perowskit-Einkristallen: Dieses Ziel umfasste die Synthese und Implementierung von Perowskit-Kristallen in die Monokorn-Membrantechnologie von crystalsol. Die Trennung der Perowskit-Absorber-Produktion von den übrigen Schritten der Herstellung von Zellen / Modulen würde zu einem Wettbewerbsvorteil gegenüber aktuellen Perowskit-Dünnschicht-Konzepten führen. Die Perowskit-Monokorn-Membranen könnten eine Alternative zu den auf Kesterit basierenden sein.

Niedertemperatur-verarbeitete, stabile Dünnschicht-Perowskit-Solarzellen: Um dieses Ziel zu erreichen, fokussierte sich das Projekt auf die Herstellung verschiedener Materialkomponenten mit dem Schwerpunkt auf lösungsbasierten Niedertemperaturprozessen. Insbesondere lag der Schwerpunkt auf: (i) neuen Perowskit-Absorberzusammensetzungen mit verbesserter Stabilität, (ii) Elektronentransportschichten (engl. Electron Transport Layer: ETL) und Lochtransportschichten (engl. Hole Transport Layer HTL) zur effizienten und selektiven Ladungsträgerextraktion, (iii) Passivierungsschichten zur Verbesserung der Zellstabilität, (iv) transparente Elektroden mit hohem Kosten-Leistung Verhältnis und mechanischer Stabilität für flexible Anwendungen.

Großflächige Abscheidung von PV-Materialien und -Zellen mit geringen Verlusten an Leistung / Wirkungsgrad: Dieses Ziel betrifft die Herstellung durch Druckverfahren (Tintenstrahldruck) von großflächigen Perowskit-Solarzellen und -Modulen mit geringen Verlusten an Effizienz, durch Optimierung von Schichtinhomogenität, Kristallbildung und Rauheit.

Um die Herausforderungen anzugehen und die Ziele des Projekts zu erreichen, wurde das Projekt in die folgenden Arbeitspakete aufgliedert:

AP1. Projektmanagement

Aufgabe 1.1 Koordinierung der administrativen, finanziellen und vertraglichen Belange

Aufgabe 1.2 Dissemination & Verwertung

AP2. Material- und Prozessentwicklung – Absorber

Aufgabe 2.1 Synthese stabiler Perowskit-Halbleiter

Aufgabe 2.2 Perowskit-Pulver für Solarzellenanwendungen

Aufgabe 2.3 Herstellung von dünnen Schichten für Solarzellenanwendungen

Aufgabe 2.4 crystalsol CZTS-Monograin-PV-Membranen

AP3. Material-/Prozessentwicklung – Grenzschichten

Aufgabe 3.1 Pufferschichten CZTS

Aufgabe 3.2 ETL und HTL für Perowskit-Solarzellen

Aufgabe 3.3 Passivierungsschichten für Perowskit-Solarzellen

AP4. Material-/Prozessentwicklung – Elektroden

Aufgabe 4.1 Anoden für CZTS- und Perowskit-Solarzellen

Aufgabe 4.2 Kathoden für CZTS- und Perowskit-Solarzellen

AP5. Herstellung und Charakterisierung von Zellen und Modulen

Aufgabe 5.1 crystalsol-Monograin-Membranen

Aufgabe 5.2 Großflächige Perowskit-Module

Komplementarität zwischen den Partnern in Bezug auf Fachwissen garantierte eine effiziente Zusammenarbeit bei der Bearbeitung der verschiedenen Projektaufgaben und Erreichung der Ziele.

Relevanz des Projekts in Bezug auf die Ausschreibung: Der Schwerpunkt des Projekts war: Erneuerbare Energien mit **Teilfokus:** Photovoltaik

3 Inhaltliche Darstellung

Arbeitspaket 1: Projektmanagement

Projektkoordination

Die im Rahmen des Projekts stattgefundenene Zusammenarbeit und vor allem der Know-how-Austausch zwischen allen Partnern waren hervorragend. Regelmäßige Meetings (Face-to-Face und Telefonkonferenzen) ermöglichten eine effektive Kommunikation zwischen den Partnern und eine schnelle Problemlösung. Auch administrative Angelegenheiten wurden schnell und effizient erledigt. Während des gesamten Projektzeitraums sind keine Probleme oder Streitigkeiten aufgetreten. Darüber hinaus ermöglichte flex!PV_2.0, dass Studierende ihre Masterarbeit bzw. Doktorarbeit in diesem interdisziplinären Umfeld durchführten.

Dissemination & Verwertung

Das Projekt führte zu einer Vielzahl von **begutachteten Veröffentlichungen** und Verbreitungsaktivitäten, wie beispielsweise **Vorträgen und Posterpräsentationen im Rahmen von wissenschaftlichen Konferenzen** sowie **wissenschaftlichen Arbeiten**. Eine detaillierte Liste dieser Aktivitäten wird im Folgenden für die Gesamtdauer des Projekts dargestellt.

Begutachtete Veröffentlichungen

Different Device Architectures for Bulk-Heterojunction Solar Cells

A. Getachew, M. Battulga, P. Denk, C. Ulbricht, C. Hrelescu, M. C. Scharber
Front. Mater. (2016) doi.org/10.3389/fmats.2016.00039

Highly transparent and conductive indium-doped zinc oxide films deposited at low substrate temperature by spray pyrolysis from water-based solutions

S. Edinger, N. Bansal, M. Bauch, R. A. Wibowo, G.U. Ujjvari, R. Hamid, G. Trimmel, T Dimopoulos
J Mater Sci 52 (2017) 8591

High performance and low-cost transparent electrodes based on ultrathin Cu layer

D. Ebner, M. Bauch, T. Dimopoulos
Optics Express 25 (2017) A240

Investigation of NiO_x-hole transport layers in triple cation perovskite solar cells

S. Weber, T. Rath, J. Mangalam, B. Kunert, A. M. Coclite, M. Bauch, T. Dimopoulos, G. Trimmel
J. Mater. Sci. Mater. Electron. 29 (2018) 1847

Inverted (p-i-n) perovskite solar cells using a low temperature processed TiO_x interlayer

B. Hailegnaw, G. Adam, H. Heilbrunner, D. H. Apaydin, C. Ulbricht, N. S. Sariciftci, M. C. Scharber
RSC Adv. 8 (2018) 24836

The influence of perovskite precursor composition on the morphology and photovoltaic performance of mixed halide MAPbI_{3-x}Cl_x solar cells

S. Tombe, G. Adam, H. Heilbrunner, C. Yumusak, D. Hazar Apaydin, B. Hailegnaw, C. Ulbricht, C. J. Arendse, H. Langhals, E. Iwuohaa, N. S. Sariciftci, M. C. Scharber
Solar Energy 163 (2018) 215

Mg-doped ZnO films prepared by chemical bath deposition

N. Winkler, S. Edinger, W. Kautek, T. Dimopoulos
J. Mater. Sci. 53 (2018) 5159

Modification of NiO_x hole transport layers with 4-bromobenzylphosphonic acid and its influence on the performance of lead halide perovskite solar cells

J. Mangalam, T. Rath, S. Weber, B. Kunert, T. Dimopoulos, A. Fian, G. Trimmel
J Mater Sci: Mater Electron 30 (2019) 9602

Polymer interlayers on flexible substrates enabling ultra-high performance, ITO-free dielectric/metal/dielectric transparent electrode

L. Kinner, M. Bauch, R. A. Wibowo, G. Ligorio, E. J. W. List-Kratochvil, T. Dimopoulos
Materials and Design 168 (2019) 107663

Improving the Performance and Stability of Perovskite Solar Cells Using a Novel Polyphosphazene Interlayer

B. Hailegnaw, V. Poscher, C. Ulbricht, H. Seelajaroen, I. Teasdale, Y. Salinas, S. Sariciftci, M. C. Scharber
Phys. Status Solidi A (2019) [10.1002/pssa.201900436](https://doi.org/10.1002/pssa.201900436)

Optoelectronic Properties of Layered Perovskite Solar Cells

Energieforschungsprogramm - 2. Ausschreibung

Klima- und Energiefonds des Bundes – Abwicklung durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft FFG

B. Hailegnaw, S. Paek, K. T. Cho, Y. Lee, F. Ongül, M. K. Nazeeruddin, M. C. Scharber
Sol. RRL (2019) 1900126

Vorträge

[Optical properties optimization of TCO/metal-nanofilm multilayers for use as high performance transparent electrode in photovoltaics \(invited\)](#)

T. Dimopoulos

EMN Meeting on Photonics, Barcelona, Spain, September 2016

[Optimization of optical and electrical properties of sputtered TCO/metal/TCO transparent electrodes for solar cells \(invited\)](#)

T. Dimopoulos, M. Bauch, D. Ebner, N. Bansal

EFDS (European Society of Thin Films) workshop: Transparente, leitfähige Materialien (TCO/TCM), Erfurt, Germany, November 2016

[Design of ultrathin metal based transparent electrodes including the impact of interface roughness](#)

M. Bauch, N. Bansal, R. Wibowo, T. Dimopoulos

E-MRS (European Materials Research Symposia) Lille, France, May 2016

[Vorstellung des Projektes flex!PV_2.0](#)

T. Dimopoulos

14. Österreichische Photovoltaik-Tagung, Villach, Austria, November 2016

[High performance ultrathin Cu-based composite transparent electrodes](#)

M. Bauch, D. Ebner, T. Dimopoulos

E-MRS Fall Meeting, Warsaw, Poland, September 2017

[Towards Cd-Free R2R CZTSSe-Monograin-Membrane PV-Module Production](#)

P.Santos Ortiz, S. Lopez J. Mangalam, T. Rath, S. Edinger, M. Ursprung, L. Plessing, P. Pölt, G.

Trimmel, C. Neubauer, C. Waldauf, D. Meissner

35th European PV Solar Energy Conference and Exhibition 2018, Brussels, Belgium, September 2018

[Gibt es Alternativen zu Blei-basierten Perowskiten?](#)

T. Rath

Technologieplattform Photovoltaik Workshop (TPPV) Workshop - Perowskit-Solarzellen, Graz, Austria, October 2018

[Highly transparent and conductive embedded silver nanowire electrode for use in flexible solar cells](#)

L. Kinner, N. Bansal, M. Bauch, F. Hermerschmidt, E. List-Kratochvil, T. Dimopoulos

International Conference on Hybrid and Organic Photovoltaics (HOPV18)

Benidorm, Spain, May 2018

[Solvent Engineering to Improve the Performance of Planar Organic-Inorganic Hybrid Perovskite Solar Cells](#)

Bekele Hailegnaw

31st Workshop on Quantum Solar Energy Conversion - (QUANTSOL 2019), Rauris, Austria, March 2019

Poster

[Direct Comparison of Solution-and Vacuum Processed based Electrodes with High Transparency and](#)

Energieforschungsprogramm - 2. Ausschreibung

Klima- und Energiefonds des Bundes – Abwicklung durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft FFG

Conductivity for Use in Perovskite-Based Solar Cells

N. Bansal, S. Edinger, T. Dimopoulos

MRS (Materials Research Symposia), Boston, USA, **2016**

Nickel (II) oxide nanoparticles as hole transport material in $\text{Cs}_x(\text{MA}_{0.17}\text{FA}_{0.83})_{(100-x)}\text{Pb}(\text{I}_{0.83}\text{Br}_{0.17})_3$ triple cation perovskite solar cells

Stefan Weber, Jimmy Mangalam, Thomas Rath, Anna Maria Coclite, Birgit Kunert Gregor Trimmel

14. Österreichische Photovoltaik-Tagung, Villach, Austria, November **2016**

Solution-processed Bi_2S_3 passivation layers for $\text{CH}_3\text{NH}_3\text{PbX}_3$ (X = Cl, Br, I) perovskite solar cells

Christine Buchmaier, Indira Zahirovic, Thomas Rath, Birgit Kunert, Roland Resel, Gregor Trimmel

HOPV - International Conference on Hybrid and Organic Photovoltaics, Swansee, UK, June-July **2016**

Effect of hole transport layers on triple cation perovskite based conventional and inverted solar cell geometry

J. Mangalam, S. Weber, T. Rath, B. Kunert, A. M. Coclite, M. Bauch, T. Dimopoulos, G. Trimmel, 15.

Österreichische Photovoltaik-Tagung, Vienna, Austria, November **2018**

Investigating the effects of functionalized benzylphosphonic acid SAMs on triple cation perovskite based solar cells

J. Mangalam, T. Rath, S. Weber, B. Kunert, T. Dimopoulos, A. Fian, G. Trimmel

2018 MRS Fall meetings and exhibits, Boston MA, USA, November **2018**

R-functionalized benzylphosphonic acid SAMs for improved efficiency in inverted triple cation lead perovskite solar cells

J. Mangalam, T. Rath, S. Weber, B. Kunert, T. Dimopoulos, A. Fian, G. Trimmel

Hybrid and Organic Photovoltaics HOPV 2018 Conference, Benidorm, Spain, May **2018**

TCO-free Perovskite planar-heterojunction solar cells

N. Bansal, T. Dimopoulos, A. Bruno

11th International Symposium on Flexible Organic Electronics (ISFOE18), Thessaloniki, Greece, July **2018**

Flexible dielectric-metal-dielectric sputtered electrodes on PET with 85% visible - light transparency and <6 Ohm/sq. sheet resistance

L. Kinner, M. Bauch, R. A. Wibowo, E. List-Kratochvil, T. Dimopoulos

LOPEC Exhibition and Conference, Munich, Germany, March **2019**

Improving the Performance of Perovskite Solar Cells Using a Polyphosphazene Interfacing layer

Bekele Hailegnaw, Vanessa Poscher, Christoph Ulbricht, Hathaichanok Seelajaroen, Ian Teasdale,

Yolanda Salinas, Niyazi Serdar Sariciftci, Markus Clark Scharber, Europe-Korea Conference on Science and Technology 2019, Vienna, July 2019

Wissenschaftliche Arbeiten

Master Arbeit: [Preparation and characterization of transparent electrodes optimized for thin film solar cells](#)

David Ebner, AIT & Vienna University of Technology **2016**

Master Arbeit: [Exploring different hole transport layers in p-i-n planar organo lead halide perovskite](#)

solar cells

Stefan Weber, Graz University of Technology **2017**

PhD Arbeit: [Lead halide perovskite solar cells: Fabrication challenges and interface modification using phosphonic acid self-assembled monolayers](#)

Jimmy Mangalam, Graz University of Technology, **2019**.

PhD Arbeit: [Inkjet printing as up-scalable technology for the fabrication of efficient solution processed perovskite solar cells](#)

Edgar Ricardo Nandayapa Bermudez, Fraunhofer IAP und Humboldt Universität zu Berlin, planned finishing date: end of 2019

PhD Arbeit: [Transparent electrodes based on ultrathin metallic films and metal nanowires for flexible devices](#)

Lukas Kinner, AIT and Humboldt University, Berlin, planned finishing date: end of 2019

Arbeitspaket 2: Material- und Prozessentwicklung – Absorber

Synthese von stabilen Perowskit-Halbleitern und Herstellung von Dünnschichten für Solarzellenanwendungen

Dreifachkationen-Perowskite: Der „Dreifachkationen-Perowskit“ $\text{Cs}_{0.08}\text{MA}_{0.16}\text{FA}_{0.76}\text{Pb}(\text{I}_{0.83}\text{Br}_{0.17})_3$ (MA methylammonium, FA formamidinium) wurde als das vielversprechendste Perowskitmaterial identifiziert und daher im Rahmen dieses Projekts vom ICTM untersucht. **Abbildung 1(A)** zeigt ein Röntgendiffraktogramm (eng. X-Ray diffraction XRD) des Dreifachkationen-Perowskits (hergestellt auf einem Glassubstrat), das das typische Muster der Perowskitstruktur zeigt und gut mit der einschlägigen Literatur übereinstimmt.¹ Weiters, konnten keine Verunreinigungen wie z.B. Bleiodid, Methylammoniumiodid oder FAPbI_3 beobachtet werden. Die Zugabe von Cäsium (Cs) fördert die Bildung der gewünschten schwarzen Phase und unterdrückt die gelbe Phase von FAPbI_3 .² Ein weiteres wichtiges Problem ist das Verhältnis des Lösungsmittelgemisches, um eine gleichmäßige Filmbildung zu erhalten. Hierbei wurde eine Mischung aus DMSO / DMF (4/1 V / V) verwendet, da das stark koordinative Lösungsmittel DMSO die Auflösung von PbI_2 verbessert.³ Die Perowskit-Schichtdicke lag bei allen Substraten und Zwischenschichten im gleichen Bereich (280-320 nm). Die Oberflächenmorphologie eines auf einem Glas / ITO / NiO_x -Substrat hergestellten Perowskitfilms wurde durch Rasterelektronenmikroskopie (eng. Scanning Electron Microscopy SEM)-Messungen untersucht und ist in **Abbildung 1(B)** zu sehen. Das Oberflächenbild zeigt ein homogenes Wachstum auf der NiO_x -Schicht mit einer vollständigen Bedeckung des Perowskitfilms ohne offensichtliche Pinholes und Korngrößen im Bereich von ca. 100 nm bis 500 nm. Das Absorptionsspektrum (in **Abbildung 1(C)** dargestellt) stimmt gut mit den in der Literatur angegebenen Daten überein.⁴

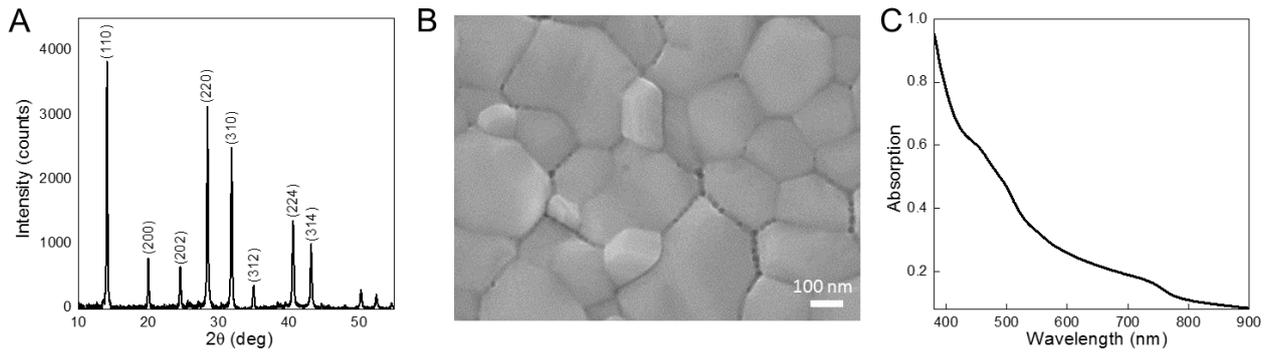


Abbildung 1. (A) Röntgendiffraktogramm des Perowskits $\text{Cs}_{0.08}(\text{MA}_{0.17}\text{FA}_{0.83})_{0.92}\text{Pb}(\text{I}_{0.83}\text{Br}_{0.17})_3$ auf einem Glassubstrat mit allen für dieses Material charakteristischen Reflexen. (B) Draufsicht SEM-Aufnahme eines auf einer NiO_x -Schicht hergestellten Perowskitfilms und (C) Absorptionsspektrum des Perowskit-Dünnsfilms auf einem Glassubstrat. Die Precursorlösung war 1:4 verdünnt im Vergleich zu dem Precursor, der für die Solarzellenherstellung mit DMF: DMSO (1: 4 V./V.) verwendet wurde.

In Bezug auf die Synthese und Auswahl stabiler Perowskit-Materialien wurde am IAP eine Testreihe durchgeführt, in der zwei der vielversprechendsten von Saliba et al.^{1,5} veröffentlichten Multikationen-Perowskit-Spezies verglichen wurden. Der Fokus lag auf der Verbesserung des Verständnisses der Unterschiede in der Morphologie und Reinheit von Perowskiten mit drei und vier Kationen, die neben MA und FA auch Cs und Rubidium (Rb) enthalten. Durch Spin-coating dieser Lösungen auf Glassubstrate wurde festgestellt, dass die Kristallgröße der Perowskit-Spezies, die vier Kationen enthielt, um den Faktor 4 größer war als die der Spezies mit drei Kationen, wie in **Abbildung 2** dargestellt.

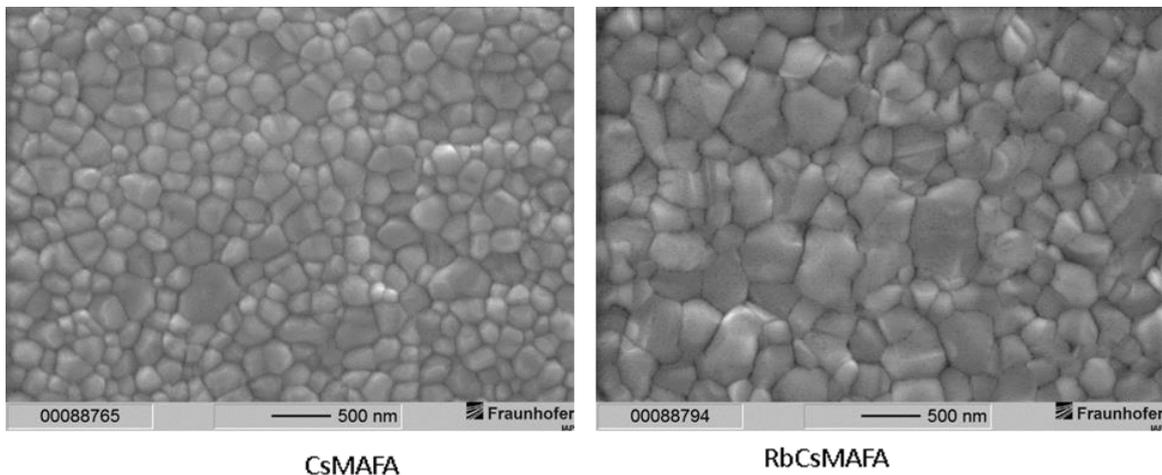


Abbildung 2. SEM Aufnahme von CsMAFA- und RbCsMAFA-basiert Perowskite

Zusätzlich wurde die Kristallqualität mittels Röntgendiffraktion (XRD) untersucht (**Abbildung 3**). Der Peak bei $12^\circ 2\theta$, der auf Reste von PbI_2 zurückzuführen ist, ist für die RbCsMAFA-Spezies fast nicht sichtbar. Wenn man bedenkt, dass beide Schichten auf die gleiche Weise hergestellt werden, zeigt sich, dass die Kristallreinheit des Rb-haltigen Perowskits der des Dreifachkations überlegen ist. Aus diesem Grund wurde dieses System für die Hochskalierung von großflächigen Beschichtungen mit Tintenstrahldruck ausgewählt.

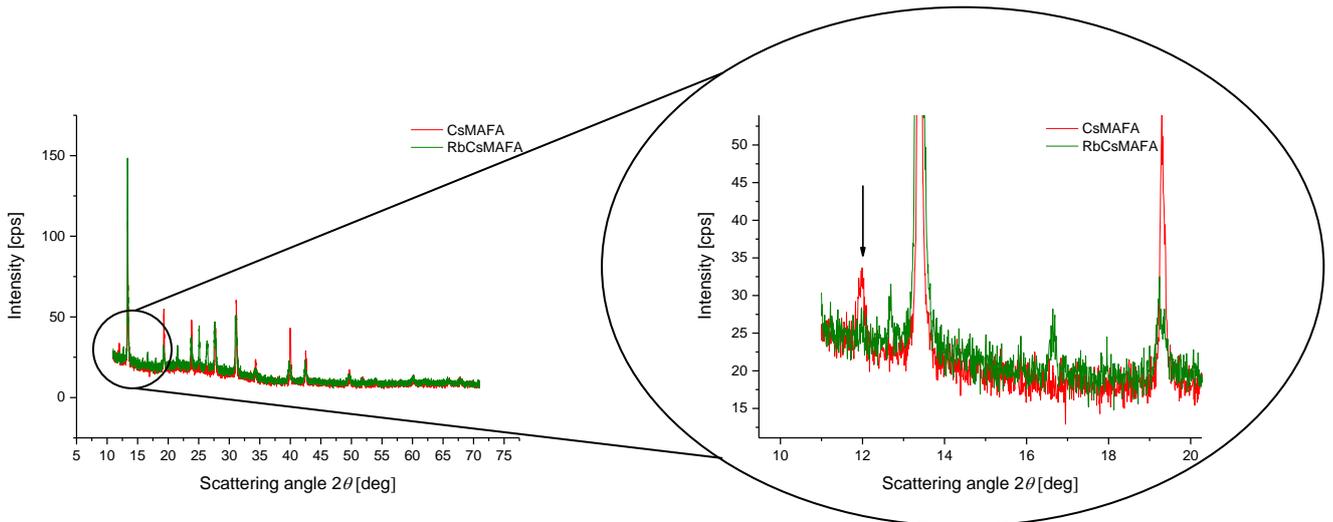


Abbildung 3. Röntgendiffraktogramm von RbCsMAFA- und CsMAFA-basierten Perowsiten.

Mischhalogenidperowskite und Einfluss von Zwischenschichten: Im Rahmen des Arbeitspakets 2 untersuchte das LIOS die Verarbeitung von Mischhalogenidperowskit-Absorbermaterialien auf verschiedenen Substraten und Zwischenschichten sowie die Rolle der Präkursorzusammensetzung. Die Experimente haben gezeigt, wie wichtig es ist, die optimale Zusammensetzung und das Vorhandensein von Cl oder Br für die Bildung größerer Perowskitkristalle zu wählen. In **Abbildung 4** sind Oberflächenbilder von Perowskitschichten dargestellt, die auf PEDOT:PSS mit unterschiedlichen Bleichlorid-, Bleijodid-Konzentrationen, Methylammoniumchlorid (MAI) und Methylammoniumiodid (MAI) -Präkursoren hergestellt wurden.

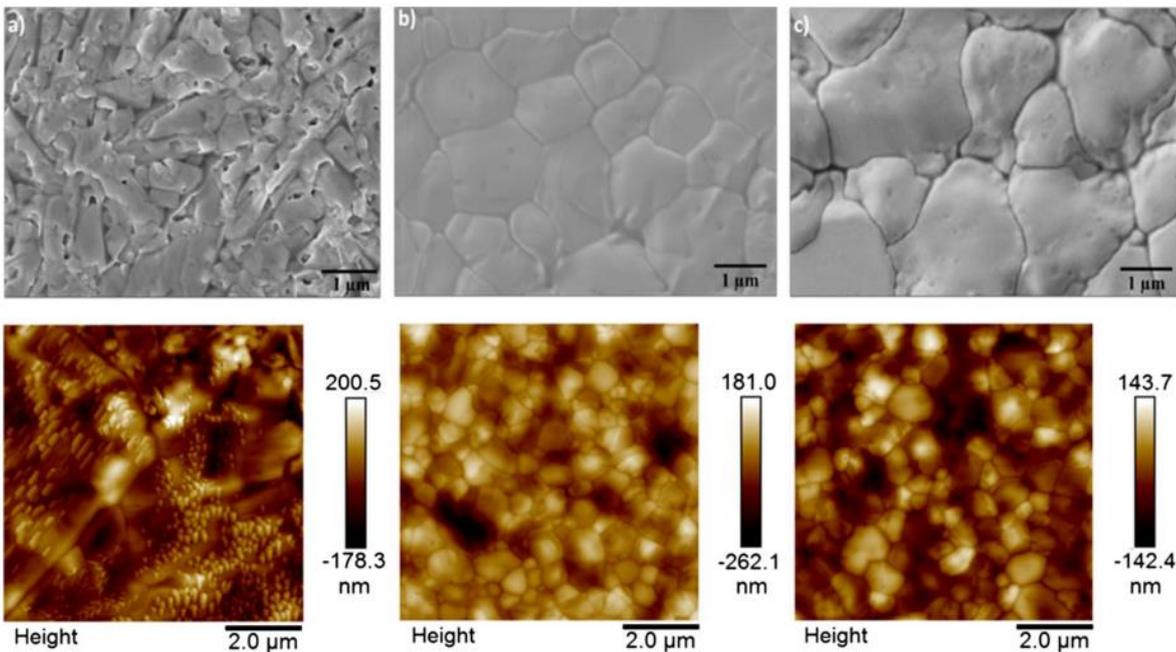


Abbildung 4. SEM (oben) und AFM (Atomkraftmikroskopie, eng. Atomic Force Microscopy, unten) Bilder von Perowskitschichten auf Glas/ITO/PEDOT:PSS Substraten, hergestellt aus verschiedenen Präkursorlösungen (a) 1:3 (PbCl₂ :MAI), (b) 1:1:4 (PbI₂ :PbCl₂ :MAI) und (c) 1:1:1 (PbI₂:MAI:MAI), mittels Spin-coating und Tempern in Umgebungsatmosphäre.

Die Untersuchungen belegen, dass eine dichte Anordnung größerer Perowskitkristalle zu den höchsten Wirkungsgraden bei der Leistungsumwandlung führt. Alle experimentellen Ergebnisse sind in den Manuskripten von Tombe et al. Dargestellt. ^{6,7}

In einem nächsten Schritt wurden am LIOS verschiedene Perowskit-Halbleiter und Zellarchitekturen getestet. Eine Verbesserung der Leistung und Stabilität sowie eine Verringerung der Hysterese von invertierten Mischkationen-Mischhalogenid-Perowskit-Solarzellen wurden unter Verwendung einer zusätzlichen lösungsverarbeiteten Titanoxid (TiO_x) -Zwischenschicht bei niedriger Temperatur erreicht. Ein schematischer Schichtstapel und ein Querschnitt sind in **Abbildung 5** dargestellt.

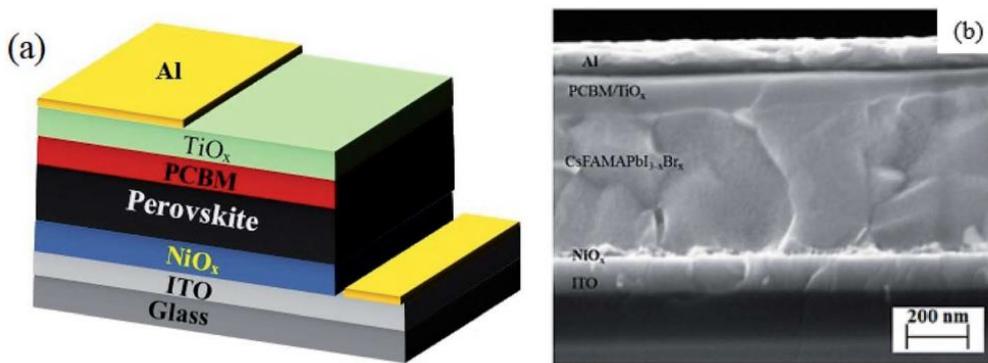


Abbildung 5. (a) Schema der Solarzelle, (b) Querschnitts-SEM-Aufnahme der präparierten Solarzellen. Die verbesserte Grenzfläche führt zu einem Wirkungsgrad von bis zu 16% und einer verbesserten Stabilität. Die Ergebnisse wurden in Hailegnaw et al. präsentiert ⁸

Ein weiteres nützliches Grenzflächenmaterial für Perowskitsolarzellen ist ein Polyphosphazenderivat (**Abbildung 6**). Ein schematischer Querschnitt der vorbereiteten Zelle ist in (**Abbildung 6**) dargestellt. Es konnten Wirkungsgrade von bis zu 17% erzielt werden.

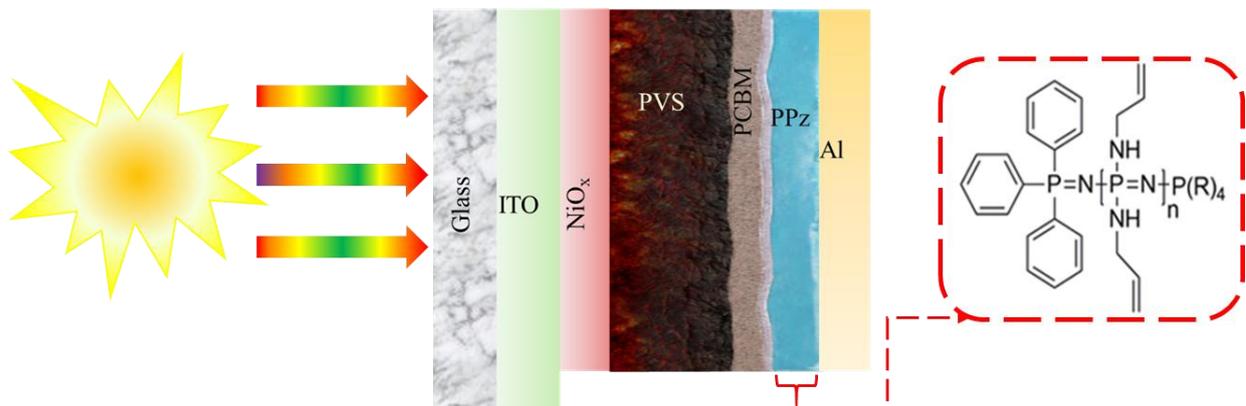


Abbildung 6. Schematische Struktur der hergestellten Perowskitsolarzellen und des verwendeten Polyphosphazenderivats.

Das Manuskript, das die positive Wirkung der neuen Zwischenschicht beschreibt, wurde in Phys. Status Solidi A von B. Hailegnaw et al. publiziert. ⁹

Lebensdauer von Ladungsträgern in Perowskitzellen mit lösungsverarbeiteten Elektroden: AIT hat Solarzellen mit Methylammonium Bleiiodid/ Chlorid (MAPICl) auf verschiedenen lösungsverarbeiteten transparenten Elektroden mit folgender Architektur hergestellt:

Glas /PEDOT:PSS (mit DMSO) / MAPICl / PCBM / ZnO / Al

Glas/PEDOT:PSS+SWCNTs/ MAPICl / PCBM / ZnO / Al (SWCNTs: einwandige Kohlenstoffnanoröhren)

Für die erste Zelle betrug der Wirkungsgrad 8.9% und für die zweite 9.8%. Um die Ladungsträgerextraktionsdynamik in diesen Solarzellen zu verstehen, wurden Perowskit-Absorber auf normalem Glas (als Referenz) und auf den transparenten Elektroden abgeschieden. Die zeitaufgelöste Fluoreszenz wurde mit dem in **Abbildung 7** gezeigten Aufbau gemessen (in Zusammenarbeit mit der Nanyang Technological University, Singapur). In **Abbildung 7** sind auch die Transmissionsspektren dargestellt. Die zeitaufgelösten Messungen zeigten, dass die Fluoreszenz am effizientesten gedämpft wird (Ladungsträger werden extrahiert), wenn eine PEDOT:PSS+SWCNT-Elektrode verwendet wird. Die Zeitkonstante beträgt in diesem Fall 29 ns gegenüber 54 ns für die PEDOT:PSS-Elektrode. Auf der einzelnen Perowskitschicht (Referenz) wurde eine Zeitkonstante von 91 ns gemessen. Die Schlussfolgerung ist, dass die verwendeten lösungsverarbeiteten Elektroden für die Ladungsträgerextraktion effizient sind, wobei die SWCNTs einen Vorteil gegenüber der reinen PEDOT:PSS-Schicht bieten.

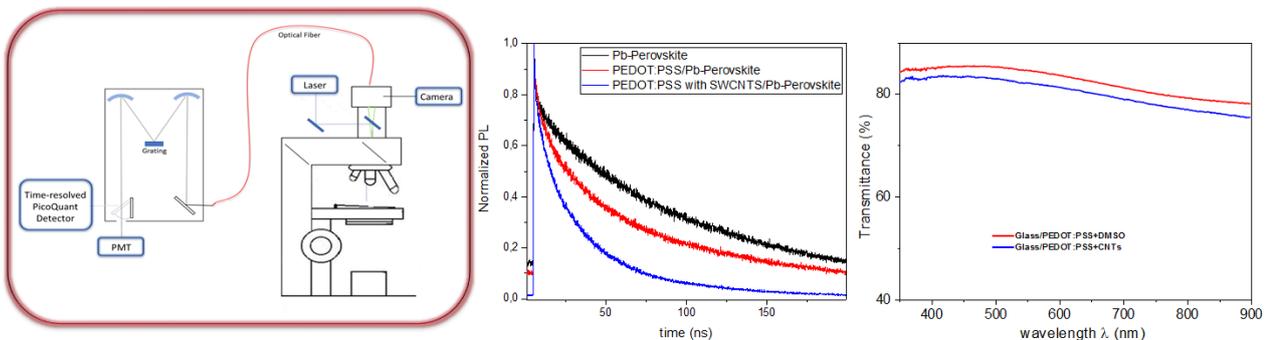


Abbildung 7. Aufbau zur Messung der zeitaufgelösten Fluoreszenz (links) zusammen mit den Messungen an den 3 verschiedenen Proben (Mitte) und den Transmissionsspektren der lösungsverarbeiteten Elektroden (rechts).

Synthese von Perowskitkristallen

LIOS hat Blei-Perowskit-Kristalle mit dem Ziel synthetisiert, diese in Monokorn-Membransolarzellen zu implementieren. Ein Mikroskopbild und die XRD Messung der synthetisierten Bleiperowskitkristalle sind in **Abbildung 8** dargestellt.

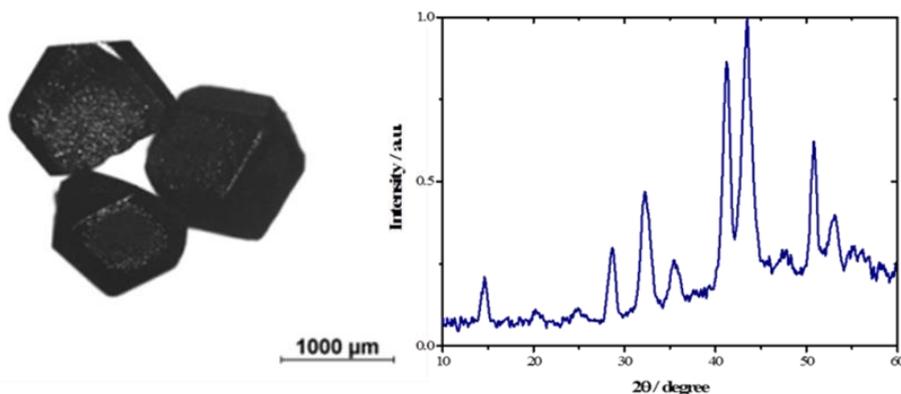


Abbildung 8. Perowskitkristalle (MAPbI₃) und das entsprechende Röntgendiffraktogramm.

Zusätzlich zu der bereits untersuchten Perowskit-Zusammensetzung hat LIOS Perowskit-Kristalle mit verschiedenen Dotierstoffen getestet. **Abbildung 9** zeigt verschiedene Kristalle, die geringe Mengen an Nickel und Kobalt enthalten. Röntgenuntersuchungen und optische Untersuchungen legen nahe, dass die unterschiedlichen Farben durch Verunreinigungen auf der Kristalloberfläche verursacht werden. Außerdem scheint eine beträchtliche Menge an Lösungsmittel in der Kristallstruktur eingeschlossen zu sein. Die Experimente zeigen, dass das Züchten von Kristallen mit modifizierten Zusammensetzungen ziemlich schwierig ist. Insbesondere Lösungsmittelreste in der Kristallstruktur können ein erhebliches Problem darstellen.



Abbildung 9. Perowskitkristalle dotiert mit Nickel und Kobalt

Arbeitspaket 3: Material-/Prozessentwicklung – Grenzschichten

Pufferschichten für CZTS

Diese Aufgabe beschäftigte sich mit der Untersuchung von Cd-freien Pufferschichten für CZTS-Monokornmembranzellen. ICTM untersuchte Zn(S,O,OH), das durch chemische Badabscheidung (eng. Chemical Bath Deposition CBD) hergestellt wurde. Um die chemische Badabscheidung der Pufferschicht auf den CZTS-Monokörnern zu optimieren, wurde ein CBD-System mit einer „rollenden Flasche“ (Rolling bottle) entworfen und gebaut (siehe **Abbildung 10**). Das System kann mit 100-ml- und 250 mL Flaschen verwendet werden, die Rotationsgeschwindigkeit ist einstellbar und das Gerät kann in eine Heizkammer gestellt werden, um die Temperatur während des gesamten CBD-Prozesses konstant zu halten. Dies garantiert eine konstante Bewegung des Pulvers während des Abscheidungsprozesses und somit wurde die Leistung der hergestellten Solarzellen im Vergleich zu der zuvor verwendeten Schwenkmethode viel reproduzierbarer. Die Zn(S,O,OH)-Pufferschichten, die durch ein von Buffière et al.¹⁰ eingeführtes Abscheidungsverfahren hergestellt wurden, wurden ursprünglich auf CIGS-Solarzellen

aufgebracht. Bei diesem Ansatz wird H_2O_2 als sehr reaktives Oxidationsmittel verwendet, das als Sauerstoffquelle fungiert und auch die Abscheiderate beschleunigt.

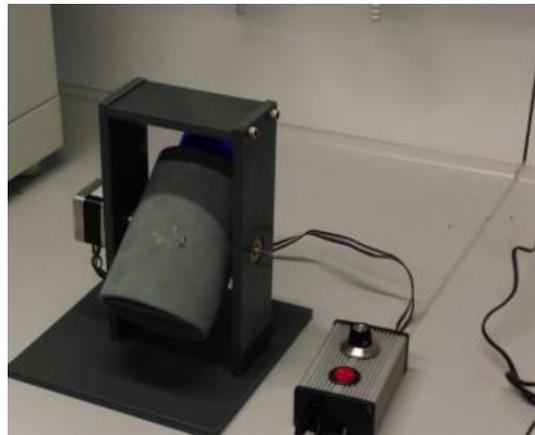


Abbildung 10. Foto des CBD-Systems basierend auf der „rollenden Flasche“.

Zur Steuerung der Schichtdicke der Pufferschicht wurde die Abscheidezeit variiert, und es wurde festgestellt, dass auch die Temperatur und Atmosphäre bei einem nachträglichen Tempersschritt einen starken Einfluss auf die Parameter der hergestellten Solarzellen haben. **Abbildung 11** zeigt einen Vergleich der Oberflächen von CZTS-Monokörnern ohne und mit $Zn(S,O,OH)$ -Pufferschicht. Insbesondere in den Bildern mit höherer Vergrößerung (C und F) ist gut sichtbar, dass die $Zn(S,O,OH)$ -Pufferschicht eine leicht körnige Oberflächenmorphologie aufweist und auch einige Hohlräume sichtbar sind. Anhand von SEM-EDX-Messungen (energiedispersive Röntgenspektroskopie, Energy dispersive X-Ray spectroscopy EDX) wurde festgestellt, dass diese Bereiche nicht mit der Pufferschicht bedeckt sind. Dies kann ein Faktor sein, der die Leistung der Solarzellen einschränkt.

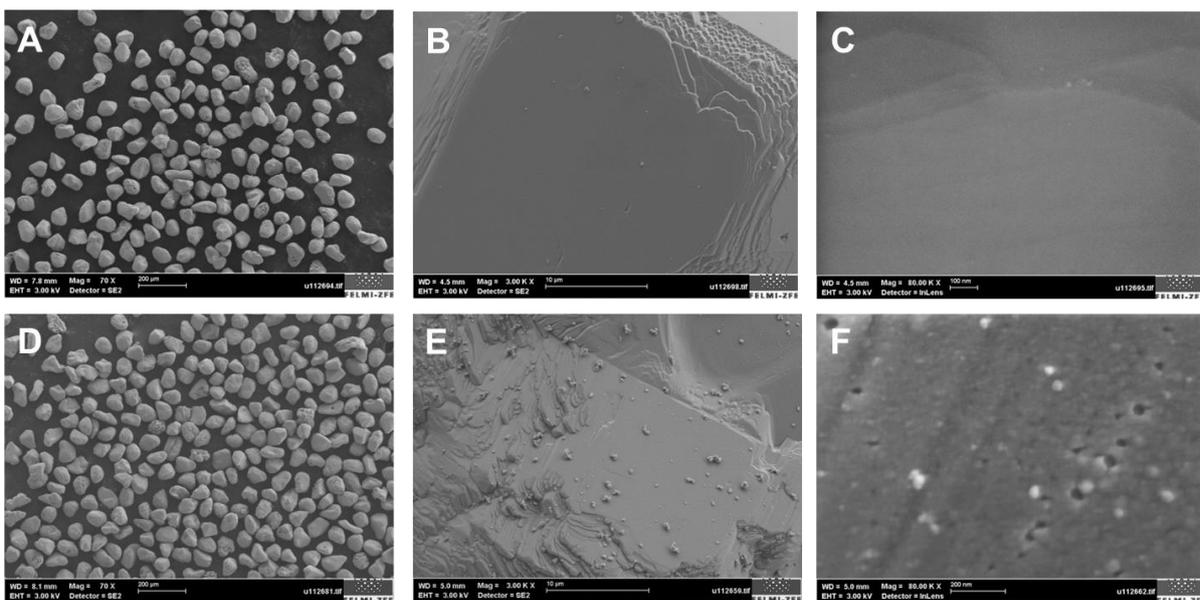


Abbildung 11. Vergleich der Oberflächen von CZTS-Monokörnern ohne und mit $Zn(S,O,OH)$ -Pufferschicht. Die SEM-Bilder A-C zeigen die Oberfläche von CZTS-Monokörnern ohne Pufferschicht in unterschiedlichen

Vergrößerungen, die SEM-Bilder D-E zeigen CZTS-Monokörner mit Zn(S,O,OH)-Pufferschicht in unterschiedlichen Vergrößerungen (Bilder aufgenommen von Peter Pölt am ZFE Graz)

Abbildung 12 zeigt SEM-Bilder von CZTS-Monokörnern die mit Zn(S,O,OH) beschichtet wurden. Die Pufferschichten sind mit unterschiedlichen Konzentrationen von Thioharnstoff in der CBD-Lösung und unterschiedlichen Temperaturen hergestellt worden. Wie in den SEM-Bildern zu sehen ist, sind die Löcher in der Pufferschicht in allen Proben vorhanden, was darauf hinweist, dass die Menge an Thioharnstoff und die Temperatur diesbezüglich keinen großen Einfluss haben. Ein zweites identifiziertes Problem ist, dass auch einige größere kristalline Partikel an der Oberfläche vorhanden sind.

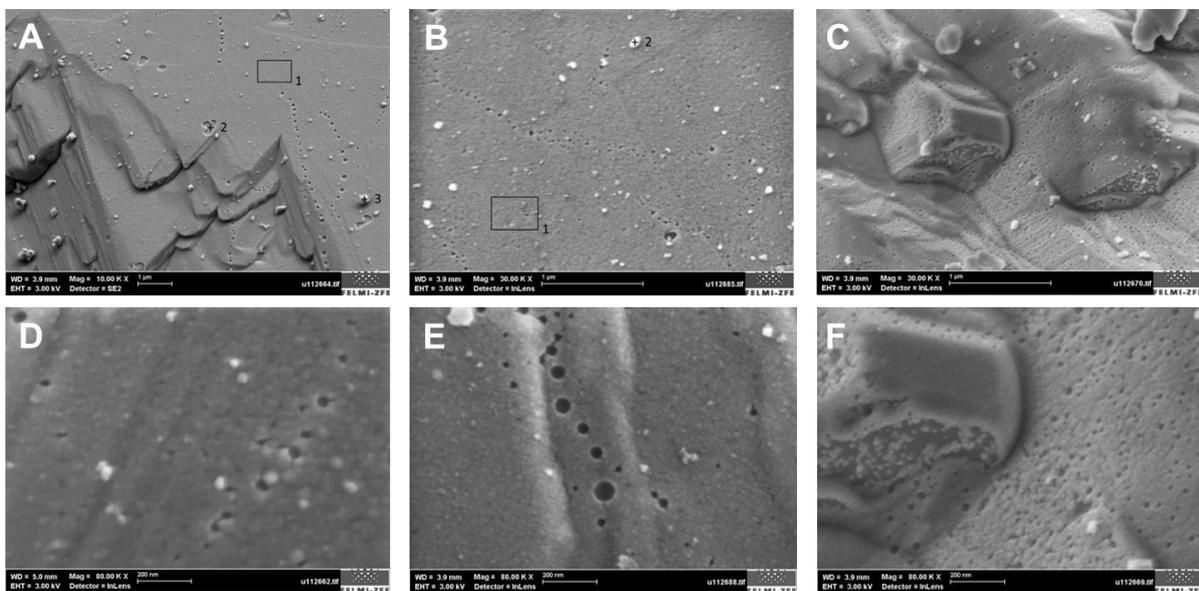


Abbildung 12: SEM-Aufnahmen von CZTS-Monokörnern mit Zn (S,O,OH)-Pufferschichten, die unter Verwendung verschiedener Abscheidungsparameter hergestellt wurden. A, C: Exp 2 – V 3, 10 min, 160°C; B, E: Exp2-V4, 10 min, mehr Thioharnstoff, 100°C; C, F: Exp1 – V5, 10 min, 160°C. (Bilder von Peter Pölt im ZFE Graz)

Zusätzlich wurden weitere Parameter im CBD-Prozess untersucht, wie beispielsweise die Gesamtkonzentration der CBD-Lösung oder die Konzentration von H₂O₂ in der Lösung. Hierzu wurden auf Objektträgern Zn(S, O,OH)-Schichten abgeschieden und anschließend durch Oberflächenprofilometrie charakterisiert. Diese Versuche zeigten, dass mit niedrigeren Gesamtkonzentrationen der CBD-Lösung etwas glattere Filme erzielt werden können, jedoch musste die Abscheidungszeit verlängert werden, um die gleiche Dicke des abgeschiedenen Films zu erzielen.

Charakterisierung von Monokornmembransolarzellen mit alternativem Zn(S,O,OH)-Puffer: crystalsol hat die PV-Leistung charakterisiert. Die Zellen mit Zn (S,O,OH)-Puffer haben, verglichen mit den Referenz-Zellen (Standard-Crystalsol-CdS-Verfahren), eine vergleichbar hohe Leistung (siehe **Tabelle 1**). Für die Abscheidung der Zn(S,O,OH)-Pufferschicht wurden die Prozessparameter, wie im vorherigen Abschnitt beschrieben, variiert. Darüber hinaus wurde der Einfluss der Belichtung der Zellen vor der Messung („Light-Soaking“ (LS) -Prozess) untersucht. Die Wirkung verschiedener Arten von Lichtquellen, Sonnensimulator und UV-Lampe, wurde untersucht. Um vergleichbare Ergebnisse zu erzielen, sind beim Sonnensimulator längere Belichtungszeiten erforderlich. Um den Prozess zu

beschleunigen, wurde eine UV-Lampe verwendet. Um die LS-Periode zu bestimmen, die zum Erreichen der maximalen Leistung erforderlich ist, wurde die Effizienzentwicklung einer Zn(S,O,OH)-Zelle über die Dauer der UV-Bestrahlung hinweg, untersucht. Eine deutliche Steigerung der Effizienz wird in den ersten 5 Minuten des LS-Prozesses beobachtet, welche nach 7-8 Minuten stabil bleibt. Daher wurden 10 Minuten als Standard-Light-Soaking-Dauer festgelegt. Das beste Ergebnis, das mit Solarzellen mit Zn(S,O,OH) Pufferschichten erzielt wurde, war eine um etwa 8% höhere Effizienz als die Referenz Zelle mit CdS (**Tabelle 1, Abbildung 13**). Parameter wie der Füllfaktor (FF) könnten jedoch noch verbessert werden. Darüber hinaus ist die Reproduzierbarkeit von hocheffizienten Solarzellen mit Zn(S,O,OH)-Pufferschicht schwierig und dies macht weitere Untersuchungen erforderlich.

Zusätzlich wurden die Zellen mit EQE-Messungen (EQE: External Quantum Efficiency) charakterisiert und die Daten mit der CdS-Referenz und mit den pufferfreien Proben verglichen. **Abbildung 14(a)** zeigt einen höheren Strom der Solarzelle mit einer Zn(S,O,OH)-Pufferschicht im Vergleich zu der pufferfreien Zelle bei allen Wellenlängen. Unterhalb von 510 nm zeigt die Zn(S,O,OH) basierte Zelle die höchste EQE, aber im relevantesten Bereich von etwa 510 nm bis 770 nm wurde die EQE der CdS-Referenz nicht erreicht. Jenseits von 770 nm zeigte Zn(S,O,OH) jedoch erneut die höchste EQE.

Tabelle 1. Hauptleistungsparameter von J-V-Analysen von Solarzellen auf CZTSSe-Monokornbasis. CdS "Rolling Bottle" (CBD, 22 min, Trocknen an der Luft bei 100°C); Zn (S,O,OH) "Rolling Bottle" (CBD, 10 min bei 70 ° C und Trocknen an der Luft bei 160°C für 10 min, KCN-Vorätzung und UV-LS). Zusätzliche Referenzfälle sind zum Vergleich beigefügt. Zellenfläche 8mm²

Schicht	Beschreibung	Rs	Rp	Uoc	FF	jsc	Effizienz
Material	Prozess	[Ωcm ²]	[Ωcm ²]	[V]	[rel. %]	[rel. %]	[rel. %]
CdS	rolling bottle	2.6	406.1	0.661	93 %	103,6 %	95.0 %
Zn(S,O,OH)	rolling bottle	3.5	370.6	0.706	95 %	107.9 %	107.8 %
Referenz:							
Kein Pufferschicht	-	5.3	190.7	0.494	79 %	92.3 %	53.6 %
CdS	3D-shaker	3.3	547.9	0.668	100%	100 %	100 %

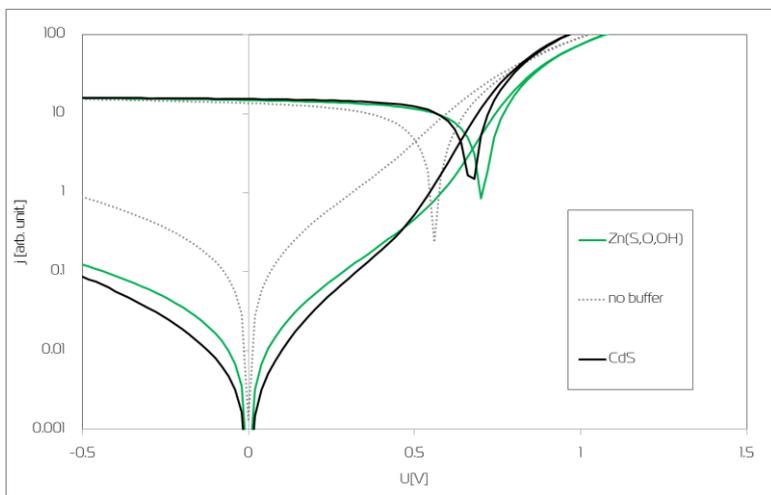


Abbildung 13. Beleuchtete und dunkle j-V-Kurven von Solarzellen auf CZTSSe-Monokornbasis. CdS-Referenz (schwarze durchgezogene Linien), keine Pufferschicht (schwarz gepunktete Linie), Zn (S,O,OH)-Pufferschicht, abgeschieden mit der Rolling-Bottle-Methode (grüne durchgezogene Linie). Die erzielte Leistung ist vergleichbar mit der CdS-Referenz

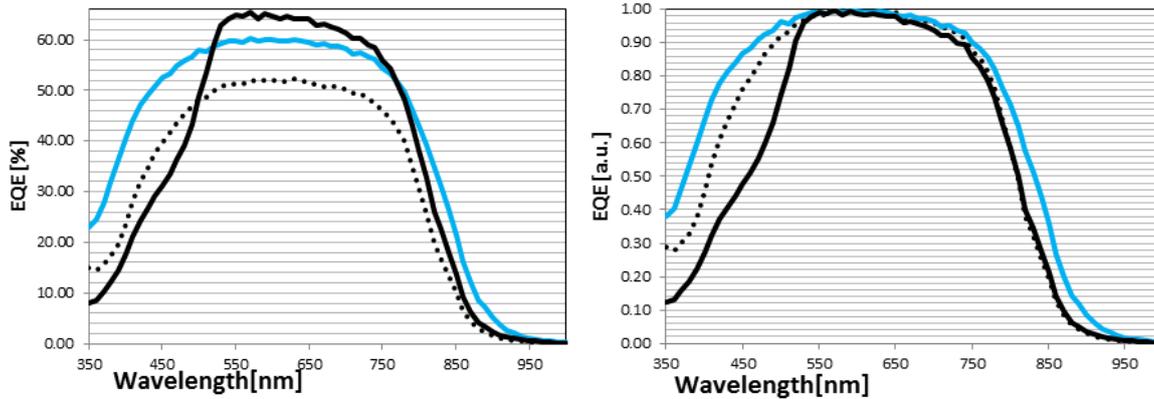


Abbildung 14. EQE von Solarzellen auf CZTSSe-Monokornbasis, links: Absolutwerte, rechts: normalisierte Werte. Schwarze durchgezogene Linie: CdS-Referenzzelle; schwarze gepunktete Linie: Zelle ohne Pufferschicht; blaue durchgezogene Linie: Zn (S,O,OH)-Pufferschicht, leistungsstärkste Zelle.

ZnMgO-Pufferschicht: Am AIT wurde die Eignung eines gesputterten ZnMgO-Puffers für den CZTSSe-Monokornabsorber untersucht. Der Einschluss von Mg in das ZnO-Gitter erhöht die Bandlücke des Materials (linear gegenüber dem Mg-Gehalt) und verringert die Elektronenaffinität. In unseren Experimenten wurde die ZnMgO-Schicht von einem keramischen Target ohne Substratheizung und in einer Ar-Atmosphäre durch RF-Sputtern erzeugt. Im Vergleich zu CdS ist die ZnMgO-Bandlücke signifikant größer (3.5 eV gegenüber 2.5 eV), was zu einer effizienteren Ernte der energiereichen Photonen führt. Der ZnMgO-Puffer wurde in den transparenten Frontkontakt der CZTSSe-Monokornzellen in unterschiedlichen Dicken- und Schichtkombinationen eingebaut, die in der folgenden **Tabelle 2.** zusammengefasst sind.

Tabelle 2. Fronttransparente Kontakte für CZTSSe-Zellen mit ZnMgO-Puffer (Indizes bezeichnen Dicke in nm).

Pufferschicht	Fensterschicht	Transparente Kontakt
CdS	ZnO ₃₅	AZO ₅₀ /Ag-NWs
	ZnO ₃₅	AZO ₅₀ /Ag-NWs
ZnMgO ₂₅		AZO ₅₀ /Ag-NWs
ZnMgO ₅₀		AZO ₅₀ /Ag-NWs
ZnMgO ₁₀₀		AZO ₅₀ /Ag-NWs

Die charakteristischen SEM-Bilder einer CZTSSe-Membran nach der ZnMgO₅₀-Abscheidung sind in **Abbildung 15** dargestellt. Die Pufferschicht scheint den Absorber homogen zu bedecken. Bei kleineren Pufferdicken (<20 nm) werden Dickeninhomogenitäten auf der stark rauen Oberfläche sehr wichtig. Die XRD-Charakterisierung auf einfachen Substraten und auf CZTSSe-Membranen zeigt den typischen dominanten ZnO(002)-Peak und den Ag(111)-Peak (für die Proben, auf denen Ag abgeschieden ist). Die PV-Charakterisierung der Solarzellen mit der ZnMgO-Pufferschicht wird im nächsten Abschnitt beschrieben.

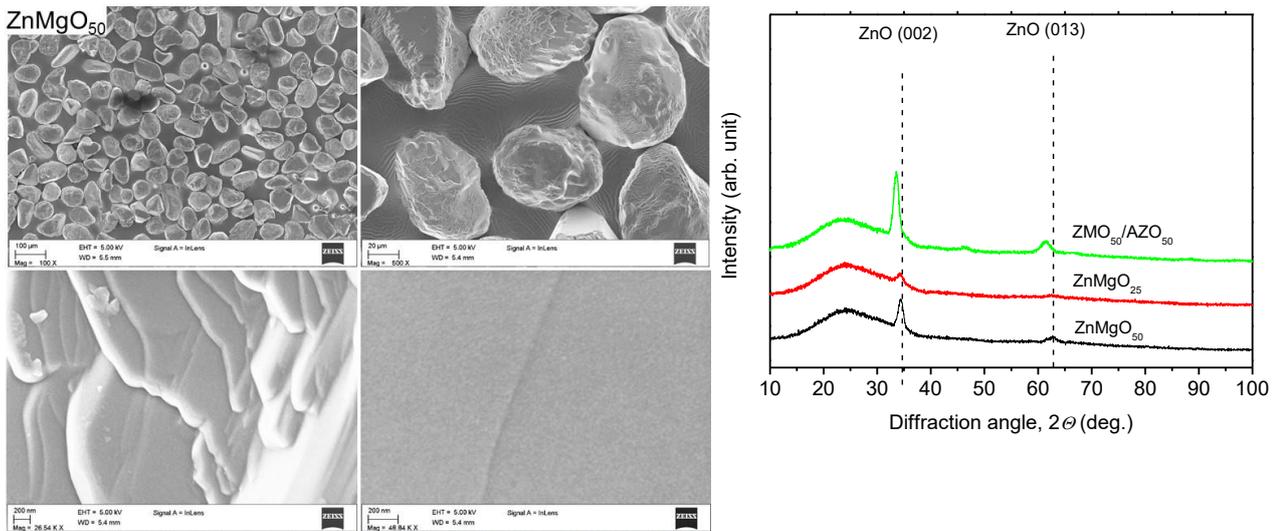


Abbildung 15. (links) SEM-Bilder mit unterschiedlicher Vergrößerung der mit dem ZnMgO₅₀-Puffer bedeckten CZTSSe-Körner. (rechts) Röntgendiffraktogramme von verschiedenen auf Glas aufgetragenen Frontkontakten.

PV-Charakterisierung der Zellen mit der alternativen ZnMgO-Pufferschicht: Die Funktionalität von gesputtertem ZnMgO als Pufferschicht wurde durch direkten Vergleich mit CdS- Referenzzellen untersucht. **Abbildung 16** (a) zeigt jV-Messungen, die aufzeigen, dass der Einbau von Mg in das ZnO die PV-Leistung signifikant verbessert. Insbesondere steigt die Leerlaufspannung auf Werte an, die mit der CdS-Referenz vergleichbar sind. Der Wirkungsgrad der Referenz wurde jedoch nicht erreicht, was hauptsächlich auf den geringeren Füllfaktor und den Kurzschlussstrom zurückzuführen war. Dieser Trend von reduziertem FF und j_{sc} war während der Experimente sichtbar und hing von der Dicke der ZnMgO-Schicht ab, wie in **Abbildung 16**(b) zu sehen ist.

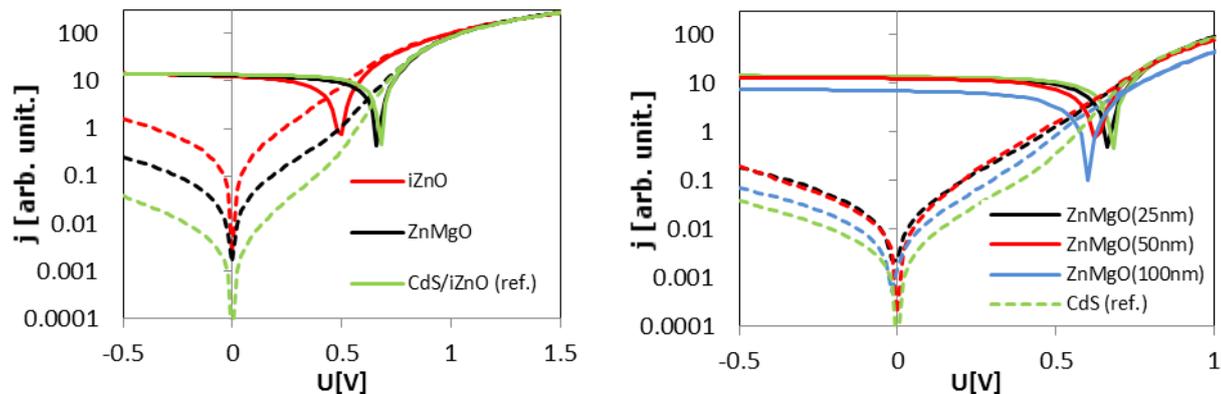


Abbildung 16. (a) jV-Eigenschaften von Zellen mit einem Stack aus CZTS/(ZnO, ZnMgO und CdS)/AZO/Cambrios Ag NWs, wobei das Potenzial gesputterter ZnMgO-Schichten als Pufferschichten bewertet wird. (b) Die jV-Eigenschaften von Zellen mit einem CZTS/ZnMgO/AZO/Cambrios-Frontstack mit unterschiedlichen ZnMgO-Dicken (25 nm, 50 nm, 100 nm).

ETL and HTL for perovskite solar cells

Verschiedene Zwischenschichten wurden als Loch- und Elektronentransportschichten sowohl in einer sogenannten p-i-n- als auch in einer n-i-p-Stapelstruktur der Perovskitzelle untersucht (**Abbildung 17**). Diese wurden zunächst für Zellen im Labormaßstab mittels Spin-Coating auf kleinen Teststrukturen mit Pixelgrößen von 10 und 100 mm² verarbeitet.

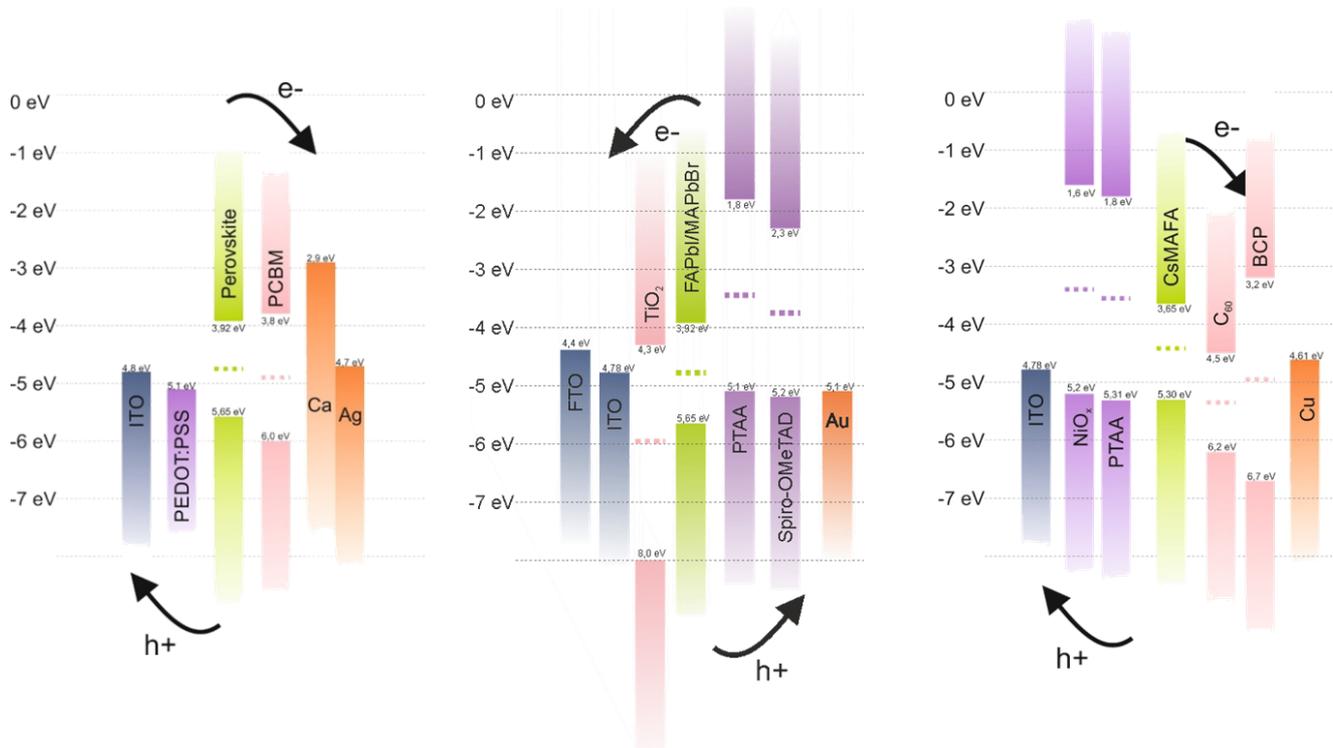


Abbildung 17. p-i-n (mit PEDOT: PSS, NiO oder PTAA als HTL) und n-i-p (mit PTAA oder Spiro-OMeTAD als HTL) Strukturen für Perovskit-Zellen mit verschiedenen Grenzschichten.

In kleinen Zellen wurden Wirkungsgrade von bis zu 13% mit PEDOT:PSS als HTL in einer p-i-n-Struktur erzielt, die hohe Füllfaktoren bei gutem Nebenschlusswiderstand, aber geringem Kurzschlussstrom aufwies. Auch NiO (auf ITO von AIT gesputtert) zeigte eine gute Leistung, aber für die Hochskalierung auf große Flächen wurde PEDOT:PSS aufgrund seiner guten Bedruckbarkeit bevorzugt.

NiO_x ist eine interessante Lochtransportschicht für Perovskit-Solarzellen, die aus einer Nanopartikel-Lösung, einer Sol-Gel-Reaktion oder durch Sputtern hergestellt werden kann. Nickeloxid-Dünnschichten haben eine gute optische Transparenz, eine breite Bandlücke und ein gutes Elektronenblockierungsvermögen. In unserem ersten Ansatz wurden NiO_x-Dünnschichten unter Verwendung von Nanopartikel-Lösungen hergestellt. Die NiO_x-Nanopartikel wurden aus Nickelnitrat und Natriumhydroxid in wässriger Lösung synthetisiert. Nach der Aufarbeitung und Reinigung wurden die Nanopartikel bei 270°C getempert. Die in **Abbildung 18** gezeigte XRD Messung zeigt, dass die Nanopartikel eine kubische (fcc) Kristallstruktur haben und ohne Verunreinigungen gebildet wurden. In einem nächsten Schritt wurden die NiO_x-Nanopartikel zur Herstellung einer Nanopartikel-Tinte verwendet.

Durch Spin-Coating dieser Tinte konnten glatte und homogene NiO_x-Filme mit Dicken zwischen 20 und 40 nm auf Glas/ITO-Substraten erzielt werden (**Abbildung 18B**). Diese Filme wurden zur Herstellung von Solarzellen auf Perowskit-Basis ohne weitere thermische Behandlung verwendet.

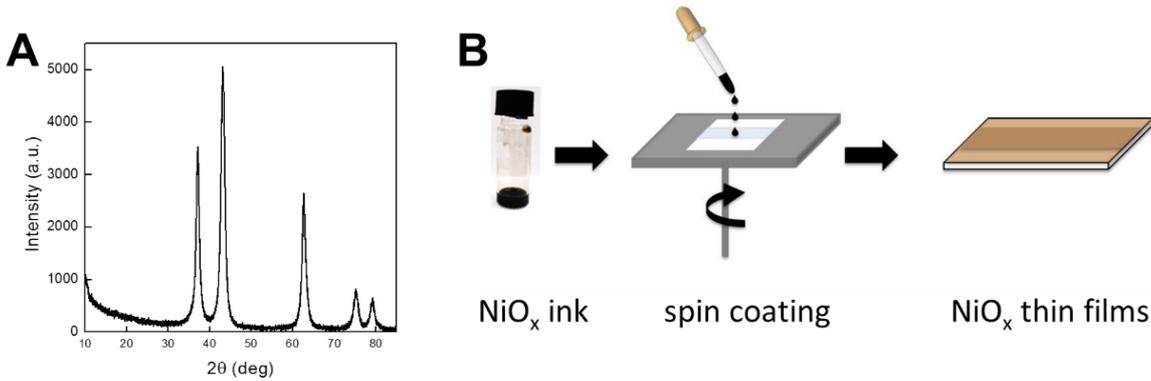


Abbildung 18. Röntgendiffraktogramm der synthetisierten NiO_x-Nanopartikel (A) und schematische Darstellung der Herstellung von NiO_x-Dünnschichten aus der NiO_x-Nanopartikel-Tinte (B).

Die Ergebnisse des Vergleichs von NiO_x- und PEDOT:PSS-Filmen als Lochtransportschichten in Dreifachkationen-Solarzellen auf Perowskit-Basis sind in **Abbildung 19** und **Tabelle 3** dargestellt und werden in der Veröffentlichung von Weber et al.¹¹ vorgestellt. In allen Solarzellen wurde PCBM als Elektronentransportschicht verwendet. Die höchste Energieumwandlungseffizienz (12.8%) in diesem Vergleich wurde mit NiO_x-Lochtransportschichten erzielt und im Vergleich zu Solarzellen mit PEDOT:PSS-Zwischenschicht (PCE: 8.4%) wurden die Photospannung, der Photostrom sowie der Füllfaktor signifikant verbessert. Die anderen getesteten Lochtransportfilme (MoO₃, V₂O₅) sowie Solarzellen ohne HTL zeigten eine deutlich geringere Leistung. Derzeit wird untersucht, ob NiO_x-HTLs auch zu einer verbesserten Zellenstabilität führen. **Abbildung 19B** zeigt, dass die Perowskit-Solarzellen eine hohe EQE über einen weiten Spektralbereich von ca. 430 bis 800 nm haben. In **Abbildung 19C** sind Querschnitt SEM-Aufnahmen von Zellen mit NiO_x- und PEDOT:PSS-HTLs dargestellt. In beiden Bildern ist die jeweilige HTL gut sichtbar, wobei auch die Nanopartikel im NiO_x-Film erkennbar sind.

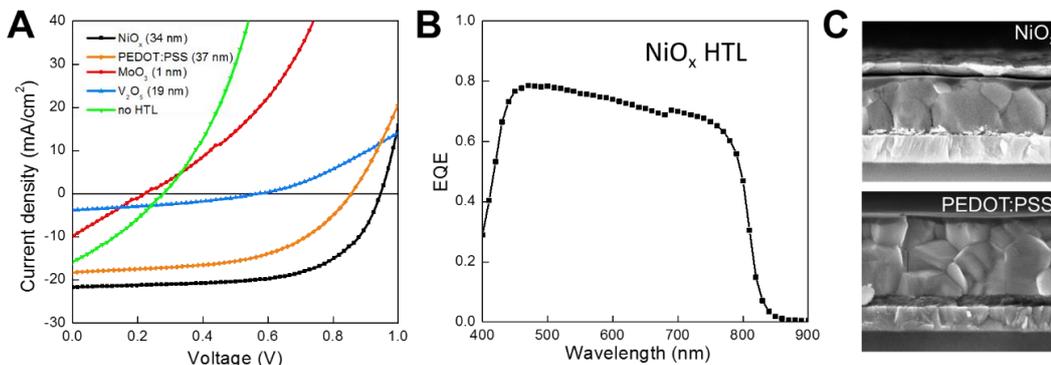


Abbildung 19. (A) IV-Kurven unter 100 mW/cm² Beleuchtung von Perowskit-Solarzellen, die unter Verwendung verschiedener HTLs hergestellt wurden, (B) ein EQE-Spektrum einer Solarzelle mit NiO_x als HTL und (C) SEM-Querschnittsbilder von Solarzellen mit NiO_x und PEDOT:PSS Lochtransportschichten.

Tabelle 3. Charakteristische Parameter von Perowskit-Solarzellen, die mit NiO_x- und PEDOT:PSS-Lochtransportschichten hergestellt wurden.

HTL	V _{oc} (V)	I _{sc} (mA/cm ²)	FF (%)	Wirkungsgrad (%)
NiO _x	0.94	21.73	62.8	12.8
PEDOT:PSS	0.85	18.25	53.8	8.4

Zusätzlich wurden diese Solarzellen mit gesputterten NiO_x-Schichten verglichen. Darüber hinaus wurde festgestellt, dass eine zusätzliche ZnO-Schicht auf dem PCBM-ETL die Leistung und Stabilität der Solarzellen verbessert. In **Abbildung 20** sind SEM-Querschnittsbilder der Solarzellen gezeigt. In den Bildern der in **Abbildung 20 A** dargestellten Zellen mit lösungsverarbeitetem NiO_x-HTL sind die NiO_x-Nanopartikelfilme deutlich zu erkennen und die Verteilung erscheint inhomogen. Diese Inhomogenität beruht jedoch höchstwahrscheinlich nicht auf dem Beschichtungsprozess, sondern auf dem Zerbrecen der Probe zur Vorbereitung für die Querschnittsanalyse. Für die Zellen mit PEDOT:PSS-HTL (**Abbildung 20B**) wurde ein homogener PEDOT:PSS-Film mit einer Dicke von ca. 25-35 nm beobachtet. Auch die gesputterte NiO_x-Schicht erscheint in den SEM-Querschnittsbildern in **Abbildung 20C** sehr homogen, und die Dicke beträgt ~10 nm. In den Querschnitten aller Zellen weisen die Perowskitfilme eine Dicke zwischen 280 und 320 nm auf. Auf den Perowskitfilmen sind die etwas dunkler erscheinenden PC₆₀BM-Schichten zu erkennen und die Zellen haben zusätzlich eine ZnO-Nanopartikelschicht. Der ZnO-Nanopartikelfilm ist in allen Proben homogen und bedeckt den PC₆₀BM-Film mit einer Schichtdicke von etwa 70 bis 100 nm.

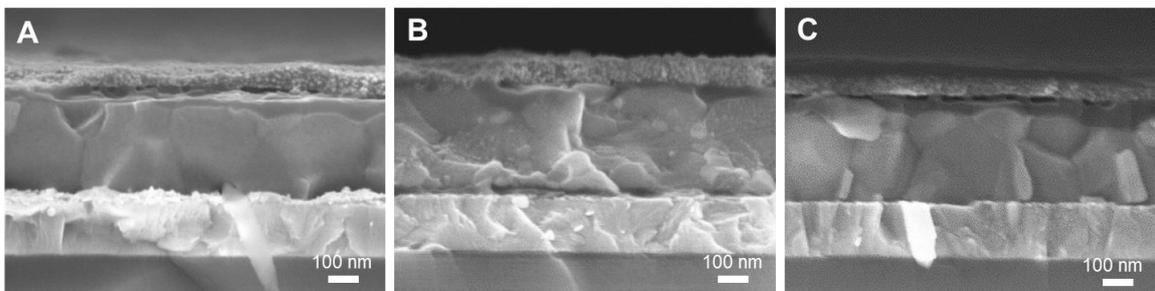


Abbildung 20. Querschnitts-SEM-Bilder von Solarzellen mit einer lösungsverarbeiteten NiO_x-HTL, einer zusätzlichen ZnO-Grenzflächenschicht zwischen der PC₆₀BM-Schicht und der Ag-Elektrode (A), einer PEDOT:PSS-HTL mit einer ZnO-Grenzflächenschicht (B), und mit einer gesputterten NiO_x-HTL und einer ZnO-Grenzflächenschicht (C).

Die JV-Kurven der Solarzellen mit lösungsverarbeitetem und gesputtertem NiO_x sowie PEDOT:PSS-HTLs in Vorwärts- und Rückwärts-Scanrichtung sind in **Abbildung 21A** dargestellt und die entsprechenden PV Parameter in **Tabelle 4** zusammengefasst. Zellen mit lösungsbehandeltem NiO_x als HTL zeigten erneut den höchsten Wirkungsgrad von 12.6% mit einem Durchschnitt von 12.5% ± 0.19%. In allen Zellen erhöhte sich der FF aufgrund der zusätzlichen ZnO-Zwischenschicht unabhängig von der verwendeten HTL, was auf einen verringerten Shunt und verbesserte Lochblockiereigenschaften der ETL zurückzuführen ist.

Abbildung 21B zeigt die Ergebnisse eines Lebensdauertests einer nicht eingekapselten Solarzelle mit lösungsverarbeitetem NiO_x-HTL, welche während des Lebensdauertests in inerter Atmosphäre gelagert wurde. Der Wirkungsgrad dieser Solarzelle verringerte sich von 10.5% auf rd. 8% in den ersten 40 Tagen des Lebensdauertests. Von da an nahm der Wirkungsgrad langsamer ab und nach 200 Tagen wurde einen Wirkungsgrad von ca. 5% gemessen.

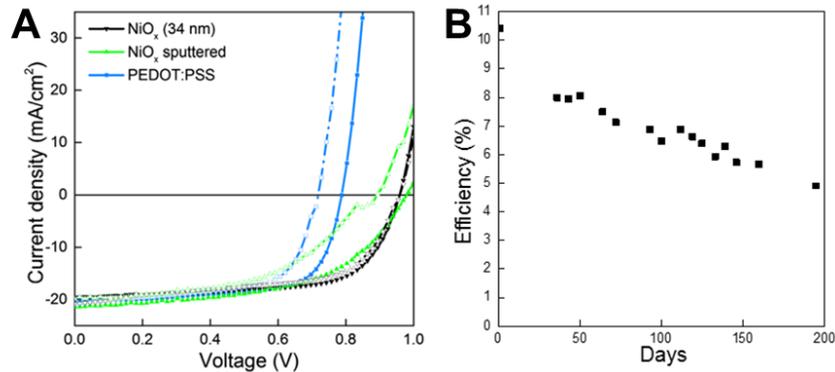


Abbildung 21. (A) J-V-Kurven von Zellen mit lösungsverarbeiteten NiO_x-, gesputterten NiO_x- und PEDOT:PSS-HTLs mit einer zusätzlichen ZnO-Grenzflächenschicht zwischen dem PC₆₀BM-Film und der Silberelektrode, gemessen in Vorwärts- und Rückwärtsrichtung von 0 V bis 1 V mit einer Rate von 150 mV / s. Die in Rückwärtsrichtung (BWD) gemessenen J-V-Kurven sind mit durchgezogenen Symbolen bezeichnet, die in Vorwärtsrichtung (FWD) gemessenen Kurven mit hohlen Symbolen. (B) Lebensdauertest einer Blei-Perowskit-Solarzelle mit einer NiO_x-Zwischenschicht.

Tabelle 4. Charakteristische Parameter der Glas / ITO / NiO_x / Perowskit / PC₆₀BM / ZnO / Ag-Solarzellen

HTL		R _s (Ω cm ²)	R _{sh} (Ω cm ²)	V _{oc} (V)	J _{sc} (mA/cm ²)	FF (%)	Wirkungsgrad (%)
NiO _x NPs (34 nm)	Best	4.4	469	0.95	19.6	66.9	12.6 (11.7*)
	Durchschnitt			0.98 ± 0.02	19.6 ± 0.33	65.1 ± 1.4	12.5 ± 0.19
NiO _x gesputtert	Best	8.9	317	0.98	21.3	54.1	11.3
	Durchschnitt			0.99 ± 0.01	21.0 ± 0.50	52.1 ± 1.3	10.8 ± 0.32
PEDOT:PSS	Best	2.8	309	0.79	20.3	68.6	10.9
	Durchschnitt			0.77 ± 0.02	19.2 ± 0.69	68.0 ± 2.2	10.0 ± 0.66

* Belichtung durch Maske

Aufgrund seiner oxidischen Oberfläche ist es möglich Feinabstimmungen mit Hinblick auf die Benetzungseigenschaften und elektronischen Eigenschaften des NiO_x-HTL vorzunehmen. Für die Oberflächenmodifizierung über organische Dünnschichten und selbstorganisierte Monoschichten (Self-assembled monolayers SAMs) (siehe **Abbildung 22**) wurden beispielsweise organofunktionelle Phosphonsäurederivate mit unterschiedlichen Funktionalitäten wie Methoxy-, Brom-, Fluor-, Nitro- oder Amino-Derivaten verwendet (siehe **Abbildung 23**). Die Ergebnisse sind in der Arbeit von Mangalam et al.¹² dargestellt. Die Phosphonsäure interagiert dabei mit der NiO_x-Zwischenschicht, während die organische Benzyleinheit die Benetzbarkeit, aber auch die elektronische Struktur beeinflusst, wie in **Abbildung 24** dargestellt. Die Austrittsarbeit der modifizierten Schicht ändert sich in Abhängigkeit vom resultierenden Dipolmoment des Moleküls an der Elektrodenoberfläche. Wenn der Dipol zur NiO_x-Schicht gerichtet ist (Beispiel Br-BPA und F-BPA), wird erwartet, dass sich die Bandkante nach unten verschiebt und daher zu einem erhöhten V_{OC} führt. In ähnlicher Weise würde der umgekehrte Effekt eintreten, wenn der Dipol von der NiO_x-Schicht weg gerichtet ist (Beispiel NH₂-BPA und OCH-BPA).



Abbildung 22. Schematische Darstellung der Modifizierung der NiO_x-Schicht mit einer Monolage von BPA-Molekülen.

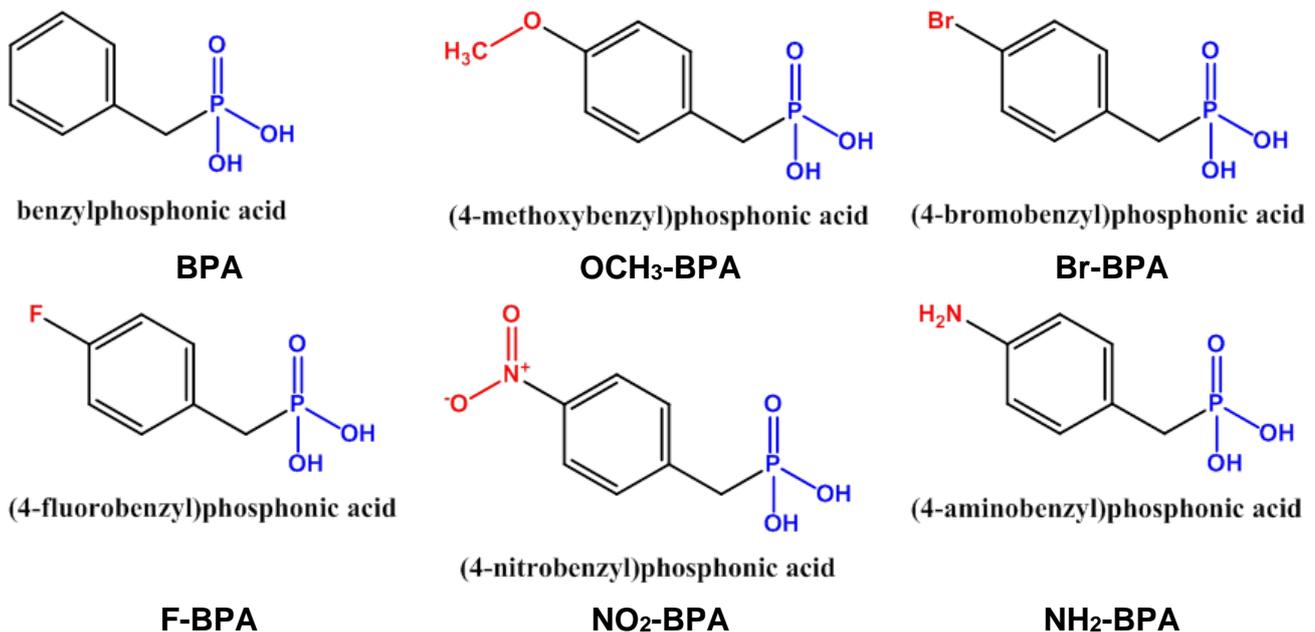


Abbildung 23. BPA-Derivate als Modifizierungsschicht auf NiO_x-HTLs

Energieforschungsprogramm - 2. Ausschreibung

Klima- und Energiefonds des Bundes – Abwicklung durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft FFG

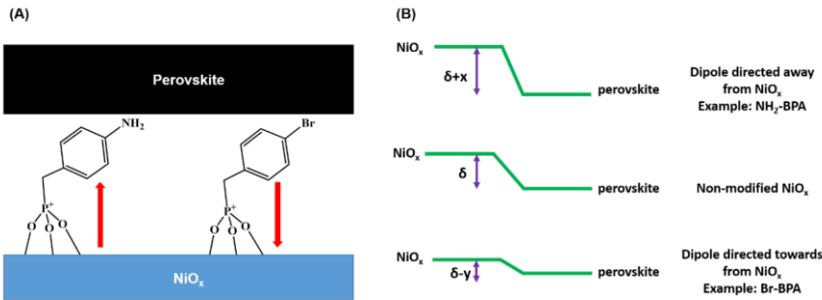


Abbildung 24. Schematische Darstellung von (A) Br- und NH₂-funktionalisierten BPA-basierten SAMs auf einer NiO_x-Oberfläche. Die roten Pfeile zeigen den gerichteten Dipol des Moleküls zum NiO_x hin oder von diesem weg an. (B) Bandbiegediagramm der Bandkanten von NiO_x und Perowskit und die Wirkung von Dipolmomenten auf die Energielücke zwischen den Bandkanten von NiO_x und Perowskit. Hier gibt ' $\delta + x$ ' die Zunahme der Lücke an, wenn der Dipol von NiO_x weg gerichtet ist, und ' $\delta - y$ ' gibt die Abnahme an, wenn der Dipol in Bezug auf das nicht modifizierte NiO_x mit einer konstanten Lücke von ' δ ' auf das NiO_x gerichtet ist. Der Wert von ' x ' und ' y ' hängt von der Art des Dipols und seinen Auswirkungen auf die Energielücke ab.

Das Vorhandensein der Phosphonsäurederivate auf der Oberfläche wurde durch XPS (Röntgenphotospektroskopie, X-Ray Photoelectron Spectroscopy)-Messungen nachgewiesen, wie dies beispielhaft in **Abbildung 25** für die Br-BPA-SAM-Schicht dargestellt ist. Das Phosphorsignal und das Bromsignal wurden eindeutig identifiziert.

Der elektronische Effekt hängt jedoch auch stark von der (schwer zu analysierenden) Ordnung sowie der Orientierung und Korngröße der Absorberschicht ab. Aufgrund der unterschiedlichen Benetzbarkeit (untersucht durch Kontaktwinkelmessungen) können sich das Wachstum der Perowskitschichten sowie die Kristallorientierung ändern. Um dies zu überprüfen, wurden SEM-Bilder der Perowskit-Absorberschicht ($\text{Cs}_{0.08}\text{FA}_{0.76}\text{MA}_{0.16}\text{Pb}(\text{I}_{0.83}\text{Br}_{0.17})_3$), die auf den verschiedenen SAM-modifizierten NiO_x-Oberflächen abgeschieden wurden, aufgenommen und in **Abbildung 25** dargestellt. Der auf Br-BPA, F-BPA, BPA und NH₂-BPA abgeschiedene Perowskit-Absorber hat die gleiche Korngröße und Korngrößenverteilung im Bereich von 600 bis 800 nm wie die Referenzprobe auf reinem NiO_x. Die OCH₃- und NO₂-basierten SAM-Oberflächen haben eine etwas höhere Größenverteilung im Bereich von 300 bis 800 nm.

Die XRD-Muster aller Proben zeigten dasselbe identische Muster, so dass eine unterschiedliche Ausrichtung der Kristallebenen zur Oberfläche ausgeschlossen werden kann.

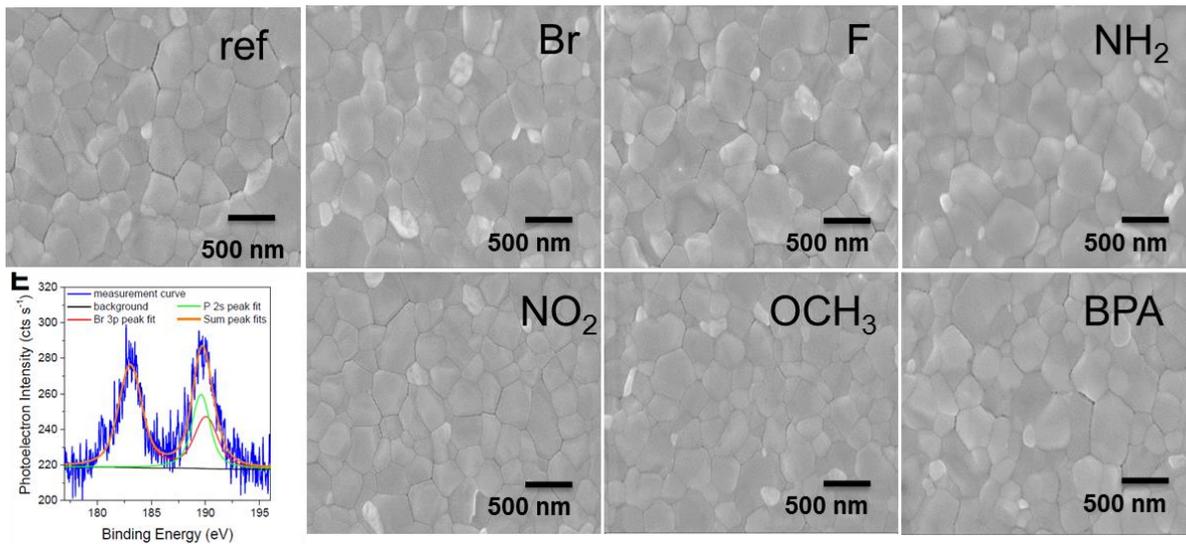


Abbildung 25. SEM-Bilder: Draufsicht auf Perovskitschichten, die auf mit verschiedenen Benzylphosphonsäurederivaten modifiziertem NiOx Schichten abgeschieden wurden, und XPS-Detail des Br 3p- und des P 2s-Signals einer NiOx-Br-BPA-SAM-Oberfläche.

Im nächsten Schritt wurden Solarzellen mit diesen Schichten hergestellt. Unter allen BPA-Derivaten, ergab Br-BPA die besten Ergebnisse, wie in **Abbildung 26** im Vergleich zu einer Zelle mit einer nicht modifizierten NiO_x-HTL-Schicht, gezeigt. Wie insbesondere zu sehen ist, ist die V_{OC} mit 1.029 V signifikant höher als bei der Referenzsolarzelle mit 0.978 V, was durch die bessere Energieausrichtung zwischen HTL und Absorberschicht erklärt werden kann. Der I_{SC} -Wert liegt im gleichen Bereich, ist aber tendenziell auch etwas höher, was ebenfalls zu ähnlichen EQE-Spektren führt. Mit einem zusätzlichen und etwas besseren Füllfaktor liegen die Gesamtwerte für die Leistungsumwandlungseffizienz im Bereich von 12.5% für modifiziertes Br-BPA im Vergleich zu 11.2% für nicht modifizierte Zellen.

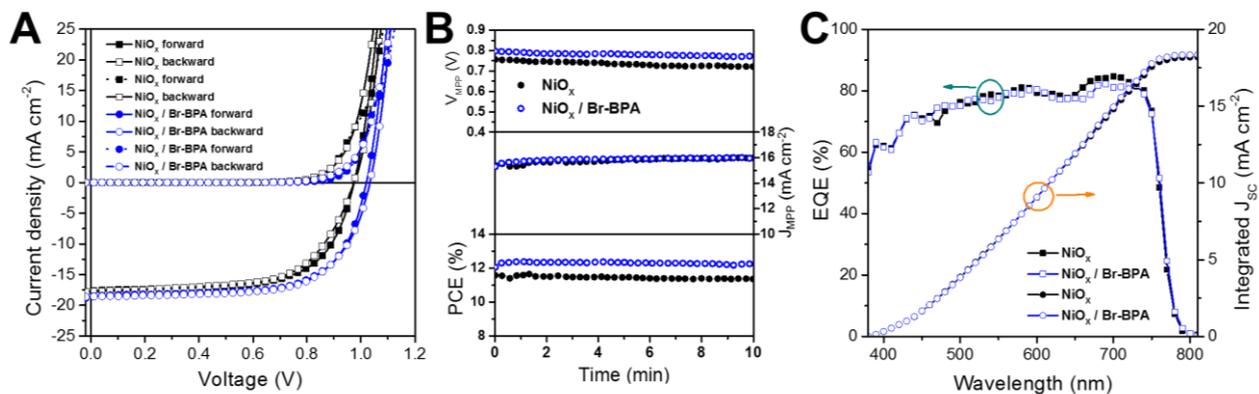


Abbildung 26. Links: jV Messungen von Perovskit-Solarzellen auf NiOx-HTL, ohne und mit Br-BPA Modifizierung; Mitte: Maximum-Power-Point (MPP) Tracking-Messungen; rechts: EQE-Spektren typischer Perovskit-Solarzellen, die mit unmodifizierten und modifizierten NiOx-Lochtransportschichten hergestellt wurden

Alternativer Weg zu (dotierten) NiOx-Schichten: Eine Herausforderung bei NiO_x-Nanopartikeln

besteht darin, dass die Nanopartikel mit der Zeit altern und zu größeren Partikeln oder Agglomeraten führen. Daher müssen die Beschichtungsparameter jedes Mal neu optimiert werden. Zusätzlich führen die gealterten NiO_x-Agglomerate zu einer schlechteren Oberflächenbedeckung und zu kleinen Löchern in der HTL. Daher wurde ein zweiter lösungsbasierter Weg für NiO_x erarbeitet, der zusätzlich die Dotierung der HTL durch den Einbau anderer Metallkationen ermöglicht. In unserem Fall konzentrierten wir uns auf Cs-dotierte NiO_x-Schichten (Cs:NiO_x). Diese Route basiert auf einem Bericht von W. Chen et al.¹³ Bei diesem Ansatz werden Nickelacetat und Cäsiumacetat in einer Mischung aus Ethanolamin und Isopropanol über Nacht bei 70 °C gelöst. Diese Lösung kann direkt schleuderbeschichtet werden und benötigt nur eine thermische Behandlung von 275 °C für eine Stunde. Das XRD-Muster in **Abbildung 27** zeigt die erfolgreiche Herstellung von NiO_x. Die Bedeckung ist homogener und Solarzellen welche diese Cs:NiO_x-Schichten (Architektur: Glas-ITO/Cs:NiO_x/ Cs_{0.1}(FA_{0.83}MA_{0.17})_{0.9}Pb(I_{0.83}Br_{0.17})₃ / PC₆₀BM / Ag) verwenden zeigen etwas niedrigere Wirkungsgrade als die auf NiO_x-Nanopartikeln basierenden. Es ist jedoch zu beachten, dass durch die Optimierung der Filmdicke und der Prozessierung noch ein großes Verbesserungspotential besteht.

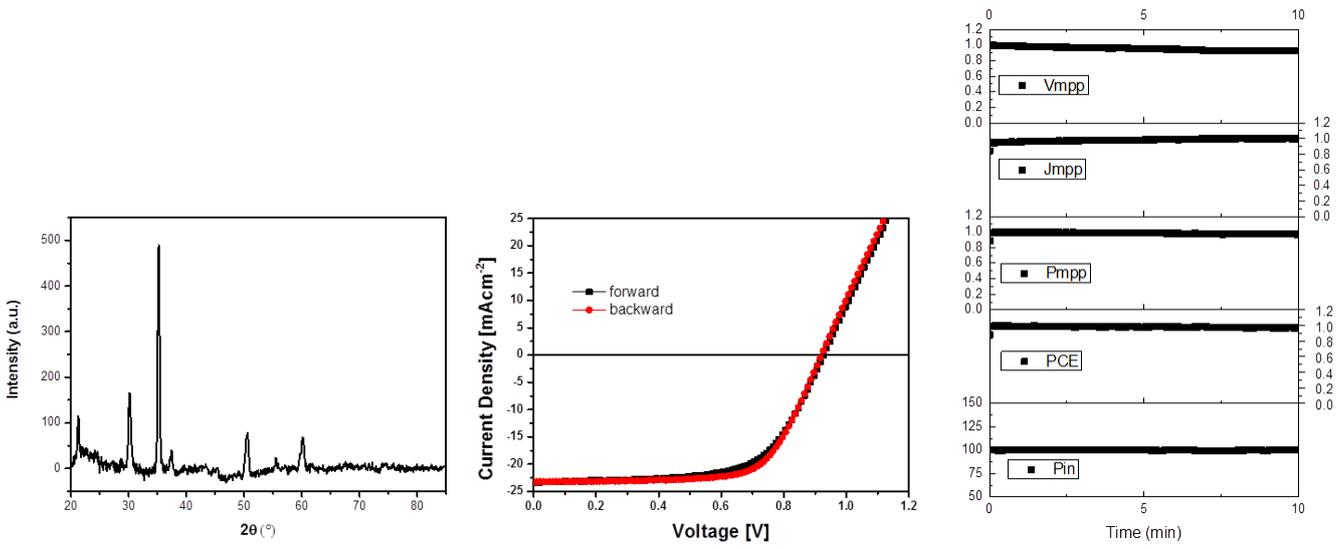


Abbildung 27. links: XRD-Muster der nach der Sol-Gel-Methode hergestellten NiO_x-Schicht, Mitte: jV Messungen von Perowskit-Solarzellen, Rechts: Maximum Power Point Tracking einer Zelle

Passivierungsschichten für Perowskitsolarzellen

Es wurden verschiedene Passivierungsschichten für Perowskitsolarzellen, wie Wismutsulfid (Bi₂S₃), Zinkoxid (ZnO) und Titanoxid (TiO₂) auf Basis von Nanopartikeln, untersucht. Bi₂S₃-Schichten wurden in eine mesoporöse Zellarchitektur eingebaut, wobei die Passivierungsschicht zwischen der mesoporösen TiO₂-Schicht und der Perowskit-Absorberschicht angeordnet war. Leider führte die Einführung von Bi₂S₃ zu einem signifikanten Abfall der Wirkungsgrad. Im Gegensatz dazu haben lösungsverarbeitete ZnO- und TiO₂ -Schichten, die auf der Oberseite von Perowskit-Zellen mit niedriger Temperatur (vor der

Abscheidung des obersten Metallkontakts) eingebaut wurden, zu einer drastischen Erhöhung der Zellstabilität geführt und sich günstig auf den Wirkungsgrad ausgewirkt. Infolgedessen wurden diese Materialien während des gesamten Projekts systematisch für die Herstellung von Perowskit-Solarzellen verwendet.

Arbeitspaket 4: Material- und Prozessentwicklung – Elektroden

Anoden für CZTS und Perowskitsolarzellen

Verschiedene Anoden für Perowskit- und CZTS-Solarzellen wurden untersucht. Einige der Materialien waren: (a) hochleitfähiges PEDOT:PSS, behandelt mit DMSO, (b) PEDOT:PSS kombiniert mit Kohlenstoffnanoröhren, (d) PEDOT:PSS kombiniert mit gedruckten Ag-Gittern, (c) Dielektrikum / Metall / Dielektrikum Elektroden mit ITO und AZO als Dielektrikum und Ag oder Au als Metalle. Die charakteristischen Ergebnisse unter Verwendung dieser Elektroden in Solarzellen werden nachfolgend in den Ergebnissen für WP5 gezeigt.

Kathoden für CZTS und Perowskitsolarzellen

JR Materials hat sich auf die Herstellung von kostengünstigen Metallelektroden konzentriert, die für eine effektive und niederohmige Kontaktierung von Perowskit-Solarzellen geeignet sind. Der Tintenstrahldruck ist eine der Techniken, die von den Fortschritten der Nanopartikel-Technologie¹⁴ profitiert und die Möglichkeit bietet, metallische Nanopartikel (NPs) wie Silber¹⁵ oder Kupfer¹⁶ in geeigneten Lösungsmitteln zu drücken. In letzter Zeit standen Kupfer-NPs aufgrund ihrer geringen Kosten, im Vergleich zu Silber oder anderen Edelmetallen, im Mittelpunkt der Forschung und wurden als Hauptmaterial für elektrische Kontakt- und Elektrodenanwendungen verwendet. Insbesondere wurde bereits für Methylammonium-Bleiiodid-Perowskite gezeigt, dass Cu-Elektroden die Stabilität von Solarzellen langfristig verbessern, im Vergleich zu Solarzellen mit Ag-, Al- oder Au-Elektroden.^{17,18} Diese Einschätzung beruht zum einen auf der Tatsache, dass gemeinsame Metallelektroden aus Materialien wie Silber (Ag) oder Aluminium (Al) bekanntermaßen korrodieren, wenn sie mit dem Perowskit in Kontakt kommen.¹⁸⁻²⁰ Interessanterweise reagierten in Kurzzeitstudien sogar Edelmetalle wie Gold mit dem Hybrid-Perowskit.¹⁷ Eine Verwendung von Pufferschichten zwischen Perowskit und Metall verhindert möglicherweise den direkten Kontakt zwischen der Materialien kurzfristig, kann jedoch das Problem der Langzeitstabilität nicht lösen, da die Materialien bei Betrieb unter Sonneneinstrahlung oder thermischen Zyklen, dazu neigen, nach mehreren Monaten oder Jahren durch die Pufferschichten zu diffundieren. Im Gegensatz dazu wird angenommen, dass Cu ein außerordentlich stabiles Elektrodenmaterial für organische anorganische Hybrid-Perowskit-Solarzellen ist. Die chemische Reaktion zwischen Cu und Perowskit unter inerter Atmosphäre ist extrem gering bei Raumtemperatur, und es findet keine nennenswerte Diffusion von Cu in den Perowskit statt. Ein einfaches Bauelement mit Cu / Perowskit-Kontakt kann mehr als 100 Stunden lang bei hohen Temperaturen getempert werden.¹⁸

Eines der Hauptprobleme ist jedoch, dass Kupfer leicht oxidiert wird und Tinte bestehend aus Kupfernanoteilchen unter reduzierender Atmosphäre thermisch behandelt werden muss, damit die Nanoteilchen sich verbinden und einen leitenden Film bilden. Diese Verfahren sind erforderlich, um das

organische Lösungsmittel der Tinte zu entfernen und um chelatisierende organische Gruppen zu entfernen, die häufig zum Abdecken von NPs in der Tinte verwendet werden, um eine Partikelagglomeration zu verhindern (**Abbildung 28**).

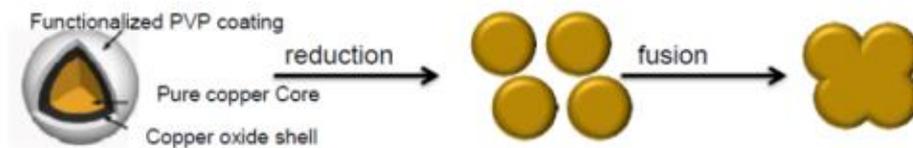


Abbildung 28. Schematische Darstellung des Sinterprozesses zur Bildung einer Metallschicht aus abgeschiedenen Cu-NP-Tinten.

Es wurden große Anstrengungen unternommen, um geeignete Sinterbedingungen zu finden.^{21–27} In den meisten Fällen kann das Sintern entweder mit einem Laserstrahl^{24,27} oder durch thermische Reduktion und unter reduzierender Atmosphäre durchgeführt werden.²⁵

Basierend auf unseren guten Erfahrungen mit Kupfernanopartikel-Tinten wurde in einem ersten Schritt dem zuvor genannten Ansatz gefolgt, um geeignete Prozessparameter zu bewerten. Elektrodenstrukturen wurden mittels Tintenstrahl auf Glas gedruckt. Nach dem Trocknen wurden die Proben einem reduzierenden Dampf ausgesetzt, der durch Stickstoffgas gebildet wurde, das während des Temperns durch Ameisensäure geblasen wurde. (**Abbildung 29**)

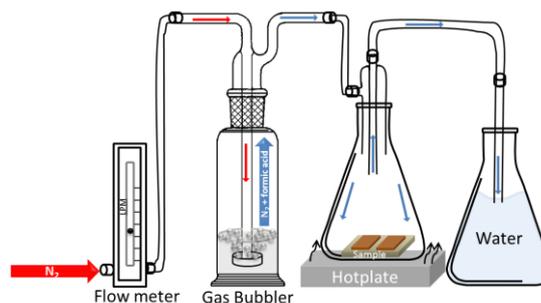


Abbildung 29. Skizze des Aufbaus zur Reduktion von Kupfernanopartikeln unter reduzierender Atmosphäre.

Abbildung 30 zeigt einen Vergleich zwischen den unter inerter oder reduzierender Atmosphäre bei verschiedenen Temperaturen gesinterten Proben. Beim Erhitzen auf 220°C ist der Schichtwiderstand des unter Stickstoff gesinterten Kupferfilms mindestens 15-mal höher als derjenige, der Ameisensäure ausgesetzt ist. Der Widerstand wird bei 280°C auf einen Durchschnittswert von 1 Ω/\square verringert. Trotzdem ist dieser Wert immer noch hoch, wenn man gut leitende Filme anstrebt, was darauf hinweist, dass das Erhitzen bei hohen Temperaturen unter inerter Atmosphäre nicht ausreicht. Im Gegensatz dazu beträgt der Schichtwiderstand beim Sintern unter Ameisensäuredämpfen weniger als 0.2 Ω/\square (siehe **Abbildung 30**). Einerseits nimmt bei den 2 Stunden gesinterten Proben der spezifische

Widerstand mit zunehmender Erwärmungstemperatur leicht ab (siehe **Abbildung 30**, rechts). Andererseits erhöhte das einstündige Sintern bei einer erhöhten Temperatur von bis zu 280°C den Schichtwiderstand von 0.16 Ω/\square nicht weiter und war mit dem bei 200°C vergleichbar (siehe **Abbildung 30**, rechts). Im Allgemeinen scheint die Sinterzeit kein kritischer Faktor zu sein, da der Schichtwiderstand unabhängig von der Temperatur im gleichen Bereich zwischen 0.2 Ω/\square und 0.15 Ω/\square variiert, was zu den niedrigsten Werten in der Literatur für gesinterte Kupfernanopartikel gehört.

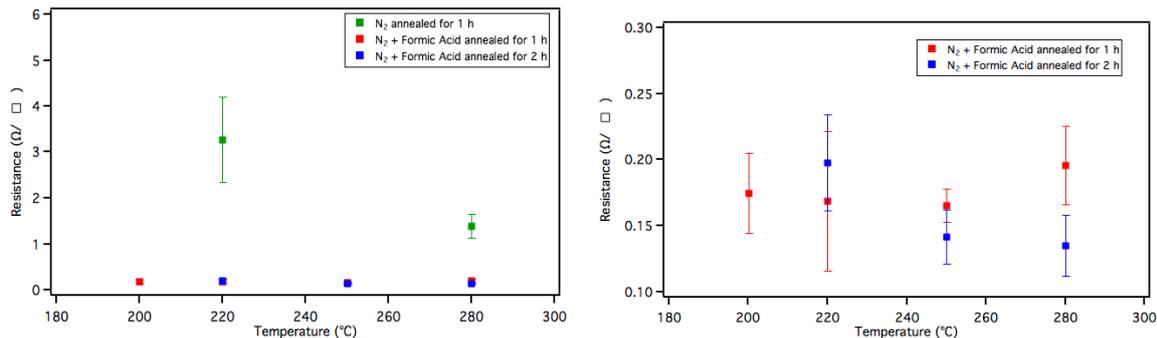


Abbildung 30. Schichtwiderstand von Kupfernanopartikeln, die unter inerter (Stickstoff) oder reduzierender (Säure + Stickstoff) Atmosphäre gesintert wurden und entweder ein oder zwei Stunden bei verschiedenen Temperaturen erhitzt wurden. Das linke Diagramm zeigt den Effekt des Sinterns unter Inertgas im Vergleich zur reduzierenden Atmosphäre bei verschiedenen Temperaturen. Auf der linken Seite ist der Einfluss der Zeit und Temperatur auf den Sinterprozess unter reduzierender Atmosphäre dargestellt.

Wie bereits erwähnt, kann das Sintern von Nanoteilchentinten auch durch Laserbestrahlung erfolgen. Um ein geeignetes Prozessfenster für die Parameter des Sinterprozesses herauszufinden, wurden die Elektrodenstrukturen erneut im Tintenstrahl auf Glas gedruckt. Danach wurden die Proben einer Ultrakurzpulslaserbehandlung (ps) bei verschiedenen Fluenzgraden unterzogen.

Abbildung 31 zeigt die Ergebnisse für die jeweiligen Schichtwiderstände der mit unterschiedlichen Prozessparametern behandelten Elektrodenstrukturen. Es ist ersichtlich, dass mit zunehmender Laserfluenz der Schichtwiderstand von 0.45 Ω/\square bei 1,80 mJ/cm² auf 0.23 Ω/\square bei 2.46 mJ/cm² abnimmt. Mit weiterer Erhöhung der Laserintensität steigt der Flächenwiderstand wieder an (0.26 Ω/\square bei 2.83 mJ/cm²).

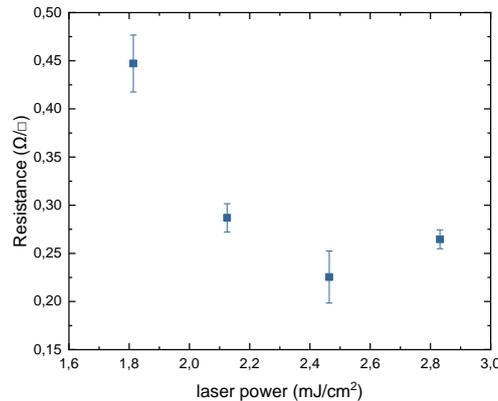


Abbildung 31. Schichtwiderstand von durch Laserbestrahlung gesinterten Kupfernanopartikeln mit unterschiedlichen Fluenzwerten im Bereich von 1.80 mJ/cm² bis 2.83 mJ/cm².

Für die Aufgrund der Empfindlichkeit der Perowskitmaterialien gegenüber erhöhten Temperaturen und der für das thermische Sintern unter reduzierender Atmosphäre erforderlichen Temperaturen von über 150 °C wurde auf Basis der positiven Erfahrung mit der lasergesinterten Cu-NP-Tinte dieses für die weiteren Arbeiten ausgewählt.

Um eine gut gesinterte leitfähige Metallschicht in Kontakt mit darunterliegenden organischen Materialien zu realisieren, ist zum einen die Dicke der abgeschiedenen NP-Schicht sowie eine gleichmäßige Verteilung der Nanopartikel in der Schicht entscheidend. Andererseits müssen Parameter des Sinterprozesses selbst wie die Fluenz der angewendeten Laserstrahlung und die Anzahl der Overscans (d. H. Wie oft dieselbe Linie vom Laser bestrahlt wird) im Hinblick auf die Prozessoptimierung bewertet werden. Untersuchungen haben in diesem Zusammenhang erneut gezeigt, dass bis zu einem bestimmten Wert, der vom Gesamtaufbau der behandelten Probe abhängt, höhere Fluenzwerte im Allgemeinen zu niedrigeren Werten für den Kontaktwiderstand führen. Sobald eine maximale Fluenz erreicht ist, kann jedoch kein elektrischer Kontakt gemessen werden. Dieses Verhalten kann auf die Karbonisierung einer größeren Menge organischen Materials, das die Nanopartikel umgibt, zurückgeführt werden, die schließlich zur Bildung einer Isolierschicht führt.

Die AFM-Topografie und die phasenmikroskopischen Aufnahmen einer mit Tintenstrahldruck und Laser gesinterten Cu-NP-Schicht, die bei einer Fluenz von 4,7 mJ/cm² und einer Schichtdicke von 250 nm gesintert wurde, sind in **Abbildung 32** dargestellt. Das topografische Bild zeigt die Bildung einer dicht gedrängten Schicht bestehend aus kleinen aggregierten und gut verschmolzenen Partikeln. Das Phasenbild zeigt zudem überwiegend eine topographieunabhängige Monophase, die dem abgeschiedenen Kupfer zugeordnet werden kann. Die Entwicklung kleinerer Teile mit höherer Phasenverschiebung ist jedoch zwischen der Kupferphase zu sehen und wird höchstwahrscheinlich durch eine unvollständige Bedeckung der darunterliegenden Schichten durch das abgeschiedene Kupfer verursacht. Unabhängig davon unterstreicht die effiziente Verschmelzung von Nanopartikeln die Eignung

des Lasersinterprozesses, einen niedrigen spezifischen Widerstand des Metallkontakts zu erzielen, indem ein kontinuierlicher Pfad für die elektronische Leitung bereitgestellt wird.

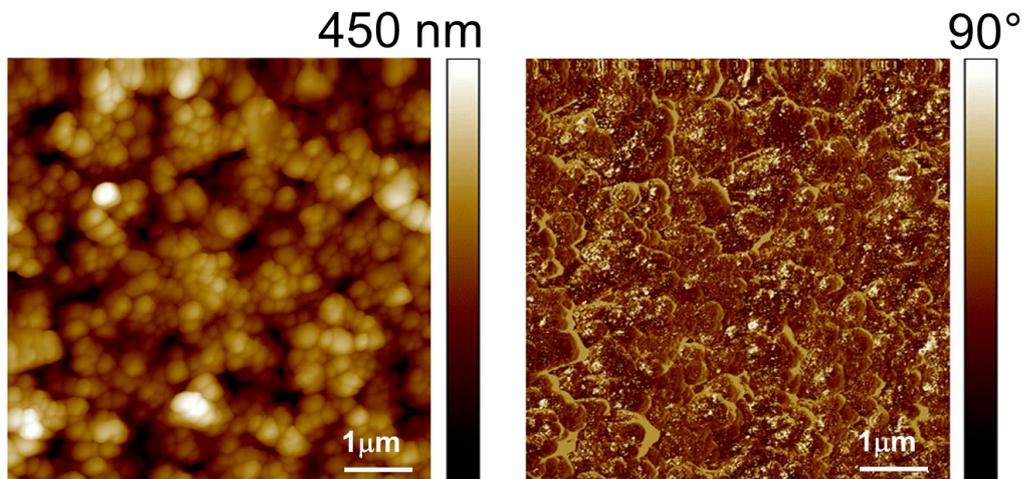


Abbildung 32. AFM-Aufnahmen einer lasergesinterten 250-nm-Kupfernanopartikelschicht mit einer Rauheit von $R_a = 15$ nm auf einer Perowskit / PCBM-Schicht. Das topografische Bild (links) zeigt die Entwicklung eines gut verschmolzenen Kupfernetzwerks. Der Großteil des Phasenbildes (rechts) zeigt eine topographieunabhängige Phase, die Kupfer und kleineren Teilen mit höherer Phasenverschiebung zugeordnet ist, die vom Substrat herrühren.

Die AFM-Ergebnisse wurden ferner durch morphologische Untersuchungen untermauert, die mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) durchgeführt wurden, und unterstreichen die Bedeutung der Schichtdicke, für die Bildung einer Kontaktschicht, die den Substratbereich vollständig bedeckt. (**Abbildung 33**) Obwohl die Draufsicht und die Querschnittsbilder einer mit Tintenstrahl gedruckten und lasergesinterten Cu-NP-Schicht mit einer Dicke von 250 nm die Bildung des gewünschten verschmolzenen NP-Netzwerks zeigen, können bestimmte Bereiche erkannt werden, in denen das Substrat nicht vollständig von den metallischen NPs abgedeckt wird. Darüber hinaus wird die schlechte Verteilung der Nanopartikel von Rissen in der Schicht begleitet. Im Gegensatz dazu, weist eine 400 nm Cu-NP-Schicht, nicht nur ein Netzwerk auf, das aus verschmolzenen Cu-NPs besteht, sondern zusätzlich auch eine homogene Verteilung der NPs über die gesamte beschichtete Fläche.

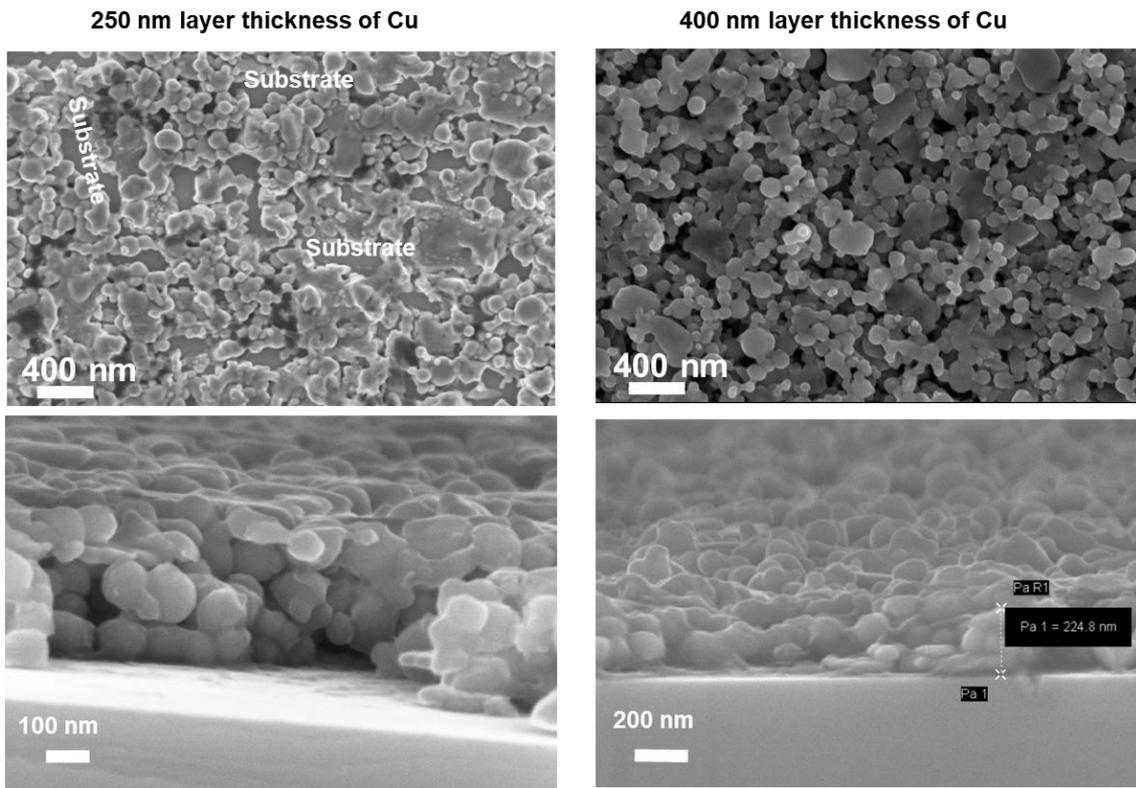


Abbildung 33. REM-Aufnahmen von Tintenstrahl-gedruckten und lasergesinterten Kupfer-NP-Tintenschichten. Bei 250-nm-Schichten (links) zeigen Draufsicht- (oben) und Querschnittsbilder (unten) die unvollständige Bedeckung des Substrats durch die Partikel. Im Gegensatz dazu zeigt eine 400-nm-Schicht (rechts) nach dem Drucken und Lasersintern eine vollständige Oberflächenbedeckung.

Fotographien von Solarzellproben mit der oben dargestellten Kontaktgeometrie sind in **Abbildung 34** dargestellt. Das Sintern der mit Tintenstrahl gedruckten Kupfer-NP-Kontakte bei verschiedenen Fluenzwerten zeigte erneut, dass höhere Fluenzwerte zu einem stärker verschmolzenen NP-Netzwerk führen und zu spezifische niedrigerem Widerstand des Metalls. Untersucht von der Glasseite der Probe zeigt die gesamte Kontaktfläche eine typische Kupferfarbe für die Kontaktfläche, die auf eine gut gesinterte Schicht hinweist (**Abbildung 34**, links). Im Gegensatz zum Aussehen der Vorderseite zeigt die Rückseite, d. H. die Oberfläche der Cu-NP-Abscheidung, eine deutliche Verfärbung für die äußeren Teile der Kontaktfläche. Diese Farbveränderung kann auf eine Zersetzung der Schichten unterhalb der Cu-NP-Schicht zurückgeführt werden. Die Zersetzung wird mit hoher Wahrscheinlichkeit durch einen lokalen Temperaturanstieg bei der Absorption der Laserstrahlung in der Kupfer-NP-Schicht verursacht.

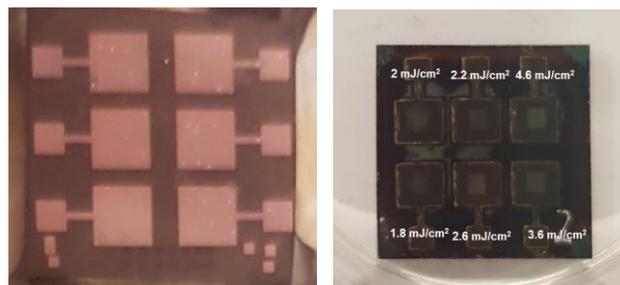


Abbildung 34. Fotos von Glas / ITO / PEDOT:PSS / Perowskit / PCBM / Cu-Zellen von der Glasseite (links) und der Kupferkontaktseite (rechts)

Diese Ergebnisse werden auch durch Strom-Spannungs (IV) -Messungen gestützt, die für Zellen durchgeführt wurden, die mit unterschiedlicher Dicke (Standarddicke: 70 nm, erhöhte Dicke: 110 nm) für die PCBM-Schicht, sowie unterschiedlicher Dicke für die Cu-NP-Kontakte, hergestellt wurden. Für alle Zellen mit Standard-PCBM-Dicke wurden keine Kontakt- oder Kurzschlusseigenschaften gemessen. Auch hier wird eine erhöhte Temperatur, insbesondere in der Perowskitschicht, als Hauptgrund für dieses Verhalten angenommen. Um die Wärmespannung für die Perowskitschicht zu verringern, wurde ein anderer Satz von Proben hergestellt, bei denen PCBM mit erhöhter Dicke abgeschieden wurde. In diesem Fall konnte bei IV-Messungen ein diodenartiges Verhalten festgestellt werden. Die Diodeneigenschaft war noch ausgeprägter, als die Dicke der Cu-NP-Schicht von 400 nm auf 900 nm erhöht wurde. Es war jedoch in keinem Fall möglich, eine Leerlaufspannung zu messen, noch konnte ein photovoltaischer Effekt aus den IV-Eigenschaften gesehen werden.

Indium-dotierte ZnO-Schichten hergestellt mittels Sprühyrolyse auf Glass Substraten: Am AIT wurde ein Lösungsverfahren für die Sprühyrolyse von transparentem und leitendem Indium-dotiertem ZnO, d. H. IZO, entwickelt. Dieses Verfahren verwendet Wasser als Lösungsmittel und eine geringe Konzentration von In als Dotierungsmittel (~ 4%). Da die Abscheidung bei 360°C erfolgt, eignet sich das Verfahren nicht für PET-Substrate, sondern nur für Glas. Für optimierte Proben betrug der erreichte Flächenwiderstand ~25 Ω/sq. mit Transparenz > 85%. Diese Elektroden wurden in Perowskit-Solarzellen im AIT implementiert, was einen Wirkungsgrad von 6% ergab. **Abbildung 35** zeigt ein Querschnitts-SEM-Bild der Zelle, die die IZO-Elektrode verwendet. Die Ergebnisse zu dieser Forschung wurden in ²⁸ veröffentlicht.

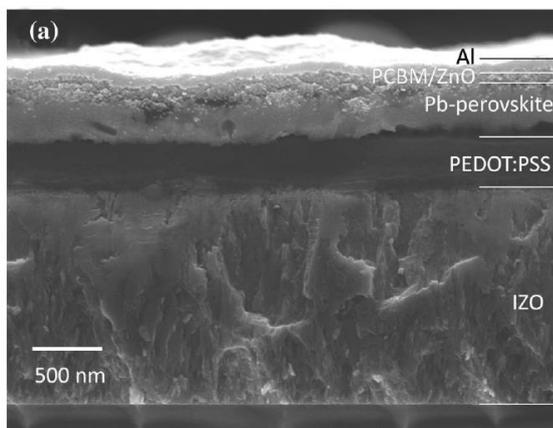


Abbildung 35. Querschnitts-SEM-Aufnahme der mehrschichtigen Pb-Perowskit-Solarzelle unter Verwendung der transparenten IZO-Elektrode, die durch Sprühyrolyse hergestellt wurde.

Gesputterte TiO_x/Cu/AZO-Multischichten auf Glas- und PET-Substraten. Das AIT hat weitgehend gesputterte Dielektrik/Metall/Dielektrik transparente Elektroden untersucht. Zunächst wurde eine Vielzahl von dielektrischen Materialkombinationen simuliert. Aufgrund der simulierten Leistung und der Materialkosten wurde das TiO_x/Cu/AZO-System (AZO ist aluminiumdotiertes ZnO) zu untersuchen. In **Abbildung 36** werden die Transmissionsspektren für optimierte Dreifachschichten auf Glas für verschiedene Cu-Dicken gezeigt. Die durchschnittliche Transparenz im sichtbaren Bereich beträgt >80% und der Schichtwiderstand 6 Ω/sq. für eine Cu-Dicke von 10 nm. Die Leistung ist bei PET geringer, was auf das Rauheitsprofil des Kunststoffsubstrats zurückzuführen ist. Um die Leistung auf PET zu steigern, erwiesen sich zwei Ansätze als effizient: Zum einen wurde eine dünne AZO-Schicht zwischen PET und TiO_x abgeschieden (**Abbildung 37**). Das andere ist die Ablagerung eines UV-härtbaren Polymers auf

dem PET-Substrat, wodurch die Hintergrundrauheit signifikant verringert wird. Der letztere Ansatz ergibt auf dem flexiblen Substrat die gleiche Elektrodenleistung wie auf Glas. Die Ergebnisse dieser Untersuchung wurden in ²⁹ veröffentlicht.

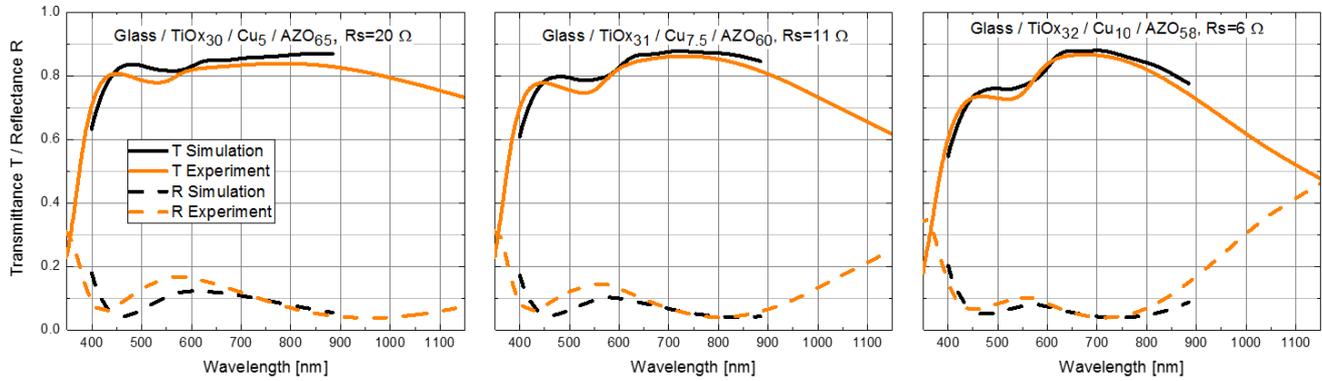


Abbildung 36. Transmissionsspektren für TiOx/Cu/AZO-Elektroden auf Glas für verschiedene Cu-Dicken.

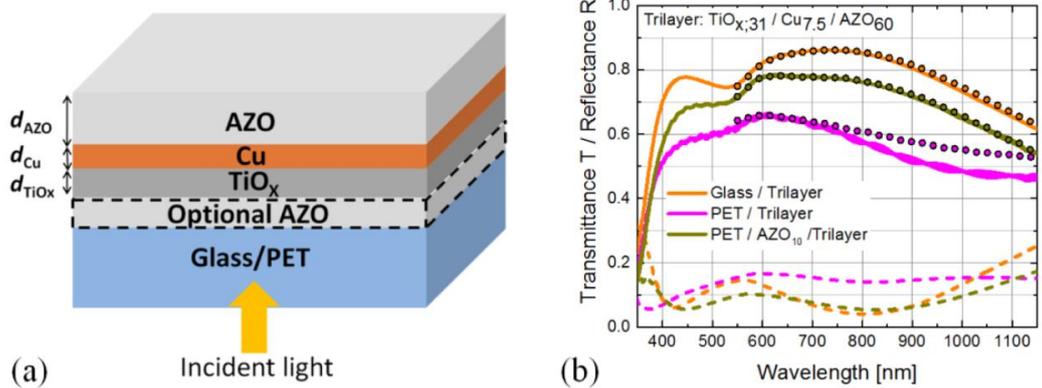


Abbildung 37. (a) Skizze der Dreifachschicht auf verschiedenen Substratkonfigurationen. (b) Spektren der direkten Transmission (fest), der Gesamttransmission (Kreise) und der Reflexion (gestrichelt) der Dreischichtstruktur $TiO_{x,31}/Cu_{7.5}/AZO_{60}$ auf Glas-, PET- und PET / AZO_{10} -Substrat.

Gesputtete $TiO_x/Ag/AZO$ -Multischichten auf Glas- und PET-Substraten. Am AIT wurde die Wirkung von Polymerzwichenschichten auf gesputtete $TiO_x/Ag/AZO$ -Elektroden auf PET untersucht. Die durchschnittliche Durchlässigkeit der Elektrode auf blankem PET ist sehr niedrig (44.8%) und der Flächenwiderstand beträgt $30 \Omega/sq.$, dies ist ein großer Unterschied verglichen mit der Leistung auf Glas mit einer durchschnittlichen Durchlässigkeit von 88.1% und einem Schichtwiderstand von $5,7 \Omega/sq.$ Dies ist auf die raue, faserige Morphologie der TiO_x -Schicht auf PET zurückzuführen. Bei Verwendung einer UV-vernetzten organisch-anorganischen Verbundschicht (Amonil®) zwischen den PET- und TiO_x -optimierten Elektroden ergibt sich eine mittlere Durchlässigkeit von 85% (einschließlich des Substrats) und ein Schichtwiderstand von $5.7 \Omega/sq.$ Die Elektroden weisen auch eine niedrige mittlere quadratische Rauheit von 3.2 nm auf. Die Abscheidung erfolgt ohne Substraterwärmung. Eine verbesserte Elektrodenleistung könnte durch die Wachstumsmodifikation von TiO_x auf der Zwischenschicht erklärt werden, wodurch es dem TiO_x -Wachstum auf Glas ähnelt. Diese Arbeit zeigte auch, dass PMMA auch

als alternative Zwischenschicht verwendet werden kann, obwohl der Effekt auf die Elektrodenleistung nicht so günstig ist wie bei der Verbundschicht. Die Ergebnisse sind in ³⁰ dargestellt.

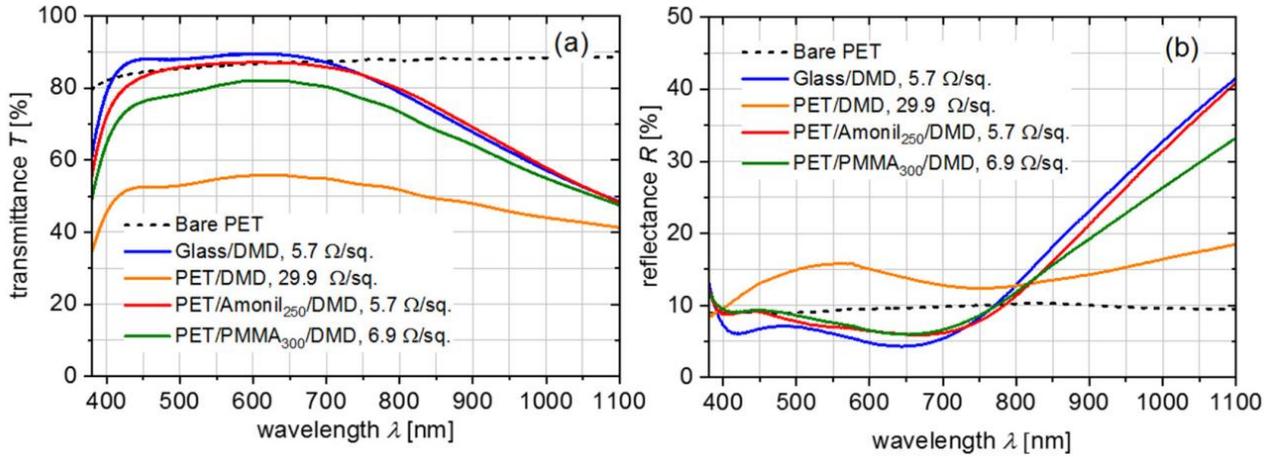


Abbildung 38. Transmissions- (a) und Reflexionsspektren (b) von PET, Glas/DMD, PET/ DMD, PET/Amonil₂₅₀ / DMD und PET/PMMA₃₀₀/DMD.

Darüber hinaus hat das AIT DMD-Elektroden auf PET-Substraten entwickelt, die Ag als Metall und verschiedene andere dielektrische Materialien verwenden. In **Tabelle 5** werden die Ergebnisse für diese Elektroden auf PET hinsichtlich Transparenz, Schichtwiderstand und Rauheit zusammengefasst. Mit diesen Elektroden beschichtete PET- und Glassubstrate wurden an verschiedene Partner zur Herstellung von Perowskit-Solarzellen geschickt. Es wurde festgestellt, dass diese Elektroden eine bessere Güte aufweisen als das mit ITO beschichtete PET nach dem Stand der Technik.

Tabelle 5. Eigenschaften von DMD Elektroden auf PET

DMD Elektroden	T _{av} (%) (400-780nm)	T _{max} (%)	RMS Rauheit (nm)	Schichtwiderstand Ω/sq.
ITO ₅₀ /Ag ₁₀ /ITO ₅₀	72.9	81.9 (@633 nm)	3.26	5.8
ZnO ₅₀ /Ag ₁₀ /ZnO ₅₀	75.8	81.1 (@567nm)	3.51	10.4
AZO ₅₀ /Ag ₁₀ /AZO ₅₀	76.4	82.3 (@572nm)	5.55	5.1
AZO ₅₀ /Ag ₁₀ /AZO ₅₀ /NiO ₅	73.2	80.1 (@574nm)	5.92	5.2
ZnMgO ₅₀ /Ag ₁₀ /ZnMgO ₅₀	76.6	82.0 (@ 575nm)	5.10	6.0

In Polymer eingebettete Ag-NW-Schichten: AIT hat Ag-Nanodraht-Elektroden (AgNW) entwickelt, deren NWs in ein Polymer eingebettet sind. Dieser Einbettungsansatz bietet zwei Hauptvorteile gegenüber den nicht eingebetteten NWs: (a) die Umgebungsstabilität der NW-Elektrode wird erhöht und (b) ihre Rauheit wird verringert. Beide Vorteile sind wichtig für die Implementierung solcher Elektroden in Perowskit-Solarzellen mit ultradünnen aktiven Schichten.

Abbildung 39 zeigt die Herstellungsschritte für eine Prozessroute zur Herstellung einer solchen Elektrode: Zunächst werden die Ag-NWs (engl. Nanowires NW) aus Suspensionen auf ein *Hostsubstrat* (HS) (Glas oder PET) mittels Ultraschallbesprühung bei Umgebungs- oder niedriger Temperatur (<120°C) aufgetragen. Die Dichte der NWs wird über die Anzahl der Abtastkreise der Sprühdüse und den Feststoffgehalt der Suspension gesteuert. Der NW-Film wird dann einem Sinterprozess unterzogen, der den Widerstand auf das gewünschte Niveau (2.5-15 Ω/sq.) reduziert, indem die die NWs umgebende Isolierschale entfernt und die Übergänge der Nanodrähte verschweißt werden. Auf die NW-Schicht wird dann ein UV-härtbares Polymer aufgebracht. Zudem wird das Zielsubstrat (TS) (PET) mit einer haftvermittelnden Schicht beschichtet und auf das mit den eingebetteten Ag-NWs beschichtete HS gelegt. Die eingebettete NW-Elektrode wird somit auf das Zielsubstrat übertragen. Das Transmissionsspektrum der resultierenden Elektrode auf PET zusammen mit einem SEM-Bild ist in **Abbildung 40** dargestellt. In dem REM-Bild wird die eingebettete Elektrode mit einer gesputterten 100-nm-AZO-Schicht zur Implementierung in eine Solarzelle bedeckt. Zu diesem Zweck wurden auch ZnO-Nanopartikelschichten verwendet.

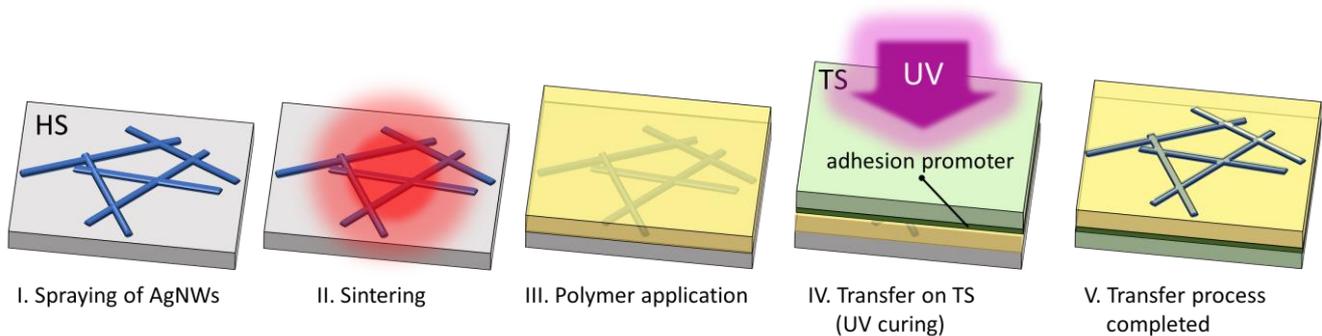


Abbildung 39. Herstellungsschritte für Elektroden mit eingebetteten Ag-NWs zusammen mit Transmissionsspektren für Elektroden mit nicht eingebetteten (blau) und eingebetteten NWs (orange). Der Schichtwiderstand ist für beide Elektroden vergleichbar.

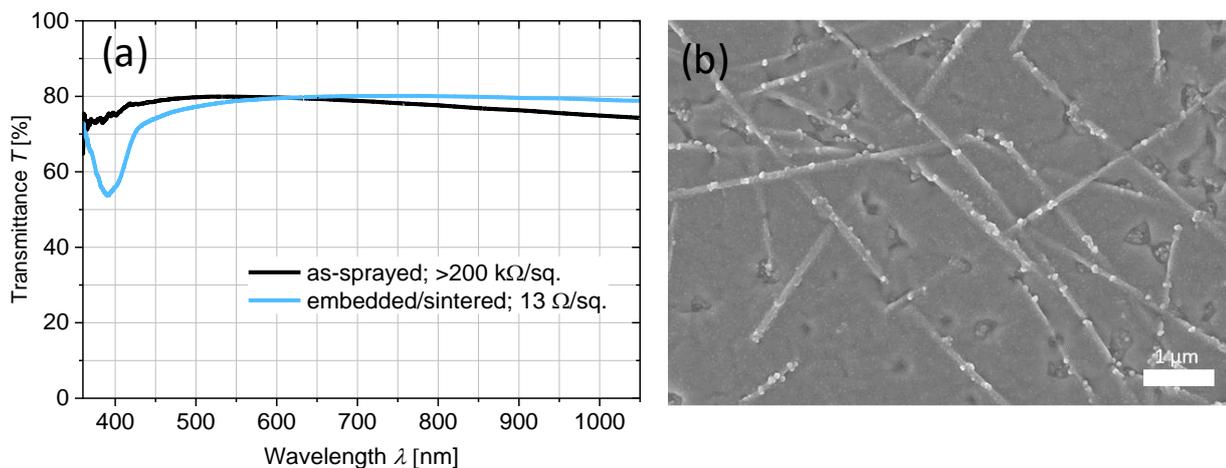


Abbildung 40. (a) Transmissionsspektrum der Ag-NW-Elektrode auf PET (vor dem Sintern) und der eingebetteten Ag-NW-Elektrode auf PET (nach dem Sintern und Einbetten); (b) REM-Aufnahme der eingebetteten Ag-NW-Elektrode auf PET, bedeckt mit 100 nm AZO-Schicht.

Crystalsol Monokornmembranmodulen

Ein weiterer Schwerpunkt von JR war die Entwicklung eines transparenten Rückkontakts für semitransparente CZTS-Solarzellen. In diesem Zusammenhang wurde PEDOT:PSS aufgrund seiner guten Ergebnisse in Bezug auf den niedrigen spezifischen Widerstand und hohe Transmissionswerte in einer halbtransparenten PEDOT:PSS / Silber-Kombination bewertet. In diesem Fall wurden PEDOT:PSS und Silberpaste auf ein CZTS-Monokornmodul siebgedruckt und entsprechend getempert.

Abbildung 41 (links) zeigt die IV-Eigenschaften der einzelnen Zellen des PEDOT: PSS / Ag-Moduls, die im AM1.5g-Spektrum beleuchtet sind. Die beste Zelle in diesem Modul zeigte eine V_{oc} von 0.646 V (Referenzzelle: $V_{oc} = 0.648$ V), eine 9% höhere Kurzschlussstromdichte, aber einen 25% niedrigeren Füllfaktor (FF), was zu einem 19% niedrigeren Wirkungsgrad führte im Vergleich zur Referenzzelle. Dennoch wurden die Ergebnisse für diese PEDOT:PSS/Ag-Kombination als vielversprechender Ausgangspunkt für weitere Untersuchungen herangezogen. Diese Entscheidung beruhte in erster Linie auf der Tatsache, dass die PEDOT:PSS-Konfiguration im Vergleich zum Standard-Graphit / Silber-Kontakt eine Semitransparenz aufwies, die zum einen durch die hohe Transparenz von PEDOT: PSS verursacht wurde. Zum anderen, weil die Silberkontaktschicht nicht als vollflächiger Kontakt aufgebracht wurde, sondern nur als fingerartige Kontakte, die nur einen kleineren Teil der beleuchteten Fläche bedeckten. Der niedrigere Wirkungsgrad der PEDOT:PSS / Ag-Modul im Vergleich zur Referenz trat auf, weil höhere Schichtwiderstände für die jeweiligen Schichten eine Verringerung des FF verursachten. Insbesondere wurden Schichtwiderstände von 675 Ω /sq. und 5.2 Ω /sq. für PEDOT:PSS und siebgedrucktes Silber gemessen, während 500 Ω /sq. für Graphit und 0.5 Ω /sq. für den vollflächigen Silberrücken Kontakt gemessen wurden.

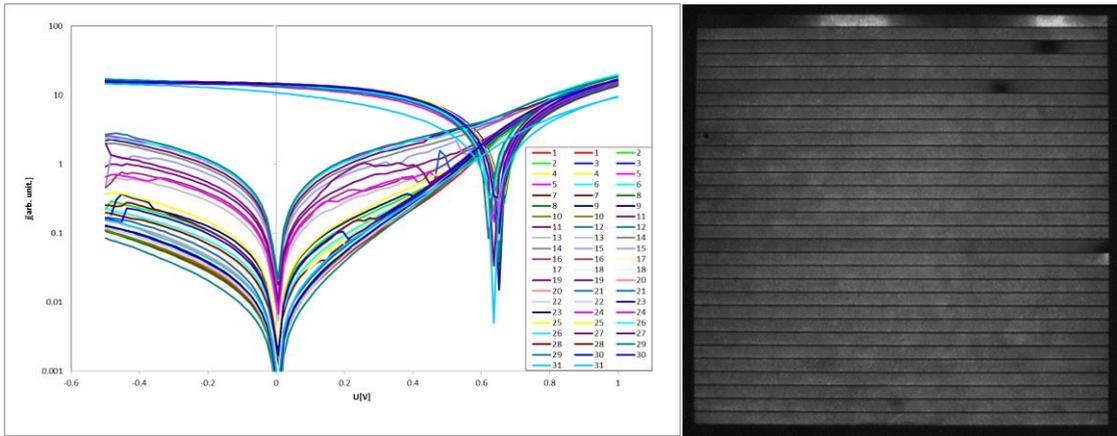


Abbildung 41. jV-Eigenschaften für die einzelnen Zellen eines CZTS-Monokornmoduls mit PEDOT: PSS / Ag als Rückkontakt (dunkel und beleuchtet, links) sowie PL-Bild für das Solarmodul (rechts).

Da die Ergebnisse von PEDOT: PSS in Kombination mit Silber zeigten, dass diese Materialkombination als geeigneter elektrischer Kontakt mit guter Funktionalität fungieren kann, wurden weitere Anstrengungen unternommen, um ein effizientes Silbergitter als Rückkontakt auf PEDOT:PSS zu

designen mit einer Transparenz von >80% und guter Leitfähigkeit. Zwei mögliche Designs mit einer Wabenstruktur und einer Fingergritterstruktur sind in **Abbildung 42** dargestellt.

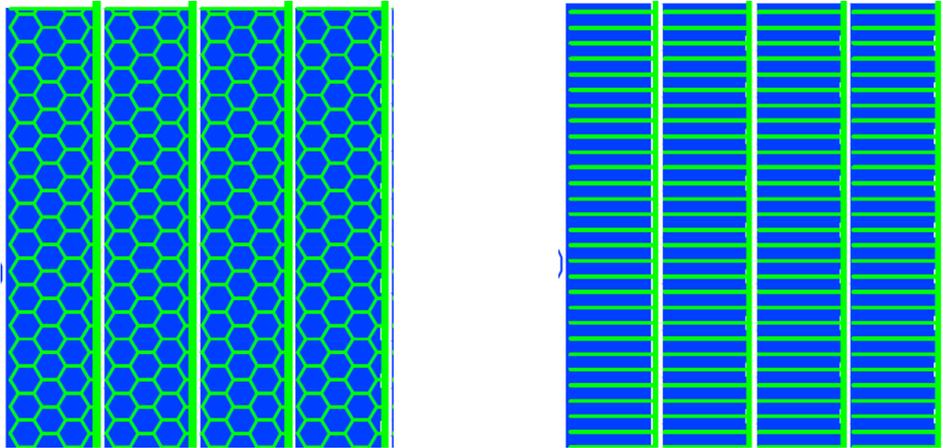


Abbildung 42. Rückkontakt Waben- und Fingerkonstruktionen als semitransparente Kontaktierungsgitter auf PEDOT: PSS-Schichten für CZTS-Monokornsolarmodule.

Beide oben abgebildeten Designs wurden auf CZTS-Monokornmodulen von crystalsol siebgedruckt, nachdem die Module mit PEDOT:PSS beschichtet worden waren. Fotos der fertigen Solarmodule sind in **Abbildung 43** dargestellt.

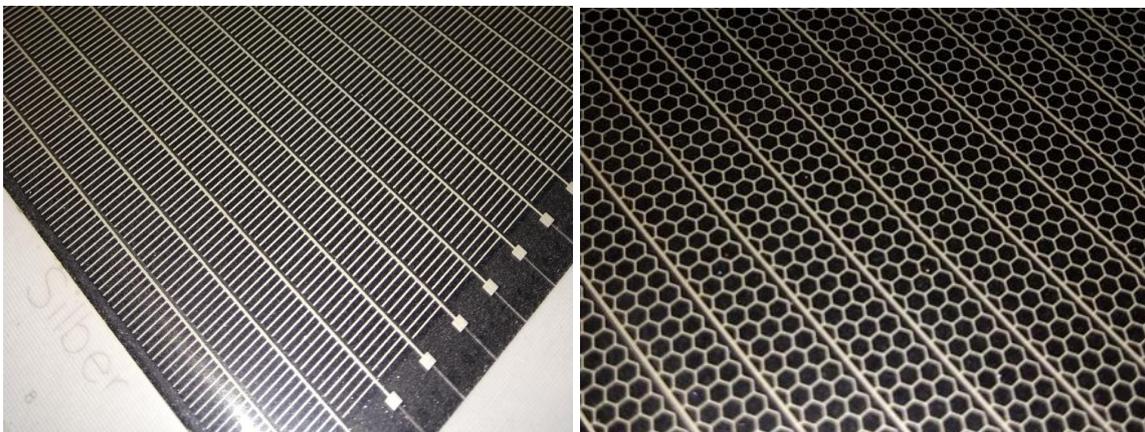


Abbildung 43. Rückseitiges Kontaktfingergitter (links) und Wabenmuster (rechts), siebgedruckt auf CZTS-Monokornmodulen bei Joanneum Research

Die Ergebnisse der IV-Messungen unter AM1.5g-Beleuchtung für die einzelnen Solarzellenmodule mit oberer Elektrode mit Fingerstruktur und Wabenstruktur sind in den **Abbildung 44** und **Abbildung 45** zu sehen. Bei der Fingerstruktur lieferten die besten Zellen, bezogen auf das Referenzmodul, 94.4% des Stroms, 75.1% des FF bzw. 69.7% des Wirkungsgrades bei unveränderter V_{oc} .

Für das wabenstrukturierte Gitter lieferten die besten Zellen, bezogen auf das Referenzmodul, 98.6% des Stroms, 78.3% des FF bzw. 76.8% des Wirkungsgrades, auch bei unverändertem V_{oc} .

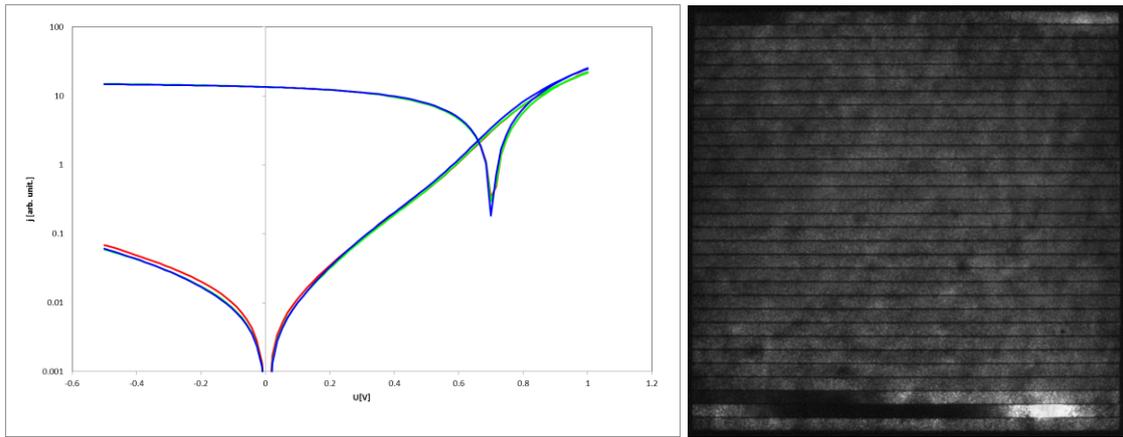


Abbildung 44. IV-Eigenschaften für die einzelnen Zellen eines CZTS-Monokornmoduls mit PEDOT:PSS / Ag-Finger-Design als Rückkontakt (dunkel und beleuchtet, links) sowie PL-Bild für das Solarmodul (rechts).

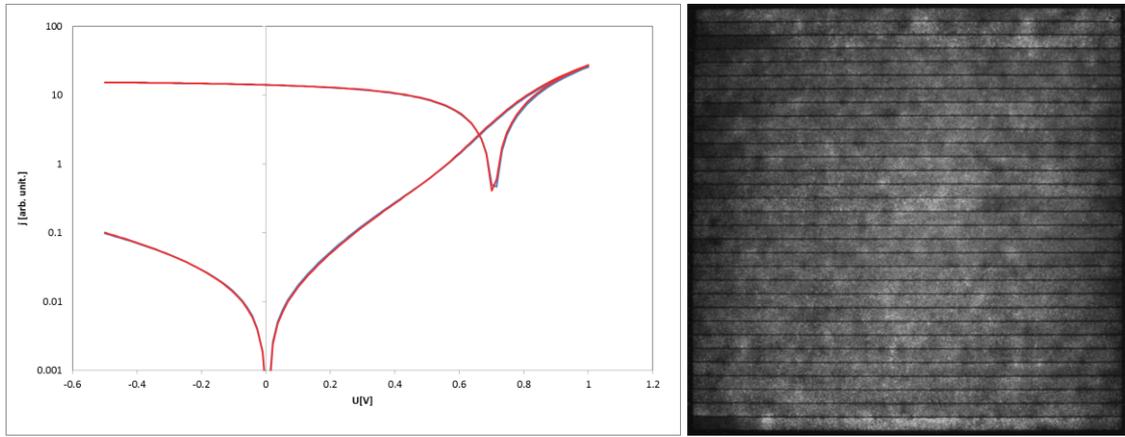


Abbildung 45. IV Eigenschaften für die einzelnen Zellen eines CZTS-Monokornmoduls mit PEDOT: PSS / Ag Wabenstruktur als Rückkontakt (dunkel und beleuchtet, links) sowie PL-Bild für das Solarmodul (rechts).

Die geringere Gesamtleistung der semitransparenten Module im Vergleich zum Referenzmodul ist auf zwei wesentliche Gründe zurückzuführen. Einerseits trat eine leichte Fehlausrichtung zwischen den siebgedruckten Kontakten und den darunterliegenden Zellen auf. Auftretende Kontaktunterbrechungen wurden mit Silbertinte nachlackiert. Zum anderen war der elektrische Kontakt zwischen dem Kontaktierungsgitter und dem in die Polymermatrix eingebetteten Metalldraht nicht optimal, was zu einem geringeren Füllfaktor für die einzelnen Zellen und damit für das Gesamtmodul führte. Als wahrscheinlicher Grund für den nicht optimalen Kontakt zum Draht wurde angenommen, dass während der für die Rückkontaktbildung erforderlichen Aushärtungsschritte eine partielle Delamination auftritt. Insbesondere wurde eine Schrumpfung des Substrats während der PEDOT:PSS-Härtung als Grundursache angenommen. Infolgedessen wurde ein weiterer Satz von Modulen mit einem abschließenden Härtungsschritt nach der Abscheidung von PEDOT: PSS und Silber hergestellt. Letzteres wurde wiederum durch Siebdruck in einer Wabenstruktur abgeschieden.

Abbildung 46 zeigt noch einmal die jV -Eigenschaften des Moduls bei AM 1.5-Beleuchtung. Die Stromdichte erreichte 76.8%, der FF 90.6% bzw. der Wirkungsgrad 69.1% im Vergleich zum Referenzmodul, während der V_{oc} unverändert blieb.

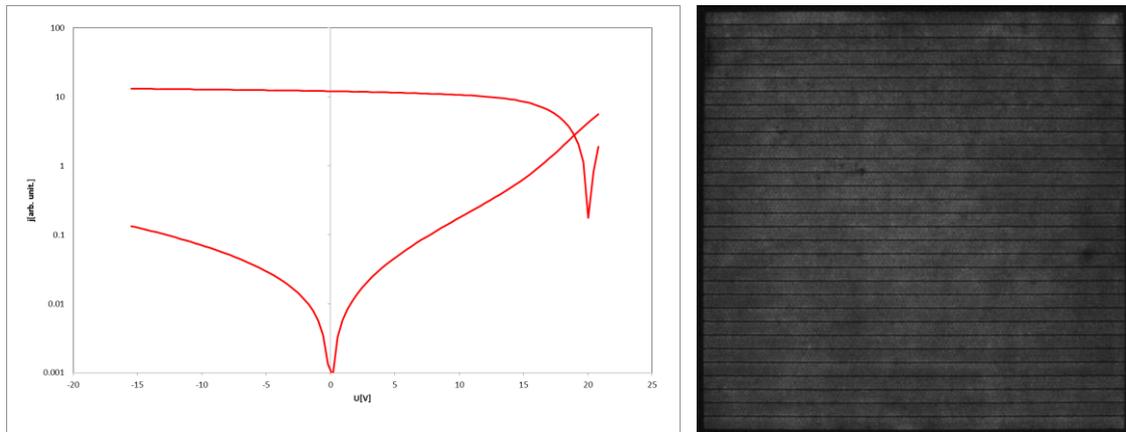


Abbildung 46. jV-Eigenschaften für die einzelnen Zellen eines CZTS-Monokornmoduls mit PEDOT: PSS / Ag-Wabenstruktur als Rückkontakt (dunkel und beleuchtet, links) sowie PL-Bild für das Solarmodul (rechts).

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass sich PEDOT:PSS / Silber als funktionierende Kombination zur Erzielung gut funktionierender Kontakte bewährt hat. Die Wabenstruktur erwies sich als ein guter Kandidat für das Kontaktierungsverhalten und die Leitfähigkeit, wodurch ein hoher Transparenzgrad >80% ermöglicht wurde. Insbesondere beim Vergleich der Ergebnisse von Modulen mit semitransparenten Kontakten mit denen der Referenzmodule zeigt sich jedoch, dass die laterale Leitfähigkeit der PEDOT:PSS-Schicht noch verbesserungswürdig ist. Diese weiteren Verbesserungen können durch Modifikation der PEDOT: PSS-Formulierung, wie beispielsweise durch das Hinzufügen von metallischen NWs direkt zur Tinte, Optimierung der Leiterbahnen unter Berücksichtigung der Wahrung einer hohen Transparenz, Prozessmodifikationen - insbesondere in Bezug auf Trocknungs- und Härtungsschritte und Untersuchungen, oder durch die Untersuchung von Alterungseffekten der Kontakte im Verhältnis zu den Zelleigenschaften.

Halbtransparente gesputterte Anoden für CZTS-Zellen: Das AIT hat gezeigt, dass eine Reihe von transparenten gesputterten Elektroden als Anoden in Monokornmembran-Solarzellen verwendet werden können. Dies führt zu demselben Wirkungsgrad wie die Referenzzelle mit opaker Elektrode aus Kohlenstoffpaste / Silberpaste. Die vielversprechendsten Elektroden verwendeten AZO oder ITO in Kombination mit Silber. Das Transmissionsspektrum einer auf Glas abgeschiedenen AZO₅₀/Ag₁₅/AZO₅₀-Schicht ist in **Abbildung 47** dargestellt. Der Schichtwiderstand der Elektrode beträgt ~ 4 Ω/sq. SEM-Aufnahmen der mechanisch abgetragenen Rückseite der Solarzellen, nach der Elektroden-Abscheidung werden in **Abbildung 47** gezeigt.

Jene Solarzellen welche die AZO/Ag/AZO-Elektroden implementieren, zeigten eine ähnliche Leistung wie die Referenzzelle. Die jV-Kurven der Solarzellen mit den verschiedenen Elektroden sind in **Abbildung 48** dargestellt (die Zellen wurden unter AM1.5g-Beleuchtung gemessen).

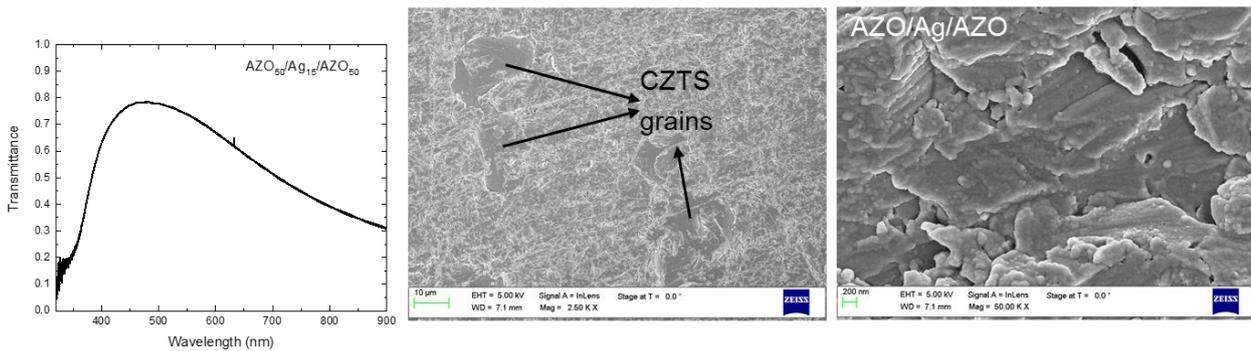


Abbildung 47. (links) Transmissionsspektrum der AZO/Ag/AZO-Elektrode auf Glas. (Mitte und rechts) SEM-Aufnahmen der hinteren Solarzellenoberfläche nach der Abscheidung des AZO / Ag / AZO-Kontakts.

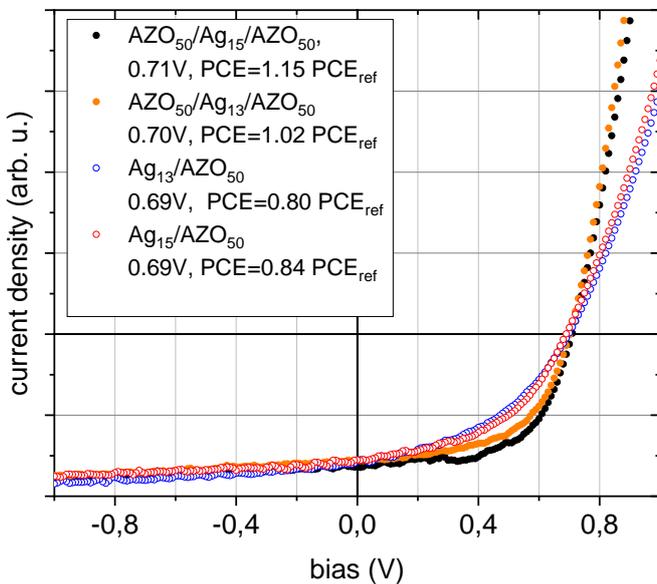


Abbildung 48. Beleuchtete jV-Kurven der CZTS-Zellen mit gesputterten transparenten Kontakten.

Nach Überprüfung der Leistung der AZO-basierten transparenten Kontakte, wurden diese auch auf Modulen mit jeweils 9 in Reihe geschalteten Zellen, aufgebracht. Jede Zelle hat eine Größe von 4.5x0.5 cm. **Abbildung 49** zeigt die jV-Messungen eines solchen Moduls bei 1000 W/m² Beleuchtung sowie bei 200 und 100 W/m². Der abgeschiedene Kontakt von AZO₅₀/Ag₁₅/AZO₅₀ hat einen Flächenwiderstand auf der Membran von 7 Ω/sq. Durch den geringen Flächenwiderstand der transparenten Elektrode kann ein hoher Füllfaktor (FF) von 92.1% des Referenzmoduls erreicht werden. **Abbildung 50** zeigt ein Elektrolumineszenzbild des Moduls mit den 9 Zellen. Die inaktiven Bereiche entsprechen den für die Z-Verbindung zwischen den Zellen verwendeten Cu-Drähten. Am wichtigsten ist, dass das Modul bei 550 nm eine Transparenz von 15% und im sichtbaren Bereich eine durchschnittliche Transparenz von ~12% aufweist. Optimierungsbedarf besteht weiterhin, da bei der Modulverarbeitung keine Polymerfüllstoffe verwendet wurden (um das Modul transparent zu halten), der Abrieb des Rückenkontakts nicht optimal war und möglicherweise nicht alle Körner verbunden sind. Eine Optimierung dieses Prozesses würde den Modulwirkungsgrad bei gleicher Transparenz erhöhen.

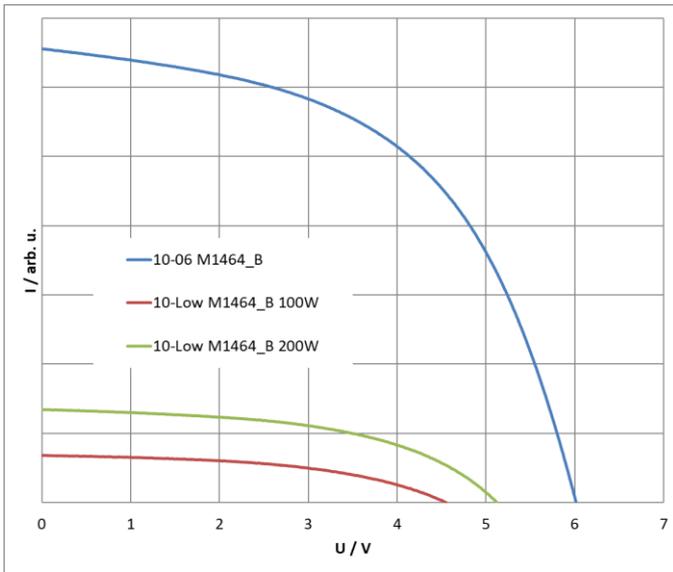


Abbildung 49. jV-Eigenschaften des semitransparenten Moduls

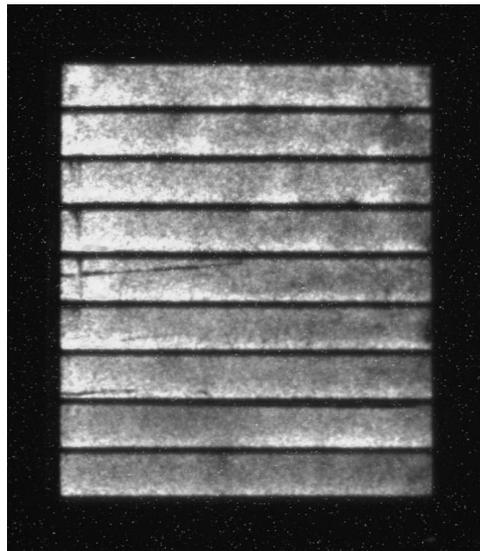


Abbildung 50. Elektrolumineszenzbild des semitransparenten Moduls

Tabelle 6. PV-Leistung des Moduls mit dem transparenten Rückkontakt

Beleuchtung (W/m^2)	Jsc (rel. %)	Voc (V)	FF (rel. %)	Wirkungsgrad (rel. %)
1000	100%	6.012	100%	100%
200	18%	5.117	97%	84%
100	9%	4.550	92%	72%

Großflächige Perowskit-Module

Für die halbautomatische Herstellung von organischen elektronischen Bauelementen wurde am Fraunhofer IAP eine Sheet-to-Sheet (S2S) Pilotlinie installiert (**Abbildung 51**). Das Tool ist in drei Module unterteilt. Im ersten Modul A werden Reinigungs- (UV-Clean) und Nassabscheidungsprozesse sowie Trocknungs- und Temperschnitte durchgeführt. Das zweite Modul B ermöglicht die Verdampfung von Metalloxiden und Metallen. Alle Bearbeitungsschritte sind robotergesteuert. Laminare Strömung reduziert die Partikelerzeugung und führt zu einer Reinraumklasse von 10, um die Zuverlässigkeit bei der Verarbeitung von Perowskit-Bauteilen zu erhöhen.

Für die Herstellung von Perowskit-Solarzellen und -Modulen werden unterschiedliche Layouts verwendet, die Zellgrößen zwischen 1 cm^2 und 200 cm^2 erreichen. Die Herausforderung im Upscaling-Prozess besteht in der Anpassung der ursprünglich für das Spin-Coating von Zellen im Labormaßstab verwendeten Formulierungen und deren Anpassung für den Tintenstrahldruck. Spin-Coating ist nicht hochskalierbar und erfordert große Materialmengen, da nur $\sim 1\%$ der Lösung auf dem Substrat verbleibt. Zum anderen führt der Tintenstrahldruck zur Abscheidung definierter Bereiche mit einem Materialeinsatz von $>90\%$. Während des Abscheidungsschritts werden nasse Schichten zwischen 5 und 15 um aufgebracht. Daher muss der Feststoffgehalt der Tinte auf die aufgebrauchte Nassschichtdicke eingestellt werden, um die gewünschte Trockendicke zu erhalten. Besondere Aufmerksamkeit muss dem

Energieforschungsprogramm - 2. Ausschreibung

Klima- und Energiefonds des Bundes – Abwicklung durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft FFG

Trocknungsprozess gewidmet werden, um inhomogenes Trocknen und unerwünschte Randeffekte (z. B. Kaffeerandeffekt) zu vermeiden. Dies erfordert eine Anpassung der thermischen Prozesse konzentrieren, um hocheffiziente Perowskitschichtmorphologie zu erhalten.

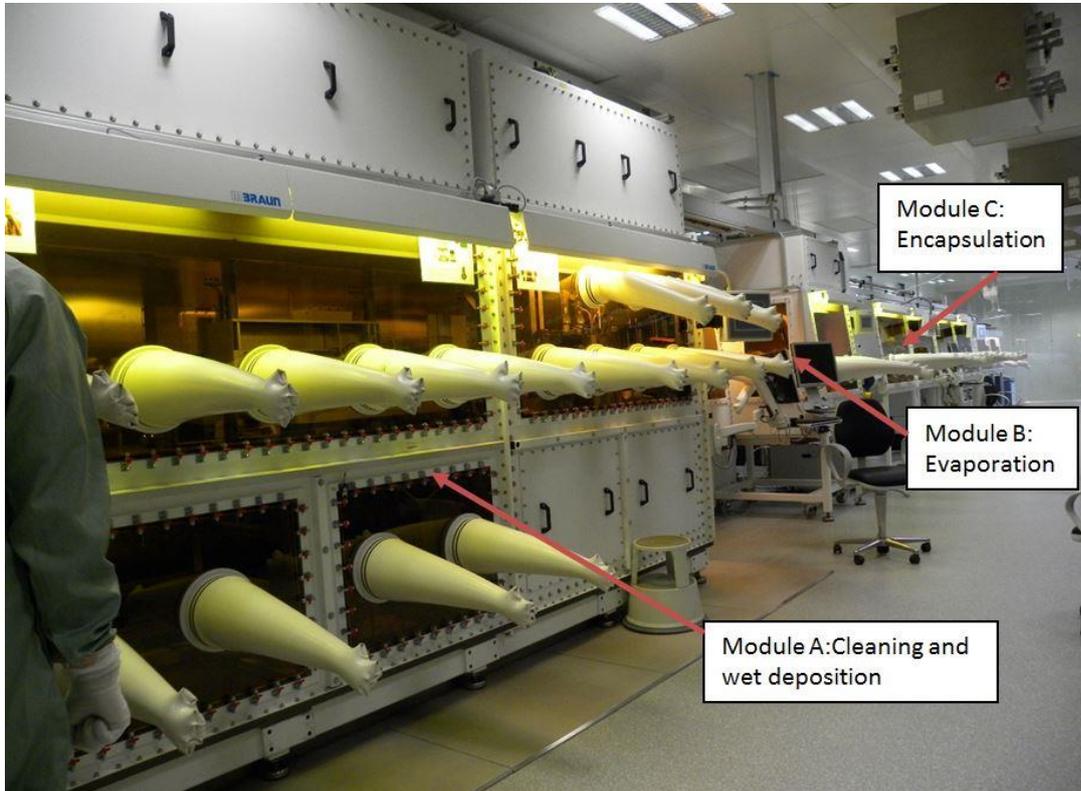


Abbildung 51. Sheet-2-Sheet Pilotlinie im Reinraum des Fraunhofer IAP

Für den Hochskalierungsprozess von lösungsverarbeiteten Perowskit-Solarzellen konzentrierte sich das Fraunhofer IAP auf den Tintenstrahldruck. Der anfängliche Ansatz bestand darin, auf 5x5 cm² großen Substraten zu drucken. Das Standardlayout enthält zwei Zellen mit einer Größe von 10x10 mm² und zwei Zellen mit einer Größe von 2.5x4 mm². Ein erstes Ergebnis ist in **Abbildung 52** dargestellt, in der die Perowskitschicht auf einem ITO-Glassubstrat gedruckt wurde, gefolgt von einer NiO-Schicht (die als Lochtransportschicht dient). Die Herausforderungen für hocheffiziente Zellen beim Tintenstrahldruck sind folgende:

- Der häufig verwendete Antisolvent-Schritt beim Spin-Coating-Prozess kann beim Inkjet-Druck nicht angewendet werden, da ein effizientes schnelles Entfernen des Antisolvents nicht möglich ist.
- Aufgrund einer Nassschichtdicke von 10-15 µm sind Trocknungs- und Temperschritte länger als beim Spin-Coating. Dies bringt die Herausforderung mit sich, die Kristallbildung nach der Perowskitabscheidung zu kontrollieren.
- Um die Kristallbildung des Perowskits zu kontrollieren, wurden die Verwendung von Additiven, das Doppelschritt-Drucken und das Flash-Vakuum-Verfahren in Kombination mit verschiedenen Tempverfahren untersucht.

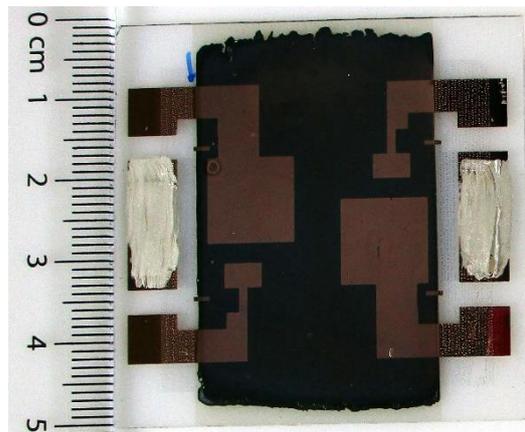


Abbildung 52. Substratlayout für die Erstprüfung. Es enthält vier Zellen: zwei von 10x10 mm² und zwei von 2.5x4 mm² Fläche.

Mit dem oben genannten Layout konnten Solarzellen mit einem Wirkungsgrad von 10.8% auf einer Fläche von 10x10 mm² erzielt werden, wie in **Abbildung 53** gezeigt. Es sollte erwähnt werden, dass unsere Referenzzellen mit Spin-Coating auf derselben Fläche einen maximalen Wirkungsgrad von 13.4% erreichten .

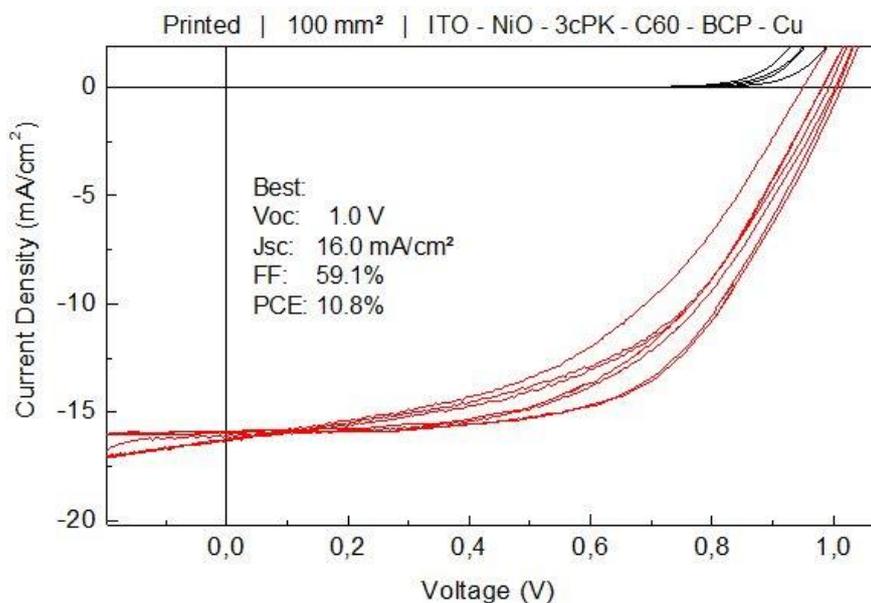


Abbildung 53. JV Charakteristik einer 1x1 cm² großen mittels Tintenstrahldruck hergestellten Solarzelle mit einem Dreifachkationenperowskit als Absorber.

Dennoch entwickelte Fraunhofer ein System, bei dem Schichten von mindestens 15x15 cm² durch Tintenstrahldruck aufgebracht werden können (siehe **Abbildung 54**). Benetzungsprobleme konnten durch Plasmabehandlung und Zugabe von Tensiden zur Perowskit-Tinte behoben werden, wodurch die Benetzung auf der polaren PEDOT:PSS-Schicht unterstützt wird. Während des Trocknungs- und Temperschritts wurden intensive Anstrengungen unternommen, um Defekte zu reduzieren. Die Trocknungszeit konnte durch Erreichen des Vakuums in einer Zeit von unter 40 s durch Optimierung des Pumpzyklus erheblich verkürzt werden. Eine weitere Verkürzung der Pumpzeit wird durch die Verringerung des Volumens in der Vakuumkammer erwartet, die noch untersucht wird. Ein kurzer

Pumpzyklus ist die Voraussetzung für die Bildung der optimalen Kristallmorphologie der Perowskitschicht.

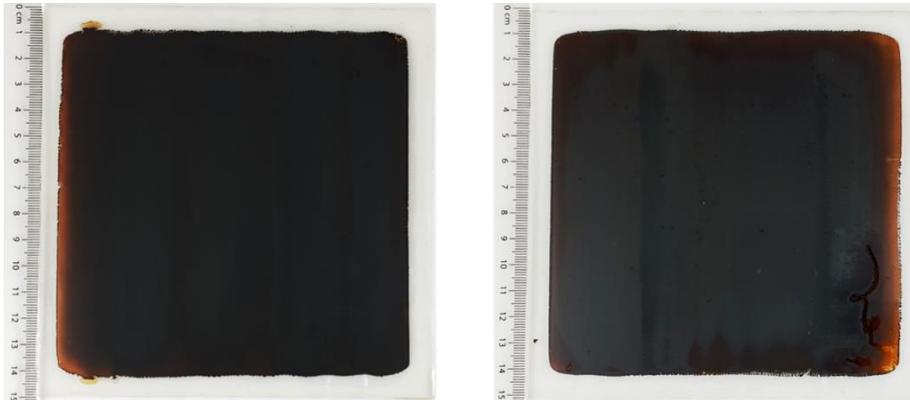


Abbildung 54. Tintenstrahldruckschichten auf Glassubstraten mit einer Fläche von 15x15 cm².

Darüber hinaus wurde an diesen großflächigen Schichten auch eine Weitwinkel-XRD durchgeführt. Wie in **Abbildung 55** zu sehen ist, werden Peaks beobachtet, die den (110) -Ebenen (bei ca. 15 °), (220) -Ebenen (bei ca. 28 °) und (310) -Ebenen (bei ca. 32 °) entsprechen. Andererseits ist auch der Peak der Ebene (100) sichtbar, der dem Bleiodid bei etwa 12 ° zugeschrieben wird, jedoch nicht zu deutlich. Dies ist ein Beweis dafür, dass eine hohe Homogenität des großen Tintenstrahldruckbereichs erreicht werden konnte.

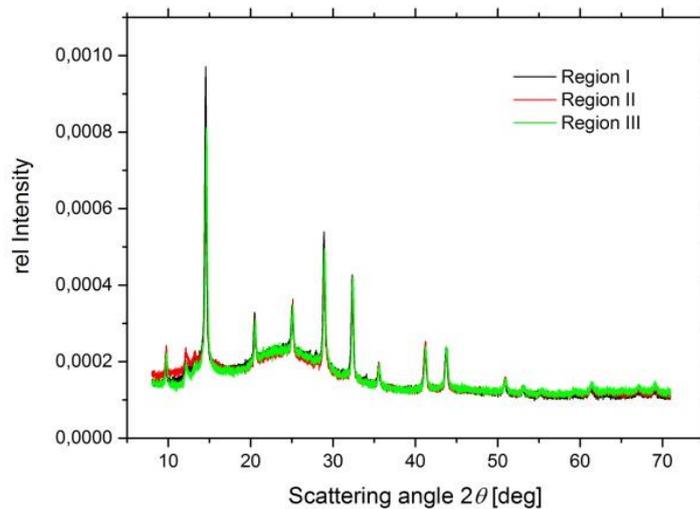


Abbildung 55. XRD Messungen einer 15x15 cm² großen Schicht auf 3 verschiedenen Regionen. Region I entspricht dem Bereich, in dem der Druck beginnt, Region II der Mitte und Region III der zuletzt gedruckten Region.

4 Ergebnisse und Schlussfolgerungen

Ausgewählte Projekthighlights in diesem Projekt sind:

- 1) Es wurden Perowskite mit drei und vier Kationen mit verbesserten Eigenschaften im Vergleich zu Perowskiten mit zwei Kationen entwickelt. Diese Perowskite zeigen Kristallreinheit, gute strukturelle Eigenschaften (Homogenität, Korngröße) und Stabilität. Sie wurden erfolgreich in eine Niedertemperatur-Solarzellenarchitektur vom OPV-Typ mittels Spin-Coating und Tintenstrahldruckverfahren integriert. Es wurden Zelleffizienzen von bis zu 16% erhalten.
- 2) Es gelang, verschiedene Grenzflächenschichten zu synthetisieren und implementieren, die als Lochtransportschichten (z.B. NiOx-Nanopartikel), Elektronentransportschichten und Passivierungsschichten (z.B. Polyphosphazen-, TiOx-, ZnO-Nanopartikel) in Solarzellen dienen. Die Verwendung dieser Schichten hat zu signifikanten Verbesserungen der Effizienz und Stabilität von Perowskit-Solarzellen geführt.
- 3) Dotierte Perowskitkristalle (z. B. mit Kobalt oder Nickel) wurden synthetisiert, wobei die Farben auf das Vorhandensein von Verunreinigungen bezogen waren. Obwohl die Synthese schwierig und die chemische Reinheit des Kristalls immer noch problematisch ist, ist dies ein potenziell interessanter Ansatz, um die optischen, elektrischen und anderen Eigenschaften des Perowskit-Materials für die Photovoltaik und andere Anwendungen anzupassen.
- 1) In einer Pilotlinie wurde ein Tintenstrahldruckverfahren entwickelt, das Perowskit-Absorberschichten mit sehr hoher Homogenität und sehr geringer Defektdichte auf Glassubstraten mit einer Fläche von bis zu 15×15 cm² ergab. Trocknung und Tempern erfolgte in einer temperierbaren Vakuumkammer, wobei das schnelle Erreichen des Endvakuums entscheidend für die Schichtqualität der Perowskite war. Das Verfahren macht die Verwendung von Antilösungsmittel für die Perowskitkristallisation überflüssig und ermöglicht die Hochskalierung des Druckprozesses auf industriellen Maßstab.
- 2) Gesputterte Elektroden auf PET mit einem Schichtwiderstand von ~ 5 Ohm/sq. bei Transparenz > 80% (einschließlich des Substrats) sowie eingebettete (in Polymer) Ag-NW-Elektroden auf PET mit ähnlichen Eigenschaften wurden entwickelt.
- 3) Erfolgreiche Synthese der Zn(S,O,OH)-Pufferschicht auf chemischem Weg und Implementierung des Cd-freien Puffers in CZTSSe-Monokornmembranzellen, was eine ähnliche Effizienz wie bei Zellen mit CdS-Puffer ergibt. Deutliche *light-soaking* Effekte, die sich auf die Zelleffizienz auswirken, sowie Irreproduzierbarkeiten im Zusammenhang mit der Hochskalierung des Prozesses müssen noch in Angriff genommen werden.
- 4) Erfolgreiche Implementierung einer gesputterten ZnMgO-Pufferschicht auf CZTSSe-Monokornmembranzellen mit einer ähnlichen Effizienz wie bei Zellen, die CdS-Puffer verwenden.
- 5) Identifizierung und erfolgreiche Implementierung verschiedener transparenter Elektroden für

CZTSSe-Monokornmembranzellen, die durch Sputtern (z.B. AZO/Ag/AZO) oder Drucktechniken (z.B. PEDOT:PSS in Kombination mit Ag-Gittern) abgeschieden wurden. Die transparenten Elektroden ergeben Wirkungsgrade, die in bestimmten Fällen die Effizienz von Zellen mit standard, nicht-transparente Elektroden (Silber- und Graphitpaste) übertreffen. Diese transparenten Elektroden wurden erfolgreich in semitransparenten Modulen (bis zu 20x20 cm²) implementiert und weisen so hohe Wirkungsgrade wie die Standardreferenzmodule auf.

5 Ausblick und Empfehlungen

Das Projekt hat gezeigt, dass es viele Wege gibt, auf denen die Leistung, Stabilität und Produktionsflexibilität von Perowskit- und Kesterit-Absorbertechnologien verbessert werden. Diese Wege betreffen Materialforschung und -entwicklung (z. B. neue Perowskit-Tintenformulierungen, Passivierungs- und Grenzflächenschichten), neue Verarbeitungstechniken (z. B. Drucken und Niedertemperaturabscheidung) und Moduldesigns (z. B. semitransparente Module). Die Perspektiven sind für beide Solarzellentechnologien sehr vielversprechend, insbesondere bei Anwendungen, bei denen leichte und semitransparente Module erforderlich sind, wie z. B. im Bausektor und in der Mobilität. In diesen Anwendungen können neue Konzepte wie Energy Harvesting-Fenster und intelligente Verglasungen zur Energieunabhängigkeit und verbesserter Funktionalität führen. Das Konsortium empfiehlt daher nachdrücklich, die Forschung im Bereich dieser PV-Technologien fortzusetzen, wobei der Schwerpunkt auf den oben genannten hochwirksamen Anwendungen liegt, da sie die Erschließung neuer Märkte in Österreich und Europa ermöglichen.

6 Literaturverzeichnis

1. Saliba, M. *et al.* Cesium-containing triple cation perovskite solar cells: improved stability, reproducibility and high efficiency. *Energy Environ. Sci.* **9**, 1989–1997 (2016).
2. Correa-Baena, J.-P. *et al.* The rapid evolution of highly efficient perovskite solar cells. *Energy Environ. Sci.* **10**, 710–727 (2017).
3. Wu, Y. *et al.* Retarding the crystallization of Pbl₂ for highly reproducible planar-structured perovskite solar cells via sequential deposition. *Energy Environ. Sci.* **7**, 2934–2938 (2014).
4. Deepa, M. *et al.* Cesium power: low Cs⁺ levels impart stability to perovskite solar cells. *Phys. Chem. Chem. Phys.* **19**, 4069–4077 (2017).
5. Saliba, M. *et al.* Incorporation of rubidium cations into perovskite solar cells improves photovoltaic performance. *Science* **354**, 206–209 (2016).

6. Tombe, S. *et al.* Optical and electronic properties of mixed halide (X = I, Cl, Br) methylammonium lead perovskite solar cells. *J. Mater. Chem. C* **5**, 1714–1723 (2017).
7. Tombe, S. *et al.* The influence of perovskite precursor composition on the morphology and photovoltaic performance of mixed halide MAPbI_{3-x}Cl_x solar cells. *Solar Energy* **163**, 215–223 (2018).
8. Hailegnaw, B. *et al.* Inverted (p–i–n) perovskite solar cells using a low temperature processed TiO_x interlayer. *RSC Adv.* **8**, 24836–24846 (2018).
9. Hailegnaw, B. *et al.* Improving the Performance of Perovskite Solar Cells using a Polyphosphazene Interfacing Layer. *Phys. Status Solidi A* pssa.201900436 (2019). doi:10.1002/pssa.201900436
10. Buffière, M. *et al.* Fast chemical bath deposition of Zn(O,S) buffer layers for Cu(In,Ga)Se₂ solar cells. *Thin Solid Films* **519**, 7575–7578 (2011).
11. Weber, S. *et al.* Investigation of NiO_x-hole transport layers in triple cation perovskite solar cells. *J Mater Sci: Mater Electron* **29**, 1847–1855 (2018).
12. Mangalam, J. *et al.* Modification of NiO_x hole transport layers with 4-bromobenzylphosphonic acid and its influence on the performance of lead halide perovskite solar cells. *J Mater Sci: Mater Electron* **30**, 9602–9611 (2019).
13. Chen, W. *et al.* Cesium Doped NiO_x as an Efficient Hole Extraction Layer for Inverted Planar Perovskite Solar Cells. *Adv. Energy Mater.* **7**, 1700722 (2017).
14. Cummins, G. & Desmulliez, M. P. Y. Inkjet printing of conductive materials: a review. *Circuit World* **38**, 193–213 (2012).
15. R., V. K. R., K., V. A., P. S., K. & Singh, S. P. Conductive silver inks and their applications in printed and flexible electronics. *RSC Advances* **5**, 77760–77790 (2015).
16. Abhinav K, V., Rao R, V. K., Karthik, P. S. & Singh, S. P. Copper conductive inks: synthesis and utilization in flexible electronics. *RSC Advances* **5**, 63985–64030 (2015).
17. Guerrero, A. *et al.* Interfacial Degradation of Planar Lead Halide Perovskite Solar Cells. *ACS Nano* **10**, 218–224 (2016).

18. Zhao, J. *et al.* Is Cu a stable electrode material in hybrid perovskite solar cells for a 30-year lifetime? *Energy & Environmental Science* **9**, 3650–3656 (2016).
19. Han, Y. *et al.* Degradation observations of encapsulated planar CH₃NH₃PbI₃ perovskite solar cells at high temperatures and humidity. *Journal of Materials Chemistry A* **3**, 8139–8147 (2015).
20. Kato, Y. *et al.* Perovskite Solar Cells: Silver Iodide Formation in Methyl Ammonium Lead Iodide Perovskite Solar Cells with Silver Top Electrodes (Adv. Mater. Interfaces 13/2015). *Advanced Materials Interfaces* **2**, n/a-n/a (2015).
21. Yu, E.-K., Piao, L. & Kim, S.-H. Sintering Behavior of Copper Nanoparticles. *Bulletin of the Korean Chemical Society* **32**, 4099–4102 (2011).
22. Jang, S. *et al.* Sintering of inkjet printed copper nanoparticles for flexible electronics. *Scripta Materialia* **62**, 258–261 (2010).
23. Liu, J., Chen, H., Ji, H. & Li, M. Highly Conductive Cu-Cu Joint Formation by Low-Temperature Sintering of Formic Acid-Treated Cu Nanoparticles. *ACS Applied Materials and Interfaces* **8**, 33289–33298 (2016).
24. Soltani, A., Khorramdel Vahed, B., Mardoukhi, A. & Mäntysalo, M. Laser sintering of copper nanoparticles on top of silicon substrates. *Nanotechnology* **27**, 035203 (2016).
25. Woo, K., Kim, Y., Lee, B., Kim, J. & Moon, J. Effect of Carboxylic Acid on Sintering of Inkjet-Printed Copper Nanoparticulate Films. *ACS Applied Materials & Interfaces* **3**, 2377–2382 (2011).
26. Wünscher, S., Abbel, R., Perelaer, J. & Schubert, U. S. Progress of alternative sintering approaches of inkjet-printed metal inks and their application for manufacturing of flexible electronic devices. *J. Mater. Chem. C* **2**, 10232–10261 (2014).
27. Qin, G., Watanabe, A., Tsukamoto, H. & Yonezawa, T. Copper film prepared from copper fine particle paste by laser sintering at room temperature: Influences of sintering atmosphere on the morphology and resistivity. *Japanese Journal of Applied Physics* **53**, 096501 (2014).
28. Edinger, S. *et al.* Highly transparent and conductive indium-doped zinc oxide films deposited at low substrate temperature by spray pyrolysis from water-based solutions. *J Mater Sci* **52**, 8591–8602 (2017).

29. Ebner, D., Bauch, M. & Dimopoulos, T. High performance and low cost transparent electrodes based on ultrathin Cu layer. *Optics Express* **25**, A240 (2017).
30. Kinner, L. *et al.* Polymer interlayers on flexible PET substrates enabling ultra-high performance, ITO-free dielectric/metal/dielectric transparent electrode. *Materials & Design* **168**, 107663 (2019).

7 Kontaktdaten

Dr. Theodoros Dimopoulos
AIT Austrian Institute of Technology
Center for Energy, Photovoltaic Systems
Giefinggasse 4
1210 Vienna, Austria
TEL: +43 50 550 6201
FAX: +43 50 550 6390
theodoros.dimopoulos@ait.ac.at
www.ait.ac.at

Auflistung der weiteren Projekt- bzw. KooperationspartnerInnen Name / Institut oder Unternehmen

Assoc.Prof. Dr. Gregor Trimmel
ICTM - Institut für Chemische Technologie von Materialien
Technische Universität Graz
Stremayrgasse 9, A-8010 Graz, Austria
TEL: +43 316 873 32281
FAX: +43 316 873 1032281
gregor.trimmel@tugraz.at
www.ictm.tugraz.at

Dr. Christine Boeffel
Fraunhofer Institute for Applied Polymer Research IAP
Geiselbergstr. 69
14476 Potsdam Golm
Germany
TEL: +49 331 5681910
FAX: +49 331 5683910
Christine.boeffel@iap.fraunhofer.de
www.iap.fraunhofer.de

Assoc. Univ. Prof. DI Dr. Markus Scharber
Linz Institute for Organic Solar Cells / Physical Chemistry
Johannes Kepler University Linz
Altenbergerstrasse 69
4040 Linz, Austria
TEL: 0043-(0)732-2468-5845
Markus_Clark.Scharber@jku.at

Energieforschungsprogramm - 2. Ausschreibung

Klima- und Energiefonds des Bundes – Abwicklung durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft FFG

www.jku.at

DI Dr. Roman Trattnig
Joanneum Research GmbH
Franz-Pichler-Straße 30
Weiz 8160
TEL: [+43 316 876-3205](tel:+433168763205)
roman.trattnig@joanneum.at
www.joanneum.at

Lukas Plessing, MSc
crystalsol GmbH
Am Kanal 27
1110 Vienna, Austria
TEL: +43 1 890 18 79
FAX: +43 1 890 18 79 99
lukas.plessing@crystalsol.com
www.crystalsol.com