

**Ursachenanalyse potentialinduzierter Degradation
an der Rückseite bifazialer Silizium-Solarzellen
mit passiviertem Emitter und passivierter Rückseite**

Dissertation

zur Erlangung des
Doktorgrades der Naturwissenschaften (Dr. rer. nat.)

der

Naturwissenschaftlichen Fakultät II - Chemie, Physik und Mathematik

**der Martin-Luther-Universität
Halle -Wittenberg**

vorgelegt von

Herrn Kai Sporleder

geb. am 08.08.1986 in Hann. Münden

1. Gutachter: Prof. Dr. Ralf B. Wehrspohn
2. Gutachter: Prof. Dr. Roland Scheer
3. Gutachter: Prof. Dr. Giso Hahn

Tag der Verteidigung: 09.Dezember 2022

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungen	iii
Symbolverzeichnis	iv
1 Einleitung	1
2 Grundlagen	5
2.1 Funktionsweise einer Silizium-Solarzelle	5
2.2 Die bifaziale PERC-Solarzelle	6
2.3 Rekombinationsmechanismen	9
2.3.1 Volumenrekombination	9
2.3.2 Oberflächenrekombination	11
2.3.3 Effektive Lebensdauer	12
2.4 Elektrische Kenngrößen einer Solarzelle	14
2.5 Lichtinduzierte Degradation	16
2.5.1 Eisen-Bor-Degradation	17
2.5.2 Bor-Sauerstoff-Degradation	18
2.5.3 LeTID	19
2.6 Potentialinduzierte Degradation	20
2.6.1 PID-s: Kurzschluss des p-n-Übergangs	20
2.6.2 PID-p: Depolarisation der Passivierung	22
2.6.3 PID an bifazialen PERC-Solarzellen	23
3 Experimentelle Methoden	25
3.1 PID-Testaufbau	25
3.2 Strom-Spannungs-Kennlinien	26
3.3 Quanteneffizienz	27
3.4 Thermographiebasierte lokale Leistungsmessung	28
3.5 Light Beam Induced Current	29
3.6 Rasterelektronenmikroskopie	30
3.7 Defektuntersuchungen an elektronentransparenten Lamellen	31
3.8 Elementaranalyse mittels ToF-SIMS	33
4 Leistungsverluste durch Rückseiten-PID	35
4.1 Alterung im standardisierten PID-Test	35
4.1.1 Versuchsablauf	35
4.1.2 Leistungsverluste durch erhöhte Oberflächenrekombination	36
4.1.3 Ausheilen rückseitiger PID-Effekte	37
4.2 PID-Tests unter simultaner Beleuchtung	39
4.2.1 Der angepasste Aufbau	39
4.2.2 Versuchsablauf des PID-Tests mit simultaner Beleuchtung	40

4.2.3	Ergebnis: Degradation aller Proben im beleuchteten PID-Test	40
4.3	Schnelle Identifikation reversibler und irreversibler PID	43
4.3.1	Versuchsablauf	43
4.3.2	Ergebnis	44
4.4	Abgrenzung der Rückseiten-PID zu PID-s	47
5	Zeitliches Verhalten von PID-p	49
5.1	Versuchsablauf	49
5.2	Nachweis von Degradation und Sättigung durch PID-p	50
5.3	Erholung von PID-p durch Spannungsumkehr	52
6	Modellvorstellung zu PID-p an PERC-Solarzellen	55
6.1	Ladungsumkehrmodell von PID-p	55
6.2	Relevanz für Solarzellen	57
7	Mikrostruktur von PID-c	61
7.1	Mikrostrukturelles Defektbild von PID-c	61
7.1.1	Vorgehensweise: PID-Test und Nachweis lokaler Defekte	61
7.1.2	Ortsaufgelöste Verlustanalyse nach PID	62
7.1.3	Defektdiagnostik im Querschnitt	67
7.2	Variation der PID-Testtemperatur	75
7.2.1	Vorgehensweise	75
7.2.2	Verändertes mikrostrukturelles Defektbild	75
8	Mikrostrukturelles Defektmodell zur Beschreibung der korrosiven PID	81
8.1	Voraussetzungen für PID-c	82
8.2	Modellvorstellung zum Ablauf der Oxidbildung	84
9	Zusammenfassung	87
10	Wirtschaftliche Relevanz und Ausblick auf weitere Forschung	89
A	Anhang	I
A.1	PC-1D-Modell einer bifazialen PERC-Solarzelle	I
A.2	Offenlegungsschrift Patent	I
	Literaturverzeichnis	XIII
	Eidesstattliche Erklärung	XXIII
	Lebenslauf	XXVI
	Eigene Publikationen	XXVII
	Danksagung	XXXI

Abkürzungen

BO-LID Bor-Sauerstoff-Degradation

Cz Czochralski-Verfahren

DB Offene Atombindungen von Si; englisch *dangling bond*

DLIT Dunkel-Lockin-Thermographie

EBIC Elektronenstrahl induzierter Strom; englisch *electron-beam induced current*

EQE Externe Quanteneffizienz

EVA Ethylen-Vinylacetat-Copolymer, Verkapselungsmaterial in PV-Modulen

FIB Fokussierter Ionenstrahl; englisch *focused ion-beam*

Fz Zonenschmelzverfahren; englisch *float zone*

HR-TEM Hochauflösende Transmissionselektronenmikroskopie

IQE Interne Quanteneffizienz

LBIC Per Lichtstrahl induzierter Strom; englisch *light beam induced current*

LCOE Energieentstehungskosten; englisch *levelized cost of electricity*

LeTID Degradation unter Licht und erhöhter Temperatur, *light and elevated temperature induced degradation*

LID Lichtinduzierte Degradation

ORG Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit

PECVD Plasmaunterstützte chemische Gasphasenabscheidung; englisch *plasma-enhanced chemical vapour deposition*

PERC Solarzelle mit passiviertem Emitter und passivierter Rückseite; englisch *passivated emitter and rear cell*

PERC+ Bifaziale Ausführung der PERC-Solarzelle

PID Potentialinduzierte Degradation

PID-p Potentialinduzierte Degradation durch Depolarisation

PID-s Potentialinduzierte Degradation durch Shunting

PSG Phosphorsilikatglas

PV Photovoltaik

RLZ Raumladungszone

SE Sekundärelektronen

SRH Modell zur Beschreibung der Rekombination über diskrete Defekte nach Shockley, Read und Hall

STC Standard Testing Conditions; Messbedingung 25 °C, mit 1000 Wm^{-2} bei AM1.5G Spektrum entsprechend derzeitiger DIN EN 61853-1.

STEM Scannende Transmissionselektronenmikroskopie

TCO Transparentes, leitfähiges Oxid

TEM Transmissionselektronenmikroskopie

ToF-SIMS Flugzeit-Sekundärionen-Massenspektroskopie; englisch *time-of-flight secondary-ion mass spectroscopy*

Symbolverzeichnis

α Absorptionslänge

D Diffusionskoeffizient

E_G Energie der Bandlücke

E_F Fermi-Energie

E_L Energieniveau der Unterkante des Leitungsbandes

E_γ Photonenenergie

E_V Energieniveau der Oberkante des Valenzbandes

φ Bifazialitätskoeffizient

P_{mpp} Maximale Leistung, auch P_{max}

η Wirkungsgrad

FF Füllfaktor

I_{mpp} Strom bei maximaler Leistung (mpp)

U_{mpp} Spannung bei maximaler Leistung (mpp)

U_{oc} Leerlaufspannung

J_{01} Dunkelsättigungstromdichte

λ Wellenlänge

l Diffusionslänge oder mittlere freie Weglänge

l_{eff} Effektive Diffusionslänge

τ Lebensdauer eines Ladungsträgers

-
- τ_{eff} Effektive Lebensdauer eines Ladungsträgers
- I_{sc} Kurzschlussstrom
- n Elektronenkonzentration
- n_0 Dichte der im Dunkeln thermisch generierten Elektronen
- n_1 Idealitätsfaktor der ersten Diode im Zweidiodenmodell
- n_2 Idealitätsfaktor der zweiten Diode im Zweidiodenmodell
- N_{A} Akzeptorkonzentration
- Δn Konzentration der Überschussladungsträger
- p Lochkonzentration
- p_0 Dichte der im Dunkeln thermisch generierten Löcher
- R Rekombinationsrate
- R_{s} Serienwiderstand
- R_{sh} Parallel- oder Shuntwiderstand
- S Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit
- T Temperatur
- h Elektrisches Loch
- e Elektron
- e_0 Elementarladung
- γ Photon

1 | Einleitung

In der Photovoltaik (PV) werden technologische Neuerungen vorangetrieben, um höhere Wirkungsgrade bei der Wandlung des Sonnenlichts in elektrischen Strom zu erzielen und so die Kosten der elektrisch nutzbaren Energie zu senken. Eine Entwicklung besteht darin, Solarzellen bifazial zu gestalten. Anders als ihr monofaziales Äquivalent können bifaziale Solarzellen auch Licht sammeln, das von der Rückseite auf die Solarzelle einfällt.

Auch wenn die Idee bifazialer Solarzellen bereits in den sechziger Jahren patentiert wurde [1], gewann dieses Zellkonzept mit der Etablierung rückseitig passivierter Solarzellen an Bedeutung. Dank der Passivierung werden Ladungsträgerverluste durch Rekombination an der Oberfläche reduziert, sodass längere Lebensdauern gegenüber Solarzellen der vorherigen Generation, mit vollflächigem Si-Al-Metallübergang an der Rückseite, den sogenannten Al-BSF-Solarzellen (engl. *back surface field*), erreichbar sind. Bemessen am Marktanteil kommt dabei Solarzellen mit passiviertem Emitter und passivierter Rückseite (PERC, engl. *passivated emitter and rear cell*) neben einigen weiteren Zellkonzepten die größte Bedeutung zu. So ist die Mehrheit der aktuell installierten Produktionslinien für PERC-Solarzellen ausgelegt. Unabhängig voneinander haben das Institut für Solarenergieforschung GmbH und die Solarworld AG im Jahr 2014 die bifaziale PERC-Zelle (PERC+) entwickelt [2]. Die Bifazialität wird dabei durch Anpassungen im Zellprozess erreicht, ohne dass dafür neue Fertigungsanlagen gebraucht werden, sodass bifaziale PERC-Solarzellen auch in bestehenden Produktionslinien für monofaziale Solarzellen produziert werden können. Dadurch existiert eine hohe Produktionskapazität für bifaziale PERC-Solarzellen.

Durch den potenziellen Ertragsgewinn der Rückseite erhielten bifaziale Solarzellen in den letzten Jahren einen großen Schub an Relevanz in der PV-Forschung und -Industrie: Der Marktanteil bifazialer Solarzellen betrug 30 % im Jahr 2020; erwartet wird ein Anstieg auf 80 % innerhalb von zehn Jahren [3]. Als Konsequenz werden Solarzellen mit Al-BSF ab dem Jahr 2025 vom Markt verdrängt sein. Beziffern lassen sich die jährlichen Mehrerträge auf 6 % bis 15 % in PV-Kraftwerken mit bifazialen Technologien, verglichen mit ihrem monofazialen Äquivalent [4, 5]. Durch diesen Mehrertrag sind bifaziale PV-Module hinsichtlich Energieentstehungskosten (engl. *levelized cost of electricity*, LCOE) aktuell wettbewerbsfähig mit den günstigeren monofazialen PV-Modulen und haben das Potential, diese zu unterbieten [6]. Die LCOE sind der Quotient aus allen Kosten und dem erzielten Energieertrag über die gesamte Lebensdauer von etwa 25 bis 30 Jahren [3] und Grundlage der Kalkulation von Verkaufspreisen in PV-Kraftwerken. Damit die erwarteten Energieerträge erreicht werden, muss der Wirkungsgrad der PV-Module über die Lebensdauer planbar sein. Alterungseffekte und einhergehende Mindererträge sind normal und werden in der Planung berücksichtigt – üblich sind Annahmen zu Alterungsraten von 0,5 % jährlich [7, 8]. Im Rahmen der Garantiebedingungen geben Hersteller Alterungsraten von ca. 2,5 % im ersten Jahr und etwa 0,6 % jährlich vom zweiten bis 20. Betriebsjahr an [3].

Allerdings können auch Fehlerbilder in verschiedenen Abschnitten der Lebensphase mit höheren Leistungsverlusten auftreten, bis hin zum Totalverlust. Schematisch sind einige

Fehlermechanismen für verschiedene Lebenszyklen in Abbildung 1.1 dargestellt. Betroffen sein können alle Komponenten des PV-Moduls, wie Zellverbinder, Verkapselungsmaterial oder Rückseitenfolien. Auch die Solarzellen selbst können Leistungsverluste erleiden. Neben Fehlerbildern wie Zellbruch oder Korrosion der metallischen Kontakte können unterschiedliche, physikalisch induzierte Degradationsmechanismen zu Leistungsverlusten führen. Die lichtinduzierte Degradation (LID) kann zum Beispiel die Effizienz von Solarzellen um einige Prozent nach wenigen Betriebsstunden herabsetzen [9]. Aus wirtschaftlicher Perspektive sind solche Schäden erheblich! Bei einem relativen Ertragsverlust von 1 % beträgt der monetäre Verlust unter gegenwärtigen Bedingungen etwa eine Million Euro bei einer Anlagengröße von 50 MW [10].

Bei allen potentiellen Mehrerträgen bergen neue, beziehungsweise junge Solarzellkonzepte das Risiko bisher unbekannter Alterungseffekte. Mit der PERC-Zelltechnologie kam eine Degradation unter Licht und erhöhter Temperatur (engl. *light and elevated temperature induced degradation*, LeTID) auf. LeTID kann zu Leistungseinbußen von 10 % bis 15 % führen [11, 12] und ist damit stärker als andere LID-Effekte, die mit bis zu 5 % angegeben werden [11]. Neben lichtinduzierter Degradation stellen Leistungsverluste durch potential-

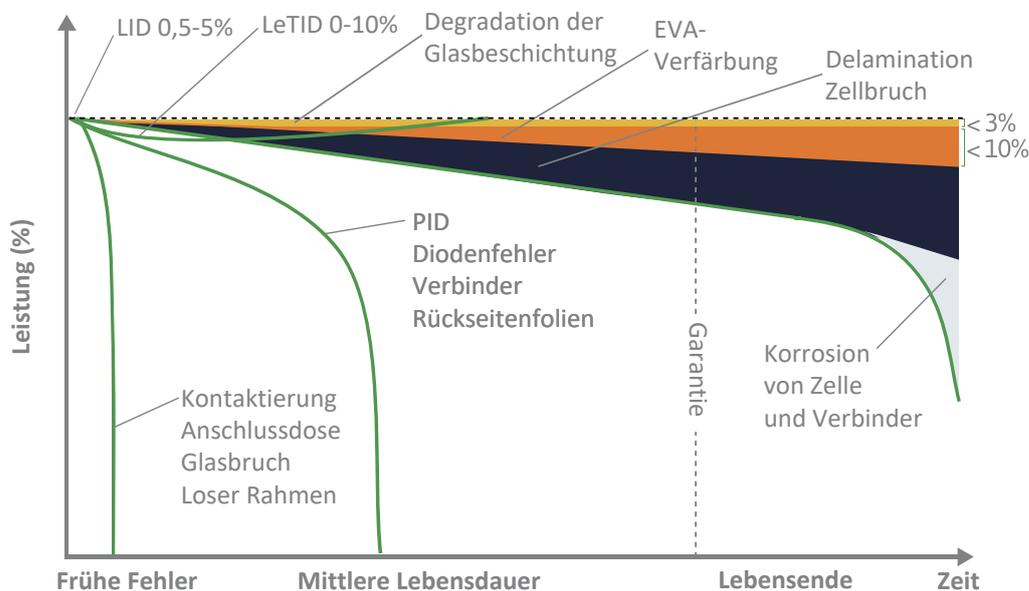


Abbildung 1.1: Leistungsverluste in PV-Modulen sind üblich und werden in der Regel mit 0,5 % jährlich bei der Planung von Kraftwerken berücksichtigt, sodass nach 20 Jahren, in Übereinstimmung mit der Herstellergarantie von PV-Modulen, etwa 80 % der Anfangsleistung verbleiben. Größere Leistungsverluste durch Fehler der Modulkomponenten (loser Rahmen, Versagen von Rückseitenfolien) können über alle Lebensphasen auftauchen. Auch induzierte Degradationsmechanismen wie LID und LeTID können für höhere Leistungsverluste verantwortlich sein. Besonders hohe Leistungsverluste entstehen durch PID: nach wenigen Betriebsjahren ist ein Totalausfall der PV-Module möglich. Entnommen aus [11] und geändert.

induzierte Degradation (PID) ein erhebliches Risiko dar. PID ist auf die Betriebsbedingung der PV-Module im System zurückzuführen. Durch die Reihenschaltung von PV-Modulen zu Strings addieren sich die Betriebsspannungen der Einzelmodule; abhängig von der Position des Moduls innerhalb des Strings kann das Potential der Solarzellen in dem PV-Modul mehrere hundert Volt über oder unter Erdpotential liegen.

Bei Aufnahme dieser Arbeit waren zwei PID-Fehlermodi bekannt, PID-s und PID-p. Assoziiert wird PID zumeist mit PID-s: Dabei driften Na-Ionen in Richtung Solarzelle, durchqueren die Siliziumnitrid-Beschichtung und reichern sich in Stapelfehlern im Wafermaterial

aus kristallinem Si an, die sich wenige Mikrometer in den Kristall ausdehnen können und einen leitfähigen Pfad über den p-n-Übergang erzeugen. Der p-n-Übergang an der Vorderseite der Solarzelle ist kurzgeschlossen (engl. *shunt*). Betroffen sein können Solarzellen auf negativem Potential gegenüber Erdpotential. Leistungsverluste reichen bis zum Totalverlust.

Ein weiterer PID-Mechanismus ist auf eine Depolarisation (PID-p) zurückzuführen. Offene Bindungsstellen von Si-Atomen im Siliziumnitrid werden umgeladen. Durch die elektrostatische Wechselwirkung steigt die Konzentration der Minoritätsladungsträger an der Si-Waferoberfläche und die Rekombination von Ladungsträgerpaaren an Kristalldefekten nimmt zu [13]. PID-s und PID-p sind unter Anwendung bestimmter technischer Maßnahmen und unter gewissen Voraussetzungen des PV-Systems teilweise reversibel. Es existiert eine Norm, um die PID-Anfälligkeit auf PV-Modulebene zu bewerten. Hersteller haben Prozesse und Materialauswahl so angepasst, dass dieser Norm-Test bestanden wird und ein 5 %iger Wirkungsgradverlust nach Durchlaufen des Tests als Schwellwert nicht überschritten wird [14]. Einschätzungen von Herstellern und Testhäusern zum Risiko durch PID sind unterschiedlich: Umfragen unter Herstellern zufolge gilt PID als gelöst [3]; laut einer technischen Fachzeitschrift hingegen, kommt es immer wieder zu Problemen und PV-Module zeigen Leistungsverluste oberhalb der festgelegten 5 %-Schwelle [15]. Diese konträren Auffassungen geben Einschätzungen zu PID-s wieder; außer Acht gelassen wird dabei die Möglichkeit von Leistungsverlusten durch PID an der Rückseite bifazialer Solarzellen.

Durch den Wegfall der vollflächigen Metallisierung der Rückseite fehlt bei bifazialen Solarzellen die Abschirmung gegen elektrische Felder; die Rückseite ist den gleichen Bedingungen ausgesetzt, die an der Vorderseite PID hervorrufen können. Eine erste Publikation wies Leistungsverluste von 10 % durch PID an der Rückseite bifazialer PERC-Solarmodule nach [16], allerdings ohne Ursachenanalyse. Da gezeigt werden konnte, dass der Leistungsverlust reversibel ist, wurde dieser Effekt auf PID durch Depolarisation zurückgeführt. Das heißt, durch die Änderung der Rückseite, wird einerseits die Bifazialität erreicht, andererseits können dadurch zusätzliche Leistungsverluste durch PID entstehen, die größer sind als die erwarteten Zugewinne. Aus wirtschaftlicher Sicht: Bei einer üblichen Rendite von PV-Kraftwerken von 2 % bis 3 % [17], kommen Leistungsverluste durch PID-Effekte an der Rückseite dem Bankrott des Projektes gleich.

Ein Defektverständnis ist als Grundlage für die Vermeidung von PID-Effekten nötig. So wird in dieser Arbeit PID an Solarzellen der bifazialen PERC-Technologie nicht nur hinsichtlich der Höhe der Leistungsverluste beschrieben; darüber hinaus wurden auch die physikalischen Ursachen untersucht. Dank eines angepassten Messaufbaus konnte das zeitliche Verhalten von PID-p gemessen und dadurch ein Modell für die Leistungsverluste entwickelt werden. Erstmals wurde durch mikrostrukturelle Untersuchungen ein korrosiver PID-Mechanismus nachgewiesen und damit ein neuartiger PID-Effekt, PID-c (engl. *corrosive*), entdeckt. Auf dieser Grundlage können Materialsysteme für Passivierschichten angepasst und Herstellungsprozesse, hin zu PID-resistenten Solarzellen, entwickelt werden.

Nach Vorstellung der Grundlagen und Methoden folgen Ergebnis- und Diskussionsteile. Unterteilt werden dabei drei Schwerpunkte. Zuerst werden PID-Tests, die für Untersuchungen auf Zellebene seit PID-s etabliert sind, zur Bewertung der Rückseitenanfälligkeit genutzt. Solarzellen von drei Herstellern gehen in die Tests ein; alle zeigen Leistungsverluste durch PID an der Rückseite. Die beobachtete Degradation kann dabei reversibel oder irreversibel sein. Dieses Unterscheidungskriterium bildet die Grundlage der weiteren, tiefer gehenden Untersuchungen: Schwerpunkt des fünften Abschnitts bilden Untersuchungen des reversiblen PID-Effektes. Der Aufbau für PID-Tests wurde weiterentwickelt, sodass sich der PID-Test bei simultaner Beleuchtung durchführen lässt. Während bei PID-s der Fortschritt der Degradation im Dunkeln über die Änderung des Parallelwiderstandes der Solarzelle ge-

messen werden kann, reduzieren rückseitig auftretende PID-Effekte den Kurzschlussstrom und die Leerlaufspannung. Diese Größen sind nur bei Beleuchtung der Solarzelle zugänglich. Erstmals wurden so Messungen mit Zeitaufösungen von einer Sekunde durchgeführt. Basierend auf diesen Ergebnissen wird im sechsten Abschnitt ein Drei-Zustandsmodell vorgestellt, das die Leistungsverluste durch Oberflächenrekombination abhängig von der Biegung von Leitungs- und Valenzband an den Oberflächen erklärt.

Im siebten Kapitel wird der irreversible PID-Effekt mikrostrukturell untersucht. Es wird gezeigt, dass die erhöhte Rekombination sehr lokal an Defekten mit Größen im Bereich von Mikrometern stattfindet. In Bereichen erhöhter Rekombination hat eine Oxidation des Si-Wafermaterials zu SiO_2 unterhalb der Aluminiumoxidschicht stattgefunden. Mögliche Voraussetzungen für PID-c werden im achten Abschnitt diskutiert, im Fokus stehen dabei Verunreinigungen im Zellprozess.

2 | Grundlagen

Im Grundlagenteil werden Funktionsweise und effizienzmindernende Rekombinationsmechanismen in Solarzellen aus kristallinem Silizium behandelt. Detailliert wird das Konzept der PERC-Zelltechnologie und deren industrielle Fertigung, insbesondere im Hinblick auf die unterschiedlichen industriellen Prozessfolgen, besprochen. Nachfolgend werden die elektrischen Kenngrößen für die Leistungsbewertung bifazialer Solarzellen beschrieben. Der initial erreichte Wirkungsgrad wird durch verschiedene Rekombinationsmechanismen limitiert. Wichtig ist dabei, dass sich zusätzliche Rekombinationspfade im Betrieb der Solarzelle ausbilden können und so geringere Energieerträge als geplant erzielt werden. Durch den Einsatz von Solarzellen im Modul unter verschiedenen Umgebungsbedingungen hinsichtlich Bewitterung, Beleuchtung oder der Auslegung von PV-Parks, können verschiedene Degradationsmodi ausgelöst werden. Als solche werden hier die lichtinduzierte und potentialinduzierte Degradation behandelt. Der Schwerpunkt liegt auf der potentialinduzierten Degradation.

2.1 Funktionsweise einer Silizium-Solarzelle

Silizium (Si) ist vierwertig und kristallisiert in Diamantstruktur, dabei geht jedes Si-Atom mit seinen vier Nachbaratomen je eine kovalente Bindung ein. Durch die Elektronenpaare der kovalenten Bindungen ist das Valenzband von Si vollständig besetzt. Die Bandlücke von Si beträgt $E_G = 1,1 \text{ eV}$ bei $T = 300 \text{ K}$. Der Fermi-Verteilung folgend, sind nur wenige Elektronen thermisch aus dem Valenzband in das Leitungsband angeregt. Dadurch ist Si bei Raumtemperatur über seine intrinsische Leitfähigkeit ein schlechter elektrischer Leiter [18]. Durch Dotierung, also durch gezieltes Einbringen von Fremdatomen in Si, kann die Lage des Ferminiveaus verändert und die Leitfähigkeit von Si manipuliert werden. Es wird zwischen p- und n-Dotierung unterschieden. Bei p-Dotierung werden Fremdatome mit weniger als vier Valenzelektronen (Akzeptoren), bei n-Dotierung solche mit mehr als vier Valenzelektronen (Donatoren) in das Si eingebracht. Da mit Akzeptoren zusätzliche Löcher in das Si eingebracht werden, sinkt das chemische Potential μ in diesem Fall und steigt entsprechend bei eingebrachten Donatoren. Für photovoltaische Anwendungen wird überwiegend dreiwertiges Bor (B) zur p-Dotierung und fünfwertiges Phosphor (P) für n-Dotierung genutzt.

Bringt man n- und p-dotiertes Si in Kontakt überlagern sich Diffusions- und Feldströme. Als Diffusionsstrom fließen aufgrund der unterschiedlichen chemischen Potentiale einerseits Elektronen aus dem n- in das p-Gebiet und umgekehrt Löcher aus dem p-Gebiet in das n-Gebiet. Es resultiert eine Ladung aus ortsfesten, positiv ionisierten Donatoren (n-Gebiet) und ortsfesten, negativ geladenen Akzeptoren (p-Gebiet), welche zu einer Bandverbiegung führt. Der Bereich der Bandverbiegung wird als Raumladungszone (RLZ) bezeichnet. Freie Ladungsträger werden in der Raumladungszone getrennt: Elektronen (e) driften ins n-Gebiet und Löcher (h) ins p-Gebiet. Die Trennung von Ladungsträgern in der RLZ wird als Driftstrom bezeichnet und fließt dem Diffusionsstrom entgegen.

Photonen (γ) können in Silizium absorbiert werden und dabei Hüllenelektronen aus dem Valenzband in das Leitungsband anregen; im Leitungsband bleiben Löcher zurück. Voraussetzung ist, dass die Photonenenergie E_γ ausreicht, ein Elektron vom Energieniveau der Oberkante des Valenzbandes E_V auf das Niveau der Unterkante des Leitungsbandes E_L anzuheben: $E_\gamma = h\nu \geq E_G = E_L - E_V$. Die Energie der Photonen ist über das Planck'sche Wirkungsquantum h mit der Frequenz ν verknüpft. Dieser Vorgang wird als innerer photoelektrischer Effekt bezeichnet und in Solarzellen genutzt.

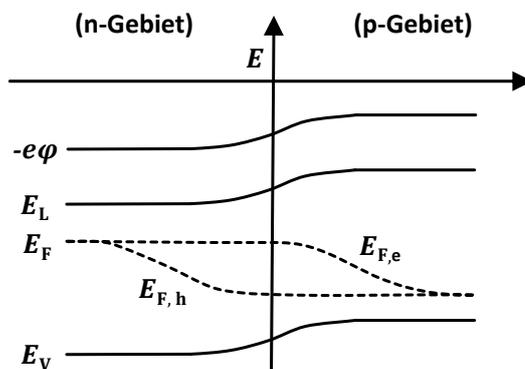


Abbildung 2.1: Schematische Darstellung eines beleuchteten p-n-Übergangs. Die Energieniveaus sind mit E_L bezeichnet für das Leitungsband, E_V für das Valenzband; E_F bezeichnet das Fermi-niveau, dieses ist durch Beleuchtung aufgespalten in $E_{F,e}$ und $E_{F,h}$, die Quasi-Fermi-Niveaus für Elektronen und Löcher. Abbildung nach P. Würfel [19].

Bei einem beleuchteten p-n-Übergang, siehe Abbildung 2.1, werden Elektron-Loch-Paare aus absorbierten Photonen erzeugt. Mit der Dichte der Elektronen steigt das Fermi-niveau der Elektronen, $E_{F,e}$. Mit der Dichte der Löcher steigt entsprechend das Fermi-niveau der Löcher, $E_{F,h}$. Es bilden sich die sogenannten Quasi-Fermi-Niveaus [20]. Elektronen folgen dem Gradienten ihres elektrochemischen Potentials hin zu niedrigeren Energien im p-Gebiet, Löcher wandern in das n-Gebiet.

2.2 Die bifaziale PERC-Solarzelle

Die Erfindung der Solarzellentechnologie mit passiviertem Emitter und passivierter Rückseite (PERC) geht auf Arbeiten von Blakers und Kollegen zurück, die dank der passivierten Rückseite an p-Typ Si-Wafern, welche im Zonenschmelzverfahren (engl. *float zone*, Fz) hergestellt wurden, einen Laborwirkungsgrad von $\eta = 22,8\%$ erzielen konnten [21]. Voraussetzung zur Etablierung als aktuell vorherrschende Zelltechnologie sind nach Dullweber und Schmidt [22] vor allem die Verwendung eines Aluminiumoxid-Siliziumnitrid-Schichtstapels zur Passivierung der Rückseite und das Öffnen der passivierten Bereiche der Rückseite mittels Laser. Das PERC-Konzept lässt sich auch auf Si-Wafern aus multikristallinem (engl. *multicrystalline*, mc) Si, auf Wafern mit gezielt kleinen Si-Kristallen (engl. *high performance multicrystalline*, HPMC), sowie auf Si-Wafern mit großen Si-Kristallen (engl. *mono-like multi*, MLM) anwenden [23–26]. Der Hauptunterschied zwischen einer monofazialen und einer bifazialen Zelle besteht in der Metallisierung der Rückseite, siehe Abbildung 2.2. Ohne vollflächige Metallisierung kann Licht auch von der Rückseite in die Solarzelle eindringen und Elektron-Loch-Paare erzeugen.

In dieser Arbeit werden p-Typ Solarzellen aus monokristallinem, im Czochralski (Cz)-Verfahren hergestellten Si genutzt. Im Cz-Verfahren wird – meist im Siemens-Verfahren hergestelltes – Poly-Silizium als Ausgangsmaterial genutzt [27] und in einem Tiegel unter

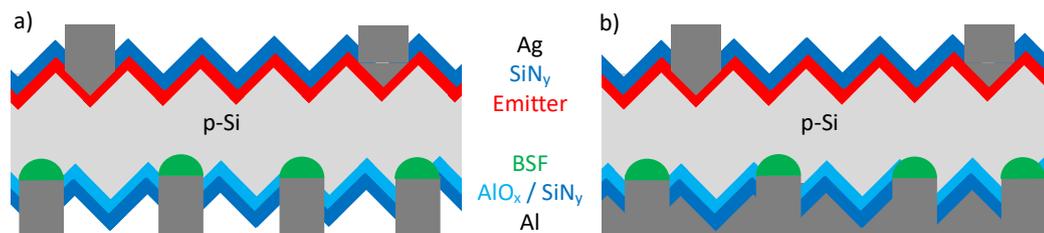


Abbildung 2.2: Schematische Querschnitte a) einer bifazialen und b) einer monofazialen Solarzelle vom PERC-Typ. Die Ag-Kontaktfinger an der Vorderseite werden durch die SiN_y -Schicht gefeuert und kontaktieren den dotierten Emitter. Der Emitter ist durch eine SiN_y -Schicht passiviert. Der Si-Wafer ist p-dotiert. An der Rückseite liegt eine dreidimensionale Struktur aus abwechselnd passivierten und kontaktierten Bereichen vor. Die Passivierung der Rückseite erfolgt mittels $\text{AlO}_x/\text{SiN}_y$ -Schichtstapel. Über das Al ist der Si-Wafer an der Rückseite lokal kontaktiert, es stellt sich ein p-p^+ -Rückseitenfeld zwischen p-dotiertem Si und Al ein. Zur Erreichung der Bifazialität a) werden lokale Al-Kontakte aufgebracht. Auf der monofazialen Solarzelle b) ist die Al-Schicht vollflächig aufgebracht. Entnommen aus [22].

Argon-Atmosphäre aufgeschmolzen [28]. Als Dotant für p-Typ Si wird Bor in den Tiegel gegeben. Übliche Bor-Konzentrationen für Solarsilizium ergeben Leitfähigkeiten von $0,8 \Omega\text{cm}$ bis $2,0 \Omega\text{cm}$. Durch Eintauchen eines Impfkristalls in die Schmelze und kontrolliertes Abkühlen der Schmelze wächst ein Einkristall. Dieser Einkristall wird als Ingot bezeichnet, seine Kristallorientierung entspricht der des Impflings. Der Ingot wird mit einem Diamantdraht in üblicherweise $160 \mu\text{m}$ bis $180 \mu\text{m}$ dünne Scheiben, die Wafer, gesägt. Ausgehend von den gesägten Wafern werden nachfolgend zwei industrielle Prozesse zur Fertigung bifazialer PERC-Solarzellen mit rückseitiger $\text{AlO}_x/\text{SiN}_y$ -Passivierung beschrieben. An den Wafern wird eine Vorreinigung zum Entfernen von organischen Verunreinigungen durchgeführt [29]. Durch Kaliumhydroxid (KOH) wird die Oberfläche des Wafers geätzt und so durch das Wafersägen verursachte Schäden entfernt [29, 30].

Im Herstellungsprozess lassen sich zwei Abläufe dahingehend unterscheiden, wie die Ausbildung einer phosphorhaltigen Schicht an der Rückseite des Wafers vermieden wird. Diese unterschiedlichen Teilschritte sind in Abbildung 2.3 als *Sequenz A* und *Sequenz B* hervorgehoben. In *Sequenz A* wird zunächst eine dielektrische Schutzschicht auf die Rückseite aufgebracht. Anschließend wird der Wafer texturiert. Bei der Texturierung wird zwischen isotroper und anisotroper Textur unterschieden. In einer wässrigen Flußsäure/Salpetersäure-Lösung (HF/HNO_3) wird ein isotropes Ätzen von Si erreicht. Die Auflösung von Si erfolgt in einer Abfolge elektrochemischer Teilschritte, wobei über HNO_3 ein Siliziumoxid gebildet wird, das über HF gelöst wird [31, S. 811–814]. Die alkalische Texturierung, z.B. mit KOH, ist anisotrop: Die (100)-Ebene wird schneller aufgelöst als die (110)- und (111)-Ebene, wodurch (111) orientierte Pyramiden übrig bleiben [32].

Nach der Texturierung werden Rückstände der Alkalimetalle entfernt [29], anschließend wird die Vorderseite des Wafers bei Temperaturen von ca. $900 \text{ }^\circ\text{C}$ durch Phosphoroxychlorid (POCl_3) und Sauerstoff (O_2) mit Phosphorsilikatglas (PSG) belegt. Aus dieser PSG-Schicht diffundiert Phosphor in den bordotierten Si-Wafer ein und bildet den p-n-Übergang aus. Die Schutzschicht wirkt dabei als Barriere, sodass der Texturierungsprozess und die Phosphordiffusion nur auf der Vorderseite wirken [33, 34]. Mit einem Flußsäure-Gemisch werden die PSG-Schicht von der Vorderseite und die dielektrische Schutzschicht von der Rückseite nasschemisch entfernt [34] und der Wafer vor Aufbringung der Passivierschichten an Vorder- und Rückseite gereinigt. Ein Beispiel für die Prozessabfolge nach *Sequenz B* ist durch Kranz et al. gegeben [35]. Dabei wird der Wafer beidseitig alkalisch texturiert und die PSG-Schicht ebenfalls auf Vorder- und Rückseite aufgebracht. Nach Entfernung der

PSG-Schicht an beiden Wafersseiten erfolgt eine zusätzliche Politur der Rückseite. Dabei wird die phosphorreiche Si-Schicht und damit der ungewollte p-n-Übergang der Rückseite nasschemisch, z.B. in einer HF/HNO₃-Lösung entfernt [36] und anschließend vor der Passivierung gereinigt. Abhängig von der Prozessfolge ist das Si-Wafermaterial mit verschiedenen Chemikalien in Kontakt.

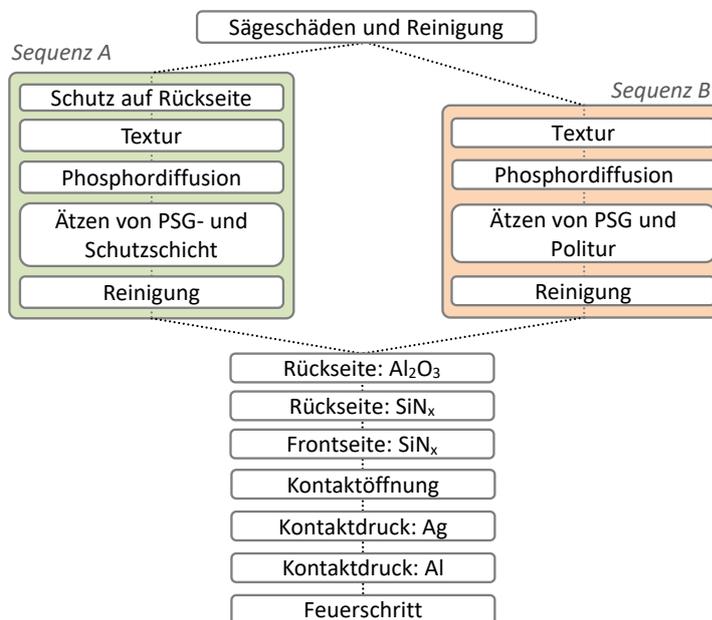


Abbildung 2.3: Prozessabfolgen für bifaziale PERC-Solarzellen. Zur Vermeidung n-dotierter Bereiche an der Rückseite des Si-Wafers werden unterschiedliche Prozesse genutzt. In *Sequenz A* wird die Phosphordiffusion über eine Schutzschicht blockiert. In *Sequenz B* erfolgt eine Phosphordiffusion in die Rückseite, dieser n-dotierte Bereich wird durch eine zusätzliche nasschemische Politur entfernt. Abbildung nach Kranz et al. [35] und Dullweber et al. [33, 34].

Nach Herstellung des p-n-Übergangs an der Vorderseite folgen Passivierung und Kontaktierung der Solarzelle. Auf der Rückseite wird eine Aluminiumoxidschicht (Al₂O₃) aufgebracht. Obwohl die höchsten Lebensdauern der Elektronen durch Al₂O₃-Schichten aus Atomlagenabscheidung (engl. *atom layer deposition*, ALD) erzielt wurden [37], ist Al₂O₃ aus der plasmagestützten chemischen Gasphasenabscheidung (engl. *plasma enhanced chemical vapour deposition*, PECVD) wegen des höheren Zelldurchsatzes verbreiteter [27, 38]. Dabei reagiert aus Trimethylaluminium (TMA) in nitrathaltiger Sauerstoffatmosphäre zu Al₂O₃ [37]. Abweichend von der Stöchiometrie, Al:O = 2:3, ist der Sauerstoffgehalt der 5 nm bis 20 nm dicken Schicht erhöht. Aluminiumoxid, das vom stöchiometrischen Verhältnis abweicht, wird mit AlO_x für $x = \text{Al} : \text{O} \neq 2 : 3$ bezeichnet. Aus diesem überschüssigen Sauerstoff resultieren feste negative Ladungen, $Q(\text{AlO}_x)$, im AlO_x. Die Flächenladungsdichte liegt in der Größenordnung $Q(\text{AlO}_x)/e_0 \approx 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ [39, 40] und führt zu einer Feldeffektpassivierung der Rückseitenoberfläche. Die Passivierung der Vorderseite mit SiN_y erfolgt aus den Precursoren Silan (SiH₄) und Ammoniak (NH₃) [39]. Die Abscheidung erfolgt im Temperaturbereich von 270 °C bis 550 °C [39, 41]. Unstöchiometrisches Siliziumnitrid (SiN_y) wird durch Variation des SiH₄- und NH₃-Angebots erreicht [42]. Zusätzlich wird Wasserstoff (H₂) eingebracht [43]. Mit dem Wasserstoff werden später offene Bindungsstellen von oberflächennahen Si-Atomen (engl. *dangling bonds*, DB) gesättigt [44]. Als elektrische Kontakte werden auf der Vorderseite silberhaltige (Ag) und auf der Rückseite aluminiumhaltige Pasten per Siebdruck aufgebracht [2]. Die Passivierung an der Rückseite wird zuvor mittels Laserablation lokal entfernt [45]. Durch Aufheizen auf

etwa 200 °C wird die Al-Paste getrocknet. Anschließend werden die Ag-Finger in einem Feuerschritt bei 750 °C bis 850 °C durch die SiN_y-Schicht gebrannt und so der hochdotierte n-Bereich an der Vorderseite der Solarzelle kontaktiert [22]. An der Rückseite bildet sich an den kontaktierten Bereichen ein lokales p-p⁺-Rückseitenfeld zwischen p-dotiertem Si und Al aus.

2.3 Rekombinationsmechanismen

Als elektrischer Strom einer Solarzelle sind Ladungsträger nur dann nutzbar, wenn ihre Lebensdauer τ ausreichend ist, um die Raumladungszone des p-n-Übergangs zu erreichen, bevor sie rekombinieren. Als Lebensdauer wird die mittlere Zeitspanne eines Ladungsträgers zwischen Generation und Rekombination im Volumen bezeichnet. Über den Diffusionskoeffizienten D sind Lebensdauer und freie Weglänge l verknüpft. Diese entspricht dem Weg, den Ladungsträger im Mittel innerhalb ihrer Lebensdauer zurücklegen. Die effektive Lebensdauer τ_{eff} und die effektive Weglänge l_{eff} berücksichtigen zusätzlich zur Rekombination im Volumen die Rekombination an Oberflächen.

$$l_{\text{eff}} = \sqrt{D \cdot \tau_{\text{eff}}} \quad (2.1)$$

Der Diffusionskoeffizient D beträgt für Elektronen in p-Typ Silizium etwa 35 cm²s⁻¹ [20]. Nachfolgend werden die unterschiedlichen Rekombinationsmechanismen in Volumen und an der Oberfläche des Si-Wafers beschrieben.

2.3.1 Volumenrekombination

Mögliche Rekombinationsmechanismen im Volumen sind in Abbildung 2.4 schematisch dargestellt. Es ist a) die strahlende Rekombination, b) die Auger-Rekombination und c)

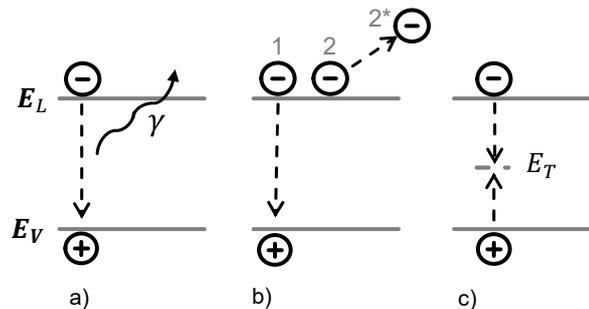


Abbildung 2.4: a) Strahlende Rekombination: Überwinden der Bandlücke $E_L - E_V$ unter γ -Emission. b) Auger-Rekombination: das erste Elektron rekombiniert mit einem Loch im Valenzband, die Energiedifferenz $E_L - E_V$ wird an ein zweites Elektron übertragen. c) SRH-Rekombination: Elektron und Loch rekombinieren über ein Defektniveau E_T innerhalb der Bandlücke. Abbildung nach P. Würfel [19]

die Rekombination nach Shockley, Read und Hall (SRH-Rekombination) an Defekten im Si-Kristall. Aus den Rekombinationsraten, R , des jeweiligen Mechanismus wird die Lebensdauer unter Kenntnis der Überschussladungsträgerdichte Δn bestimmt:

$$\tau = \frac{\Delta n}{R} \quad (2.2)$$

Strahlende Rekombination

Bei der strahlenden Rekombination fällt ein Elektron aus dem Leitungsband unter Photonenemission in das Valenzband und rekombiniert mit einem Loch, $e + h \rightarrow \gamma$. Die Lebensdauer unter strahlender Rekombination τ_{st} ist nach Referenz [46] gegeben:

$$\tau_{st} = \frac{\Delta n}{B(np - n_0p_0)}. \quad (2.3)$$

Dabei sind n und p die Gesamtkonzentrationen von Elektronen und Löchern, n_0 und p_0 die Dichten thermisch generierter Elektronen und Löcher im Dunkeln, B der bimolekulare Rekombinationskoeffizient und Δn die Dichte der Überschussladungsträger. In indirekten Halbleitern liegen Leitungsbandminimum und Valenzbandmaximum nicht bei dem gleichen k -Vektor, sodass für die Rekombination zusätzlich ein Impuls von einem Phonon nötig ist. Dadurch ist die strahlende Rekombination für indirekte Halbleiter wie Silizium unwahrscheinlicher als für direkte Halbleiter [46]. Das spiegelt sich im Koeffizienten B wieder: Für GaAs, einem direkten Halbleiter, ist B vier Größenordnungen höher als für Si ($B_{\text{GaAs}} = 1,0 \cdot 10^{-10} \text{ cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$, $B_{\text{Si}} = 1,1 \cdot 10^{-14} \text{ cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$, vgl. [46]).

Auger-Rekombination

Hierbei rekombinieren Elektronen und Löcher bei direkter Überwindung der Bandlücke. Die freiwerdende Energie wird an ein Elektron (eeh -Vorgang) oder Loch (ehh -Vorgang) weitergegeben. Das Loch oder Elektron thermalisiert, das heißt, die Energie wird auf Phononen, also Gitterschwingungen, übertragen [46]. Abhängig davon, ob zwei Elektronen oder zwei Löcher beteiligt sind, ist die Wahrscheinlichkeit der Rekombination proportional zu $n^2 \cdot p$ oder $n \cdot p^2$. Die Lebensdauer durch Auger-Rekombination τ_A ergibt sich nach [46] zu:

$$\tau_A = \frac{\Delta n}{(C_n n + C_p p)(np - n_0p_0)}. \quad (2.4)$$

Dabei sind C_n und C_p die Auger-Rekombinationskoeffizienten für Elektronen und Löcher. Mit steigender Konzentration an Überschussladungsträgern steigt auch die Wahrscheinlichkeit für einen Energieübertrag und somit die Rekombinationsrate. Deshalb ist die Auger-Rekombination vor allem in den hochdotierten Bereichen von Solarzellen relevant.

Shockley-Read-Hall Rekombination

Strahlende Rekombination und Auger-Rekombination stellen intrinsische, also unvermeidbare Rekombinationsmechanismen dar. Dagegen ist die Rekombination über Störstellen extrinsisch. Als Störstellen gelten Verunreinigungen oder Gitterfehler, welche diskrete Energieniveaus, sogenannte Fallenzustände, in die Bandlücke einbringen.

Der Mechanismus kann nach Shockley und Read [47] und Hall [48] (SRH) als strahlende Rekombination mit Photonenenergien unterhalb des Energiebetrags der Bandlücke beschrieben werden. Die Kenntnis der Störstellendichte N_t und deren Energieniveau E_t in der Bandlücke vorausgesetzt, kann die Lebensdauer durch SRH-Rekombination τ_{SRH} entsprechend

$$\tau_{\text{SRH}} = \frac{\Delta n}{np - n_0p_0} [\tau_{e,t}(n + n_t) + \tau_{h,t}(p + p_t)] \quad (2.5)$$

berechnet werden [46]. Dabei sind n_t und p_t die Dichten der mit Elektronen oder Löchern besetzten Fallenzustände (engl. *trap*, t).

Diese können mit den Zustandsdichten von Leitungsband N_L und Valenzband N_V bei bekanntem Energieniveau des Defekts E_t bestimmt werden [46]:

$$n_t = N_L \exp \left\{ \frac{E_t - E_L}{kT} \right\}, \quad p_t = N_V \exp \left\{ -\frac{E_t - E_V}{kT} \right\}. \quad (2.6)$$

Die Verweildauer von Elektronen $\tau_{e,t}$ und Löchern $\tau_{h,t}$ in einem Defektniveau können mit dem Einfangwirkungsquerschnitt σ , der thermischen Geschwindigkeit v_{th} und der Dichte der Defektzustände N_t entsprechend

$$\tau_{e,t} = (\sigma_n v_{th} N_t)^{-1}, \quad \tau_{h,t} = (\sigma_p v_{th} N_t)^{-1} \quad (2.7)$$

bestimmt werden. Die Lage des Energieniveaus ist von der Art der Störstelle abhängig. Für Na-Fremdatome in p-Typ Si haben Dahl et al. drei Energieniveaus von $E_t = E_V + 88 \text{ meV} \pm 2 \text{ meV}$ bis $E_t = E_V + 270 \text{ meV} \pm 2 \text{ meV}$ gefunden [49]. Die Lebensdauer τ_{SRH} wird minimal, wenn die Energieniveaus E_T der Störstellen N_t in der Mitte der Bandlücke liegen [46].

2.3.2 Oberflächenrekombination

Mit Dicken von $160 \mu\text{m}$ bis $180 \mu\text{m}$ sind Solarzellen aus kristallinem Silizium so dünn, dass Ladungsträger die elektrischen Kontakte an den Oberflächen (engl. *surface*, S) erreichen und von dort abtransportiert werden können. Formal stellen auch Korngrenzen multikristalliner Solarzellen innere Grenzflächen dar, diese spielen für die hier ausschließlich monokristallinen Solarzellen allerdings keine Rolle. Als Oberflächen werden hier die Grenzflächen zwischen Silizium und Luft an der Vorder- und Rückseite der Solarzelle verstanden. Am Übergang zwischen Si-Kristall und Luft fehlen den Si-Atomen die nächsten

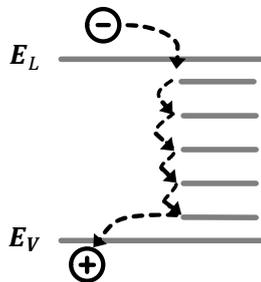


Abbildung 2.5: Über die zahlreichen Defektniveaus an der Grenzfläche des Si (rechter Rand) kann das Elektron mit einem Loch rekombinieren und seine Energie an das Kristallgitter abgeben, Abbildung nach P. Würfel [19].

Nachbarn, sodass viele offene Bindungsstellen (engl. *dangling Bonds*, DB), im Si vorliegen, die zahlreiche Energiezustände in die Bandlücke einbringen, wie in Abbildung 2.5 dargestellt. Dieser Symmetriebruch verursacht unvermeidbare, intrinsische Defekte der Oberfläche. Daneben können auch extrinsische Defekte durch den Herstellungsprozess, wie in Abschnitt 2.2 beschrieben, entstehen. Dazu zählen Versetzungen an der Oberfläche, Rückstände von Chemikalien und metallische Ablagerungen [50]. In Abbildung 2.5 sind die vielen Störstellen innerhalb der Bandlücke an der Oberfläche dargestellt. Die Rekombination eines Elektrons erfolgt über die Energieabgabe in vielen kleinen Schritten. Vereinfachend wird Oberflächenrekombination nach dem SRH-Rekombinationsmodell über einen einzelnen Defektzustand in der Bandlücke behandelt [50].

Analog zur Verknüpfung von Lebensdauer und Rekombinationsrate im Volumen des Si nach Gleichung 2.2, wird für die Oberfläche eine Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit (ORG) S definiert:

$$S = \frac{R_s}{\Delta n_s}. \quad (2.8)$$

Die ORG ist abhängig von der Dichte der Überschussladungsträger an der Oberfläche Δn_s und der Oberflächenrekombinationsrate R_s . Unter Annahme eines flachen Bandverlaufs zu den Oberflächen kann mit dem SRH-Modell ein analytischer Ausdruck für S angegeben werden [50]:

$$S = (n_0 + p_0 + \Delta n_s) \cdot \left(\frac{n_0 + n_1 + \Delta n_s}{S_{p_0}} + \frac{p_0 + p_1 + \Delta n_s}{S_{n_0}} \right)^{-1}. \quad (2.9)$$

Dabei bezeichnen n_1 und p_1 die Dichte der mit Elektronen und Löchern besetzten Defekte unter Annahme eines einzelnen diskreten Defektniveaus in der Bandlücke. Analog zur Verweildauer von e und h in einer Störstelle im Volumen nach Gleichung 2.7, werden mit S_{n_0} und S_{p_0} die Raten für das Einfangen von Elektron und Loch in einem Oberflächen-defekt erfasst. Bei realen Solarzellen gilt die Annahme des flachen Bandverlaufs zu den Oberflächen nicht, da Leitungs- und Valenzband durch Dotierung und Passivierung gezielt manipuliert werden [50]. Der Einfluss dieser Oberflächendefekte auf die Lebensdauer durch Oberflächenrekombination τ_s ist abhängig von der Dicke der Zelle W und sinkt mit zunehmender Rekombinationsrate S an der Oberfläche

$$\tau_s = \frac{W}{S}. \quad (2.10)$$

In Gleichung 2.10 werden nur die Grenzflächen der Si-Luft-Übergänge berücksichtigt. Ähnlich der Rekombination an Si-Luft-Grenzflächen, können Korngrenzen als innere Grenzflächen zweier Si-Kristalle unterschiedlicher Orientierung aufgefasst werden. Durch fehlende Partneratome in der Grenzfläche entstehen offene Bindungen mit Energieniveaus innerhalb der Bandlücke. Nach Gleichung 2.9 kann die ORG durch eine Reduktion der Überschussladungsträgerdichte Δn_s und durch die Vermeidung von Störstellen an der Oberfläche reduziert werden [50].

2.3.3 Effektive Lebensdauer

Die inverse effektive Lebensdauer τ_{eff} ist die Summe der inversen Lebensdauern aus strahlender Rekombination τ_{st} , Shockley-Read-Hall Rekombination τ_{SRH} , Auger-Rekombination τ_{A} und der Oberflächenrekombination τ_s [20]. Bei der Volumenlebensdauer τ_v wird der Beitrag der Oberflächenrekombination nicht berücksichtigt.

$$\frac{1}{\tau_{\text{eff}}} = \frac{1}{\tau_{\text{st}}} + \frac{1}{\tau_{\text{SRH}}} + \frac{1}{\tau_{\text{A}}} + \frac{S}{W} = \frac{1}{\tau_v} + \frac{S}{W} \quad (2.11)$$

Der Rekombinationsmechanismus mit der geringsten Lebensdauer limitiert die Gesamtlebensdauer. Das folgende Beispiel verdeutlicht die Auswirkung der ORG auf die Lebensdauer der Elektronen im p-dotierten Wafer. Für die Berechnung der Lebensdauern wurden effektive Zustandsdichten N für das Leitungsband von $N_L = 6,2 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3} \cdot T^{\frac{3}{2}}$ und für das Valenzband von $N_V = 3,5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3} \cdot T^{\frac{3}{2}}$ bei einer Temperatur von $T = 300 \text{ K}$ und einer Basisdotierung von $N_A = 1 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ angenommen.

Die Konstanten wurden aus [51] entnommen und damit die intrinsische Ladungsträgerdichte $n_i^2 = n_0 p_0$ berechnet:

$$n_0 p_0 = N_L N_V \exp \left\{ -\frac{1,1 \text{ eV}}{kT} \right\}.$$

Jedes absorbierte Photon erzeugt ein zusätzliches Elektron-Loch-Paar, d.h. $\Delta n = \Delta p$. Für die Elektronenkonzentration gilt: $n = n_0 + \Delta n$; für Löcher entsprechend $p = p_0 + \Delta p$.

Die Lebensdauer durch strahlende Rekombination τ_{st} wurde nach Gleichung 2.3 bestimmt. Für B wurde nach [46] ein Wert von $B_{Si} = 1,1 \cdot 10^{-14} \text{ cm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$ angenommen. Die Auger-Lebensdauer τ_A wurde nach Gleichung 2.4 bestimmt. Als Auger-Koeffizienten liegen $C_n = 2,8 \cdot 10^{-31} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ und $C_p = 9,9 \cdot 10^{-32} \text{ cm}^6 \text{ s}^{-1}$ nach Referenz [46] zugrunde. Als Beispiel für eine Rekombination an Störstellen nach SRH-Kinetik wurde eine Verunreinigung des Si mit Fe nach [52] mit einem Energieniveau der Störstelle von $E_{Fe} = E_V + 395 \text{ meV}$, einem Einfangwirkungsquerschnitt der Störstelle für Elektronen von $\sigma_n = 3,6 \cdot 10^{-15} \text{ cm}^{-2}$ und für Löcher $\sigma_p = 7,7 \cdot 10^{-17} \text{ cm}^{-2}$ genutzt. Es wurde eine Defektdichte N_t von Fe in Si von $N_t = 1 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ angenommen [52]. Die Lebensdauern anhand dieser Werte sind in Abbildung 2.6 gegen das Injektionsniveau aufgetragen.

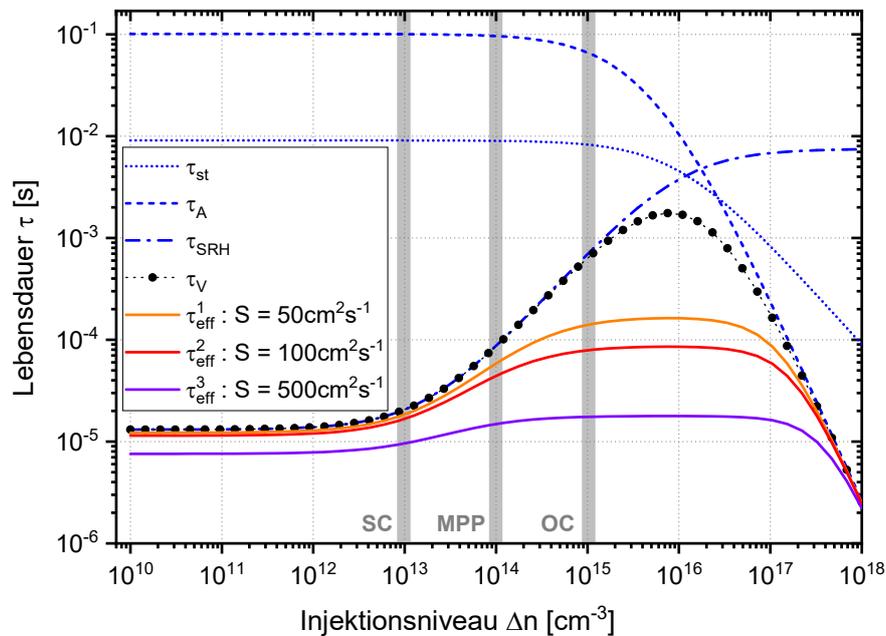


Abbildung 2.6: Lebensdauer von Minoritätsladungsträgern in Abhängigkeit des Injektionsniveaus Δn . Die Werte zur Berechnung der Lebensdauern durch strahlende Rekombination τ_{st} , Auger- τ_A und Störstellen-Rekombination τ_{SRH} sind im Text genannt. Die Volumenlebensdauer τ_V wird nach nach Gleichung 2.11 bestimmt. Die effektiven Lebensdauern τ_{eff} sind beispielhaft für drei verschiedene ORG-Werte S gezeigt. Die grau hervorgehobenen Bereiche entsprechen den Injektionsniveaus im Kurzschluss (SC), im Punkt maximaler Leistung (MPP) und bei offenen Klemmen (OC). Ein Anstieg von S reduziert die Lebensdauer der Minoritätsladungsträger über alle Injektionsniveaus.

Bis zu einem Injektionsniveau $\Delta n \approx 1 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ist die SRH-Rekombination der limitierende Rekombinationsmechanismus für die Volumenlebensdauer. Ab $\Delta n \approx 1 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ steigt τ_{SRH} , da bei höheren Injektionen die Besetzung eines Defekts mit einem Ladungsträger wahrscheinlicher ist. Die Störstelle kann nach SRH nur ein Elektron oder Loch aufnehmen, womit die Störstelle besetzt ist und für die Dauer $\tau_{e,t}$ bzw. $\tau_{h,t}$ keine weiteren Defekte aufnehmen kann. Ab $\Delta n \approx 1 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ wird die Auger-Rekombination dominierend. Wird zusätzlich die Rekombination an Oberflächen berücksichtigt, sinkt die

Lebensdauer über alle Injektionsniveaus, die effektive Lebensdauer nimmt mit steigender ORG ab. Bei konstanter Temperatur und Beleuchtungsintensität hängt das Injektionsniveau von der Vorspannung der Solarzelle ab. Im Beispiel wurden effektive Lebensdauern mit $S_1 = 50 \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$ (orange) wie sie für passivierte Oberflächen erreicht werden [50]; außerdem für $S_2 = 100 \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$ (rot) und $S_3 = 500 \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$ (lila) berechnet. Die ungefähren Injektionsniveaus einer PERC-Solarzelle bei Beleuchtung mit 1000 W m^{-2} sind nach Müller [53] im Kurzschluss, bei maximaler Leistung sowie für Leerlaufspannung grau hinterlegt. Für alle Injektionsniveaus sinkt die effektive Lebensdauer und damit die mittlere freie Weglänge. Wird die mittlere freie Weglänge kleiner als die zurückzulegende Distanz zwischen Erzeugungsort der Elektron-Loch-Paare und dem p-n-Übergang, können Ladungsträger nicht an den elektrischen Kontakten gesammelt werden.

2.4 Elektrische Kenngrößen einer Solarzelle

Die Strom-Spannungskennlinie, kurz I-U-Kennlinie, einer Solarzelle gibt den Stromfluss durch die Solarzelle in Abhängigkeit der Spannung an. Ein gängiges Modell zur Beschreibung der I-U-Kennlinie von Solarzellen ist das Zweidiodenmodell, dessen elektrisches Ersatzschaltbild in Abbildung 2.7 gegeben ist. Als mathematischer Ausdruck wird die Strom-

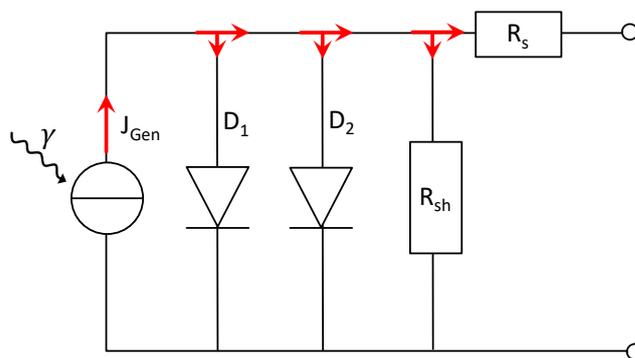


Abbildung 2.7: Ersatzschaltbild einer Solarzelle nach dem Zweidiodenmodell. Der Generationsstrom, J_{Gen} , wird durch einfallende Photonen γ erzeugt. Der Strom über die Diode D_1 wird als Diffusionsstrom bezeichnet und erfasst Rekombinationen in Volumen, Emitter und an den Oberflächen. Die Rekombination von Ladungsträgern in der Raumladungszone wird über Diode D_2 erfasst, dieser Strom wird als Rekombinationsstrom bezeichnet. Ströme über D_1 , D_2 , sowie der Strom über den Parallelwiderstand R_{sh} fließen dem Generationsstrom entgegen. Der Serienwiderstand R_s berücksichtigt den Spannungsabfall an Transport- und Kontaktwiderständen.

dichte durch die Solarzelle nach dem Zweidiodenmodell über die implizite Gleichung

$$J(U) = J_{01} \left[\exp \left\{ \frac{U - J \cdot R_s}{n_1 \cdot U_{\text{th}}} \right\} - 1 \right] + J_{02} \left[\exp \left\{ \frac{U - J \cdot R_s}{n_2 \cdot U_{\text{th}}} \right\} - 1 \right] + \frac{U - J \cdot R_s}{R_{\text{sh}}} - J_{\text{gen}} \quad (2.12)$$

beschrieben [19]. Aus dem Vergleich der im Dunkeln oder unter Beleuchtung gemessenen Kennlinien mit dem Zweidiodenmodell können Rückschlüsse auf die Ursache von Ladungsträgerverlusten gezogen werden. In Gleichung 2.12 wird der Stromfluss durch die Solarzelle bezogen auf eine Einheitsfläche in $\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ und die Widerstände entsprechend in $\Omega \text{ cm}^2$ angegeben. Bei Angaben von Leistungswerten der Solarzelle ist auch die Verwendung des Stroms, I , in A üblich. Über den Parallel- oder Shuntwiderstand, R_{sh} , werden Kurzschlüsse des p-n-Übergangs erfasst [19]. Der Serienwiderstand R_s entsteht durch Transportwiderstände und Widerstände an den Kontakten der Solarzelle [19]. Die Thermospannung U_{th}

ergibt sich nach $U_{\text{th}} = k_{\text{B}} \cdot T \cdot e_0^{-1}$. Die beiden Dioden, in Form von Exponentialthermen, erfassen Rekombinationsströme. Die Rekombination in Volumen, Emitter und an den Oberflächen wird über die erste Diode mit dem Idealitätsfaktor n_1 erfasst, der fließende Strom wird als Diffusionsstrom und J_{01} als Dunkelsättigungsstrom bezeichnet [54]:

$$J_{01} = \frac{e_0 n_i^2 \sqrt{D_e}}{N_A \sqrt{\tau_{\text{eff}}}}. \quad (2.13)$$

Dabei ist N_A die Konzentration von Bor im p-Gebiet und Phosphor im n-Gebiet und n_i die intrinsische Ladungsträgerkonzentration. Wegen der hohen n-Dotierung des Emitters wird der Beitrag der Löcher zu J_{01} vernachlässigt. Die erste Diode erfasst Elektronen, welche aus dem n-Gebiet in das p-Gebiet diffundieren, wo sie innerhalb einer Diffusionslänge im Volumen, an der Oberfläche der Rückseite oder am elektrischen Kontakt rekombinieren [54].

Die Zweite Diode mit dem Idealitätsfaktor n_2 erfasst die Rekombination von Ladungsträgern innerhalb der Raumladungszone und wird als Rekombinationsstrom bezeichnet [54]. Der Dunkelsättigungsstrom der zweiten Diode ist nach [54] abhängig von der Breite der Raumladungszone W_{RLZ} und der Lebensdauer τ :

$$J_{02} = \frac{e_0 n_i W_{\text{RLZ}}}{\tau} \quad (2.14)$$

Die Strompfade über die Dioden sind dem Generationsstrom entgegen gerichtet und reduzieren den nutzbaren Strom. Sinken die freien Weglängen, etwa durch Degradationsmechanismen, siehe Abschnitt 2.5, erhöht sich J_{01} bei zusätzlich eingebrachten Rekombinationspfaden im p-Gebiet oder an der Rückseite der Solarzelle.

Wird die Solarzelle mit geschlossenen Klemmen betrieben, fließt die Kurzschlussstromdichte J_{sc} . Die Spannung über die Zelle entspricht dem Spannungsabfall über den Serienwiderstand R_s .

$$J_{\text{sc}}(U = 0) = J_{01} \left[\exp \left\{ \frac{J \cdot R_s}{U_{\text{th}}} \right\} - 1 \right] + J_{02} \left[\exp \left\{ \frac{J \cdot R_s}{n_2 \cdot U_{\text{th}}} \right\} - 1 \right] + \frac{J \cdot R_s}{R_{\text{sh}}} - J_{\text{gen}} \quad (2.15)$$

Für das Zweidiodenmodell lässt sich wegen der impliziten Form von Gleichung 2.12 kein expliziter Ausdruck für die Leerlaufspannung angeben. Daher werden die erste und zweite Diode zu einem Eindiodenmodell mit einem effektiven Rekombinationsstrom, J_0^{eff} , zusammengefasst. Die Leerlaufspannung U_{oc} liegt bei $J(U_{\text{oc}}) = 0$ an und ist nach

$$U_{\text{oc}} = \frac{k_{\text{B}} T}{e_0} \ln \left(\frac{J_{\text{gen}}}{J_0^{\text{eff}}} \right) \quad (2.16)$$

über J_0^{eff} mit der Ladungsträgerlebensdauer verknüpft [54]. Die Lage des Leistungsmaximums P_{mpp} definiert die Größen U_{mpp} und I_{mpp} :

$$P_{\text{mpp}} = I_{\text{mpp}} \cdot U_{\text{mpp}}. \quad (2.17)$$

Das Verhältnis der maximal nutzbaren Leistung $I_{\text{mpp}} \cdot U_{\text{mpp}}$ zu $I_{\text{sc}} \cdot U_{\text{oc}}$ wird als Füllfaktor FF bezeichnet:

$$FF = \frac{I_{\text{mpp}} \cdot U_{\text{mpp}}}{I_{\text{sc}} \cdot U_{\text{oc}}} = \frac{P_{\text{mpp}}}{I_{\text{sc}} \cdot U_{\text{oc}}}. \quad (2.18)$$

Im Zweidiodenmodell ändert sich der Füllfaktor durch Änderungen von R_s und R_{sh} . Der Wirkungsgrad η gibt an, welcher Anteil einfallender Lichtleistung in elektrische Leistung umgewandelt wird,

$$\eta = \frac{P_{\text{mpp}}}{P_{\text{Licht}}} = \frac{FF \cdot I_{\text{sc}} \cdot U_{\text{oc}}}{P_{\text{Licht}}}. \quad (2.19)$$

Der Bifazialitätskoeffizient φ wird für I_{sc} , U_{oc} oder P_{mpp} bestimmt. φ ist das Verhältnis zwischen Rückseite und Frontseite der jeweiligen Größen. Die Bifazialität der Leistung

$$\varphi = \frac{P_{mpp}^R}{P_{mpp}^V} \quad (2.20)$$

liegt für bifaziale PERC-Solarzellen im Bereich $\varphi \approx 0,6$ bis $0,7$. In Abbildung 2.8 sind die Strom-Spannungs-Kennlinien bei jeweils einseitiger Beleuchtung der Vorderseite und Rückseite, sowie die entsprechenden Leistungen einer bifazialen PERC-Solarzelle gezeigt. Hervorgehoben sind der Kurzschlussstrom der Solarzelle bei Beleuchtung der Vorderseite

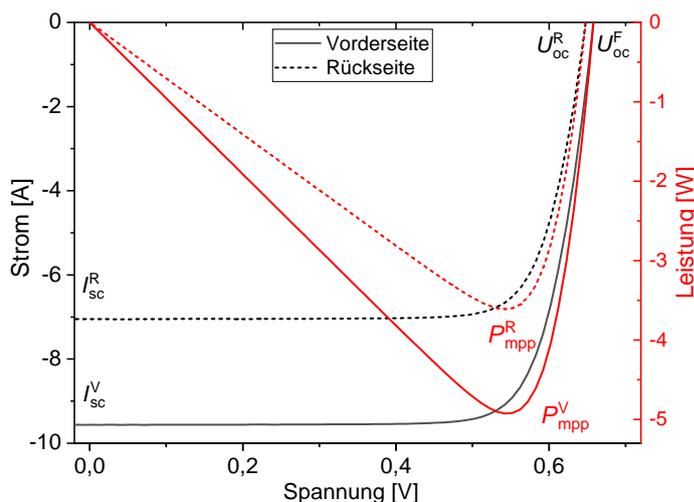


Abbildung 2.8: Strom-Spannungs-Kennlinien (schwarz) und dazugehörige Leistung (rot) einer bifazialen Solarzelle. Mit Lichteinfall von der Vorderseite (durchgezogene Linie) und Rückseite (gestrichelte Linie).

I_{sc}^V und der Kurzschlussstrom bei Beleuchtung der Rückseite I_{sc}^R . Verglichen mit dem Unterschied der Kurzschlussströme, ist die Differenz der Leerlaufspannung wegen der logarithmischen Abhängigkeit von J_{gen} geringer. Der generierte und auch abtransportierte Strom ist bei Lichteinfall von der Vorderseite höher, das liegt zum größten Teil an der geringeren Reflexion des einfallenden Lichts an der Vorderseite. Zusätzlich werden Elektron-Loch Paare bei Lichteinfall von der Vorderseite effektiver getrennt, da sie näher an der RLZ erzeugt werden, siehe dazu Abschnitt 3.3. Die elektrisch nutzbare Leistung (rot) entspricht dem Produkt von Strom- und Spannungswert.

2.5 Lichtinduzierte Degradation

Unter dem Begriff der lichtinduzierten Degradation (LID) werden Prozesse verstanden, die unter Beleuchtung zu einem Effizienzverlust der Solarzelle führen. Durch die Absorption von Licht im Halbleiter steigt die Konzentration der Minoritätsladungsträger, welche Alterungsprozesse verursachen. Licht ist nur indirekt an der Degradation beteiligt [55]. Nachfolgend sollen an den Beispielen der Eisen-Bor- und Bor-Sauerstoff-Degradation Merkmale bekannter Degradationsmechanismen vorgestellt werden [56]. Während diese Effekte seit den 1970er Jahren bekannt und erfolgreich auf Materialverunreinigungen zurückgeführt worden sind, traten bei der Einführung neuer Zelltechnologien neuartige Degradationsmechanismen wie zum Beispiel die Degradation unter Licht und erhöhter Temperatur (engl. *light and elevated temperature induced degradation*, LeTID) an PERC-Solarzellen auf.

Nachfolgend wird an den Beispielen der Eisen-Bor-Degradation der negative Einfluss von Verunreinigungen auf die Leistung einer Solarzelle gezeigt. Die Bor-Sauerstoff-Degradation und LeTID zeigen, dass die Degradation in einen stabilen, regenerierten Zustand übergehen kann.

2.5.1 Eisen-Bor-Degradation

Besonders gut ist die Aktivierung des rekombinationsaktiven Zustands von Eisen durch Licht untersucht. In mc-Si kann Eisen in Konzentrationen von bis zu $[\text{Fe}] = 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ vorkommen [57, 58]. Fe kann im Siliziumkristall auf Zwischengitterplätzen (interstitiell, Fe_i), an substitutionelles Bor (B_s) gebunden, oder in Präzipitaten vorliegen [58, 59]. Interstitielles Eisen ist unter Betriebsbedingungen im Punkt maximaler Leistung stärker rekombinationsaktiv [58] und verursacht Leistungsverluste im unteren einstelligen Prozentbereich. Dieser Zustand wird nach 30 minütiger Beleuchtung bei 25°C mit 1000 Wm^{-2} [60] erreicht. Assoziation und Dissoziation von Eisen und Bor sind vollständig reversibel [58, 61] und können mit der Reaktionsgleichung



beschrieben werden [61]. Abbildung 2.9 zeigt die Energieniveaus von Fe_i und B_s in der linken Bildhälfte und dem Eisen-Bor-Komplex Fe_iB_s in der rechten Bildhälfte.

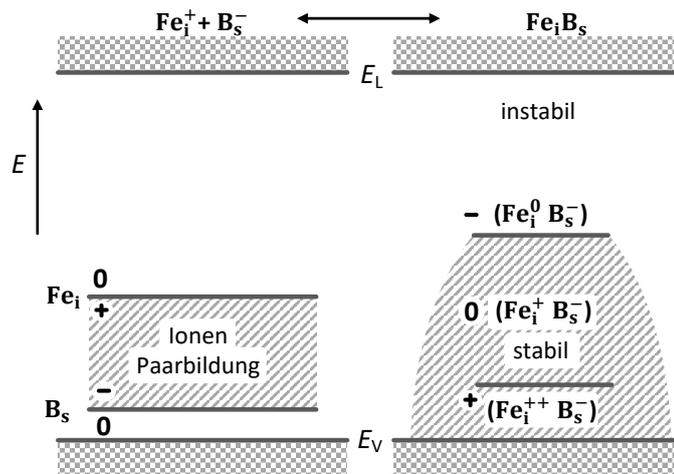


Abbildung 2.9: Links: In der Bandlücke aus Leitungsband E_L und Valenzband E_V liegt das Energieniveau von substitutionellem Bor B_s^- , eingezeichnet als untere graue Linie, sowie das Energieniveau von interstitiellem Eisen, eingezeichnet bei Fe_i^+ . **Rechts:** Das Energieniveau des Eisen-Bor-Komplexes Fe_iB_s ist mittig in der Bandlücke eingezeichnet. Der linierte Bereich zeigt **links** Fermi-niveaus, in denen sich Fe_iB_s -Paare ausbilden und **rechts** Fermi-niveaus in denen die Paare stabil sind. Abbildung nach [61].

Ist das Fermi-Niveau in der linken Bildhälfte im grau hinterlegten Bereich zwischen dem Energieniveau des Leitungsbandes E_L und dem Energieniveau des Valenzbandes E_V , liegen Eisen und Bor geladen vor ($\text{Fe}_i^+ \text{B}_s^-$). Durch Coulomb-Wechselwirkung entsteht der weniger rekombinationsaktive Eisen-Bor-Komplex Fe_iB_s [61]. Für Fermi-niveaus im weißen Bereich stoppt die Paarbildung. Für Fermi-niveaus im grau hinterlegten Bereich in der rechten Bildhälfte sind Fe_iB_s -Paare stabil. Sie zerfallen zu Fe_i und B_s für Fermi-niveaus im weiß hinterlegten Bereich. Im beleuchteten Zustand verschiebt sich das Verhältnis von Bildungs- und Zerfallsrate zur linken Seite von Gleichung 2.21: Es liegt mehr Fe_i vor,

die Zelle ist degradiert. Simulationen zeigten, dass interstitielles Eisen zu größeren Verlusten von Kurzschlussstrom, Leerlaufspannung, Füllfaktor und Leistung führt als Fe_iB -Paare [58]. Ab Konzentrationen interstitiellen Eisens von $[\text{Fe}_i] = 1 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-3}$ setzt ein Wirkungsgradverlust durch einen reduzierten Strom und Füllfaktor ein. Oberhalb $[\text{Fe}_i] = 1 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-3}$ sinkt zusätzlich die Leerlaufspannung der Solarzelle [58].

2.5.2 Bor-Sauerstoff-Degradation

Ein weiterer Degradationsmechanismus ist die Bor-Sauerstoff-Degradation (BO-LID). Diese steht nicht in Verbindung mit metallischen Verunreinigungen, sondern findet in Bor-dotierten Wafern im Zusammenspiel mit Sauerstoff statt. Betroffen sind vor allem Bor-dotierte Cz-Wafer [62–64]; aber auch multikristalline Wafer [62, 63]. Fz-Wafer sind wegen ihres niedrigen Gehalts an Sauerstoff kaum von der BO-Degradation betroffen [63, 65]. BO-LID ist ein zweistufiger Prozess. Die erste, schnelle Stufe ist bei Beleuchtung mit 1000 Wm^{-2} nach etwa zwei Minuten, die langsame nach zehn Stunden abgeschlossen [66]. Der schnelle Degradationsschritt läuft bereits bei geringen Lichtintensitäten von 100 Wm^{-2} in wenigen Minuten ab und führt zu Leistungsverlusten im einstelligen Prozentbereich [66]. Von der Degradation betroffen sind U_{oc} , I_{sc} und Füllfaktor [67]. Einem Modell zur Erklärung der BO-Degradation zufolge ist der schnelle Mechanismus auf einen Komplex aus einem substitutionellen Bor-Atom mit einem Sauerstoff-Dimer, B_sO_{2i} , und der langsame Mechanismus auf eine Komplexbildung von interstitiellem Bor und einem Sauerstoff-Dimer, B_iO_{2i} , zurückzuführen [56, 68]. Nach Herguth et al. [66] können drei Zustände eingenommen werden, siehe Abbildung 2.10a). Wird die degradierte Zelle ohne

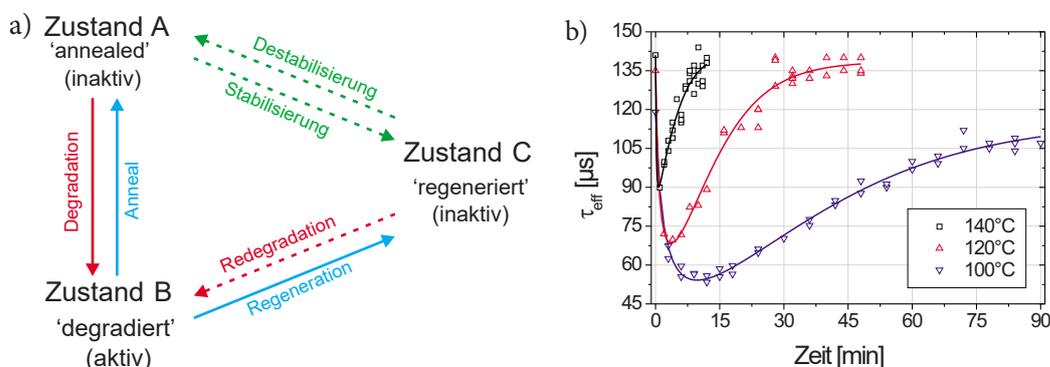


Abbildung 2.10: a) Drei Zustände der Bor-Sauerstoff-Degradation. Vermutet wird, dass sich alle Defektzustände reversibel einstellen lassen. Bestätigte Pfade sind über die durchgezogenen Pfeile gekennzeichnet, gestrichelte Pfeile kennzeichnen unbestätigte Übergänge zwischen den Zuständen. Unter den Behandlungen Anneal und Destabilisierung wird eine Wärmebehandlung bei 200°C ohne Beleuchtung verstanden. Die Degradation läuft bereits bei Raumtemperatur unter Beleuchtung ab. Stabilisierung und Regeneration der Defekte werden bei zeitgleicher Beleuchtung und Wärmebehandlung erreicht. b) Degradation und Regeneration von BO-LID bei unterschiedlichen Temperaturen. Abbildungen aus [65] entnommen und geändert.

Beleuchtung geheizt, ist eine vollständige Erholung sichtbar. Diese als „Annealing“ bezeichnete Behandlung führt bei einer Temperatur von 200°C über einen Zeitraum von zehn Minuten zu einer vollständigen Erholung der Effizienz [66, 67], die Zelle ist im Zustand A. Durch Beleuchtung bei Raumtemperatur degradiert die Zelle, die Defekte sind aktiv, Zustand B. Wird die Zelle zeitgleich beleuchtet und bei Temperaturen von 65°C bis 210°C geheizt [56], setzt eine Regeneration der Defekte ein, der metastabile Zustand C wird erreicht,

siehe Abbildung 2.10b). Weitere Beleuchtung bei Raumtemperatur führt zu keiner erneuten Degradation. Die Regenerationsgeschwindigkeit steigt bei höheren H-Konzentrationen im Si an. Der Wasserstoff gelangt dabei aus der SiN_y -Schicht in das Volumen des Si-Wafers [69]. Es wird vermutet, dass Wasserstoff und Bor zu BH-Paaren binden und dadurch die Bildung von BO-Paaren unterdrückt wird. Wilking und Kollegen [69] zeigten, dass Wasserstoff im Volumen des Wafers in hohen Konzentrationen – eingetrieben durch einen unter zehn Sekunden dauernden Feuerschritt bei 850°C aus einer wasserstoffreichen SiN_y -Schicht – schneller zu einer Regeneration des BO-LID führt als ein identischer Feuerschritt mit einer wasserstoffarmen SiN_y -Schicht. Ohne Feuerschritt, mit entsprechend geringer Wasserstoffkonzentration, konnten die durch BO-LID aktivierten Defekte nicht deaktiviert werden. Ähnlich wirkt eine AlO_x -Schicht: AlO_x zwischen Si-Wafer und SiN_y wirkt als eine Barriere gegen Wasserstoff; mit zunehmender Dicke verläuft die Regeneration von BO-LID langsamer [69]. Auch für den vorliegenden Zelltyp, PERC-Solarzellen aus p-dotierten Cz-Wafern, ist BO-LID ein potentieller Degradationsmechanismus [70, 71].

2.5.3 LeTID

Mit LeTID (engl. *light and elevated temperature induced degradation*) wurde ein weiterer Degradationsmechanismus entdeckt [72]. Namensgebend ist die Voraussetzung, dass als äußere Bedingung gleichzeitig Licht und erhöhte Temperaturen notwendig sind [73]. Betroffen sind PERC-Solarzellen der Wafertypen Cz [72], mc [72–74] und Fz [75]. Degradierete Zellen zeigen Leistungsverluste von 3 % [76, 77] bis zu 14 % [12]. Die Änderung der Leerlaufspannung durch LeTID ist in Abbildung 2.11 gezeigt. Bei Zelltemperaturen von 95°C unter offenen Klemmen und einer Beleuchtungsintensität von 300 Wm^{-2} erreicht die Degradation nach 100 Stunden ein Maximum. Die Regeneration wird dominierend und die Zelle erreicht nach 1000 Stunden die initiale Leistung vor Degradation. Die Reduktion der Lebensdauer ist injektionsabhängig; in I-U-Kennlinien sinken I_{sc} , U_{oc} sowie der Füllfaktor [73]. Der genaue Mechanismus von Degradation und Regeneration ist noch nicht ver-

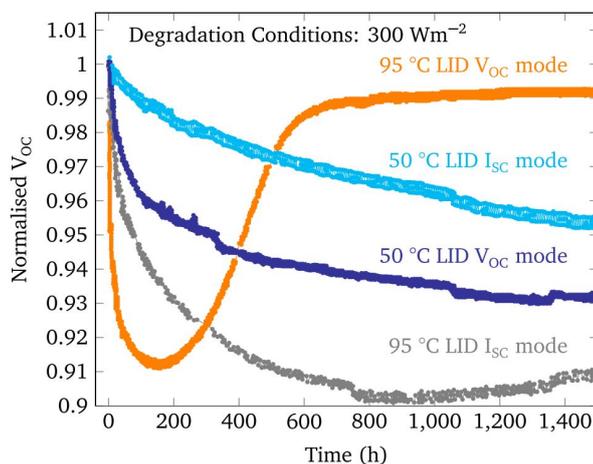


Abbildung 2.11: Relative Änderung der Leerlaufspannung durch LeTID. Vier PERC-Solarzellen wurden bei geringer Ladungsträgerinjektion im Kurzschluss, (I_{sc} Mode), und hoher Ladungsträgerinjektion, (V_{oc} -Mode), beleuchtet. Bei 95°C und hoher Injektion durchläuft die Leerlaufspannung ein Minimum bei maximaler Degradation, gefolgt von einer Regeneration. Bei einer Temperatur von 50°C oder niedriger Injektion im I_{sc} Mode verläuft die Degradation langsamer und eine Regeneration setzt während der Testdauer von 1400 Stunden nicht ein. Abbildung aus [73].

standen. Eine Beteiligung von Wasserstoff gilt als sicher, da LeTID nur solche Zellen betrifft, die mit einer wasserstoffhaltigen Schicht passiviert sind. Zudem sind Hochtemperatur-

schritte im Prozessverlauf nach AlO_x - und SiN_y -Abscheidung Voraussetzung der späteren LeTID-Anfälligkeit einer Solarzelle [78, 79]. Als weitere Komponente für LeTID wird die Beteiligung einer metallischen Verunreinigung vermutet. Einem gemeinsamen Modell von Schmidt et al. [78] und Bredemeier et al. [80] zufolge wird ein Lösen einzelner Metallatome aus Präzipitaten im Feuerschritt vermutet. Ohne Wasserstoff im Volumen lagert das Metall schnell wieder am Präzipitat an – es kann kein LeTID auftauchen. Ist dagegen Wasserstoff (H) vorhanden, bindet es an das gelöste, interstitielle Metall (M_i) zu einem M_i -H-Komplex und verhindert, dass sich das M_i -Atom im Präzipitat anlagert. Durch Ladungsträgerinjektion bei erhöhter Temperatur löst sich Wasserstoff und das M_i ist rekombinationsaktiv. Die Regeneration wird dadurch erklärt, dass die interstitiellen Metalle zu Kristalldefekten oder Oberflächen wandern. Dort sind sie elektrisch inaktiv. So ist die maximale Defektdichte geringer, je dünner der Wafer ist [81]. Dies erklärt auch die Beobachtung von Luka et al., wonach Korngrenzen in mc-Si-PERC-Zellen geringer von LeTID [74] betroffen sind.

Zur Vermeidung von LeTID kann in verschiedenen Stadien im Zellprozess angesetzt werden. Die Möglichkeiten betreffen eine Verringerung der Waferdicke, Änderung der Dicke oder Stöchiometrie der Passivierung und Temperaturen sowie zeitliche Verläufe während des Feuerschritts. Ansätze der LeTID-Vermeidung an fertigen Solarzellen bestehen darin, die Regeneration durch Beleuchtung oder Bestromung zu erzielen. Eine Übersicht zu dieser Vielzahl an Publikationen ist in [79] zu finden.

2.6 Potentialinduzierte Degradation

In der Regel werden Solarmodule in Kraftwerken zu sogenannten Strings in Reihe geschaltet. Im Arbeitspunkt beträgt die Spannung je Einzelmodul circa 30 V, die Spannung für einen String erreicht bis zu 1500 V. Der Potentialverlauf entlang eines Strings hängt von der Art des genutzten Wechselrichter ab. Der Spannungsverlauf kann einen Nulldurchgang in der Mitte des Strings oder bei transformatorlosen Wechselrichtern einen zu negativen Spannungen verschobenen Nulldurchgang haben. Bei galvanisch trennenden Wechselrichtern kann die Modulspannung frei gewählt, also das Erdpotential auf das positive oder negative Ende des Modulstrings gelegt werden. Aus Gründen der Betriebssicherheit sind die Rahmen der Solarmodule geerdet; es stellt sich zunächst ein Spannungsabfall zwischen den Solarzellen innerhalb des Solarmoduls und dem Rahmen ein. Durch Feuchtigkeit [82, 83] oder eine Kombination aus Feuchtigkeit und Verschmutzung [84] sinkt der Schichtwiderstand der Glasoberfläche, sodass sich ein leitfähiger Film auf der Moduloberseite ausbilden kann, es resultiert ein Spannungsabfall zwischen Solarzelle und Modulglas. Unter diesen Bedingungen kann die Leistung der Solarzellen in Folge von PID-s und PID-p herabgesetzt werden.

2.6.1 PID-s: Kurzschluss des p-n-Übergangs

Wird die Seite, unter welcher der p-n-Übergang der Solarzelle orientiert ist, mit einer Hochspannung belastet, tritt PID vom Kurzschluss- oder Shunting-Typ auf, kurz PID-s. Bei betroffenen Zellen wurde ein Einbruch des Shunt-Widerstandes in einen Wertebereich von weit unter 1Ω beobachtet [85], betroffene Solarzellen sind auf negativem Potenzial gegenüber dem Rahmen. Ein elektrisches Verlustmodell ist in Abbildung 2.12 gezeigt. Naumann et al. [86, 87] haben gezeigt, dass Na^+ -Ionen durch die SiN_y -Schicht der Solarzelle driften und sich an der Si/SiO_2 -Grenzfläche anreichern. Von der Grenzfläche diffundiert Na in Stapelfehler des Si-Wafers ein. Stapelfehler sind zweidimensionale Kristalldefekte in $\{111\}$ -Ebenen und reichen einige Mikrometer in das Volumen der Solarzelle hinein, so weit, dass der p-n-Übergang durchquert wird. Stapelfehler bilden sich unabhängig von strukturellen

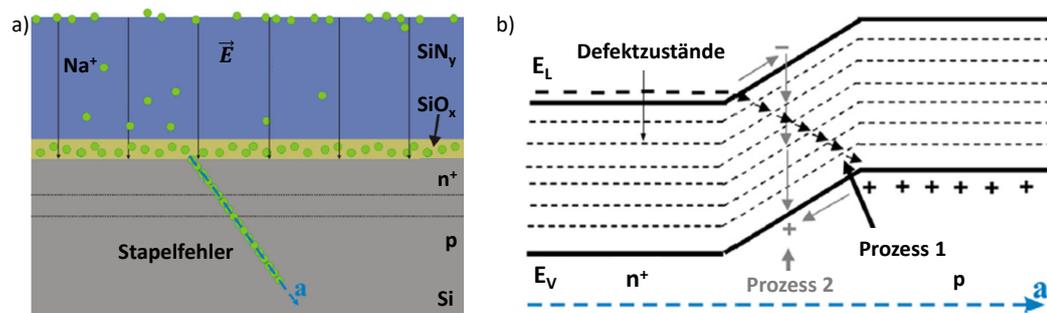


Abbildung 2.12: Erklärung der Leistungsverluste durch PID-s. a) Schematischer Querschnitt durch eine Si-Solarzelle. Na⁺-Ionen folgen dem elektrischen Feld \vec{E} durch die SiN_y-Schicht und reichern sich in der SiO_x-Schicht an der Grenzfläche zum Si-Wafer an. Es bilden sich Stapelfehler im Si-Kristall, gezeichnet als gestrichelte Linie a, aus, die den p-n-Übergang durchqueren. b) Banddiagramm entlang des Stapelfehlers und elektrische Verlustpfade durch PID-s. Prozess 1: Ladungsträger überqueren den p-n-Übergang vom p-dotierten Volumen in den n-dotierte Emitter, der p-n-Übergang ist kurzgeschlossen, der Shuntwiderstand bricht ein. Prozess 2: Durch das Na im Si werden zahlreiche Defektzustände in die Bandlücke eingebracht, über welche Elektronen und Löcher rekombinieren. Im Zweidiodenmodell entspricht dieser Pfad einem Anstieg des Rekombinationsstroms über die zweite Diode. Entnommen aus Naumann et al. [86] und geändert.

Vorschäden und entstehen erst in Anwesenheit von Na⁺ [88]. Durch Anreicherung von Na⁺ im Stapelfehler entlang Linie a in Abbildung 2.12 werden ausreichend viele Energieniveaus in die Si-Bandlücke eingebracht, dass ein Leitungspfad zwischen n-dotiertem Emitter und p-dotiertem Volumen entsteht: Elektronen und Löcher können den p-n-Übergang entlang des Stapelfehlers überwinden, der p-n-Übergang ist kurzgeschlossen. In der Kennlinie betroffener Solarzellen ist PID-s vor allem als reduzierter Füllfaktor sichtbar [89]. Eine Ausheilung von PID-s ist möglich, wenn der Leistungsverlust der betroffenen Solarzelle kleiner 50 %_{rel} ist. Erhöhte Temperaturen (200 °C) oder elektrische Felder in entgegengesetzter Richtung bewirken eine Ausdiffusion von Na⁺ aus den Stapelfehlern [90]. Anhand des von Naumann und Kollegen vorgeschlagenen Spannungsteilermodells wurden Vermeidungsstrategien gegen PID-s entwickelt [91]. Abbildung 2.13 zeigt ein Schema des Schichtstapels aus den PV-Modulkomponenten Glas und Verkapselungsmaterial sowie der SiN_y-Schicht, die im elektrischen Ersatzschaltbild einer Reihenschaltung aus je einem elektrischem Widerstand, R_i , mit einem parallel geschalteten Kondensator, C_i , entsprechen.

Der Ionenstrom aus Na⁺ wird vereinfachend nach dem ohmschen Gesetz, $U = R \cdot I$, betrachtet, so kann der Spannungsabfall über die SiN_y-Schicht als

$$U_{\text{SiN}} = \frac{R_{\text{SiN}}}{R_{\text{SiN}} + R_V + R_G} \cdot U_{\text{AB}} \quad (2.22)$$

ausgedrückt werden [91]. Der Ansatz zur Vermeidung von PID-s besteht darin, den Spannungsabfall U_{SiN} über die SiN_y-Schicht möglichst gering zu halten. In Kraftwerken geht der Trend aus Kostengründen zu höheren Systemspannungen von bis zu 1500 V von vormals üblichen 1000 V, sodass die Spannung U_{AB} steigt. Eine Reduktion von U_{SiN} kann über die Einstellung des Mengenverhältnisses Si:N erreicht werden. Der Schichtwiderstand von Si₃N₄ beträgt etwa $5 \cdot 10^{13} \Omega\text{cm}$ [92] und wird um bis zu eine Größenordnung reduziert, wenn Si-reiches SiN_y verwendet wird [91]. Zudem ist Si-reiches SiN_y im sichtbaren Wellenlängenbereich photoleitend [93], was unter Beleuchtung zu einer weiteren Reduktion von R_{SiN} und damit U_{SiN} führt. Auch kann der Spannungsabfall über das SiN_y durch die Wahl hochohmiger Gläser oder Verkapselungsmaterialien [94] reduziert werden.

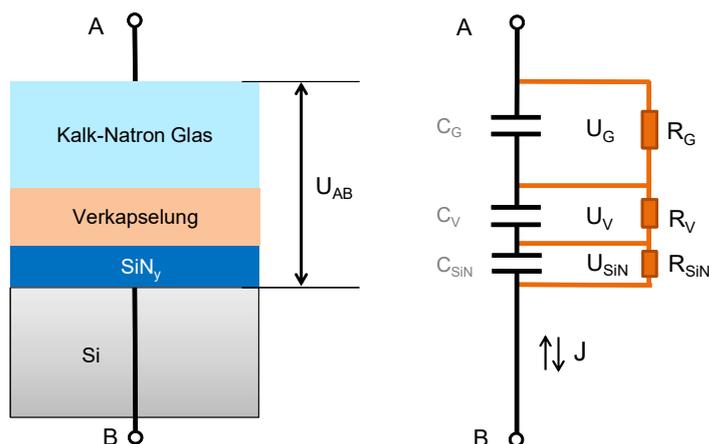


Abbildung 2.13: Schichtstapel eines PV-Moduls (links) und entsprechendes Ersatzschaltbild (rechts). Im Betrieb ist Kontakt A über den Modulrahmen geerdet und es besteht die Potentialdifferenz $U_{AB} = \Phi_B - \Phi_A$ zu Kontakt B, der auf negativem Potential liegt. Im Ersatzschaltbild entspricht der Materialverbund einer Reihenschaltung, wobei jede der Komponenten Glas, Verkapselungsmaterial und SiN_y-Schicht durch einen elektrischen Widerstand R mit einem parallelen Kondensator C repräsentiert wird. Durch den Spannungsabfall U_{AB} , stellt sich ein Leckstrom J aus Na⁺ in Richtung des Si-Wafers ein. Abbildung nach Naumann et al. [91].

2.6.2 PID-p: Depolarisation der Passivierung

Im Jahr 2005 wurde von Leistungsverlusten im Zusammenhang mit einem Potentialunterschied zwischen Solarzellen und Modulrahmen berichtet. Betroffen waren Solarzellen mit n-Basisdotierung, passivierter Vorderseite, und Rückseitenkontakten an abwechselnden p- und n-Gebieten (engl. *interdigitated back-contact*, IBC). Es wurde beobachtet, dass n-Typ-IBC-Solarmodule abhängig von ihrer Position im Modulstring degradieren: Je höher die Spannung desto stärker war der beobachtete Leistungsverlust.

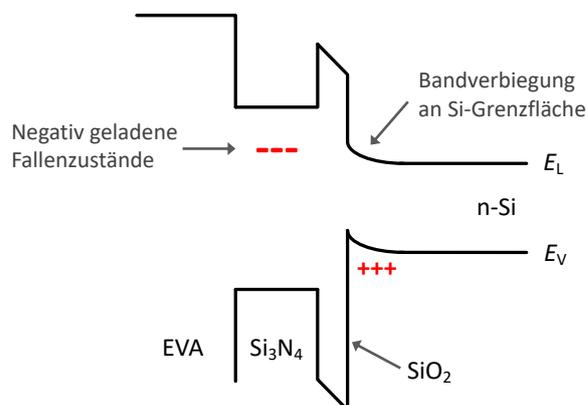


Abbildung 2.14: Modellvorstellung zu PID-p. Der n-dotierte Si-Wafer ist mit SiO₂ und Si₃N₄ passiviert und mit EVA verkapselt. Dem Spannungsabfall durch PID folgend fließt ein Leckstrom, der Defektzustände in der Si₃N₄-Schicht besetzt und diese negativ auflädt. Dadurch kommt es an der Grenzfläche des Si-Halbleiters zu einer Bandverbiegung. Löcher werden an die Grenzfläche angezogen und rekombinieren mit Elektronen über Defektzustände der Oberfläche. Abbildung nach Swanson et al. [95].

Swanson et al. [95] erklärten diese Leistungsverluste durch eine Anreicherung negativer Ladungen innerhalb der SiN_y-Antireflexschicht an der Vorderseite, siehe Abbildung 2.14. Die Bandverbiegung von Leitungs- und Valenzband in Folge der negativen Raumladungs-

dichte führt dazu, dass Löcher über Defektzustände der SiO_2/Si -Grenzfläche rekombinieren können. Yamaguchi et al. erklären diese Degradation durch ein Umladen von K-Zentren im SiN [13, 96]. K-Zentren sind offene Bindungsstellen von Si-Atomen in einer Si–N-Dreifachbindung, diese können elektrisch neutral, negativ oder positiv geladen vorliegen. Das Umladen der K-Zentren wird bereits für Spannungen ab $U = 100\text{ V}$ beobachtet [97]. Höhere Spannungen von $U = 1000\text{ V}$ oder $U = 1500\text{ V}$ reduzieren nur die Dauer zum Erreichen der maximalen Degradation, nicht das Sättigungsniveau [96]. Die Anzahl existierender K-Zentren für SiN aus PECVD-Prozessen liegt in der Größenordnung $1 \cdot 10^{12}\text{ cm}^{-2}$ [96, 98] und bestimmt das Sättigungsniveau der Degradation. PID-p ist sowohl bei n-Typ- als auch p-Typ-Si sichtbar und vollständig reversibel unter Anlegen einer umgekehrten Spannung.

2.6.3 PID an bifazialen PERC-Solarzellen

Bei monofazialen Solarzellen ist die Rückseite vollflächig metallisiert, das Silizium und etwaige zusätzliche passivierende Schichten sind dadurch gegenüber der Hochspannung zwischen Solarzelle und Modulglas abgeschirmt, siehe Abbildung 2.2. Bei bifazialen PERC-Zellen fehlt jedoch die elektrostatische Abschirmung; die Zellen sind auf der Rückseite den gleichen Hochspannungsbedingungen ausgesetzt, die bekanntermaßen PID auf der Vorderseite verursachen [85, 89]. Dass Leistungsverluste durch den Hochspannungsstress unter PID-Bedingungen an der Rückseite bifazialer PERC-Solarzellen auftauchen können, wurde durch Wei et al. [16] sowie Carolus et al. [99] gezeigt. Beide berichten von einem Leistungsverlust, wenn sich die Solarzelle auf einem negativen Potential gegenüber der Oberfläche des Modulglases befindet. In beiden Arbeiten wurden bifaziale PERC-Solarmodule aus p-dotiertem Si mit Glas an Vorder- und Rückseite und einem Ethylen-Vinylacetat-Copolymer (EVA) als Verkapselungsmaterial genutzt. Als Erklärung wurde das PID-p-Modell von Swanson [95] herangezogen und begrifflich für die Degradation an der Rückseite bifazialer PERC-Zellen verwendet.

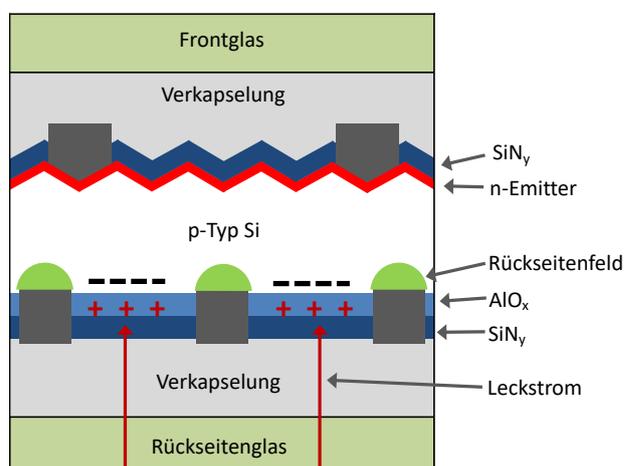


Abbildung 2.15: Modellvorstellung zu PID-p, Abbildung nach Luo et al. [16]. An der Rückseite der bifazialen PERC-Solarzelle wird eine Ansammlung positiver Ladungen, beispielsweise durch Na^+ in der Al_2O_3 -Schicht vermutet. Daraus folgt eine Kompensation der Feldeffektpassivierung und die Rekombination an der Oberfläche steigt.

Jedoch vermuten Luo et al. keine Umladung über Elektronen in der SiN_y -Schicht, vgl. [13, 95], sondern eine Anreicherung positiver Ionen, vermutet wird Na^+ , in der AlO_x -Schicht [16, 100], vergleiche Abbildung 2.15. Vermutet wird, dass dadurch eine Inversion von Leitungs- und Valenzband an der Oberfläche entsteht. Ein mikroskopischer Beweis steht

aus. Eine Umkehr der Degradation lässt sich bei Raumtemperatur durch Dunkellagerung oder Beleuchtung erzielen [16]. Als Ursache wird eine Umladung oder ein Ausdiffundieren der Ladungsträger aus der AlO_x - oder SiN_y -Schicht genannt [16]. Findet der PID-Test an der Rückseite unter simultaner Beleuchtung statt, lässt sich die Degradation bei Beleuchtungsintensitäten von bereits 10 Wcm^{-2} unterdrücken [100].

3 | Experimentelle Methoden

Die beschriebenen Methoden umfassen den PID-Test zum Hervorrufen der Alterung sowie die Methoden zur Charakterisierung der Leistungseinbußen der Solarzellen. Für die Ursachenanalyse kamen beim irreversiblen PID-Effekt auch mikrostrukturelle und elementauflösende Methoden zum Einsatz.

3.1 PID-Testaufbau

Das Schema des Aufbaus für PID-Tests ist in Abbildung 3.1 a) dargestellt, darin ist als Probe ein Minimodul eingezeichnet, das heißt, der Schichtstapel entspricht einem bifazialen Solarmodul mit Rückseitenglas. Als Elektrode wird eine Messingplatte benutzt, die durch Eigengewicht auf der Probe aufliegt. Auf der Rückseite wird ein 3,2 mm dickes Kalk-Natron-

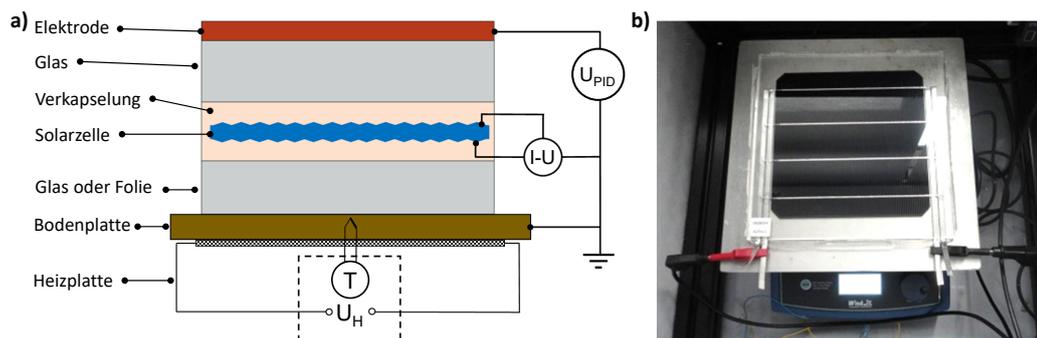


Abbildung 3.1: a) PID-Testaufbau. Die Hochspannung U_{PID} fällt zwischen der oberen metallischen Elektrode und der Solarzelle ab. Per Multimeter können Dunkel-I-U-Kennlinien gemessen werden. Bodenplatte und Solarzelle sind geerdet, sodass keine Spannung über die untere Seite der Solarzelle abfällt. Die Bodenplatte ist auf eine Heizplatte aufgebracht, über diese wird die Testtemperatur eingestellt. b) Minimodul im Testaufbau. Die Rückseite der bifazialen PERC-Solarzelle ist nach oben gerichtet.

Glas verwendet. Die Polymerfolie besteht aus Ethylen-Vinylacetat-Copolymer (EVA). Bei den Solarzellen handelt es sich um bifaziale PERC-Solarzellen. Auf der Vorderseite wurde entweder Glas oder eine transparente Rückseitenfolie aufgebracht¹. Die Bodenplatte ist eine 1 cm dicke, 25 cm × 25 cm große Aluminiumplatte, die auf einer Heizplatte liegt. Diese Platte dient als Masse und gleichzeitig zur Erreichung einer homogenen Wärmeverteilung. Die Heizplatte ist eine C-MAG HP 7 der Firma IKA. Die Spannung U_{PID} wird über ein Hochspannungsnetzteil (Modell T1DP 101 805 p) der Firma *iseg* zur Verfügung gestellt. Die maximale Spannung beträgt 1000 V. Im Aufbau sind Solarzelle und Bodenplatte geerdet, die Spannung U_{PID} fällt zwischen der oberen Elektrode und der Solarzelle ab. Mit der Elektrode auf positivem Potential wird die Bedingung für PV-Module am negativen

¹Die Verwendung von Rückseitenfolien reduziert die Anzahl der Zellrisse bei der händischen Fertigung der Minimodule.

Ende des Strings nachgestellt: Im Feldbetrieb ist die Glas-Oberseite eines PV-Moduls geerdet und die Solarzelle auf negativem Potential. In beiden Fällen ist das elektrische Feld in Richtung Solarzelle orientiert. Es besteht kein Potentialunterschied zwischen Solarzelle und der metallischen Bodenplatte an der unteren Seite. Das ermöglicht einseitige Belastung der Solarzelle mit U_{PID} und die separate Betrachtung von PID-Effekten an Vorder- und Rückseite. Dunkel-I-U-Kennlinien können über ein Sourcemeter (KEITHLEY 2601A) gemessen werden.

3.2 Strom-Spannungs-Kennlinien

In dieser Arbeit wird die Messung von Strom-Spannungs-Kennlinien, I-U-Kennlinien, zur Bewertung elektrischer Eigenschaften der Solarzellen herangezogen. Der Fokus liegt auf der Änderung der Leistungsparameter durch induzierte Degradation, also nach PID-Tests mit und ohne Beleuchtung. Nach abgeschlossener Produktion wird von jeder Solarzelle eine I-U-Kennlinie gemessen. Die Bewertung der elektrischen Eigenschaften ist das Hauptkriterium für die spätere Verarbeitung zu Solarmodulen. Dadurch wird gewährleistet, dass nur Solarzellen in einem engen Leistungsbereich in einem Modul verschaltet werden, so werden Leistungsverluste innerhalb des Moduls minimiert. Herstellerabhängig wird zusätzlich nach weiteren Kriterien, etwa nach Farbe der Solarzelle sortiert, um einen gleichmäßigen Farbeindruck zu erreichen.

Die Messbedingungen sind in der Normreihe IEC 60904 festgehalten. Teil IEC 60904-1 [101] legt technische Anforderungen und Messbedingungen, die sogenannten Standard-Testbedingungen (engl. *standard testing conditions*, STC), für die I-U-Messungen unter simuliertem Sonnenlicht fest. Eine solche Messung ist bei einer Temperatur von 25°C , einer Bestrahlungsstärke von $G = 1000\text{ Wm}^{-2}$ durchzuführen. Es bestehen hohe Anforderungen an die Lichtquellen hinsichtlich zeitlicher Stabilität der Bestrahlungsstärke, der lateralen Homogenität der Bestrahlungsstärke in der Prüfebene und Nachbildung des Sonnenspektrums AM 1.5G [102]. Für bifaziale Solarzellen und Minimodule wird die Kennlinie unter STC für Lichteinfall von Vorder- und Rückseite der Solarzelle durchgeführt. Die metallische Auflagefläche für das Minimodul, der Chuck, wird mit einem schwarzen, lichtundurchlässigen Tuch abgedeckt, um die Reflexion von transmittiertem Licht zu verringern. I-U-Kennlinien unter STC wurden an dem Messsystem LOANA [103] der Firma pv-tools gemessen.

Bei diesem Gerät wird die Lichtintensität der Xenon-Lampe über den I_{sc} einer kalibrierten Referenzzelle I_{sc}^{R} eingestellt. Dazu werden die Kurzschlussströme von Referenzzelle I_{sc}^{R} und einer geräteinternen Monitorzelle I_{sc}^{M} als Funktion der Lichtintensität im Bereich $G \approx 100\text{ Wm}^{-2}$ und $G \approx 1500\text{ Wm}^{-2}$ im Kurzschluss gemessen, sodass die Zuordnung $I_{\text{sc}}^{\text{M}}(G = 1000\text{ Wm}^{-2})$ erfolgen kann. Diese Messung wird als Suns- I_{sc} -Messung bezeichnet. Ist die Lichtintensität von $G = 1000\text{ Wm}^{-2}$ ermittelt, wird die I-U-Kennlinie in zwei Teilschritten gemessen. Der Kurzschlussstrom der Probe I_{sc}^{P} wird in einer Suns- I_{sc} -Messung bestimmt. Für die Aufnahme der Strom-Spannungs-Kennlinie wird eine LED als Lichtquelle genutzt. Die Lichtintensität wird so eingestellt, dass $I_{\text{sc}}^{\text{P}}(G = 1000\text{ Wm}^{-2})$ bei Beleuchtung mit der Xenon-Lampe erreicht wird. Die Spannung wird im Bereich von $U = -0,1\text{ V}$ bis $0,71\text{ V}$ durchgefahen, aber die Spannung wird nach oben begrenzt, wenn ein Strom in Durchlassrichtung von $I = 10\text{ A}$ fließt. Die Spannung wird dabei schrittweise um $\Delta U = 0,015\text{ V}$ erhöht. Die Solarzelle oder das Solarmodul ist in einer Vierleitermessung kontaktiert. In Minimodulen wird der elektrische Kontakt zu der Solarzelle über Lötbandchen hergestellt. Die Messdauer beträgt etwa 4 s, in dieser Zeit werden ca. 90 (U, I) -Wertepaare aufgenommen.

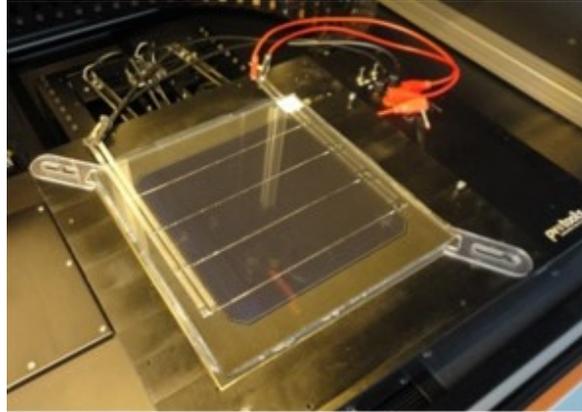


Abbildung 3.2: Minimodul aus einer bifazialen PERC-Solarzelle, hier mit der Rückseite nach oben. Das Minimodul ist für elektrische Messungen kontaktiert. Die metallische Kühl- und Kontaktplatte ist mit einem schwarzen Tuch abgedunkelt, was ungewollte Rückreflexionen vermeidet aber entstandene Wärme schlechter abtransportiert.

Die Unsicherheiten bei der Ableitung von Parametern aus I-U-Kennlinien entstehen für U_{oc} und FF durch die Einstellung der Proben temperatur. Für die Messung von I-U-Kennlinien wird das Minimodul vor den Messungen über ein Peltier-Element gekühlt, bis $T = 25^\circ\text{C}$ auf dem Modulglas erreicht sind. Da der Chuck zur Minimierung von Reflexionen mit einem schwarzem Tuch abgedeckt wird, ist das Minimodul auch thermisch schlechter angekoppelt. Der Temperaturkoeffizient der Spannung beträgt bei $T = 25^\circ\text{C} \pm 5^\circ\text{C}$ [104]:

$$\frac{1}{U_{oc}} \frac{\partial U_{oc}}{\partial T} \approx -0,28\% \cdot \text{K}^{-1}.$$

Dominiert wird der Temperatureffekt von U_{oc} durch die Temperaturabhängigkeit der intrinsischen Ladungsträgerkonzentration, n_i^2 [20]. Die Unsicherheit für den Füllfaktor $u(FF)$ wird temperaturabhängig angegeben [105]:

$$\frac{1}{FF} \frac{\partial FF}{\partial T} \approx -0,16\% \cdot \text{K}^{-1}.$$

Für I_{sc} wurde in einem Round Robin die Standardabweichung aus Wiederholungsmessungen zu $u(I_{sc}) = 0,4\%$ bestimmt. Eine um bis zu $\Delta T = \pm 5\text{K}$ ungenau eingestellte Temperatur führt zu Unsicherheiten bei der Bestimmung von U_{oc} von $u(U_{oc}) = 1,4\%$ und wegen $P_{mpp} = I_{sc} \cdot U_{oc} \cdot FF$ wird $u(P_{mpp})$ als Summe der Unsicherheiten

$$u(P_{max}) = u(I_{sc}) + u(U_{oc}) + u(FF)$$

angegeben.

Tabelle 3.1: Messunsicherheiten für Parameter aus I-U-Messungen an Mini-Modulen

Größe	U_{oc}	I_{sc}	FF	P_{mpp}
Unsicherheit u	$\pm 1,4\%$	$\pm 0,4\%$	$\pm 0,8\%$	$\pm 2,6\%$

3.3 Quanteneffizienz

Die externe Quanteneffizienz, EQE , gibt an, mit welcher Wahrscheinlichkeit ein einfallendes Photon ein Elektron-Loch-Paar erzeugt, welches zum Photostrom der Solarzelle beiträgt. Mit der Elementarladung der Elektronen e_0 ist I_{sc}/e_0 die Anzahl der Elektronen im

Kurzschlussstrom und $\lambda P_\gamma/hc$ die Anzahl der einfallenden Photonen bei der Lichtleistung P_γ für Licht der Wellenlänge λ . Dann ergibt sich die externe Quanteneffizienz:

$$EQE(\lambda) = \frac{I_{sc}/e_0}{\lambda P_\gamma/hc}. \quad (3.1)$$

Korrigiert man die EQE um den Anteil der an der Oberfläche reflektierten Photonen, r , erhält man die interne Quanteneffizienz,

$$IQE(\lambda) = \frac{EQE(\lambda)}{1 - r(\lambda)}. \quad (3.2)$$

Nach dem Lambert-Beer'schen Gesetz fällt die Photonenstromdichte j_γ exponentiell mit der Eindringtiefe in

$$j_\gamma(z) = j_\gamma(z=0)e^{-z/\alpha(\lambda)} \quad (3.3)$$

z -Richtung ab. Die Zelloberfläche befindet sich bei $z = 0$. Die Absorptionslänge selbst ist abhängig von der Wellenlänge der Photonen, $\alpha = \alpha(\lambda)$. Die Messungen von IQE und EQE erfolgten mit dem Messsystem LOANA der Firma pv-tools [103]. EQE und Reflexion werden bei den bifazialen Solarzellen beidseitig auf einer Fläche der Solarzelle von $20\text{ mm} \times 20\text{ mm}$ bestimmt. Auf dieser Fläche wird die Solarzelle mit Weißlicht der Intensität 200 Wm^{-2} bis 500 Wm^{-2} beleuchtet, die Intensität des Bias-Lichts wird so gewählt, dass der gemessene Strom linear bezüglich Lichtintensität steigt. Als Primärlichtquellen werden eine Xenon-Lampe und eine Wolfram-Halogen-Lampe genutzt. Daraus wird monochromatisches Licht über einen Czerny-Turner-Monochromator erzeugt und der Wellenlängenbereich von $\lambda = 300\text{ nm}$ bis 1200 nm in Schritten von $\Delta\lambda = 20\text{ nm}$ durchgestimmt. Abbildung 3.3a zeigt EQE und IQE einer bifazialen PERC-Solarzelle von Vorder- und Rückseite. Die IQE-Werte sind nach Gleichung 3.2 um die Reflexion aus der EQE berechnet, es ist $IQE(\lambda) \geq EQE(\lambda)$.

Die Absorptionslänge $\alpha(\lambda)$ steigt mit der Wellenlänge. Diese Wellenlängenabhängigkeit der Eindringtiefe der Photonen ermöglicht Rückschlüsse auf die Tiefe rekombinationsaktiver Defekte innerhalb der Solarzelle. Während $\alpha(\lambda)$ bei kurzwelligem Licht, dargestellt als blauer Pfeil in Abbildung 3.3b, kleiner als die Dicke der Solarzelle von ca. $160\text{ }\mu\text{m}$ ist und Photonen nahe an der Oberfläche absorbiert werden, sinkt die Wechselwirkungswahrscheinlichkeit für Photonen größerer Wellenlängen und Elektron-Loch-Paare werden oberflächennah und im Volumen (grüner Pfeil) oder gleichmäßig über alle Tiefen der Solarzelle (roter Pfeil) generiert. Im NIR-Bereich ist $\alpha(\lambda)$ größer als die Dicke der Solarzelle. Oberhalb 1000 nm kommt es zur Transmission der Photonen.

3.4 Thermographiebasierte lokale Leistungsmessung

Bei der Dark-Lock-In-Thermographie (DLIT) wird eine Solarzelle oder ein Solarmodul mit einer Spannung U_{Bias} mit der Lock-In-Frequenz f periodisch angeregt. Die Solarzelle wird dabei nicht beleuchtet. Der Stromfluss führt zu einer lokal unterschiedlichen Erwärmung der Solarzelle. Eine Infrarot-Kamera wird genutzt, um die lokal dissipierte Wärme zu erfassen. Das Signal-Rausch-Verhältnis wird über Lock-In-Verstärkung verbessert [106].

Die DLIT-Messungen wurden am Labormesssystem LOANA durchgeführt. Untersucht wurden Minimodule mit Modulglas und transparenten Rückseitenfolien. Die Aufnahme des Wärmebildes wurde durch die Rückseitenfolie aufgenommen; der InSb Detektor des LOANA DLIT-Systems ist sensitiv im Bereich $1,5\text{ }\mu\text{m}$ bis $5\text{ }\mu\text{m}$. Die Auslösung des Detektors beträgt 256×256 Pixel, als Lock-In-Frequenz wurde $f = 10\text{ Hz}$ verwendet. Es werden DLIT-Messungen bei den Spannungen $U_{\text{Bias}} = -1000\text{ mV}$, 550 mV , 600 mV , 650 mV

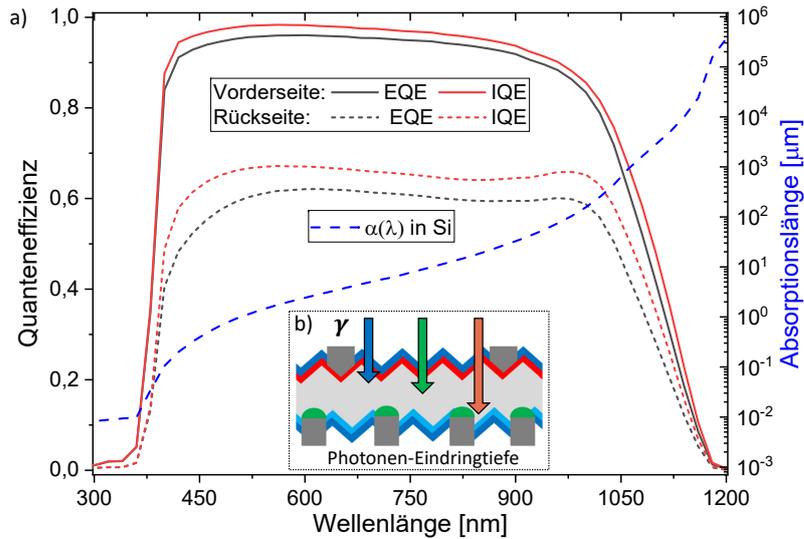


Abbildung 3.3: a) Interne Quanteneffizienz (IQE, rot) und externe Quanteneffizienz (EQE, grau) von Vorder- und Rückseite eines bifazialen PERC-Mini-Moduls auf der linken y-Achse und logarithmisch dargestellte Absorptionslänge von Licht in Si, rechte y-Achse. Photonen unterhalb $\lambda = 350$ nm werden im EVA absorbiert. b) Schema der Eindringtiefen für Licht verschiedener Wellenlängen in Si (blau). Photonen, γ , mit niedrigen Wellenlängen (blauer Pfeil), werden nahe an der Oberfläche absorbiert. Photonen mittlerer Wellenlängen erzeugen Elektron-Loch-Paare oberflächennah und im Volumen (grün) oder gleichmäßig über alle Tiefen der Solarzelle (rot).

durchgeführt. Die Messdauer beträgt 30 Minuten je Spannungswert. Aus den Thermographieaufnahmen können mit der Software *local-IV* die Diodenparameter nach dem Zweidiodenmodell orts aufgelöst bestimmt werden [107, 108]. Aus der Wärmeleistung in jedem Pixel $p(x, y)$ wird aus dem Zusammenhang [107]

$$p(x, y) = J(x, y)/A [U_{\text{Bias}} - J(x, y) R_s] \quad (3.4)$$

bei vorgegebener Spannung U_{Bias} und bekanntem Serienwiderstand R_s der lokale Strom $J(x, y)$ bestimmt. Die Software *local-IV* fittet die so berechneten Ströme $J(x, y)$ nach Vorgabe der oben genannten vier DLIT-Aufnahmen bei unterschiedlichen Spannungen an das Zweidiodenmodell an [109]. Die freien Parameter im Zweidiodenmodell sind J_{01} , J_{02} , R_s , R_{sh} und n_2 . Bei einer Spannung von -1000 mV tragen Shunts zum Wärmebild bei, R_{sh} kann bestimmt werden. Der Idealitätsfaktor n_2 zur Beschreibung des Diodenverhaltens in der Raumladungszone wird räumlich homogen $n_2 = 2$ gesetzt. Es können lokal höhere Werte auftreten, diese spielen bei der Untersuchung von Oberflächeneffekten keine Rolle. Der Serienwiderstand R_s wird vereinfachend als homogen in der Solarzellenfläche angesehen. Die Diodenparameter J_{01} und J_{02} werden aus den Wärmebildern bei den Spannungen 550 mV, 600 mV und 650 mV bestimmt [108].

3.5 Light Beam Induced Current

Bei LBIC (engl. *light beam induced current*) werden Elektron-Loch-Paare durch lokale Anregung der Solarzelle mit einem fokussierten, monochromatischen Lichtstrahl erzeugt [110]. Bei Erreichen von lateralen Auflösungen im sub- μm Bereich, wird auch die Bezeichnung μLBIC (Mikro-LBIC) verwendet [111]. Die untersuchte Probe wird abgerastert und eine Karte des gesammelten Stroms erstellt. Der lokal extrahierte Strom $I(x, y)$ ist [110]

$$I(x, y) = I_0 - I^*(x, y). \quad (3.5)$$

Die theoretisch maximale Stromstärke im ungestörten Halbleiter I_0 gilt bei einer planaren Oberfläche [110]

$$I_0 \propto q \int_{z=0}^{\infty} \alpha e^{-\alpha z} \cdot e^{-z/\sqrt{D\tau}} dz. \quad (3.6)$$

An Verunreinigungen und Defekten wie Korngrenzen, Stapelfehlern oder Gitterfehlern steigt der Rekombinationsstrom I^* . Quantitativ ist I^* auch von der Defektgeometrie abhängig [110, 112]. LBIC-Messungen können im LOANA-Messsystem durchgeführt werden [103], μ LBIC wird in einem Laboraufbau durchgeführt. In dem Aufbau wird ein Laser-Scanning-Mikroskop Zeiss LSM700 zum Fokussieren des Lichtstrahls und Scannen der Probe genutzt. Die Proben sind Fragmente von Solarzellen. An der oberen Seite werden die Kontaktfinger mittels Nano-Prober kontaktiert, der Kontakt auf der Probenrückseite wird durch Auflage auf dem metallischen Probenhalter hergestellt. Ein point electronic DISS5-Scan-System wird als Messelektronik zur Messung von Strom und Spannung verwendet. Für die Anregung stehen Laser der Wellenlängen 405 nm, 555 nm und 639 nm zur Verfügung; abhängig vom Absorptionskoeffizienten $\alpha(\lambda)$ für Si können Elektron-Loch-Paare in verschiedenen Messeindringtiefen generiert werden. Das laterale Auflösungsvermögen wird durch die numerische Apertur der einzelnen Objektive bestimmt und liegt beispielsweise bei 405 nm und dem 5-fach-Objektiv bei 1,6 μm .

3.6 Rasterelektronenmikroskopie

Im Rasterelektronenmikroskop wird ein Elektronenstrahl durch elektrische oder magnetische Linsen auf einen Punkt der Probenoberfläche fokussiert. Punktweise werden x- und y-Richtung in einem Zielgebiet abgerastert. Der Primärelektronenstrahl dringt in die Probe ein und wird durch Coulomb-Wechselwirkung elastisch oder inelastisch gestreut. Das Verhältnis zwischen rückgestreuten Elektronen und Primärelektronen η ist wegen der Wechselwirkung mit dem Atomkern quadratisch abhängig von der Kernladungszahl, Z^2 [113].

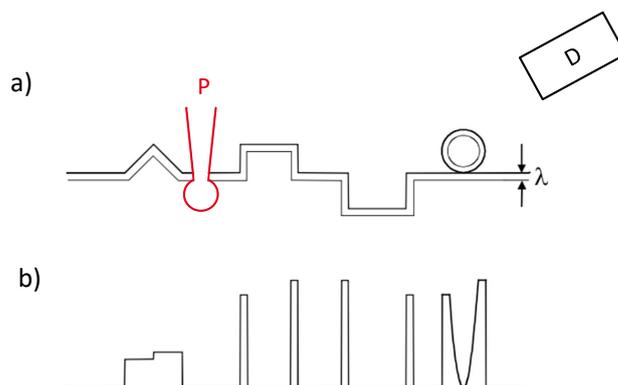


Abbildung 3.4: a) Querschnitt einer Oberfläche, mit Austrittstiefe λ von Sekundärelektronen. Die Oberfläche enthält von links eine dreieckige und eine rechteckige Erhebung, eine rechteckige Mulde und einen kreisförmigen Partikel. Rot dargestellt ist der Primärelektronenstrahl, P, dieser ist auf die Probe fokussiert. Durch inelastische Streuung der Elektronen entsteht der birnenförmige Anregungsbereich. b) Schema der örtlichen Signalintensität der Oberfläche in a) mit seitlich positioniertem Detektor. Die Oberfläche wird seitlich abgefahren. Für schräg oder senkrecht zum Anregungsvolumen verlaufende Oberflächen werden anteilig mehr SE innerhalb λ erzeugt. Das Erreichen des Detektors ist am wahrscheinlichsten, wenn die Oberfläche nicht abgeschirmt ist. Entnommen und geändert aus [113].

Durch inelastische Streuung mit Elektronen im Primärstrahl können Elektronen der äußeren Hüllen gelöst werden und sich als Sekundärelektronen (SE) bewegen. Entstehen die SE nahe genug an der Oberfläche, innerhalb der sogenannten Austrittstiefe, ist ein Übergang der SE aus der Probe in das umgebende Vakuum und deren Detektion möglich. Die Ausbeute von Sekundär- zu Primärelektronen δ ist abhängig von dem Probenmaterial, dem Winkel zwischen Primärelektronenstrahl und Probe sowie der Primärelektronenenergie [113]. Das genutzte Rasterelektronenmikroskop (REM) ist das Modell Hitachi SU-70. Zur Messung von Elektronenstrahl induzierten Strömen (engl. electron beam induced current, EBIC) ist das REM mit einem point electronic DISS5-Scan-System ausgestattet.

3.7 Defektuntersuchungen an elektronentransparenten Lamellen

An Bereichen von Solarzellen, die unter μ LBIC und EBIC nach einem PID-Test auffällig erschienen, wurden Untersuchungen struktureller Merkmale der Defekte und der stofflichen Zusammensetzung nahe der Defekte durchgeführt.

Die Zielpräparation, also das Anfertigen von elektronentransparenten Lamellen im Gebiet von Interesse, erfolgte mit fokussiertem Ionenstrahl (engl. *focussed ion beam*, FIB). Die Arbeitsschritte sind in Abbildung 3.5 dargestellt. Die Präparation der Lamellen erfolgt am FEI Versa 3D, Thermo-Fisher Scientific FEI Inc. Diese Dual-FIB Anlage kombiniert ein Rasterelektronenmikroskop zur Lokalisierung des gewünschten Gebiets und FIB für die Probenpräparation, etwa durch einseitiges Offenlegen des Zielgebietes oder durch die Präparation einer Lamelle. Bei der Anfertigung einer Lamelle wird das Probenmaterial in der Umgebung des eigentlichen Zielgebietes abgetragen. Der Ga-Ionenstrahl trifft dabei diagonal auf die Probe und hat die Form eines Gauß-Profiles. Auf dem Zielbereich werden zunächst C- und Pt-Schichten abgeschieden. Diese Schutzschichten verhindern, dass die Probenoberfläche im Zielbereich abgetragen wird. Im Fall der bifazialen PERC-Solarzelle würden ohne diese Schutzschichten die SiN_y - und AlO_x -Schicht auf dem Si-Wafer durch die Probenpräparation geschädigt, beziehungsweise abgetragen. Das Herausheben der Lamelle und Anheften an das Trägernetz erfolgt mittels In-situ-Mikromanipulation. Abschließend erfolgt eine Niederspannungspolitur mit Ga-Ionen im FIB-System. Dabei wird die Lamelle auf die finale Dicke von etwa 60 nm bis 100 nm gedünnt. Die Dicke der Lamelle stellt einen Kompromiss zwischen der Signalintensität durch das Anregungsvolumen und Transmission für den Elektronenstrahl dar. Die Lage der Lamelle für die kristallinen Si-Proben wurde in den nachfolgenden Untersuchungen so gewählt, dass die (011)-Ebenen parallel zur Abbildungsebene liegen. Die mikrostrukturellen Ursachen der PID-bedingten Defekte werden mit Hilfe der Transmissionselektronenmikroskopie (TEM), hochauflösender Transmissionselektronenmikroskopie (HR-TEM) und energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDXS) untersucht.

Die TEM-Untersuchungen der Proben wurden mit einem TEM/STEM FEI TecnaiG2 F20 (FEI Thermo Fisher Scientific Inc.) durchgeführt. Die Elektronen werden im Kondensorensenssystem zu einem Parallelstrahl geformt, der die Probe durchleuchtet. TEM und HR-TEM wurde an einem FEI Titan3 G2 60-300 durchgeführt, welches mit einem SuperX Si-drift EDX-Detektorsystem (FEI Thermo Fisher Scientific Inc.) ausgerüstet ist. Als Beschleunigungsspannung für die Elektronen werden $U = 200\text{ kV}$ oder $U = 300\text{ kV}$ genutzt. In HR-TEM wird der Phasenkontrast durch Interferenz gestreuter und ungestreuter Elektronen nach Transmission für die Bildgebung genutzt [114]. Für die mikrostrukturellen Untersuchungen nach den PID-Tests werden Realraumbilder betrachtet. Der Kontrast im Realraumbild wird wesentlich durch die Ablenkung der einfallenden Elektronen von ihrer Pri-

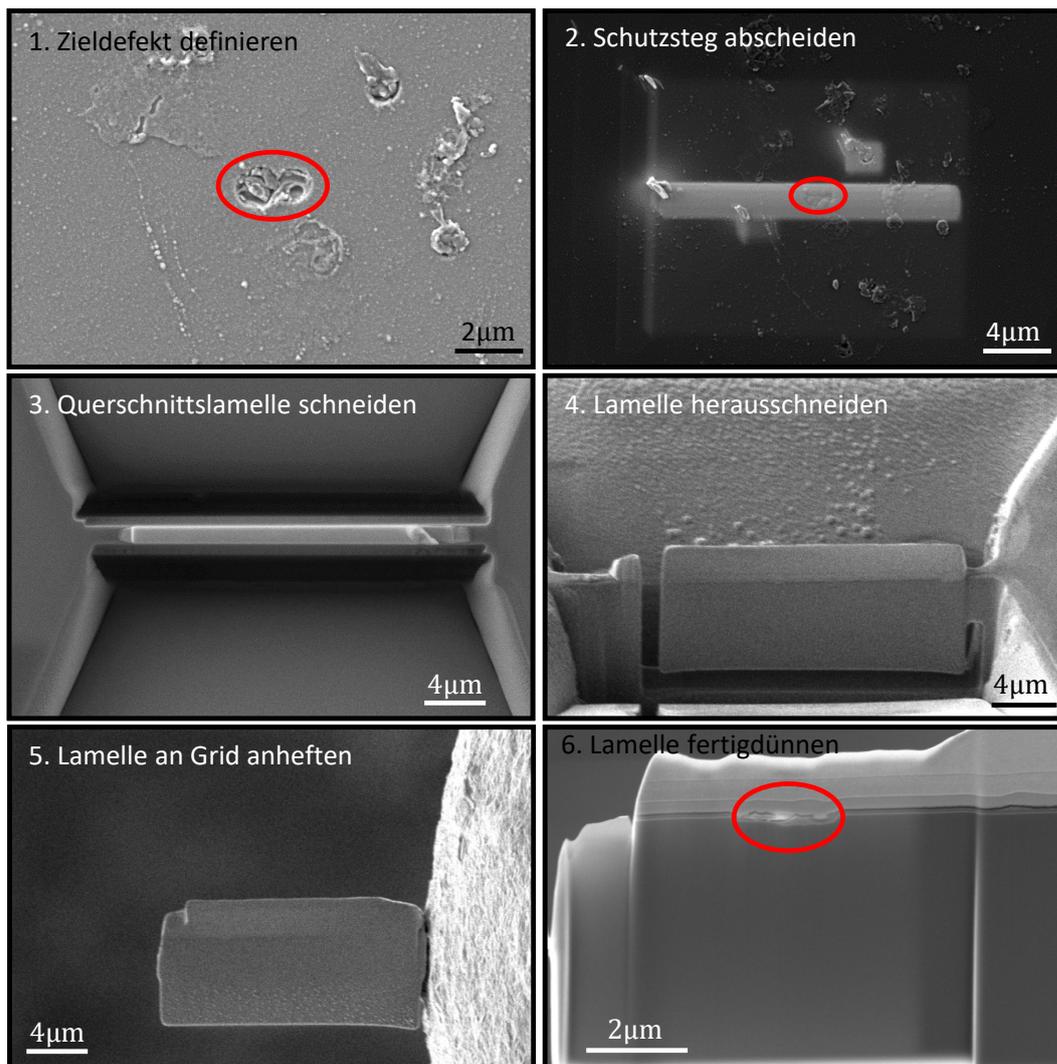


Abbildung 3.5: Arbeitsschritte bei der Fertigung von TEM-Lamellen am Beispiel der Rückseite einer bifazialen PERC-Solarzelle aus Abschnitt 7.2. 1. Wahl des Zielgebiets (rot): Strukturelle Schäden können per SE-Bild identifiziert werden. 2. Zum Schutz der Probenoberfläche gegen Schäden durch den fokussierten Ionenstrahl (FIB) werden Schichten aus C und Pt auf dem Zielgebiet abgeschieden. 3. Um das Zielgebiet wird das Probenmaterial mittels FIB vorgedünnt. 4. Die Lamelle wird mittels FIB aus der Probe geschnitten und 5. an einen Träger, rechts im Bild, geheftet. 6. Die Lamelle wird auf die finale Dicke von 60 nm bis 100 nm gedünnt. Der strukturelle Defekt ist erkennbar im Querschnitt offengelegt. Alle Abbildungen als SE-Aufnahmen.

märachse bestimmt. Die Streuung der einfallenden Elektronen erfolgt dabei nach Coulomb-Wechselwirkung mit den Elektronen und Protonen in der Lamelle. Die Wahrscheinlichkeit der Ablenkung in den Winkelbereich, in dem sich der Detektor befindet, kann durch dem differentiellen Rutherford'schen Streuquerschnitt bestimmt werden und ist quadratisch von der Kernladungszahl der Atome in der durchstrahlten Lamelle abhängig [115, S. 121–123]. Wegen der etwa 1836-fach höheren Masse eines Protons gegenüber der Masse des einfallenden Elektrons, kann die Streuung am Atomkern als elastisch betrachtet werden. Für Elektronenenergien $E_{\text{kin}} > 50\text{eV}$ ist inelastische Streuung vernachlässigbar [113, S. 96]. In der Hellfeldaufnahme werden Elektronen in den Detektor gestreut, deren Ablenkung sich unter einem Grenzwinkel α von der Primärachse befindet, sodass diese auf den Detektor treffen. Für Dunkelfeldaufnahmen wurde ein Weitwinkel-Dunkelfeld-Ringdetektor (engl.

high angle annular dark field, HAADF) genutzt, welcher stark gestreute Elektronen detektiert.

Die Elementbestimmung über EDX erfolgt anhand der charakteristischen Röntgenstrahlung. Elektronen werden durch Wechselwirkung mit Primärelektronen in einen höheren Energiezustand angeregt. Bei Relaxation wird ein Röntgenphoton mit einer charakteristischen Energie emittiert, sodass eine Identifikation des beteiligten Atoms möglich ist [113]. Elemente werden anhand der $K\alpha$ -Strahlung identifiziert, d.h. die K-Schale wird ionisiert, α gibt an, dass das auffüllende Elektron aus der nächst höheren Schale, hier aus der L-Schale, stammt. Die Nachweisgrenze für Elemente erfordert Konzentrationen im einstelligen Atom%-Bereich.

3.8 Elementanalyse mittels ToF-SIMS

Die Flugzeit-Sekundärionen-Massenspektroskopie (engl. *time-of-flight secondary-ion mass spectroscopy*, ToF-SIMS) ist eine Methode zur Elementanalyse und wird zum Nachweis von Verunreinigungen an der Oberfläche degradierter Solarzellen genutzt. Dabei werden Primärionen auf die Oberfläche der Probe beschleunigt. Beim Auftreffen tritt eine Stoßkaskade ein, die Primärionen geben ihre kinetische Energie sukzessive ab, Sekundärteilchen werden aus der Probenoberfläche gelöst. In den Sekundärteilchen befinden sich einzelne Atome, Cluster und Moleküle. Liegen die Sekundärteilchen ionisiert vor, können sie in einem elektrischen Feld in Richtung eines Detektors beschleunigt werden. Die Geschwindigkeit der Sekundärteilchen ist nach Passage des E-Feldes – bei gegebener Beschleunigungsspannung von $U = 2\text{ kV}$ – abhängig von Masse und Ionisierung, somit können die Sekundärionen aus der Flugzeitdifferenz bis zum Erreichen des Detektors nach Masse und Ladung unterschieden werden. Als Gerät wird ein TOF.SIMS5 der Firma ION-TOF GmbH genutzt. Neben der Oberflächenanalyse können mittels Sputterquellen auch Tiefenprofile zur Analyse der Volumenzusammensetzung aufgenommen werden. In Abhängigkeit der zu analysierenden Ionenspezies und deren jeweiligen Ionisationswahrscheinlichkeiten verwendet man die Cäsium-Sputterquelle zur präferentiellen Anregung negativ ionisierbarer Elemente, die Sauerstoff-Sputterquelle zur Anregung positiv geladener Ionen. Gemessen werden Tiefenprofile je nach Wahl der Sputterquelle im Detektionsmodus für positiv oder negativ geladene Sekundärionen. Die Oberfläche wird abwechselnd mit Primärionen und Sputterionen beschossen. Durch die Sputterionen wird die Oberfläche der Probe schichtweise abgetragen um tiefere, verdeckte Bereiche offenzulegen. Auch werden Sputterionen implantiert und erhöhen die Ionisierungswahrscheinlichkeit von Sekundärteilchen. Die Primärionen dienen dem Lösen der zu detektierenden Ionen. Der Primärionenstrahl besteht aus einfach positiv geladenen Bismuth Ionen (Bi^+) mit der kinetischen Energie $E_{\text{kin}} = 25\text{ keV}$. Für den Sputterstrahl wird O_2^+ mit $E_{\text{kin}} = 2\text{ keV}$ verwendet. Die Massenauflösung Δm hängt vom Messmodus der Primärionen- und Sputterquelle ab und liegt für die durchgeführten Messungen dieser Arbeit bei $m/\Delta m > 10.000$ bei ^{29}Si . Das laterale Auflösungsvermögen kann für die untersuchten Proben auf $< 2\text{ }\mu\text{m}$ abgeschätzt werden. Die Tiefenauflösung beträgt bei der verwendeten Sputterenergie von 2 keV mit $< 2\text{ nm}$ wenige Atomlagen [116].

4 | **Leistungsverluste durch Rückseiten-PID**

In diesem Abschnitt werden Ergebnisse aus den durchgeführten PID-Tests gezeigt. Der PID-Test, der für die Vorderseite etabliert ist, wird dabei an der Rückseite angewandt. Es wird nachgewiesen, dass zwei unterschiedliche Degradationsmechanismen an der Rückseite ausgelöst werden. Die Leistungsverluste werden auf eine erhöhte Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit (ORG) zurückgeführt. Phänomenologisch unterscheiden sich die beiden Degradationsmechanismen dadurch, dass eine vollständige Erholung der ORG entweder möglich ist oder nicht. Der von V. Naumann und Kollegen eingeführte Aufbau für PID-Tests [91] wird um eine Lichtquelle erweitert. Dadurch ist eine simultane Beleuchtung während des PID-Tests möglich. In Abschnitt 4.2 wird gezeigt, dass PID auch bei Beleuchtung auftaucht und damit im Feldbetrieb nicht ausgeschlossen werden kann. Ein Vergleich zu Ergebnissen anderer Forschungsgruppen erfolgt in Abschnitt 4.4. Das zeitliche Verhalten des reversiblen PID-Effekts (PID-p) wird mit Hilfe des angepassten Aufbaus in Kapitel 5 untersucht und darauf aufbauend in Kapitel 6 ein Modell zur Erklärung von PID-p vorgestellt. Ausgangspunkt für die Untersuchung der Mikrostruktur des irreversiblen, als PID-c bezeichneten Effektes, bilden die Untersuchungen in Abschnitt 4.3. PID-c selbst wird in Abschnitt 7 behandelt und anschließend in Abschnitt 8 diskutiert.

4.1 **Alterung im standardisierten PID-Test**

PID-Tests werden an der Rückseite unter denjenigen Bedingungen durchgeführt, die an der Vorderseite bekanntermaßen zu einer Degradation führen.

4.1.1 **Versuchsablauf**

Bei den genutzten Proben handelt es sich um bifaziale Solarzellen mit passiviertem Emittor und einer passivierten Rückseite (PERC+). Alle Solarzellen wurden aus Bor-dotierten, im Czochralski-Verfahren hergestellten, monokristallinen Siliziumwafern prozessiert. Der genutzte Probensatz umfasst drei Gruppen industriell gefertigter Solarzellen verschiedener Zellhersteller mit den Labornamen „A“, „B“ und „C“. Die Rückseiten der Zellen wurden auf PID getestet. Für diesen Test wurden Minimodule mit 3,2 mm Floatglas an Vorder- und Rückseite mit Ethylen-Vinylacetat (EVA, Herstellerbezeichnung: Avaluxe EVA-FL TL MG ARC2) als Verkapselungsmaterial hergestellt. Dieses EVA ist niederohmig und bietet somit eine schlechte Schutzwirkung gegen PID, sodass gezielt die Solarzelle selbst auf PID untersucht wird. Der PID-Test wurde bei einer Spannung von $U_{\text{PID}} = +1000 \text{ V}$ durchgeführt, welche für eine Dauer von 24 h an der Glasoberfläche auf der Rückseite des Minimoduls anlag. Das heißt, eine Elektrode auf dem Modulglas befindet sich auf einem positiven Potential von 1000 V gegenüber der geerdeten Solarzelle und der metallischen Bodenplatte. Der Aufbau entspricht Abbildung 3.1. Zwischen der geerdeten Elektrode an der Vorderseite und der Solarzelle liegt keine Spannung an. Mit diesem Aufbau kann das Verhalten der Rückseite separat, ohne zusätzliche Effekte durch PID an der Vorderseite, betrachtet wer-

den. Mittels Heizplatte wurden die Module auf eine Temperatur von $T = 60^\circ\text{C}$ erwärmt. Die Änderung der elektrischen Leistung durch die Hochspannungsbelastung des PID-Tests wurde mit Hilfe von Messungen der I-U-Kennlinie unter Standard-Testbedingungen (STC, d.h. 1000 Wm^{-2} , AM1.5G Spektrum, $T = 25^\circ\text{C}$) und spektral aufgelösten Messungen der internen Quanteneffizienz (IQE) bewertet. Nach dem Test und vor den Messungen wurden die Module bei dunkler Lagerung langsam, über einen Zeitraum von 1 h bei Umgebungstemperatur abgekühlt. Durch das langsame Kühlen sollen Risse im Glas vermieden werden. Rückreflexion von Licht durch die metallische Chuck-Oberfläche bei den I-U- und IQE-Messungen wurde mit einem schwarzen Tuch unterdrückt.

4.1.2 Leistungsverluste durch erhöhte Oberflächenrekombination

Minimodule der Hersteller A, B und C wurden einem PID-Test unterzogen. Gezeigt ist die I-U-Kennlinie in Abbildung 4.1a) und die interne Quanteneffizienz (IQE) in Abbildung 4.1b). Dargestellt ist das Ergebnis des Herstellers A für den Zustand vor (initial) und nach (final) PID-Test. Qualitativ verhalten sich die Proben der Hersteller B und C analog, daher sind die Messwerte zur Vereinfachung der Darstellung nicht mit angezeigt. Infolge des PID-

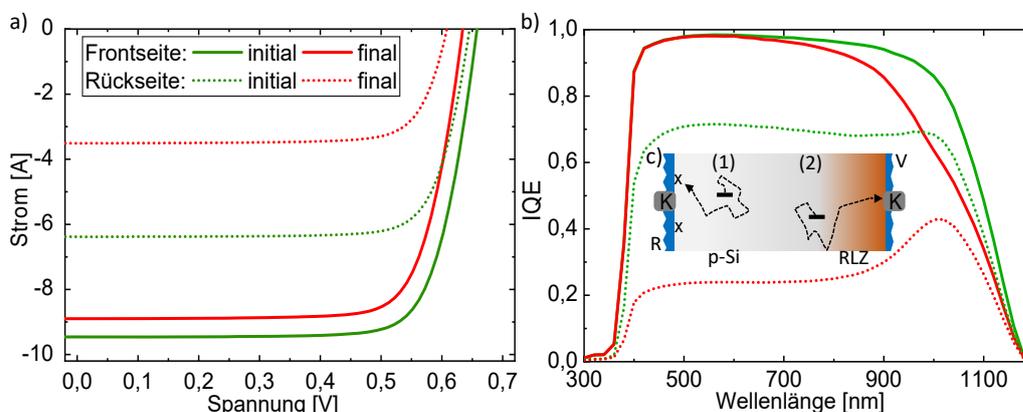


Abbildung 4.1: Probe von Hersteller A. a) I-U-Kennlinie. Messung initial (grün) und degradiert (rot), sowie von Front- und Rückseite (durchgezogene und gepunktete Linie). Der Leistungsverlust durch PID an der Rückseite ergibt sich aus einer Reduktion von U_{oc} und I_{sc} . Anders als bei PID-s bleibt der FF nahezu unverändert. Stärker messbar sind die Verluste bei Lichteinfall von der Rückseite. Alle Messungen erfolgten unter Standardtestbedingungen. b) IQE an einem Minimodul. Bei Lichteinfall von der Vorderseite ist die IQE für Photonen $\lambda > 700\text{ nm}$ reduziert, bei Lichteinfall von der Rückseite ist der Rückgang für Photonen $\lambda < 800\text{ nm}$ am deutlichsten. c) Schema zur Verdeutlichung der Wellenlängenabhängigkeit: Der IQE-Rückgang ist für Elektron-Loch-Paare, welche an der Rückseitenoberfläche (R) generiert werden (1), wegen der Nähe zu den Oberflächendefekten (x) größer. Werden Elektron-Loch-Paare näher an der Vorderseite (V) generiert (2), ist die Trennung in der Raumladungszone (RLZ) und die Sammlung am elektrischen Kontakt (K) der Solarzelle wahrscheinlicher. Gezeigt ist nur das Elektron (-) als Minoritätsladungsträger. Abbildung aus Sporleder et al. [117] entnommen und verändert.

Tests stellt sich eine Änderung der maximalen Leistung von $\Delta P_{mpp} = -9,7\%$ ($-10,3\%$ und $-12,7\%$) für das Minimodul mit einer Solarzelle von Hersteller A (Hersteller B und Hersteller C) ein. Der Gesamtverlust nach dem PID-Test wird dominiert durch Reduktionen des Kurzschlussstroms mit $\Delta I_{sc} = -6,0\%$ ($-5,6\%$ und $-6,9\%$) und der Leerlaufspannung mit $\Delta U_{oc} = -3,5\%$ ($-5,0\%$ und $-5,1\%$), während der Füllfaktor mit $\Delta FF = -0,4\%$ ($-1,0\%$ und $-1,2\%$) gering abnimmt.

Abbildung 4.1b) zeigt die IQE vor (initial) und nach dem PID-Test (final). Die Messungen wurden lokal auf einem $2\text{ cm} \times 2\text{ cm}$ großen Bereich durchgeführt; bei der Vorderseiten- und Rückseitenmessung wurde dasselbe Gebiet betrachtet. Nach dem PID-Test zeigt die

IQE unter vorderseitig einfallendem Licht eine erhöhte Ladungsträgerrekombination derjenigen Elektron-Loch Paare, welche aus Photonen mit $\lambda > 700\text{nm}$ generiert werden, für Licht kürzerer Wellenlängen ist die IQE nicht reduziert. Bei Messung unter Lichteinfall von der Rückseite bildet die IQE aller Zelltypen im initialen Zustand ein Plateau in einem Wellenlängenbereich von 500 nm bis 1000 nm aus. Durch eine erhöhte Rekombination sinkt der initial erreichte Maximalwert von etwa 0,7 bis 0,8 auf 0,4 bis 0,5 ab. Sichtbar ist die Reduktion der IQE für alle Wellenlängen, am deutlichsten betroffen sind Photonen mit $\lambda < 800\text{nm}$. Das Messergebnis lässt sich über die Abhängigkeit von der Wellenlänge des Absorptionskoeffizienten $\alpha(\lambda)$ anhand von Gleichung 3.3 und Abbildung 3.3 erklären. Für Lichteinfall von der Rückseite ist $\alpha(800\text{nm}) = 12\mu\text{m}$, d.h. in einer Eindringtiefe im Si von $12\mu\text{m}$ ist die Anzahl der Photonen auf das $1/e$ -fache gesunken; entsprechend nahe an der Rückseitenoberfläche werden Elektron-Loch-Paare erzeugt, wo sie durch eine erhöhte Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit rekombinieren. Ein geringer Teil der Elektronen diffundiert zur Raumladungszone. Im lokalen Maximum der Rückseiten-IQE ist $\alpha(1000\text{nm}) = 156\mu\text{m}$. Elektron-Loch-Paare werden gleichmäßig über die Tiefe des Si-Wafers generiert, für diejenigen Elektronen, welche an der Rückseite generiert werden, ist die Rekombination wahrscheinlicher als für Elektronen, welche nahe der RLZ erzeugt wurden, weshalb sich das Maximum in der IQE ausbildet. Wird die IQE von der Vorderseite gemessen, wird kurzwelliges Licht näher am p-n-Übergang absorbiert. Die IQE sinkt erst bei höheren Wellenlängen, wenn Licht näher an der Rückseite als an der RLZ absorbiert wird. Es ist zu beachten, dass die zurückgelegte Distanz des Lichts im Si wegen der Texturierung und Beschichtung der Oberfläche nicht mit der Tiefe im Wafer gleichzusetzen ist. Doch im Ergebnis lässt sich der Unterschied der IQE zwischen Vorderseite und Rückseite durch eine erhöhte Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit an der Rückseite erklären.

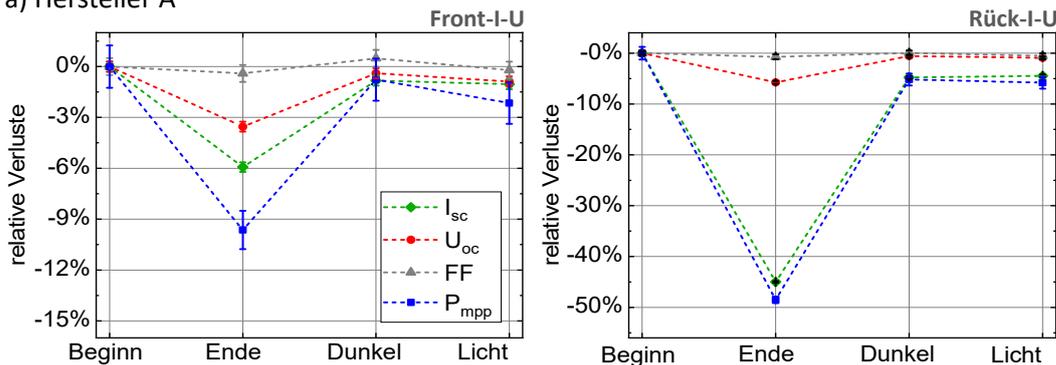
4.1.3 Ausheilen rückseitiger PID-Effekte

Zur Untersuchung des Ausheilverhaltens, also der Verbesserung zuvor degradierter Solarzellparameter, wurden die I-U-Kennlinien der gestressten Module nach 220-tägiger Dunkellagerung¹ und anschließender Beleuchtung erneut gemessen. Beleuchtet wurde für eine Dauer von $t = 4\text{h}$ mit der Rückseite als Sonnenseite bei einer Intensität von 1000Wm^{-2} , die Minimodule wurden mittels Heizplatte auf $60\text{ }^\circ\text{C}$ erwärmt. Die I-U-Kennlinien wurden unter STC gemessen. Zur Vermeidung von Rissen des Glases wurden die Module kontrolliert abgekühlt. Die Solarzellen der verschiedenen Hersteller zeigen qualitativ unterschiedliche Erholungsverhalten, siehe Abbildung 4.2. Zelltyp A zeigt eine fast vollständige Erholung: Durch Dunkellagerung verringert sich der Leistungsverlust von $-9,7\%$ auf $-0,8\%$. I_{sc} und U_{oc} zeigen eine Verbesserung. Eine anteilige Erholung der Leistung von $-10,3\%$ auf $-7,7\%$ zeigt Zelltyp B. Für die Zelltypen A und B ist die Erholung auf einen Anstieg des Stroms und der Spannung zurückzuführen. Im Gegensatz zu diesen Ergebnissen wurde bei der Zelle vom Typ C eine weitere Degradation beobachtet. Nach der Beleuchtung für 4 h nahm die Leistung der Zelltypen A, B und C im Vergleich zur Leistung nach der Dunkellagerung um $1,4\%$ ($0,5\%$ und $0,9\%$) ab.

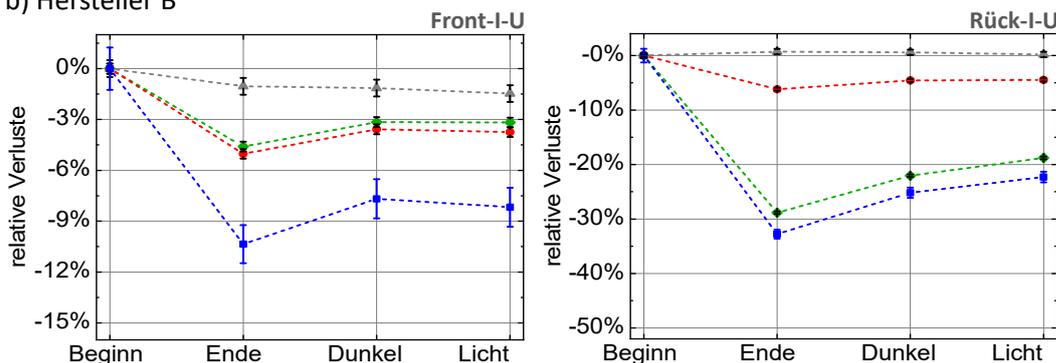
Fazit: PID-Tests wurden an der Rückseite industriell gefertigter Solarzellen vom PERC-Typ durchgeführt. PID tritt bei allen getesteten Solarzellen auf und verursacht Leistungsverluste, die bei Lichteinfall von Vorder- und Rückseite messbar sind. Durch IQE-Messungen kann eine erhöhte ORG an der Rückseite als Ursache der Leistungsverluste identifiziert werden. Der Anstieg der ORG führt über alle Injektionsniveaus zu einer reduzierten Lebensdauer, weshalb Verluste in I_{sc} und U_{oc} messbar sind, vgl. Abbildung 2.6. Anders als bei PID durch

¹Eine Dunkellagerung war nicht ursprünglich geplant, vielmehr wurden die Minimodule erneut vermessen, nachdem in der Literatur vom Ausheilverhalten berichtet wurde [16].

a) Hersteller A



b) Hersteller B



c) Hersteller C

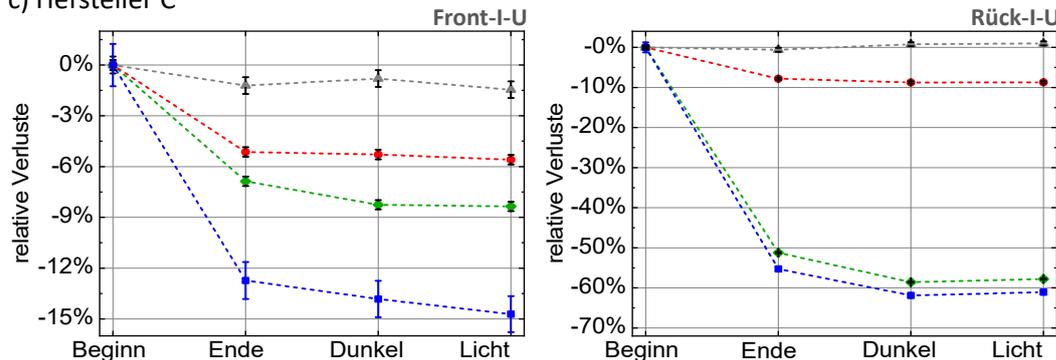


Abbildung 4.2: Relative Verluste von Kurzschlussstrom I_{sc} , Leerlaufspannung U_{oc} , Füllfaktor FF und maximaler Leistung P_{mpp} . Der linke Graph zeigt jeweils die Werte aus STC-Kennlinienmessungen der Vorderseite (Front-I-U); die Kennlinien rechts sind mit der Rückseite als Sonnenseite gemessen (Rück-I-U). Gestrichelte Linien sind Hilfslinien. Die Messungen erfolgten vor (Beginn) und nach PID-Test (Ende), nach einer Dunkellagerung (Dunkel) und nach anschließender Beleuchtung (Licht). Das Ausheilverhalten ist für die Solarzellen der drei Hersteller unterschiedlich. Die Probe von Hersteller A heilt durch Dunkellagerung fast vollständig aus, Probe B zeigt eine anteilige Ausheilung. Für beide Proben A und B führt Beleuchtung zu einer leichten Degradation. Für Probe C nimmt der Leistungsverlust durch Lagerung im Dunkeln und Beleuchtung weiter zu. Das Ergebnis zeigt: PID an der Rückseite kann reversibel und irreversibel sein.

Kurzschluss des p-n-Übergangs an der Vorderseite (hier nicht getestet), ist der Füllfaktor nicht durch PID an der Rückseite betroffen. Da alle getesteten Solarzellen aus p-dotierten Cz-Wafern mit AlO_x - und SiN_y -Passivierschicht an der Rückseite hergestellt sind, ist der Zellprozess dafür verantwortlich, ob eine reversible oder irreversible PID auftritt. Wie in der Literatur üblich [16, 99], wird der reversible Effekt nachfolgend als PID-p bezeichnet.

4.2 PID-Tests unter simultaner Beleuchtung

Der bestehende PID-Testaufbau, vgl. Abbildung 3.1, wurde derart abgeändert, dass PID-Tests mit simultaner Beleuchtung durchgeführt werden können. Zunächst wird dieser Aufbau vorgestellt. Resultat ist, dass bifaziale PERC-Solarzellen an der Rückseite auch unter simultaner Beleuchtung von PID betroffen sein können. Dieses Ergebnis wurde im Rahmen dieser Arbeit erstmalig erzielt und ist relevant, da zuvor die Möglichkeit diskutiert wurde, dass PID in PV-Kraftwerken nicht relevant sei [100].

Bislang wurden zwei Methoden zur Durchführung von PID-Tests unter simultaner Beleuchtung genutzt. Bei der ersten wird eine hohe Luftfeuchtigkeit eingestellt [118], sodass sich ein transparenter, aber leitfähiger Film auf der Moduloberfläche ausbildet. Ein metallischer Kontakt am Rand des Moduls wird als elektrischer Kontakt genutzt. Durch den Feuchtigkeitfilm liegt die gesamte Oberfläche auf demselben elektrischen Potential, eine getrennte Betrachtung und Bestimmung von Degradationseffekten an Vorder- und Rückseiten ist dadurch nicht möglich. Hinzu kommt, dass sich das Verkapselungsmaterial durch die hohe Luftfeuchtigkeit mit Wasser anreichert und das Testergebnis verfälscht [84]. In der zweiten Ausführung wird eine leitfähige, viskose Flüssigkeit (z. B. ein Ultraschallgel) auf die Glasoberfläche eines Minimoduls von ca. 20 cm × 20 cm Fläche aufgetragen und mit einer metallischen Elektrode kontaktiert [100]. Als Auslaufschutz wird ein Klebestreifen am Modulrand aufgebracht. Eine Hochskalierung auf vollflächige Solarmodule ist in diesem Aufbau aufwändig. Durch die Verwendung einer Flüssigkeit ist der Test hinsichtlich Temperatur und Testdauer eingeschränkt, da das verwendete Gel potentiell bei hohen Temperaturen aushärten oder verdampfen kann und damit lokal seine Leitfähigkeit verliert.

4.2.1 Der angepasste Aufbau

Der hier genutzte Aufbau, siehe Abbildung 4.3, ist eine Weiterentwicklung des Aufbaus von V. Naumann [91]. Getestet werden können damit fertig produzierte Minimodule und Solarzellen mit aufgelegtem Verkapselungsmaterial und Glas, wie in Abbildung 4.3 gezeigt. Für den Test von Minimodulen wird Glas verwendet, auf dem zuvor ein transparentes, leitfähiges Oxid (TCO) abgeschieden wurde. Die Proben können mittels Heizplatte auf Temperaturen von 40 °C bis etwa 200 °C gebracht werden. Der Spannungsbereich ist von +1000 V bis –1000 V einstellbar und erlaubt Alterungs- und Ausheilungsversuche. Beispielsweise findet bei PID-s im Bereich positiver Spannungen eine Degradation statt, die unter negativer Spannung ausgeheilt werden kann [90]. Umgekehrt degradieren n-Typ Solarzellen unter negativer Spannung und heilen entsprechend bei positiver Spannung aus [96].

Als Lichtquelle wird eine Weißlicht-LED genutzt. Diese emittiert im Wellenlängenbereich von 400 nm bis 750 nm. Es werden Lichtintensitäten von 200 Wm⁻² auf einer Fläche 10 cm × 10 cm bzw. 100 Wm⁻² auf Minimodulgröße, also auf einer Fläche von 20 cm × 20 cm erreicht. Diese Werte für Beleuchtungsintensitäten wurden in Anlehnung an die Norm zur elektrischen Bewertung bifazialer Solarzellen gewählt [119]. Diese sieht eine Leistungsmessung bei vorderseitiger Beleuchtung mit 1000 Wm⁻² und zusätzlicher Rückseitenbeleuchtung von 100 Wm⁻² und 200 Wm⁻² vor. Zudem orientieren sich diese Lichtintensitäten am bisherigen Stand der Wissenschaft. Luo [100] untersuchte die Auswirkung simultaner Beleuchtung für verschiedene Intensitäten von 10 Wm⁻² bis 250 Wm⁻². Bereits bei dem schwächsten Lichteinfall von 10 Wm⁻² konnte PID vollständig unterdrückt werden. Für den Degradationstest genügt es, die TCO-Schicht in einem Punkt elektrisch mit der Hochspannungsquelle zu verbinden. Dieser Kontakt ist so klein, dass die Verschattung der zu testenden Solarzelle vernachlässigt werden kann.

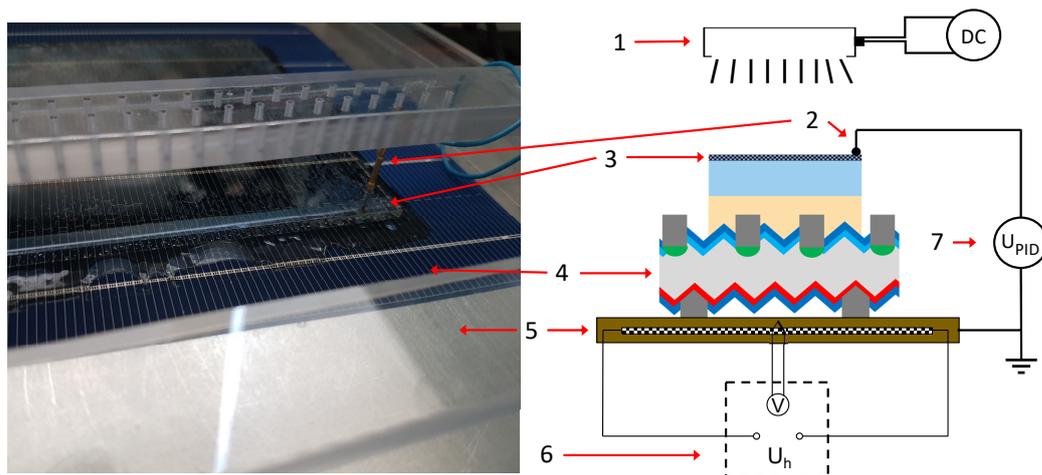


Abbildung 4.3: Schema des Aufbaus. 1: Weißlicht LED für Dauerbeleuchtung. 2: Elektrischer Kontakt über metallischen Federpin. 3: Modulglas mit TCO-Beschichtung. 4: Bifaziale PERC-Zelle mit der Rückseite zur Lichtquelle gewandt. 5: Heizplatte mit Temperaturfühler. 6: Regelung und Spannungsversorgung der Heizplatte. 7: Spannungsquelle.

4.2.2 Versuchsablauf des PID-Tests mit simultaner Beleuchtung

Die PID-Tests mit simultaner Beleuchtung wurden an weiteren Solarzellen der Hersteller A, B und C durchgeführt, vgl. Abschnitt 4.1.1. Da hausintern die maximale Glasgröße für die ZnO-Abscheidung $10\text{ cm} \times 10\text{ cm}$ beträgt, wurden per Laser $80\text{ mm} \times 80\text{ mm}$ große Bereiche aus den ursprünglich $156,75\text{ mm} \times 156,75\text{ mm}$ großen Solarzellen herausgeschnitten und diese zum Bau der Module genutzt. Je Zelltyp A, B und C wurden zwei Minimodule gebaut. Das EVA ist identisch zu den bisherigen Messungen, siehe Abschnitt 4.1.1. Auf die Vorderseite wurde eine transparente Rückseitenfolie aufgebracht, auf die eigentliche Rückseite der Solarzelle ein $3,2\text{ mm}$ dickes Floatglas. Auf der zur Luft orientierten Glasseite ist eine ZnO-Schicht mit $R_{\text{ZnO}} < 1000\ \Omega/\square$ als transparenter elektrischer Kontakt abgeschieden. An je einem Modul wurde ein PID-Test mit einer Hochspannung von $U_{\text{PID}} = +1000\text{ V}$ und einer Temperatur von $85\text{ }^\circ\text{C}$ bei einer Testdauer von 24 h durchgeführt. Zeitgleich wurden die Module jeweils mit einer Bestrahlungsstärke von 200 Wm^{-2} von der Rückseite beleuchtet. Das zweite Modul jedes Zelltyps wird als Referenz verwendet und wird bei einer Temperatur von $85\text{ }^\circ\text{C}$ und einer Testdauer von 24 h mit einer Bestrahlungsstärke von 200 Wm^{-2} von der Rückseite beleuchtet. Wegen der fehlenden Hochspannung, d.h. $U_{\text{PID}} = 0\text{ V}$, wird die Behandlung der Referenz als LID-Test bezeichnet.

4.2.3 Ergebnis: Degradation aller Proben im beleuchteten PID-Test

Die Ergebnisse sollen anhand von Abbildung 4.4 besprochen werden. Die links abgebildeten Graphen zeigen die I-U-Kennlinien der Minimodule vor und nach beleuchteten PID-Tests, die Graphen auf der rechten Seite entsprechend die I-U-Kennlinien der Referenzmodule vor und nach den LID-Tests.

Bei frontaler Beleuchtung der Minimodule werden Leistungsverluste (ΔP_{mpp}) von $11,0\%$, $13,7\%$ und $14,3\%$ für die Zelltypen A, B und C ermittelt. Mit der Rückseite als Sonnenseite werden höhere Leistungsverluste von $59,6\%$, $51,9\%$ und $63,4\%$ beobachtet. Der höhere Einfluss der PID-Belastung auf die Rückseite führt zu Änderungen der Bifazialität der Leistung von $\Phi_P = 60\%$ vor dem PID-Test auf $\Phi_P = 27,2\%$ nach dem rückseitig beleuchteten PID-Belastungstest für Modul A. Wie bereits in Abschnitt 4.1.2 besprochen sind die Leistungsverluste bei Lichteinfall durch die Rückseite aufgrund der rückseitig erhöhten ORG stärker ausgeprägt als in Leistungsmessungen von der Vorderseite. Entsprechend sinken

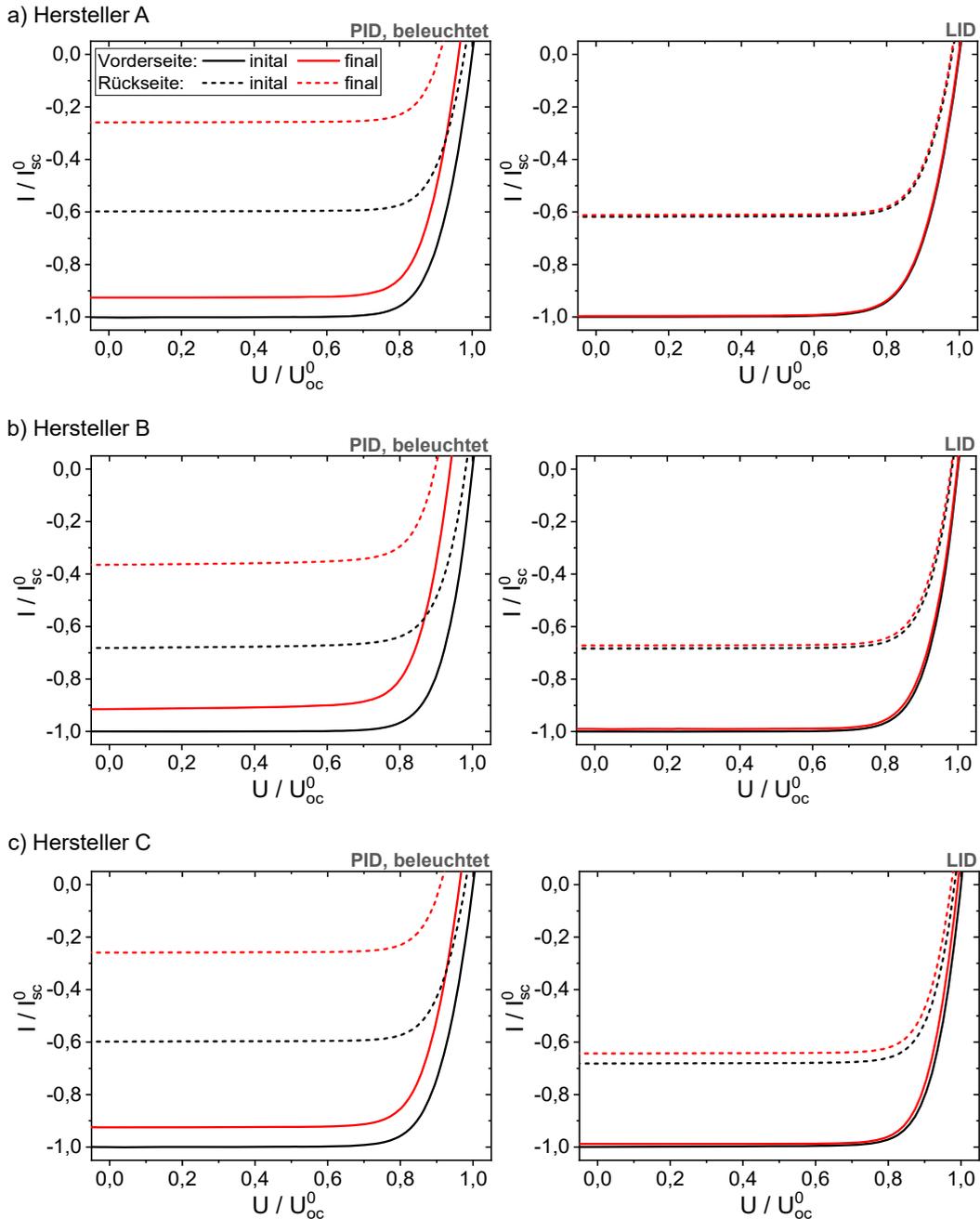


Abbildung 4.4: I-U-Kennlinien für Minimodule der Hersteller A, B und C zur Bewertung der Anfälligkeit auf PID unter simultaner Beleuchtung in der linken Spalte. Die I-U-Kennlinien der Referenzproben vor und nach dem LID-Test sind in der rechten Spalte abgebildet. Alle Proben degradieren durch Rückseiten-PID unter simultaner Beleuchtung. Anders als in bisherigen Rückseiten-PID-Tests unter Lichteinfall, vgl. [100], zeigt dieses Ergebnis, dass PID an der Rückseite auch unter Beleuchtung auftaucht. Die Referenzprobe des Herstellers C ist zudem von LID oder LeTID betroffen, Proben der Hersteller A und B zeigen keine oder nur schwache LID oder LeTID. I-U-Wertepaare sind auf I_{sc} (y-Achse) und U_{oc} (x-Achse) der Vorderseite im initialen Zustand normiert. Messungen wurden vor (schwarz) und nach dem Test (rot) von Vorder- und Rückseite (durchgezogene und gestrichelte Linie) durchgeführt. Alle Messungen unter Standardtestbedingungen. Abbildung aus Sporleder et al. [120] entnommen und geändert.

auch die Bifazialitätsverhältnisse der Leistung Φ_P für Minimodul B von $\Phi_P = 67,9\%$ auf $\Phi_P = 37,8\%$ und für Modul C von $\Phi_P = 68,3\%$ auf $\Phi_P = 29,2\%$.

Der Füllfaktor wird bei den Minimodulen der Hersteller A und C nicht beeinflusst. Die Referenzproben A und B zeigen keine Degradation durch LID, die über den Bereich der Messunsicherheiten hinausgehen. Die Referenz von Hersteller C zeigt nach dem LID-Test einen Leistungsverlust von $1,7\%$ bei Lichteinfall von der Vorderseite, die Änderung der Leistung ist mit $\Delta P_{\text{mpp}} = 6,2\%$ von der Rückseite deutlicher ausgeprägt. Eine solche Leistungsänderung kann durch lichtinduzierte Degradation hervorgerufen werden. Potentielle Mechanismen sind eine Degradation durch BO-LID, vgl. Abschnitt 2.5.2 und LeTID, siehe Abschnitt 2.5.3. Die Untersuchung lichtinduzierter Degradation ist nicht Gegenstand dieser Arbeit, hier ist wesentlich, dass PID und LID bei einer Spannungsbelastung unter Beleuchtung parallel ablaufen können. Unter eingestellter Spannung übersteigen Leistungsverluste durch PID diejenigen von LID/LeTID deutlich.

Probe B zeigt eine Reduktion des Füllfaktors um $\Delta FF = -1,3\%_{\text{abs}}$ nach dem PID-Test. Mittels Dunkel-Lockin-Thermographie (DLIT) können Kurzschlüsse durch den p-n-Übergang über die Wärmeentwicklung als Folge des Stromflusses bei Sperrspannung detektiert werden. Die Thermographie-Aufnahmen der Probe B sind in Abbildung 4.5 vor (linkes Bild) und nach Hochspannungsstress (rechtes Bild) gezeigt. Es wird eine Wärmeentwicklung durch einen Stromfluss unter Sperrspannung von $U = -1\text{ V}$ am linken und rechten Modulrand sichtbar. Im Zweidiodenmodell sind diese Ströme die Folge eines reduzierten Shuntwiderstandes R_{sh} und führen zu einem reduzierten Füllfaktor. Als Ursache wird hier die Verkleinerung der Proben auf 80 mm Kantenlänge vermutet, da diese Strompfade bereits vor dem PID-Test existieren und sich im Testverlauf keine neuen Strompfade ausbilden, sondern der Stromfluss über die initialen Kurzschlusspfade lediglich zunimmt.

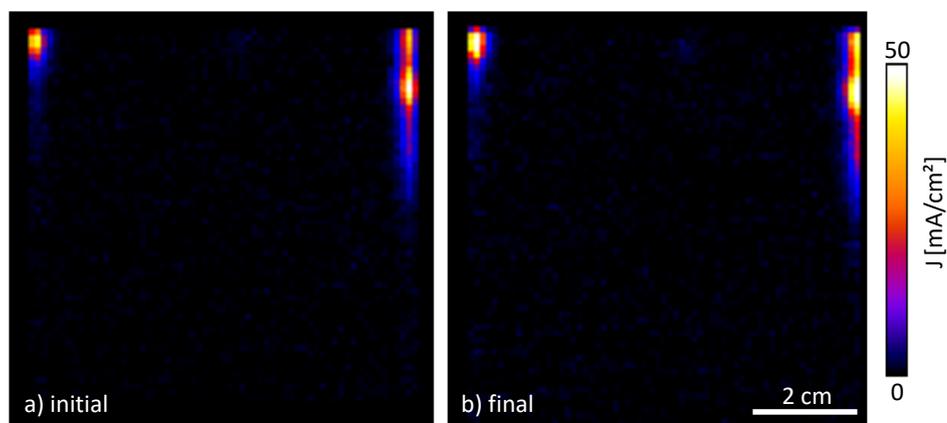


Abbildung 4.5: DLIT-Aufnahmen. a) im initialen Zustand und b) nach PID-Test. Berechnung der Stromdichte unter Sperrspannung J_{rev} mittels *local-IV* unter Annahme eines homogenen Serienwiderstandes von $R_s = 0,7\ \Omega\text{cm}^2$. Initiale Kurzschlüsse im Randbereich, vermutlich beim Zuschneiden der Solarzelle per Laser entstanden, entwickeln sich im PID-Test weiter und verursachen eine Reduktion des FF .

Fazit: Die Ergebnisse in Abbildung 4.4 zeigen, dass PID an der Rückseite nicht automatisch durch Beleuchtung unterdrückt wird. Die Implementierung der simultanen Beleuchtung ist ein Schritt dahin, PID-Tests in dem Sinne realistischer zu gestalten, dass sich die Spannungsbelastung im Betrieb der PV-Module aus der Spannung der Solarzellen ergibt – dafür ist immer Beleuchtung notwendig. Durch Beleuchtung können zusätzlich LID oder LeTID ausgelöst werden und sich mit PID überlagern, wie im LID-Test der Referenzprobe C gezeigt.

4.3 Schnelle Identifikation reversibler und irreversibler PID

In den Abschnitten 4.1 und 4.2 wurde gezeigt, dass PID an der Rückseite auch unter Beleuchtung zu Leistungsverlusten $> 10\%$ führen kann. In diesem Abschnitt wird eine Testsequenz zur schnellen qualitativen Beurteilung der PID-Anfälligkeit angewendet. Dazu werden PID-Tests mit und ohne Beleuchtung bei einer verkürzten Belastungsdauer verglichen. Wird die Spannung in einer zusätzlichen Erholungsphase gegenüber der PID-Phase umgepolt, ist zudem eine Unterscheidung zwischen reversibler oder irreversibler PID möglich. Auch wird gezeigt, dass der Kurzschlussstrom unter Rückseitenbeleuchtung bei Schwachlicht quantitativ mit dem Leistungsverlust einer STC-Kennlinienmessung korreliert. Diese Arbeiten wurden zuvor in [121] als anwendungsnahes Beispiel für eine schnelle PID-Bewertung publiziert und sind zugleich Voruntersuchungen für die In-situ- I_{sc} -Messung in Abschnitt 5, die es ermöglichen ein physikalisches Verständnis von PID-p an der bifazialen PERC-Technologie zu entwickeln.

4.3.1 Versuchsablauf

Der PID-Testaufbau ist in Abbildung 4.3 dargestellt. In unseren Versuchen werden alle Testproben, d. h. die Mini-Module, nacheinander in zwei Schritten behandelt. Zunächst wird ein Degradationsschritt durchgeführt, auf den dann ein Erholungsschritt folgt. Der Degradationsschritt, der den PID-Stress auslöst, wurde bei einer Spannung von $U_{PID} = +1000\text{ V}$ durchgeführt: Die TCO-Elektrode auf dem Modulglas wurde auf eine positive Spannung von 1000 V in Bezug auf die geerdete Zelle und die Rückfläche des Minimoduls gebracht. Von jedem Probenotyp wird ein Modul in einem PID-Test mit gleichzeitiger Beleuchtung von $G = 100\text{ Wm}^{-2}$ während des Tests belastet, die Temperatur beträgt 85 °C für eine Dauer von $t = 2\text{ h}$. Dieser Test wird im Folgenden als „beleuchteter PID-Test“ bezeichnet. Um diesen Ansatz mit dem konventionellen PID-Test zu vergleichen, wird ein weiteres Modul in einem „Dunkel-PID-Test“ beansprucht, d. h. das Modul wurde den gleichen Bedingungen ausgesetzt, jedoch ohne simultane Beleuchtung. Nach den PID-Tests wird eine „Erholung“ durchgeführt, diese besteht aus einer zweistündigen Wärmebehandlung bei $T = 85\text{ °C}$ und einer Spannung von $U_E = -1000\text{ V}$ im Dunkeln. Anhand eines Vergleichs der Veränderungen der Zellparameter durch den Dunkel- und den Beleuchtungs-PID-Test wird der Einfluss der Beleuchtung analysiert.

Die Experimente wurden an zwei Zellgruppen durchgeführt. Die Zellen der ersten Gruppe stammen von Hersteller C und sind anfällig für irreversible potentialinduzierte Degradation, wie in Abschnitt 4.1 gezeigt wurde. Die Zellen der zweiten Gruppe wurden mit einem Zellprozess hergestellt, der auf eine PID-Resistenz hin optimiert wurde und vom Institut für Solarenergieforschung GmbH (ISFH) zur Verfügung gestellt. Von jeder Gruppe wurden zwei Minimodule mit Glas und transparenter Rückseitenfolie hergestellt. Das $3,2\text{ mm}$ dicke Floatglas ist auf der Außenseite mit einem transparenten leitfähigen Oxid beschichtet und wird auf die eigentliche Rückseite der Solarzelle aufgebracht. Als Verkapselungsmaterial wird wie zuvor das EVA „Avaluxe EVA-FL TL MG ARC2“ verwendet. Dieser Materialstapel entspricht der Rückseite eines bifazialen Glas/Glas-Moduls. Proben von Hersteller C, die anfällig für den irreversiblen PID-Mechanismus sind, werden als „C-Modul“ bezeichnet, Minimodule mit angepassten Solarzellen als „R-Modul“. I-U-Kennlinien wurden für die Minimodule im initialen Zustand, nach dem PID-Test, sowie nach dem Erholungsschritt unter Standard-Testbedingungen (d.h. bei einer Lichtintensität von 1000 Wm^{-2} , AM1.5G Spektrum, $T = 25\text{ °C}$), sowie bei einer Lichtintensität von 100 Wm^{-2} gemessen. Darüber hinaus wurde die interne Quanteneffizienz (IQE) mit der LBIC-Methode in lateraler Auflösung auf einem $2\text{ cm} \times 2\text{ cm}$ Bereich auf der Rückseite der Minimodule gemessen.

4.3.2 Ergebnis

Exemplarisch wird an einem C-Modul verglichen, wie sich PID an der Rückseite auf die maximalen Leistung P_{mpp} , den Kurzschlussstrom I_{sc} , die Leerlaufspannung U_{oc} und den Füllfaktor FF bei Beleuchtung von Vorder- und Rückseite auswirkt, siehe Abbildung 4.6. Wie bereits beschrieben, ist die signifikante Änderung von P_{mpp} durch die Änderung von I_{sc} dominiert, während die Änderungen bei U_{oc} und FF weniger ausgeprägt sind. So liegt die relative Änderung des FF nach der PID-Belastung bei allen Zellen unter 1 %. Die Rückseitenleistung des bifazialen Minimoduls ist aufgrund der rückseitigen Degradation stärker betroffen als die Leistung unter vorderseitigem Lichteinfall, weshalb I-U-Messungen der Vorderseite in diesem Test – mit einer reduzierten Belastungsdauer von 2 Stunden, gegenüber den üblichen 24 Stunden – für die Beurteilung des PID-Verhaltens weniger aussagekräftig sind. Auf der Grundlage dieser Ergebnisse ist es möglich, PID auf der Rückseite bifazialer PERC-Zellen anhand des I_{sc} unter Rückseitenbeleuchtung zu bewerten.

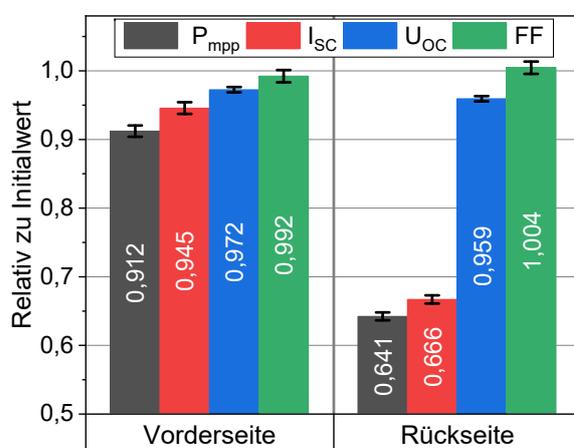


Abbildung 4.6: Änderung der elektrischen Parameter P_{mpp} , I_{sc} , U_{oc} und FF eines Minimoduls mit Zelltyp C durch PID und simultane Beleuchtung. Werte aus I-U-Kennlinien mit Lichteinfall von Vorderseite (links) und Rückseite (rechts), gemessen bei STC. Neben P_{mpp} ist I_{sc} unter Rückseitenbeleuchtung ein geeigneter Parameter zur Bewertung von PID auf der Rückseite. Abbildung aus Sporleder et al. [121] entnommen und verändert.

In Abbildung 4.7 sind die Änderungen der I_{sc} -Werte für beide Zelltypen dargestellt. Zunächst ist zu beobachten, dass das Minimodul mit einer der angepassten Zellen (R-Modul) im beleuchteten PID-Test eine geringere Degradation aufweist als im dunklen PID-Test (graue und schwarze Balken im linken Feld von Abbildung 4.7). Im Gegensatz dazu stehen die Ergebnisse, die für das C-Modul (hellroter und roter Balken im linken Feld von Abbildung 4.7) gefunden wurden. Hier führt die simultane Beleuchtung zu einer Erhöhung des I_{sc} -Verlustes. Mögliche Ursachen für eine höhere Degradation unter simultaner Beleuchtung können BO-LID, LID durch metallische Verunreinigungen sowie LeTID sein, die zusätzlich zu PID ablaufen. Bei einer Temperatur von 85 °C und einer Beleuchtungsintensität von 100 Wm^{-2} kann sich durch BO-LID eine Degradation oder bereits eine Regeneration einstellen. Auch eine einsetzende Degradation durch LeTID ist möglich. LID im Zusammenhang mit metallischen Verunreinigungen, zum Beispiel durch FeB-LID, kann ebenfalls zu einer Degradation führen. Zudem ist bei FeB-LID eine Ausheilung in der Erholungsphase bei 85 °C im Dunkeln möglich, vgl. Abschnitt 2.5.1. Im Falle einer zusätzlichen LID ist der Anstieg des I_{sc} auf die Temperatur zurückzuführen und nicht auf die Spannung U_{E} . Nach dem beleuchteten PID-Test ist für das C-Modul C_{B} eine Verbesserung des I_{sc} in der Erholungsphase zu beobachten. Dagegen zeigt das C-Modul nach dem dunkel-PID-Test C_{D}

eine weitere Degradation in der Erholungsphase. Das deutet darauf hin, dass der irreversible PID-Effekt gegenüber PID-p dominierend ist und eher eine Degradation unter Temperatur verursacht, als auszuheilen. Zusätzlich zu den I-U-Messungen unter Beleuchtung mit 1000 Wm^{-2} wurden Messungen bei einer Beleuchtung mit einer Intensität von 100 Wm^{-2} durchgeführt, siehe Abbildung 4.7. Vergleicht man diese beiden Messbedingungen, also die I_{sc} -Werte bei 1000 Wm^{-2} (1 Sonne) mit den I_{sc} -Werten bei 100 Wm^{-2} (0,1 Sonne), findet man eine starke quantitative Korrelation zwischen den beiden Ansätzen: Die beobachteten Parameteränderungen sind unabhängig von der verwendeten Lichtintensität.

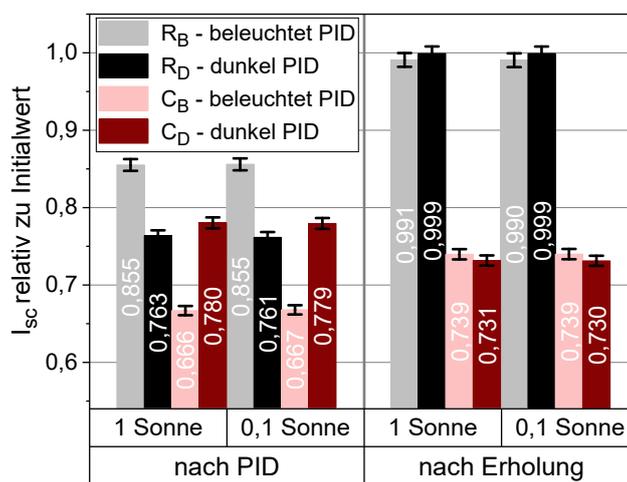


Abbildung 4.7: I_{sc} -Werte durch Degradation im PID-Test mit Beleuchtung (Index B) und PID-Test im Dunkeln (Index D). Im Rahmen der Messunsicherheiten stimmt der Kurzschlussstrom bei den Beleuchtungsintensitäten 100 Wm^{-2} (0,1 Sonne) und 1000 Wm^{-2} (1 Sonne) jeweils überein. Das Minimodul mit einer Solarzelle aus dem angepassten Zellprozess, R_B , zeigt einen geringeren I_{sc} -Verlust nach dem beleuchteten PID-Test, als das im Dunkeln gealterte Minimodul R_D . Der zweistündige Erholungsschritt unter negativer Spannung im Dunkeln bei $85 \text{ }^\circ\text{C}$ führt zu einer vollständigen Ausheilung für Minimodul R_D . Bei Minimodul R_B bleibt dagegen ein geringer Verlust bestehen; möglich ist ein LID-Effekt. Minimodul C_B zeigt eine stärkere Degradation als Minimodul C_D . Auch ist eine Erholung unter umgekehrter Spannung nicht möglich. Von irreversiblen PID betroffen, ist eine weitere Degradation im Erholungsschritt unter $85 \text{ }^\circ\text{C}$ möglich. Abbildung entnommen und verändert aus Sporleder et al. [121].

Dies bedeutet, dass beide Ansätze geeignet sind, um die Anfälligkeit einer Solarzelle gegen PID an der Rückseite zu bewerten. Ein weiterer signifikanter Unterschied zwischen dem R-Modul und dem C-Modul besteht im Erholungsverhalten. Beim R-Modul werden die I_{sc} -Werte während des Erholungsschritts fast vollständig wiederhergestellt, siehe graue und schwarze Balken im rechten Feld von Abbildung 4.7. Dies bedeutet, dass die beobachtete Degradation der Rückseite des R-Moduls größtenteils reversibel ist und somit durch PID-p verursacht wird. Im Gegensatz dazu zeigt das C-Modul während der Erholungsphase nur geringfügige Änderungen des I_{sc} . In diesem Fall ist die PID also fast vollständig irreversibel. Ein weiteres Kriterium für die Unterscheidung zwischen reversibler und irreversibler PID ist die laterale Veränderung der elektrischen Eigenschaften durch die angelegte PID- bzw. Erholungsspannung. Zusätzlich zu den I-U-Messungen wurden orts aufgelöste LBIC-Messungen der Rückseite durchgeführt und daraus die lokale IQE berechnet. Die Ergebnisse sind in Abbildung 4.8 dargestellt. Im Ausgangszustand (links) zeigen beide Zellen eine lateral homogene IQE im Bereich $\approx 0,9$. Der aktive Zellbereich erscheint weiß, die vertikal ausgerichteten metallischen Kontaktfinger erscheinen als schwarze Linien. Aufgrund der Degradation im beleuchteten PID-Test (Mitte in Abbildung 4.8) ist die IQE über den gesamten aktiven Bereich reduziert. In Übereinstimmung mit Abbildung 4.7 wird eine stärkere Ver-

schlechterung für die Solarzelle von Hersteller C beobachtet. Die Verschlechterung in der LBIC-Abbildung betrifft die gesamte untersuchte Fläche. Im Vergleich zum C-Modul ist der I_{sc} -Rückgang des R-Moduls geringer, dementsprechend ist die IQE im degradierten Zustand höher. Allerdings wird bereits im degradierten Zustand sichtbar, dass es zu Inhomogenitäten kommt und sich deshalb einzelne Bereiche mit lokal erhöhter Rekombination dunkler darstellen. Nach Behandlung mit der zur Belastungsphase umgekehrten Erholungsspannung (rechts in Abbildung 4.8) zeigt das C-Modul eine anteilige Erholung der PID-p-bezogenen Stromverluste, lokal verbleiben Bereiche erhöhter Rekombination und ein unregelmäßiges Degradationsmuster stellt sich ein. Im Gegensatz dazu zeigt das R-Modul nur eine stärkere Erholung des LBIC-Signals, auch die Inhomogenitäten bilden sich in Folge der Erholung zurück, die Erholung ist beim R-Modul über die gesamte Zellfläche fast vollständig.

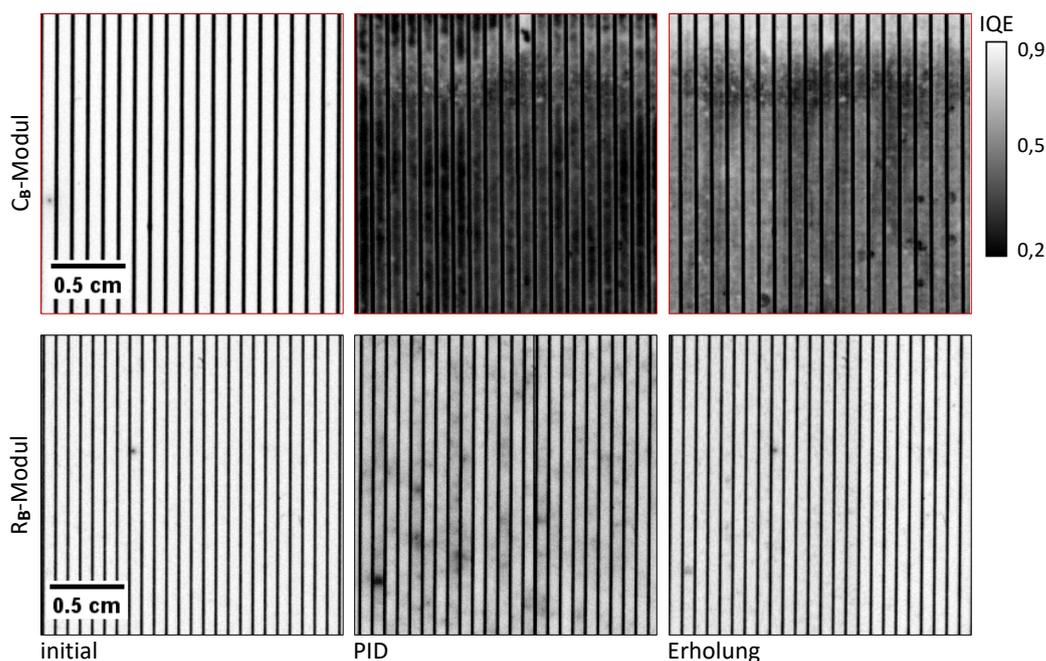


Abbildung 4.8: Interne Quanteneffizienz bei 658 nm aus LBIC für das C_B -Modul (obere Reihe) und das R_B -Modul (untere Reihe). Die Messungen im initialen Zustand (links), nach beleuchtetem PID-Test (mittig) und nach Erholung (rechts) erfolgten jeweils rückseitig auf demselben $2\text{ cm} \times 2\text{ cm}$ großen Gebiet der Solarzelle. Die Kontaktfinger führen zu einer Abschattung des Si und sind als vertikal verlaufende schwarze Linien zu erkennen. Bei beiden Minimodulen führt PID zu einer Reduktion der IQE im gesamten optisch aktiven Bereich der Solarzelle. Deutlich verbleibt beim C_B -Modul nach der Erholungsphase ein unregelmäßiges Muster. Der irreversible PID-Effekt führt zu Bereichen erhöhter Rekombination. Abbildung aus Sporleder et al. [121] entnommen und verändert.

Fazit: Ein PID-Test mit verkürzter Belastungszeit wurde genutzt, um die Anfälligkeit bifazialer PERC-Solarzellen gegenüber PID nachzuweisen und außerdem zwischen reversibler und irreversibler PID zu unterscheiden. Das Testverfahren besteht aus zwei Schritten: Dem PID-Stresstest, der durch das Anlegen einer Hochspannung gekennzeichnet ist und einer anschließenden Erholungsphase, in welcher die Spannung gegenüber der Belastung umgekehrt ist. Die Ergebnisse zeigen, dass die Beleuchtung der Rückseite in Kombination mit der angelegten Hochspannung zu einer anderen PID-Empfindlichkeit führt als bei einem PID-Test im Dunkeln. Dies deutet darauf hin, dass ein aussagekräftiger PID-Test an der Rückseite bifazialer PERC-Solarzellen eine zusätzliche Beleuchtung erfordert. Dabei zeigt das Ergebnis in Abbildung 4.7 deutlich, dass es möglich ist, PID der Rückseite durch Beleuchtung zu unterdrücken, was bereits in [100] gezeigt wurde. Die Unterdrückung durch Licht

ist im Allgemeinen nicht möglich, wie die in Abbildung 4.7 und Abbildung 4.4 dargestellten Ergebnisse belegen. Im Test des Minimoduls vom Zelltyp C aus dem Standard-Zellprozess ist eine Degradation mit und ohne Beleuchtung aufgetreten. Unter simultaner Beleuchtung ist die Degradation nach der zweistündigen Testdauer sogar weiter fortgeschritten. Ob diese erhöhte Alterung durch eine Wechselwirkung des PID-Stresses mit der Beleuchtung verursacht wird, kann nicht gesagt werden. Möglich ist auch ein zusätzlicher Leistungsverlust durch parallel ablaufende LID und/oder LeTID. Nach der Erholungsphase bleibt das C-Modul in einem degradierten Zustand, welcher eine inhomogene Verteilung rekombinationsaktiver Bereiche aufweist; das R-Modul zeigt hingegen eine Erholung, wie sie für PID-p bekannt ist. Der irreversible PID-Effekt, welcher in der Veröffentlichung [122] als PID-c bezeichnet wurde und seine lokalen Defekte sind Gegenstand von Abschnitt 7. Ein weiteres Ergebnis ist, dass der I_{sc} , der in dem beleuchteten PID-Test messbar ist, auch verwendet werden kann, um das Ausmaß der Degradation zeitabhängig zu verfolgen. Abbildung 4.7 zeigt, dass der I_{sc} -Rückgang durch PID bei den Beleuchtungsintensitäten 100 Wm^{-2} und 1000 Wm^{-2} quantitativ vergleichbar ist und ein Testaufbau mit einer Lichtquelle der Intensität von 100 Wm^{-2} sowohl für die PID-Belastungsphase als auch für die Charakterisierungsphase gleichermaßen gut verwendet werden kann. Diese In-situ-Verfolgung wird in Abschnitt 5 genutzt, um das zeitliche Verhalten von PID-p zu charakterisieren.

4.4 Abgrenzung der Rückseiten-PID zu PID-s

Die unter PID-s auftauchenden Stapelfehler bilden einen elektrischen Leitungspfad gegen die Sperrichtung des p-n-Übergangs und schließen diesen kurz [86]. Im Ersatzschaltbild entspricht das einem Zusammenbruch des Parallelwiderstandes, R_p , und spiegelt sich in einem Zusammenbruch des Füllfaktors, FF , in den I-U-Kennlinien betroffener Solarzellen und -module wider [85, 123]. Auf bifaziale Solarzellen übertragen kann PID-s zwar stattfinden [99], jedoch nur auf der Vorderseite, also auf Seite des p-n-Übergangs. Von der Rückseite betrachtet, befindet sich der p-n-Übergang je nach Dicke des Wafers in etwa $160 \mu\text{m}$ bis $180 \mu\text{m}$ Entfernung von der Rückseitenoberfläche. Stapelfehler reichen nur einige μm tief in den Si-Kristall [86, 124], weshalb PID-s für die Rückseite keine Rolle spielt. Von den Degradationsmechanismen an der Rückseite ist PID-s eindeutig durch den verursachten FF -Einbruch zu unterscheiden, während die Leistungsverluste, ΔP_{mpp} , in Folge von Rückseiten-PID durch eine erhöhte ORG hervorgerufen werden und daher sowohl Verluste in I_{sc} als auch in U_{oc} verursachen und sich entsprechend $\Delta P_{max} = \Delta I_{sc} \cdot \Delta U_{oc} \cdot FF$ auf die Leistung auswirken. Insgesamt ist die I-U-Kennlinie in ihrer Form unverändert und daher bei geringen Verlusten evtl. nur aus Vergleichsmessungen zum Initialzustand nachweisbar. Verglichen mit den FF -Verlusten durch PID-s im Bereich von $\Delta FF = -46\%$, $-26,2\%$ bis $-30,7\%$ [85, 99], sind Auswirkungen auf den FF durch PID an der Rückseite vernachlässigbar, siehe Tabelle 4.1.

Die Unterscheidung der rückseitig auftauchenden PID-Effekte, PID-p und PID-c, ist anhand der I-U-Kennlinien im degradierten Zustand nicht möglich. In beiden Fällen bewirkt die erhöhte ORG eine Verringerung der Lebensdauer über alle Injektionsniveaus und führt daher zu Verlusten der Parameter I_{sc} und U_{oc} . Zur Unterscheidung sind Ausheilungsversuche notwendig. Luo et al. haben gezeigt, dass unter Dunkellagerung ein Ausheilen stattfindet [16]. Die getesteten Minimodule haben zu Beginn der Ausheilversuche eine Leistung bei Lichteinfall durch die Rückseite von etwa $P_{PID} = 60\%$, bezogen auf den Initialwert. Durch Dunkellagerung bei $T = 24 \text{ }^\circ\text{C}$ im Labor stellt sich ein Leistungswert von $P_{Rec24} = 80,4\%$ nach 50 Tagen her. Durch eine Dunkellagerung degradiertener Minimodule bei einer Temperatur von $T = 50 \text{ }^\circ\text{C}$ wird eine Leistung $P \approx 80\%$ der ursprünglichen Leistung nach 40 h

Tabelle 4.1: Publiizierte Leistungsverluste nach PID-Tests an der Rückseite von Minimodulen bifazialer p-Typ-PERC-Solarzellen aus I-U-Messungen unter Standardtestbedingungen (STC). Messungen der Vorderseite (V) und Rückseite (R), jeweils bezogen auf den Messwert vor Degradation.

^{a)} Ohne Beleuchtung. Spannung $U_{\text{PID}} = 1 \text{ kV}$, Dauer $t = 100 \text{ h}$, Temperatur $T = 50 \text{ °C}$. ^{b)} Nur Module ohne Beleuchtung sind degradiert. $U_{\text{PID}} = 1 \text{ kV}$, $t = 24 \text{ h}$, $T = 40 \text{ °C}$. ^{c)} Ohne Beleuchtung. $U_{\text{PID}} = 1,5 \text{ kV}$, $t = 96 \text{ h}$, $T = 85 \text{ °C}$. ^{d)} Ohne Beleuchtung. $U_{\text{PID}} = 1 \text{ kV}$, $t = 24 \text{ h}$, $T = 85 \text{ °C}$. ^{f)} Mit Beleuchtung. $G = 200 \text{ Wm}^{-2}$, $U_{\text{PID}} = 1 \text{ kV}$, $t = 24 \text{ h}$, $T = 85 \text{ °C}$.

* Angegeben ist der FF -Verlust von Probe C. Der stärkere FF -Verlust in Probe B ist durch Kurzschlüsse im Randbereich bedingt und wird vernachlässigt.

Quelle	Seite	ΔI_{sc}	ΔU_{oc}	ΔFF
Luo, et al., [16] ^{a)}	V	-4 %	-5 %	0 % _{rel}
	R	-32 %	-7 %	-3 % _{rel}
Luo, et al., [100] ^{b)}	V	-60 %	-8 %	0 % _{rel}
	R	-60 %	-8 %	0 % _{rel}
Carolus, et al., [99] ^{c)}	V	-3,3 %	-4,7 %	-1,5 % _{rel}
	R	-23,5 %	-6 %	0 % _{rel}
Abbildung 4.2 ^{d)}	V	-6 %	-5 %	-1 % _{rel}
	R	-45 %	-8 %	-1 % _{rel}
Abschnitt 4.2.3 ^{f)}	V	-7,6 %	-3,7 %	0,0 % _{rel} *
	R	-56,7 %	-7,0 %	0,5 % _{rel} *

und $P \approx 96 \%$ nach 100 h erreicht. Unter Beleuchtung mit einer Intensität von 900 Wm^{-2} wird bei 48 °C nach 5 h ein vollständiges Ausheilen erreicht.

Im Unterschied zu diesen Versuchen zeigen die Ergebnisse in Abschnitt 4.1.3 bei der Probe von Hersteller A die deutlichste Ausheilung unter Dunkellagerung: Ausgehend von einer Leistungsänderung von $\Delta P \approx -48 \%$ verbessert sich die Leistung durch Dunkellagerung auf $\Delta P \approx -5 \%$, bemessen jeweils auf den Leistungswert vor Degradation. Qualitativ lassen sich drei Fälle unterscheiden: Zellen von Hersteller A heilen fast vollständig aus, Proben von Hersteller B heilen anteilig aus und Zellen von Hersteller C zeigen keine Ausheilung. Im Gegenteil: Hier wird eine weitere Degradation beobachtet. Ortsaufgelöste Verlustanalysen wie LBIC eignen sich, um lokale Defekte nach Ausheilungsversuchen zu identifizieren, von denen vermutlich eine weitere Degradation ausgeht, vgl. Abbildung 4.8.

5 | Zeitliches Verhalten von PID-p

Der zeitliche Verlauf von PID-p wird im folgenden Abschnitt untersucht. Durch Implementierung einer Lichtquelle zur simultanen Beleuchtung während des PID-Tests lässt sich die Änderung des Kurzschlussstroms der getesteten Solarzelle messen. Bei Lichteinfall von der Rückseite reagiert der I_{sc} sensitiv auf Änderungen der Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit. Für PID-p an Solarzellen der PERC-Technologie wird ein charakteristischer Verlauf der Degradation mit drei unterschiedlichen Zuständen bezüglich der Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit (ORG) der Rückseite nachgewiesen [125]. Zudem ist die Degradation unter PID-p vollständig reversibel und findet innerhalb weniger Minuten statt. Diese Ergebnisse bilden die Grundlage des Modells zur Erklärung von PID-p für die Rückseite bifazialer PERC-Solarzellen im 6. Abschnitt.

5.1 Versuchsablauf

Die Proben zur Untersuchung des zeitlichen Verlaufs bestehen aus Solarzellen des gleichen Typs wie in Abschnitt 4.3.1. Zwei PERC-Solarzellen aus dem angepassten Prozess des ISFH, bezeichnet als „R-1“ und „R-2“, sowie eine Solarzelle von Hersteller C (Bezeichnung „C-1“) wurden verwendet. Die Solarzellen wurden zu Minimodulen gefertigt. Als Verkapselungsmaterial wurde EVA verwendet, wie in den vorherigen Versuchen. Auf der Rückseite wurde ein Schichtstapel aus Glas und EVA, auf der Vorderseite eine transparente Rückseitenfolie und EVA aufgebracht. Eine TCO-Schicht auf der Außenseite des Modulglases dient als flächiger elektrischer Kontakt. Ein schematischer Querschnitt für die einseitige Spannungsbelastung der Rückseite ist in Abbildung 4.3 dargestellt. Durch die Erdung von Solarzelle und Bodenplatte fällt die Hochspannung einseitig über die Rückseite des Minimoduls ab. Mit einer Hochspannung von $U_{PID} = 1000\text{ V}$ auf der Glasoberfläche wird die Degradation hervorgerufen. Der Test mit positiver Spannung wird in den Abbildungen 5.1 bis 5.3 als „1 kV-Stress“ bezeichnet. Zur Untersuchung des Ausheilverhaltens wird die Polarität gegenüber U_{PID} umgekehrt, $U_E = -1000\text{ V}$. Tests unter negativer Spannung werden als „1 kV-Erholung“ bezeichnet.

Der Kurzschlussstrom I_{sc} der Minimodule wurde dabei mit einem Keithley 2601A Source Meter in einem Intervall von einer Sekunde gemessen. Der PID-Stress und die zeitaufgelöste Strommessung $I_{sc}(t)$ wurden manuell unterbrochen, um Messungen von I-U-Kennlinien und IQE zur Leistungsbewertung durchzuführen. PID-Stress und -Erholung wurden unter simultaner Beleuchtung mit einer Intensität von 100 Wm^{-2} durchgeführt. Die Minimodule wurden dabei auf einer Temperatur von 50 °C gehalten. Um die Dauer der Unterbrechung von PID-Stress und -Erholung möglichst gering zu halten, wurden die Minimodule auf einem Peltier-Kühler von 50 °C auf 25 °C gekühlt und im Anschluss an die Leistungsbewertung, vor der Fortsetzung des PID-Tests per Heizplatte auf 50 °C erwärmt.

5.2 Nachweis von Degradation und Sättigung durch PID-p

Minimodul R-1 wurde der positiven Hochspannung (1 kV-Stress) ausgesetzt, dabei wurde I_{sc} unter Lichteinfall durch die Rückseite mit einer Zeitauflösung von $\Delta t = 1$ s gemessen, so lassen sich besonders schnelle Änderungen identifizieren. In Abbildung 5.1a ist der zeitliche Verlauf des Kurzschlussstroms $I_{sc}(t)$ unter simultaner Beleuchtung gezeigt. Die gemessenen Werte $I_{sc}(t)$ sind normiert auf den initialen Messwert I_{sc}^0 für $t = 0$.

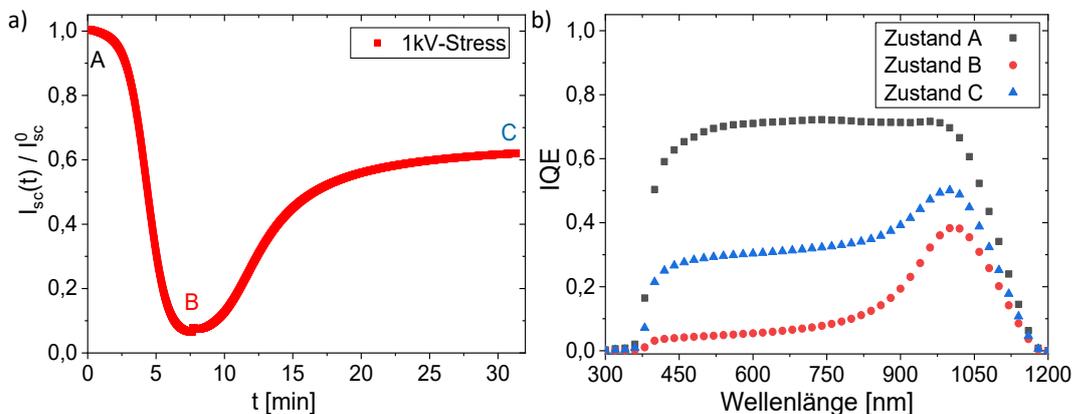


Abbildung 5.1: Minimodul R-1. a) Kurzschlussstrom, relativ zu initialem Messwert $I_{sc}(t)/I_{sc}^0$ unter Beleuchtung im Wellenlängenbereich von 400 nm bis 750 nm bei $T = 50^\circ\text{C}$. Im Zeitpunkt B wurde der PID-Test für Leistungsmessungen unterbrochen, wodurch sich der Sprung in $I_{sc}(t)/I_{sc}^0$ ergibt. Im Zeitpunkt C wurde der Test beendet. Die Messwerte sind in Tabelle 5.1 zusammengefasst. b) IQE von der Rückseite, ebenfalls zu den Zeitpunkten A, B und C gemessen. Durch PID-Bedingungen an der Rückseite erreicht die ORG in B ein Maximum und sättigt in C bei einem Niveau, das zwischen der ORG im initialen Zustand und maximaler ORG liegt. Entnommen aus Sporleder et al. [125].

Bei anliegender PID-Spannung sinkt der Strom auf 10 % des initialen Wertes. Da die Lichtquelle für die zeitaufgelöste Messung im Wellenlängenbereich von 400 nm bis 750 nm emittiert, wird der Verlust im $I_{sc}(t)$ gegenüber einer STC-Messung mit AM 1.5G Spektrum überbewertet. Nach Erreichen des Minimums, nach etwa 7,5 min, führt die Fortsetzung des 1 kV-Stresses zu einer Erholung auf etwa 60 % nach 30 min Testdauer. Die quantitative Leistungsbewertung erfolgte im initialen Zustand A, im Minimum bei Zustand B und bei erreichter Sättigung in Zustand C. Für die Durchführung der Leistungsmessung wurde der PID-Test manuell unterbrochen, als eine Verlangsamung der Änderung von $I_{sc}(t)$ beobachtet wurde. Die IQE-Messung der Rückseite, siehe Abbildung 5.1b, zeigt eine reduzierte IQE insbesondere für Photonen mit $\lambda < 800$ nm in Zustand B (rote Datenpunkte) im Vergleich zu Zustand A (schwarze Datenpunkte). In Zustand C (blaue Datenpunkte) ist die Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit im Vergleich zu Zustand B reduziert, obwohl die Rückseite weiterhin dem PID-Stress ausgesetzt wurde.

Die Leistungswerte der Zustände A, B und C von Minimodul R-1 sind in Tabelle 5.1 zusammengefasst. Die relativen Änderungen ΔB und ΔC beziehen sich jeweils auf den Zustand A. Die Messungen wurden unter Standard-Testbedingungen (STC) durchgeführt. V bedeutet Lichteinfall von der Vorderseite, R entsprechend Lichteinfall von der Rückseite. J_{sc} ist bei Lichteinfall von der Rückseite am deutlichsten von der Degradation betroffen. Die Verbesserung des Füllfaktors kann auf den reduzierten Strom und damit den geringen Leistungsverlust am Serienwiderstand im Punkt der maximalen Leistung zurückgeführt werden. Nicht konsistent zu dieser Erklärung ist, dass der FF bei Lichteinfall von der Vorderseite leicht abnimmt. Der starke Verlust des Stroms bei Lichteinfall von der Rückseite wird wieder dadurch erklärt, dass die Rekombination von Elektron-Loch-Paaren hoch ist, wenn diese nahe der Oberfläche generiert werden. Die Bifazialität der Leistung ϕ_p sinkt, da die

Tabelle 5.1: Minimodul R-1. Kurzschlussstromdichte J_{sc} , Leerlaufspannung U_{oc} , Füllfaktor FF , maximale Leistung P_{mpp} und Bifazialität der Leistung ϕ_p aus STC-I-U-Kennlinien. Die Zustände bezeichnen A den initialen Zustand, B den Zustand bei minimalem $I_{sc}(t)/I_{sc}^0$ und C den Zustand der Sättigung entsprechend Abbildung 5.1. ΔB und ΔC sind relative Änderungen, bezogen auf den initialen Messwert von Vorderseite (V) oder Rückseite (R). Die Tabelle wurde zuvor in Sporleder et al. [125] veröffentlicht.

Größe	Beleuchtung	A	B	ΔB [%]	C	ΔC [%]
J_{sc} [$A \cdot cm^{-2}$]	V	34,9	31,1	-10,8	31,8	-8,9
	R	22,4	5,8	-73,9	10,7	-52,3
U_{oc} [mV]	V	656,8	617,0	-6,1	623,1	-5,1
	R	642,8	571,5	-11,1	594,4	-7,5
FF [%]	V	76,6	76,3	-0,3	75,5	-1,4
	R	78,5	79,6	+1,5	79,4	+1,2
P_{mpp} [mW]	V	4434	3703	-17,8	3778	-16,2
	R	2851	671	-77,6	1272	-57,5
ϕ_p	R/V	0,643	0,18	-72,7	0,337	-49,2

Leistungsparameter stärker von der ORG bei Rückseitenbeleuchtung betroffen sind.

Der zeitliche Verlauf $I_{sc}(t)/I_{sc}^0$ während des PID-Tests ist für zwei weitere Minimodule, R-2 und C-1, in Abbildung 5.2 gezeigt. In Minimodul C-1 ist eine Solarzelle des Herstellers C enthalten, die in den Ergebnissen der Abschnitte 4.1.3 und 4.3 eine irreversible Degradation zeigte. Qualitativ zeigen die drei getesteten Minimodule unter PID-Stress das gleiche zeitliche Verhalten. In der 1 kV-Stressphase durchlaufen alle Minimodule ein Minimum für $I_{sc}(t)/I_{sc}^0$, das entspricht einem Zustand maximaler ORG. Nach dem Minimum steigt $I_{sc}(t)/I_{sc}^0$ an und sättigt auf einem höheren Niveau. Nach Erreichen dieser Sättigung wurden die PID-Tests jeweils manuell beendet.

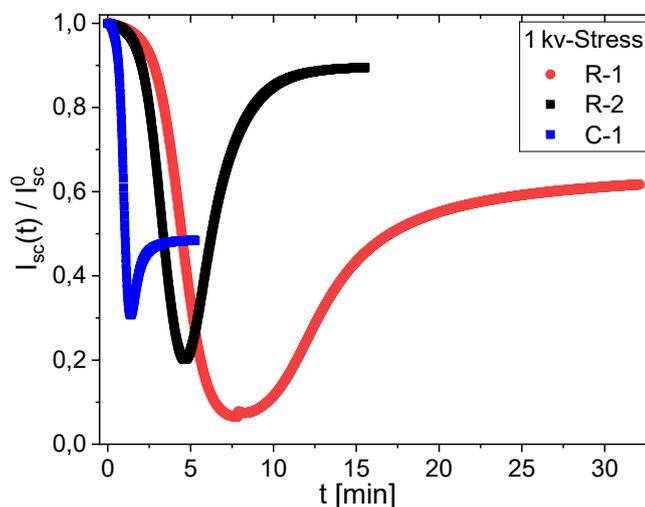


Abbildung 5.2: Zeitlicher Verlauf $I_{sc}(t)/I_{sc}^0$ während der PID-Stressphase für Minimodule R-1, R-2 und C-1. Alle Minimodule zeigen den gleichen Degradationsverlauf: Innerhalb weniger Minuten erreicht $I_{sc}(t)$ ein Minimum, gefolgt von einer Sättigung mit höherem $I_{sc}(t)$. Die Minimodule R-1 und R-2 enthalten Solarzellen desselben Herstellers. Das zeigt: Mit dem Zellprozess lassen sich für PID-p die I_{sc} -Niveaus im Minimum und bei Regeneration variieren. Für Probe R-1 ist der Sprung im Minimum von $I_{sc}(t)/I_{sc}^0$ nach ca 8 Minuten auf die Testunterbrechung zugunsten einer Leistungsmessungen zurückzuführen. Minimodul C-1, das anfällig für die irreversible PID ist, durchläuft die drei Zustände von PID-p. Testbedingungen: $U_{PID} = 1000$ V, $T = 50^\circ$ C, $G = 100$ Wm $^{-2}$. Diese Abbildung wurde zuvor in Sporleder et al. [125] veröffentlicht.

Minimodul R-2 erreicht nach 5 Minuten das Minimum bei $I_{sc}(t)/I_{sc}^0 \approx 0,2$. Die Sättigung ist nach 15 Minuten erreicht und liegt bei einem Wert von $I_{sc}(t)/I_{sc}^0 \approx 0,9$. Der Vergleich der Minimodule R-1 und R-2 zeigt, dass es eine signifikante Streuung des Degradationsverlaufs innerhalb eines Zellprozesses gibt: Sowohl in Zustand B als auch in C weist Minimodul R-2 im Vergleich zu Minimodul R-1 geringere Leistungsverluste auf. Auch die Zeitspannen zum Erreichen von Minimum und Sättigung sind unterschiedlich. Bei Minimodul C-1 wurde die Testsequenz nach 5 Minuten beendet. In weniger als 2 Minuten wurde das Minimum von $I_{sc}(t)/I_{sc}^0 \approx 0,3$ erreicht. Über eine Umkehrung der Vorspannung von $U_{PID} = 1000\text{ V}$ auf $U_E = -1000\text{ V}$ wurde das Erholungsverhalten dieses schnellen PID-Effektes untersucht.

Fazit: Erstmals wurden in-situ-Messungen zum Degradationsverhalten unter PID-p durchgeführt. Die Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit erreicht schnell ein Maximum und nimmt im weiteren PID-Verlauf ab und erreicht eine Sättigung. Auch wenn PID-p die getesteten Solarzellen unterschiedlich stark betreffen kann und mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten verläuft, ist der zeitlicher Verlauf $I_{sc}(t)/I_{sc}^0$ qualitativ gleich. Das deutet darauf hin, dass PID-p an der Rückseite bifazialer PERC-Solarzellen durch den Schichtstapel aus AlO_x und SiN_y oberhalb des p-dotierten Si-Wafers bedingt ist. Zeitaufgelöste PID-Tests sind von großer Bedeutung, sowohl für ein grundlegendes Verständnis von PID als auch in der Bewertung für das Ertragsrisiko im realen Betrieb von PV-Modulen: Bisherige PID-Tests sehen nach Testende lediglich eine Messung zur Erfassung des Degradationsverlustes vor. Es ist möglich, dass dieser Messpunkt in den Zustand der Sättigung C fällt. Der Energieertrag würde dann überschätzt.

5.3 Erholung von PID-p durch Spannungsumkehr

Die Reversibilität von PID-p wird bei entgegengesetzter Polarität der Hochspannung von $U_E = -1000\text{ V}$ untersucht. In Abbildung 5.3a sind zusätzlich die Messwerte während der Erholungsphase gegen die Zeit aufgetragen.

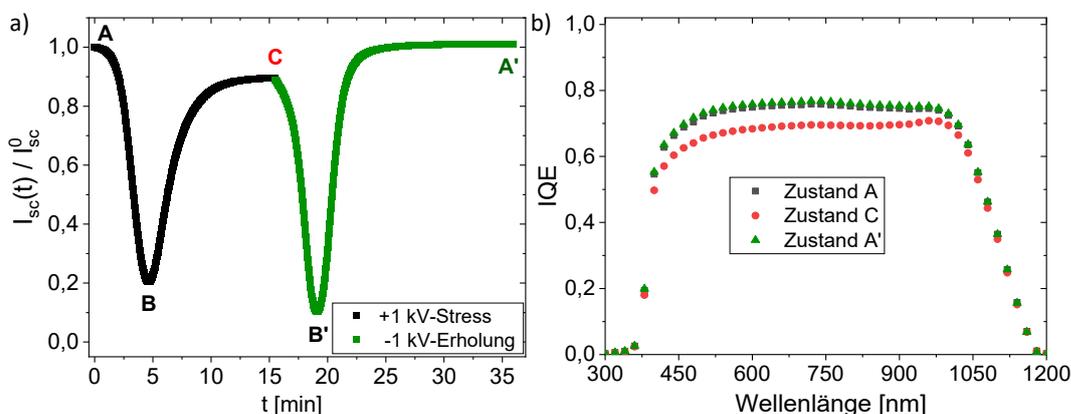


Abbildung 5.3: a) $I_{sc}(t)$ von Minimodul R-2, relativ zu initialem Messwert. Messbedingungen: Modultemperatur $T = 50^\circ\text{C}$ und Einstrahlung von $G = 100\text{ Wm}^{-2}$, ein Messwert je Sekunde. Eine positive Spannung $U_{PID} = 1\text{ kV}$ auf dem Modulglas entspricht der PID-Stressphase (schwarze Datenpunkte). Im Zustand C wurde der Test für IQE und Leistungsmessungen unterbrochen und im Anschluss mit negativer Spannung $U_E = -1\text{ kV}$ fortgesetzt (grüne Datenpunkte). In Zustand C ist eine Sättigung erreicht, die ORG nimmt nicht weiter ab, der gemessene Kurzschlussstrom nicht weiter zu. Wird die Spannung umgekehrt, setzt eine Erholung ein: Erneut wird das Minimum des I_{sc} – gleichbedeutend mit maximaler ORG – durchlaufen, anschließend wird der Ausgangszustand (A') eingenommen. b) $\text{IQE}(\lambda)$, gemessen bei $T = 25^\circ\text{C}$ mit Lichteinfall durch die Rückseite der Solarzelle; gemessen auf einem $20\text{ mm} \cdot 20\text{ mm}$ Bereich im initialen Zustand A (schwarz), im gesättigten Zustand C (rot) und nach Erholung A' (grün).

Die I_{sc} -Messung während der Stressphase von Minimodul R-2 wurde bereits in Abbildung 5.2 gezeigt. Im Falle einer umgekehrten Spannung (1 kV-Erholung) liegt die Rückseite des Minimodul-Glases auf negativem Potential bezogen auf die geerdete Solarzelle. Für die Minimodule R-2 und C-1 wurde der zeitliche Verlauf $I_{sc}(t)$ während der Erholungsphase nach vorheriger PID-Stressphase untersucht. Nach dem Erreichen der Sättigung (C) nach etwa 15 Minuten wurde der Versuch manuell für die Messung von I-U-Kennlinien und IQE angehalten. Nach dieser elektrischen Charakterisierung wurde der Test mit umgekehrter HV-Vorspannung fortgesetzt. Nach 35 Minuten wurde der Test manuell beendet und das Minimodul erneut elektrisch charakterisiert. Schwarze Datenpunkte in Abbildung 5.3a zeigen den zeitlichen Verlauf des normierten Kurzschlussstroms während der Stressphase, grüne Datenpunkte entsprechend den Kurzschlussstrom während der Erholungsphase. Ausgehend von Zustand C werden die beiden Zustände B' und A' in umgekehrter Reihenfolge bis zur vollständigen Erholung durchlaufen, wobei $I_{sc}(t)/I_{sc}^0$ im Minimum der Erholungsphase (B') bei einem leicht niedrigeren Wert als im Minimum der Stressphase (B) liegt. Das bestätigt auch die IQE-Messung, siehe Abbildung 5.3b. In Zustand C (rote Punkte) ist die IQE im Wellenlängenbereich 400 nm bis 900 nm um 5 % bis 8 % reduziert. Für $\lambda > 900$ nm ist der IQE-Verlust geringer, da Ladungsträger nahe der Raumladungszone erzeugt werden. Die Werte der IQE nach Erholung in Zustand A' (grüne Dreiecke) übertreffen die Werte des Initialzustandes A vor PID-Stress.

I-U-Messungen wurden für Minimodul R-2 unter Standard-Testbedingungen nach Erreichen der Sättigung in der PID-Stressphase (C) und nach Erholung (A') durchgeführt. Die Werte für J_{sc} , U_{oc} , FF und P_{mpp} sowie des Bifazialitätskoeffizienten der Leistung ϕ_P sind in Tabelle 5.2 zusammengefasst. Die relative Änderung der Leistung in Zustand C beträgt 4,9 % bei I-U-Messung mit Lichteinfall von der Vorderseite und 12 % bei einer I-U-Messung unter Lichteinfall von der Rückseite. Der Verlust ist deutlich geringer als bei Minimodul R-1, das aus einer Schwesterzelle produziert wurde. Das deutet auf eine prozessbedingte Schwankung der PID-Anfälligkeit hin. Die Zunahme von FF im Zustand C und der Verlust von FF im Zustand A' sind auf stromabhängige Verluste am Serienwiderstand zurückzuführen. Gleichermäßen zeigen In-situ- und STC-Messungen, dass PID-p vollständig reversibel ist. In Übereinstimmung mit dem Ergebnis der IQE-Messung in Abbildung 5.3b liegt die Leistung von der Rückseite mit $\Delta P_{mpp}^R = 2,7\%$ nach abgeschlossener Erholung (A') über der Leistung des initialen Zustands (A).

Tabelle 5.2: Minimodul R-2. Kurzschlussstromdichte J_{sc} , Leerlaufspannung U_{oc} , Füllfaktor FF , maximale Leistung U_{oc} und Bifazialität der Leistung ϕ_P aus STC-I-U-Kennlinien. A bezeichnet den initialen Zustand, C den Zustand nach erreichter Sättigung unter 1 kV-Stress und A' den Zustand der Erholung unter negativer Spannung. Zeitpunkte der Messung sind in Abbildung 5.3a gezeigt. Die relativen Änderungen ΔC und $\Delta A'$ sind bezogen auf den initialen Messwert von Vorderseite (V) oder Rückseite (R). Die Messwerte wurden zuvor in Sporleder et al.3 [125] veröffentlicht.

Größe	Beleuchtung	A	C	ΔC [%]	A'	$\Delta A'$ [%]
J_{sc} [$A \cdot cm^{-2}$]	V	35,2	34,3	-2,7	35,4	+0,5
	R	23,3	20,8	-10,6	23,9	+2,7
U_{oc} [mV]	V	661,3	647,6	-2,1	663,1	+0,3
	R	651,2	636,6	-2,2	652,9	+0,3
FF [%]	V	76,6	76,4	-0,3	76,4	-0,3
	R	78,0	78,6	+0,7	77,9	-0,2
P_{mpp} [mW]	V	4507	4286	-4,9	4529	+0,5
	R	2990	2632	-12,0	3070	+2,7
ϕ_P	R/V	0,663	0,614	-7,4	0,68	+2,1

Durch das Anlegen der Erholungsspannung stellt sich eine geringere ORG ein als im Initialzustand A, der sich ohne vorherige Behandlung durch tagelange Lagerung im Labor eingestellt hat.

In Abbildung 5.4 ist der I_{sc} -Verlauf für Minimodul C-1 gezeigt. Entspricht die Richtung des Spannungsabfalls den PID-Bedingungen (1 kV-Stress), ist das Minimum von I_{sc} (B) in weniger als zwei Minuten erreicht, die Sättigung (C) nach fünf Minuten. Um eine Erholung zu erreichen, wird die Spannungspolarität umgekehrt. Aus dem gesättigten Zustand (C) ist zunächst eine Abnahme des I_{sc} bis zum Minimum B' zu beobachten, es folgt eine Erholung bis zum Ausgangszustand (A'). Degradation und Erholung wurden dreimal wiederholt¹, was zeigt, dass die schnelle Degradation aufgrund von PID-p vollständig reversibel und reproduzierbar ist. Dabei erreichen die Minima in der Erholungsphase in jedem Zyklus einen geringeren I_{sc} -Wert als in den Stressphasen, markiert als B' in Abbildung 5.4. Obwohl Minimodul C-1 anfällig für den irreversiblen PID-Effekt ist, siehe Abbildung 4.2 und Abbildung 4.7, zeigt es den charakteristischen zeitlichen Verlauf von PID-p.

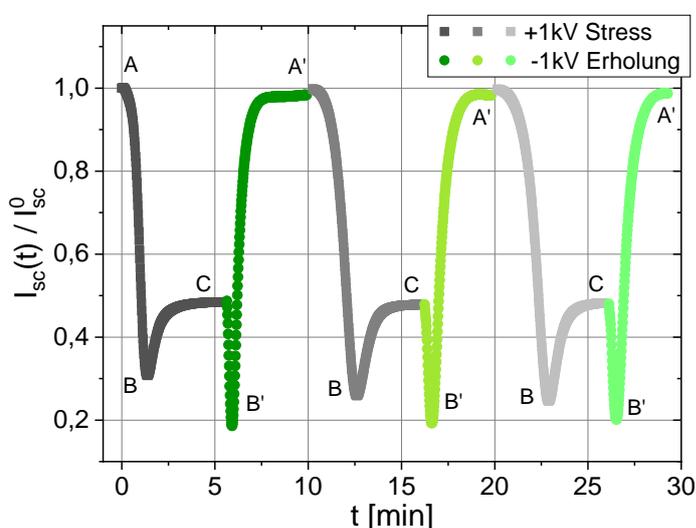


Abbildung 5.4: $I_{sc}(t)$ von Minimodul C-1, relativ zu initialem Messwert, gemessen bei $T = 50^\circ\text{C}$ Modultemperatur und Einstrahlung von $G = 100\text{Wm}^{-2}$, ein Messwert je Sekunde. Positive Spannung $U_{\text{PID}} = 1\text{V}$ auf Modulglas entsprechen der PID-Stressphase, dargestellt in Graustufen. Grüne Datenpunkte sind unter negativer Spannung $U_E = -1000\text{V}$ aufgenommen und entsprechen der Erholungsphase. Die getestete Solarzelle von Hersteller C zeigt auf kurzen Zeitskalen eine reversible Degradation durch PID-p. Diese Abbildung wurde zuvor in Sporleder et al. [126] veröffentlicht.

Fazit: Verschiedene charakteristische Zustände von PID-p wurden identifiziert und im Hinblick auf ihre Leistungsparameter charakterisiert. Dieses beobachtete Verhalten ist vollständig reversibel, wenn die Richtung des Spannungsabfalls umgekehrt wird. Die Dauer zum Erreichen von Degradation und Sättigung und umgekehrt, zum Rückgang in den Ausgangszustand, variieren für die zwei gezeigten Proben. Beide Male wird die Leistung im Ausgangszustand in der Erholungsphase voll wiederhergestellt. Die getestete C-Probe zeigt in den Zeiträumen der fünfminütigen PID-Belastung keine irreversible Schädigung, sondern das Erholungsverhalten von PID-p. Eine Modellvorstellung für PID-p unter Einbezug des passivierenden Schichtstapels aus AlO_x und SiN_y wird im nachfolgenden Abschnitt 6 behandelt.

¹Zur Trennung von Stress- und Erholungsphase wurde die Lichtquelle während der Umschaltvorgänge zwischen den Spannungen $U_{\text{PID}} = 1\text{kV}$ und $U_E = -1\text{kV}$ ausgeschaltet. So wurden leicht auffindbare Messwerte von $I_{sc} \approx 0\text{A}$ in der Zeitreihe generiert. Diese Werte sind nicht eingezeichnet.

6 | Modellvorstellung zu PID-p an PERC-Solarzellen

Die experimentellen Daten des vorherigen Abschnitts werden im Hinblick auf Ladungsträgerverluste durch Oberflächenrekombination analysiert und mit einem Solarzellmodell in einer PC-1D-Simulation validiert: Numerische Quanteneffizienzdaten zeigen, dass eine Veränderung der Feldeffektpassivierung durch zusätzliche Ladungen an der Oberfläche die experimentell gefundenen Ergebnisse erklären. Es wird ein Modell vorgestellt, das die Degradation und Erholung von PID-p durch Ladungen innerhalb der SiN_y -Schicht der Rückseite erklärt [125]. Diese Vorstellung greift die Arbeit von Yamaguchi und Kollegen auf. Yamaguchi et al. haben 2018 die Degradation von n-Typ Solarzellen durch PID-p untersucht: Mittels Elektron-Spin-Resonanz und Kapazitäts-Spannungs-Spektroskopie wurde die Flächendichte an K-Zentren bestimmt und nachgewiesen, dass diese sich umladen [13].

6.1 Ladungsumkehrmodell von PID-p

Das vorgestellte Modell zu PID-p basiert auf umladbaren Zuständen in der SiN_y -Schicht, welche die Feldeffektpassivierung durch negative Ladungen der AlO_x -Schicht aufheben und umkehren können. Dieses Modell nutzt die Ergebnisse aus PID-Tests mit simultaner Beleuchtung und erklärt das charakteristische zeitliche Verhalten von PID-p. K-Zentren im SiN_y können positiv geladen (K^+), negativ geladen (K^-) oder elektrisch neutral (K^0) vorliegen. Die gesamte Anzahl an K-Zentren, N_K , ist unveränderlich. Im Extremfall liegt nur K^- oder K^+ vor. Fällt eine Spannung zwischen Oberseite des Modulglases und Si-Wafer ab, fließt ein Leckstrom. Dabei werden Elektronen entweder in K-Zentren eingefangen oder aus diesen abgezogen. Mit der Änderung des Ladungszustands der K-Zentren ändert sich die Ladung der SiN_y -Schicht, $Q(\text{SiN}_y)$. Die Ladung der AlO_x -Schicht $Q(\text{AlO}_x)$ wird als unveränderlich negativ angenommen.

$$Q_P = Q(\text{AlO}_x) + Q(\text{SiN}_y) \quad (6.1)$$

Abhängig davon, ob im SiN_y mehr K-Zentren als K^- oder K^+ vorliegen, ändert sich Q_P und es werden die drei im zeitlichen Verlauf erkennbaren Zustände von PID-p hervorgerufen.

Zustand A – Initiale Feldeffektpassivierung

Im initialen Zustand, siehe Abbildung 6.1c, sind die Ladungszustände der K-Zentren zufällig verteilt. Die negative Ladung innerhalb der AlO_x -Schicht überwiegt: Es ist $Q_P = Q(\text{AlO}_x) < 0$ und die ORG ist durch die Elektronendichte an der Oberfläche begrenzt. Zur Simulation dieses Zustands wurde in PC-1D eine Oberflächenladung $Q^A/e_0 = -1 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ angenommen (gepunktete schwarze Linie). Alle Eingaben der PC-1D-Simulation befinden sich im Anhang A.1. Die Größenordnung der Oberflächenladungsdichte im initialen

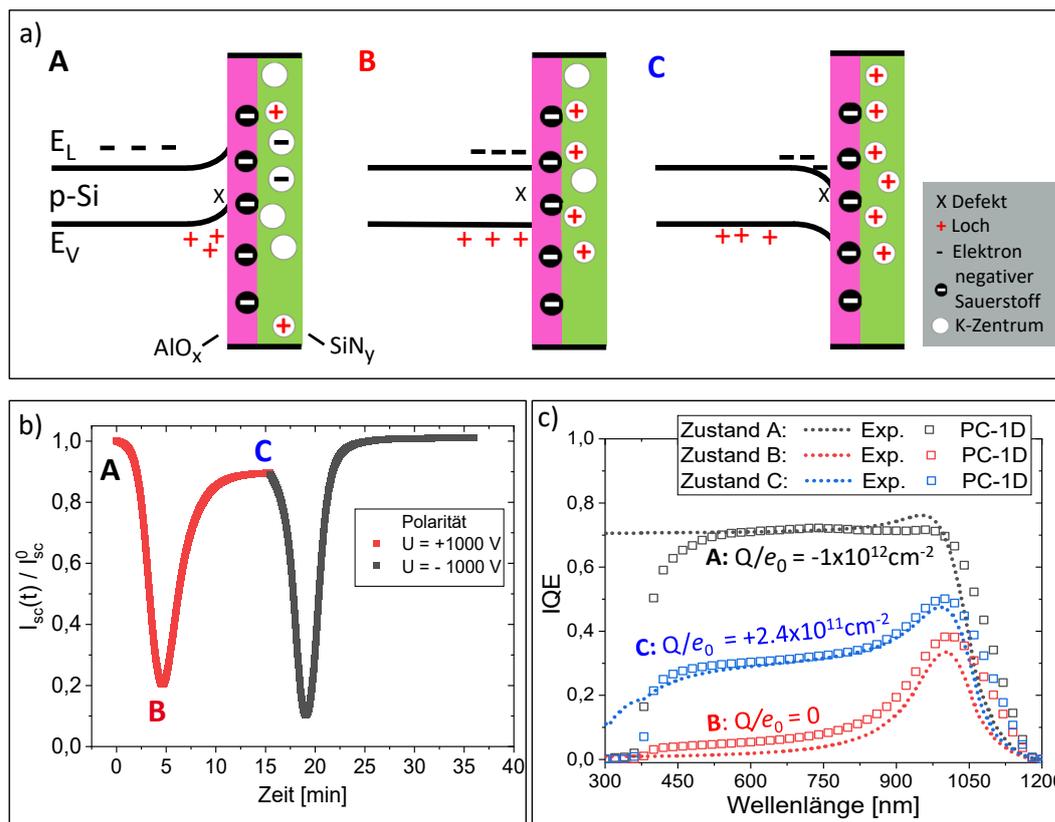


Abbildung 6.1: a) Darstellung des Bandverlaufs einer bifazialen PERC-Solarzelle mit p-Typ-Si-Wafer und Si/ AlO_x -Rückseitenpassivierung. Die Krümmung der Energieniveaus von Leitungsbandunterkante E_L und Valenzbandoberkante E_V wird durch die Nettoladung der Passivierschichten hervorgerufen. Die Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit S ändert sich durch das Verhältnis von Elektronen e zu Löchern h . In Zustand A werden Elektronen durch die Feldeffektpassivierung der AlO_x -Schicht durch die Ladung $Q(AlO_x)$ von der Si-Oberfläche abgestoßen, wodurch den Löchern die Rekombinationspartner fehlen. In Zustand B liegen e und h an der Grenzfläche vor, S wird maximal. In Zustand C werden Löcher von der Grenzfläche abgestoßen und limitieren so die ORG. b) Der zeitliche Verlauf von $I_{sc}(t)/I_{sc}^0$ resultiert aus der Änderung der e - und h -Konzentration, die sich infolge der Ladung Q_P der passivierenden Schichten ergibt. c) IQE der Rückseite: Darstellung von Messwerten (Rechtecke) und simulierten Werten (gestrichelte Linie), gemessen in den Zuständen A, B und C. Zum Erreichen der unterschiedlichen IQE-Werte in der PC-1D-Simulation wurde die Oberflächenladungsdichte $Q(SiN_y)$ bei konstanter Dichte an Oberflächendefekten variiert. Entnommen und verändert aus Sporleder et al. [125].

Zustand ist in der gleichen Größenordnung wie experimentell ermittelte Werte [39, 40]. Die Simulation zeigt im Wellenlängenbereich 500 nm bis 900 nm eine gute Übereinstimmung mit den Messwerten (schwarze Rechtecke). Unterhalb 500 nm weicht das Ergebnis der Simulation vom Messergebnis aus geometrischen Gründen ab: In einer realen PERC-Solarzelle liegt eine dreidimensionale Struktur vor, wobei sich an der Rückseite passivierte und kontaktierte Bereiche mit lokalem Rückseitenfeld abwechseln, vergleiche Abbildung 2.2. In der PC-1D-Simulation wird nur der Querschnitt über den passivierten Bereich berücksichtigt und ein idealer, verlustfreier elektrischer Kontakt angenommen, während die reale Solarzelle lokal unter den Kontaktfingern im Bereich des Al/Si-Übergangs eine erhöhte Rekombination aufweist. Optische Verluste durch Absorption von Photonen $\lambda < 400 \text{ nm}$ im SiN_y [42] sind außerdem in der vorliegenden PC-1D-Simulation nicht berücksichtigt.

Zustand B – Maximale Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit

Wird der PID-Test gestartet, fällt eine Spannung über Glas, EVA, SiN_y und AlO_x an der Rückseite ab. Als Leckstrom fließen Elektronen in Richtung Anode und elektrische Löcher in Richtung des kathodischen Si-Wafers. K-Zentren können je nach Ladungszustand K^0 oder K^- ein oder zwei Elektronen abgeben und so in den positiven Ladungszustand K^+ übergehen. Die Rekombinationgeschwindigkeit an der Rückseitenoberfläche wird maximal wenn $Q(\text{AlO}_x) + Q(\text{SiN}_y) \approx 0$ gilt. Die Feldeffektpassivierung der AlO_x -Schicht setzt aus. Dieser Zustand ist gekennzeichnet durch eine Anreicherung an Elektronen infolge des flachen Bandverlaufs am Si/ AlO_x -Übergang. An der Oberfläche des Si-Materials steigt so die Konzentration der Elektronen, die bei zuvor intakter Feldeffektpassivierung abgestoßen wurden. Nach SRH-Kinetik wird die Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit dadurch maximal, sodass h und e nun über Defekte an der Grenzfläche miteinander rekombinieren können. Aus Abbildung 6.1c) wird ersichtlich, wie sich die IQE für Wellenlängen $\lambda < 900\text{nm}$ reduziert, wenn keine Oberflächenladung, d.h. $Q_P/e_0 = 0$ vorliegt. Die gemessene IQE (rote Rechtecke) und simulierte IQE (rote Linie) zeigen eine gute Übereinstimmung für Photonen mit $\lambda < 800\text{nm}$.

Zustand C – Verarmung an elektrischen Löchern

Bei weiterer Fortführung des PID-Versuchs wird der Tiefpunkt B durchlaufen und anschließend die Sättigung C erreicht. Die Leistungswerte der Solarzelle sind gegenüber dem Minimum in Zustand B erhöht. Diese Sättigung im zeitlichen Verlauf von $I_{sc}(t)$ entsteht, weil alle K-Zentren im positiv geladenen Zustand K^+ vorliegen. Die Anzahl an K-Zentren ist größer als die Anzahl der festen negativen Ladungen: $Q(\text{AlO}_x) + Q(\text{SiN}_y) > 0$. Durch die elektrostatische Wechselwirkung werden nun Löcher von der Oberfläche abgestoßen. Es kommt zur Inversion der Ladungsträgerkonzentrationen im Si an der Si/ AlO_x -Grenzfläche. Gegenüber der maximal erreichten ORG in Zustand B ist die ORG nun durch die Lochkonzentration an der Grenzfläche begrenzt.

Fazit: Auf der Grundlage früherer Studien wird PID-p auf eine Änderung der Ladungszustände der K-Zentren im Siliziumnitrid zurückgeführt. In einem Modell zur Umkehrung der Oberflächenladung werden die Auswirkungen der HV-Vorspannung und der Umkehrung der Vorspannung auf die Ladungszustände der K-Zentren in der dielektrischen Rückseitenpassivierung beschrieben, was zu einem Zusammenbruch der Feldeffektpassivierung führt. So wie die K-Zentren reversibel umladbar sind, kann auch PID-p wiederholt hervorgerufen und vollständig ausgeheilt werden.

6.2 Relevanz für Solarzellen

Im Unterschied zu PID-c bleibt bei PID-p die Anzahl der Defekte an der Oberfläche gleich. Durch Umladung der K-Zentren innerhalb der SiN_y -Schicht in den K^+ -Zustand steigt die Konzentration der Elektronen an der Oberfläche, die bei zuvor intakter Passivierung abgestoßen wurden.

Nach dem Spannungsteilermodell von Naumann und Kollegen, siehe Abbildung 2.13, kann der Spannungsabfall über die passivierenden Schichten reduziert und auf Glas, Verkapselung oder Schutzfolie verlagert werden. Hara et al. untersuchten PID-bedingte Leistungsverluste bei geringen Spannungen und zeigten, dass PID-p an n-Typ-Solarzellen bereits bei Spannungen von $U = 115\text{V}$ auftreten kann [127]. Demnach kann PID-p nicht nur in gewerblich betriebenen PV-Anlagen mit hohen Systemspannungen von bis zu 1500 V erscheinen, sondern auch an PV-Aufdachanlagen privater Betreiber. Der Ansatz, ein Verkap-

selungsmaterial und eine Rückseitenfolie mit hohen elektrischen Widerständen zu nutzen, scheint eine Degradation durch PID-p nicht sicher auszuschließen, sondern eventuell nur zu verlangsamen. Allerdings wurde die Degradation durch PID-p an der Rückseite bifazialer PERC-Zellen unter geringen Spannungen bisher nicht untersucht. Schwierig ist dabei der Nachweis des Leistungsverlustes, da PV-Module, die von PID-p betroffen sind, auch bei Dunkellagerung oder Beleuchtung ausheilen [16]. Liegt ein Verdachtsfall vor, kann die Ausheilung in dem Zeitraum zwischen Demontage des PV-Moduls aus dem Solarpark oder PID-Test im Labor und Leistungsmessung eingesetzt haben, wodurch PID-p verborgen bliebe.

Ein Ansatz zur Vermeidung von PID setzt auf Zellebene an. Wie in Abschnitt 4.3 gezeigt, kann mit einem angepassten Zellprozess PID-Anfälligkeit insgesamt reduziert werden. Vom Hersteller der Zellen wurde mitgeteilt, dass dazu Änderungen im PECVD-Prozess der SiN_y - und AlO_x -Abscheidung vorgenommen wurden. Auch wurde gezeigt, dass Beleuchtung mit sichtbarem Licht während des PID Tests eine geringere Degradation hervorruft [125]. Als Ursache dafür kommt eine angepasste SiN_y -Schicht in Frage: Stöchiometrisches Si_3N_4 hat einen spezifischen Widerstand von $\rho \approx 5 \cdot 10^{13} \Omega\text{cm}$ [92]. Dieser sinkt für SiN_y mit $y = [\text{Si}] / [\text{N}] \approx 1$ um etwa eine Größenordnung [128]. Unter Beleuchtung steigt die Leitfähigkeit von Si-reichen SiN_y -Schichten für Licht im sichtbaren Bereich [93]. Wenn jedoch nur der Widerstand der SiN_y -Schicht reduziert wird, steigt der Spannungsabfall über die AlO_x -Schicht [125]. Bifaziale PERC-Module, die gegen PID beständig sind, sollten AlO_x - und SiN_y -Schichten mit angepassten Widerständen enthalten, kombiniert mit einer hochhohmigen Verkapselung, um den Spannungsabfall an der Solarzellpassivierung zu minimieren.

Neben der Reduktion der Anfälligkeit gegenüber PID durch Maßnahmen auf Zell- und Modulebene, wie zuvor besprochen, ließe sich PID-p nach dem vorgestellten Ladungsumkehrmodell auch durch die Anzahl an K-Zentren manipulieren. Einerseits würde ohne K-Zentren $N_K \approx 0$ keine Aufladung der SiN_y -Schicht stattfinden und die initiale Feldeffektpassivierung bliebe erhalten. Andererseits zeigt Abbildung 5.2, dass unterschiedliche Leistungsniveaus in Zustand C erreichbar sind: Der zeitliche Verlauf zeigt, das Minimodul R-2 im Sättigungszustand einen Wert von $I_{sc}(t)/I_{sc}^0 \approx 90\%$ erreicht. Minimodul R-1 erreicht hingegen nur einen Wert von $I_{sc}(t)/I_{sc}^0 \approx 60\%$ des Ausgangszustandes, siehe Abbildung 5.1.

Zur Verdeutlichung ist in Abbildung 6.2 die Dichte von Elektronen und Löchern bei rückseitiger Beleuchtung der Solarzelle mit 1000 W m^{-2} im Abstand von $0,20 \mu\text{m}$ bis zur Si-Oberfläche bei $0 \mu\text{m}$ gezeigt. In der PC-1D-Simulation wurden unterschiedliche Dichten für Elektronen und Löcher durch Anpassung der Oberflächenladungsdichten eingestellt. In einer Entfernung von $0,2 \mu\text{m}$ wirkt sich die Oberflächenladung nicht auf die Konzentration der Löcher p aus und entspricht der Akzeptorkonzentration: $p \approx N_A$. Wird die Oberflächenladungsdichte beginnend im initialen Zustand mit $Q^A/e_0 = -1 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ zunächst auf $Q^B/e_0 = 0 \text{ cm}^{-2}$ für den Zustand B der maximalen ORG und auf $Q^C/e_0 = 2,24 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ für den Zustand C der Sättigung heraufgesetzt, sinkt die Lochdichte p zur Si-Oberfläche hin. Die Elektronendichte n hingegen ist auch im Inneren des Halbleiters abhängig von der Oberflächenladung. In Zustand B ist $n \approx 2 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-3}$ im Inneren des Halbleiters etwa hundertfach reduziert, dies ist auf die hohe Rekombination in der Grenzfläche zurückzuführen. Das heißt, die hohe ORG ist für den reduzierten I_{sc} im degradierten Zustand verantwortlich. Bei $Q^C/e_0 = 2,24 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ steigt n zur Oberfläche hin während p und die Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit sinken. Eine noch größere positive Ladung der Oberfläche $Q^D/e_0 = 2,5 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ führt zur Inversion $n > N_A$. Die ORG ist geringer als in Zustand C. Wenn durch die PECVD-Abscheidung von SiN_y die Dichte an K-Zentren erhöht wird, kann durch PID eine Inversion der Ladungsträgerkonzentrationen an der Rückseite eingestellt werden, wie Hezel und Jäger bereits mit dem Konzept der Inversionsschicht-Solarzelle

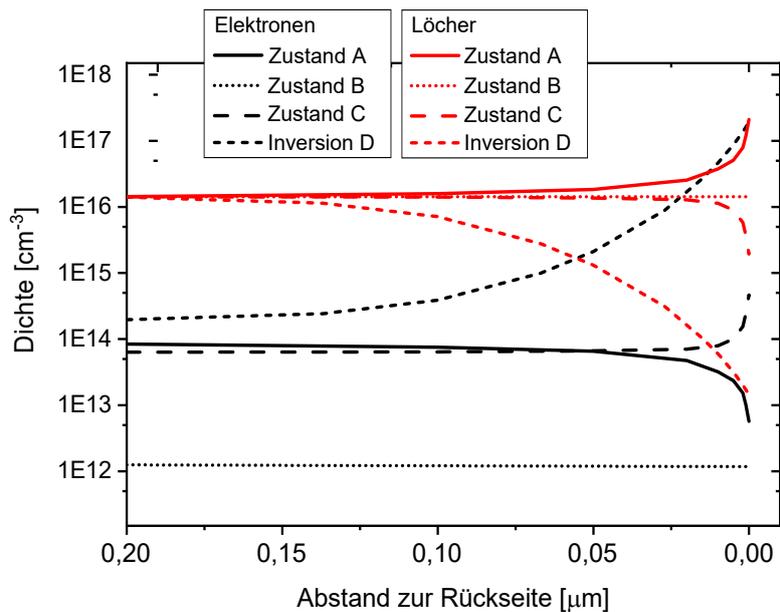


Abbildung 6.2: Konzentrationen von Elektronen (schwarz) und Löchern (rot) in p-Si abhängig von der Oberflächenladungsdichte Q/e_0 , aufgetragen gegen die Entfernung von der Si-Waferoberfläche auf der x-Achse.

(engl. *metal insulator semiconductor inversion layer*, MIS-IL) zeigten [39]. Durch PID würden Solarmodule so in einem definierten Zustand betrieben, wenn sie im Freifeld in Inversion übergehen und stabil dort gehalten werden können.

7 | Mikrostruktur von PID-c

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der Untersuchungen auf mikrostruktureller Ebene zu den durch die Hochspannungsbelastung der PID-Tests hervorgerufenen Veränderungen gezeigt. Basierend auf diesen Ergebnissen wurde der so erstmals gefundene Effekt als korrosiver PID-Mechanismus (PID-c) bezeichnet und in verschiedenen Arbeiten untersucht [117, 120, 122, 129–131]. Nach den Untersuchungen des Defektbildes in diesem Abschnitt wird die Modellvorstellung zum Ablauf von PID-c in Abschnitt 8 behandelt.

7.1 Mikrostrukturelles Defektbild von PID-c

Hinsichtlich des Ausheilverhaltens wurden in Abschnitt 4.1.3 drei Möglichkeiten gefunden. Demnach kann PID an der Rückseite der Solarzellen vollständig, nur anteilig oder gar nicht reversibel sein. In Abschnitt 4.3 zeigten Proben von Hersteller C zudem, dass die irreversible PID mit einer inhomogenen Defektverteilung einhergeht. Darauf aufbauend wird das unterschiedliche Ausheilverhalten in diesem Abschnitt auf die mikrostrukturellen Ursachen hin untersucht. In lateraler Auflösung werden an der Rückseite der Solarzelle lokale Bereiche identifiziert, in denen elektronenstrahl- und lichtstrahlinduzierte Ströme stark reduziert sind. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen zeigen strukturelle Schäden der Oberflächen. An strukturellen Defekten zeigt sich eine Oxidation des Si an der Si/ AlO_x -Grenzfläche.

7.1.1 Vorgehensweise: PID-Test und Nachweis lokaler Defekte

PID-Tests wurden an $5\text{ cm} \times 5\text{ cm}$ großen Gebieten durchgeführt, siehe Abbildung 7.1. Von den Solarzellen der Hersteller A, B und C wurden jeweils zwei Bereiche auf der Rückseite untersucht.

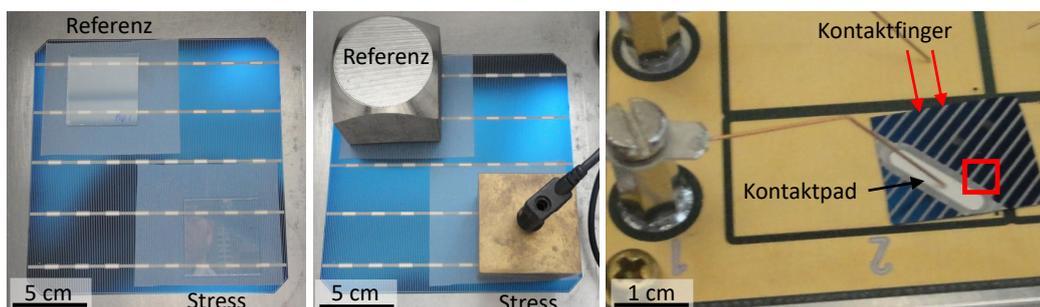


Abbildung 7.1: Links: Solarzelle von Hersteller C. Lokal ist EVA und Glas aufgebracht. Mitte: Während des PID-Tests wurde das Gebiet unten rechts gestress. Der Messing-Block befindet sich auf 1000 V. Die Rückseite der Zelle ist geerdet. Der Glas-EVA-Schichtstapel wird im Referenzgebiet mit einem Stahlblock beschwert, im gestressten Gebiet durch die Messing-Elektrode. Rechts: Ein ausgebrochenes Zellstück. Das Bruchstück liegt auf einem EBIC-Probenhalter. Ein Kontaktpad der Zelle wird als elektrischer Kontakt für die EBIC-Messungen genutzt. Das rote Quadrat der Zelle ist zur Orientierung eingezeichnet: Spätere LBIC- und EBIC-Messungen wurden zwischen zwei Kontaktfingern ausgeführt.

Über dem als „Stress“ gekennzeichneten Gebiet wurden EVA und Glas aufgelegt, anschließend wurde bei einer Temperatur von 85 °C für 24 h eine Spannung von 1000 V auf der Glasoberfläche gegenüber der metallischen Unterlage angelegt. Der Referenzbereich wurde mit dem gleichen Schichtstapel aus Glas und EVA versehen und bei gleicher Temperatur und Zeit, jedoch ohne Spannung behandelt. Durch das Gewicht des Messingblocks, der im PID-gestressten Bereich als Elektrode dient, bzw. des Stahlblocks im Referenzbereich wird der Schichtstapel aus EVA und Glas auf die Solarzelle aufgedrückt. Nach dem PID-Test wurden Glas und EVA entfernt. Aus dem Stress- und Referenzbereich wurden 1 cm × 1 cm große Bereiche herausgebrochen. Vor den weiteren Untersuchungen wurden die Rückseitenoberflächen der Zellfragmente mit Toluol, Ethanol und destilliertem Wasser gereinigt. Zur Lokalisierung PID-bezogener Defekte wurden die degradierten Proben mit ihren jeweiligen Referenzen verglichen.

7.1.2 Ortsaufgelöste Verlustanalyse nach PID

Um die laterale Verteilung der PID-bedingten Defekte im Millimeter- bis Mikrometermaßstab sichtbar zu machen, wurden zunächst beide Probenarten, die PID-beanspruchte Probe und die Referenzprobe, von Solarzellen der Hersteller A, B und C untersucht. Abbildung 7.2 zeigt die lateralen Unterschiede durch Rückseiten-PID. Die μ LBIC-Messungen wurden unter Lichteinfall von der Solarzellrückseite zwischen zwei Kontaktfingern durchgeführt. Die metallischen Kontaktfinger führen zu einer Abschattung des Si-Halbleitermaterials und erscheinen daher schwarz. Im Gegensatz zu den Referenzproben, die ein gleichmäßig helles LBIC-Signal im aktiven Zellbereich zwischen den Kontaktfingern zeigen, weisen die degradierten Proben aller Zelltypen kreisförmige Bereiche mit verringerter μ LBIC-Intensität auf.

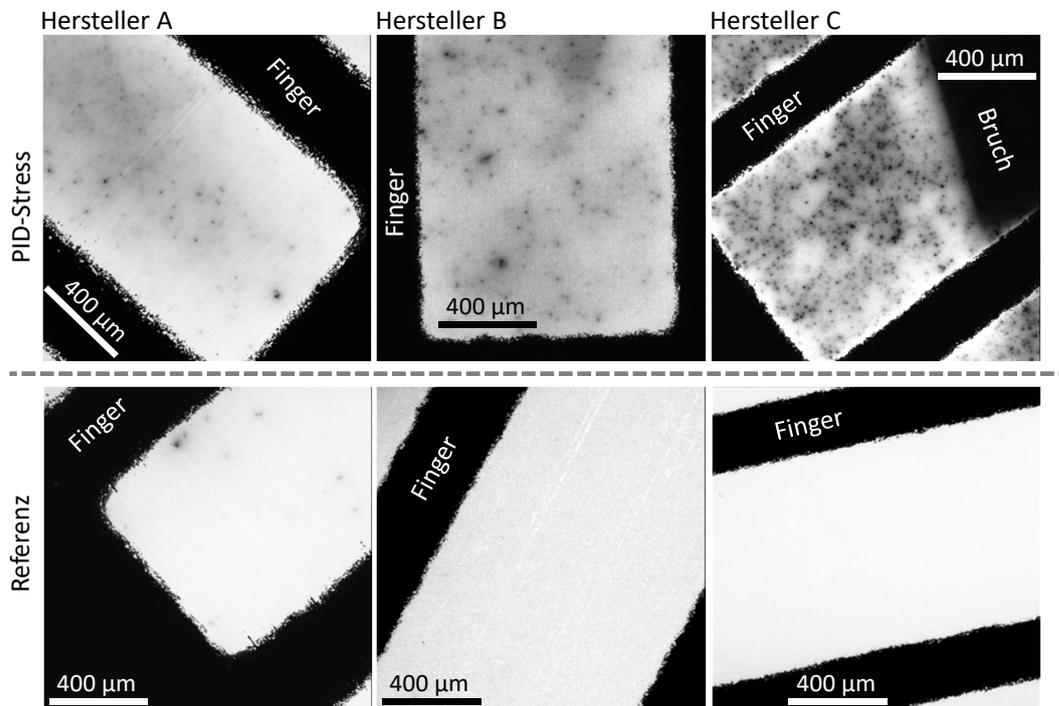


Abbildung 7.2: Ortsaufgelöste Strommessung mittels LBIC bei einer Wellenlänge von $\lambda = 555$ nm. Abbildung der Rückseite. PID-belastete Proben (obere Reihe) und Referenzproben (untere Reihe) gehören spaltenweise zu den Herstellern A, B und C. Kontaktfinger stellen sich schwarz dar. Die gestresste Zelle von Hersteller C ist im rechten Bereich so gebrochen, dass der Stromfluss verhindert wird. Die Abbildung wurde zuvor von Sporleder et al. [117] veröffentlicht.

Innerhalb eines Durchmessers von $20\ \mu\text{m}$ um die dunkeln Bereiche ist der gesammelte Strom reduziert, was entweder auf eine lokal geringere Generation von Elektron-Loch-Paaren oder auf eine erhöhte Rekombination zurückzuführen ist. Im Vergleich zu den Solarzellen der Hersteller B und C zeigt die Solarzelle von Hersteller A nach dem PID-Test die geringste Anzahl punktförmiger Defekte. Bei Hersteller A zeigten die Tests an Minimodulen eine vollständige Ausheilung der Degradation, weshalb PID-p als zugrundeliegender Mechanismus angesehen wird. Eine auffallend hohe Dichte lokal degradierter Bereiche ist in der Probe von Hersteller C sichtbar, was darauf hindeutet, dass die irreversible PID mit lokalen Defekten einhergeht. Nach dem PID-Stress wurde an den drei Zellfragmenten in der oberen Reihe in Abbildung 7.2 in höherer Ortsauflösung nach den Ursachen der kreisförmig erscheinenden Defekte gesucht.

Für die Probe von Hersteller A ist ein Sekundärelektronenbild (SE-Bild) in Abbildung 7.3a) und der elektronenstrahlinduzierte Strom (EBIC) im selben Gebiet in Abbildung 7.3b) gezeigt. Jeweils im linken und rechten Bildrand verlaufen die Kontaktfinger vertikal. Via EBIC wurden dunkle Bereiche identifiziert. Exemplarisch sind drei davon mit Pfeilen markiert.

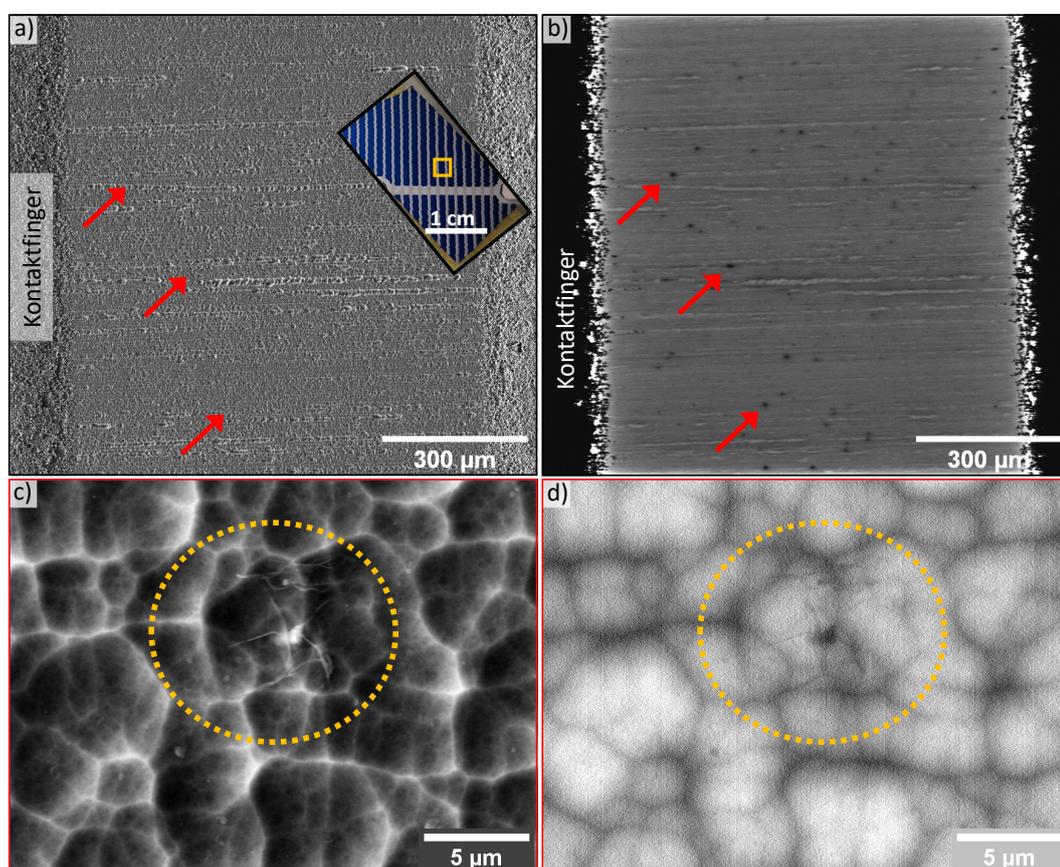


Abbildung 7.3: REM-Untersuchung der Rückseitenoberfläche einer Zelle von Hersteller A nach PID-Test. Die Beschleunigungsspannung des Elektronenstrahls beträgt $U = 10\text{ kV}$. a) Sekundärelektronen-Bild (SE) und Foto des untersuchten Zellfragments als Übersichtsbild: Die gezeigten Aufnahmen stammen aus dem gelb eingerahmten Bereich. b) Elektronenstrahl-induzierter Strom (EBIC). Die Kontaktfinger am Bildrand erscheinen schwarz. In der aktiven Zellfläche zwischen den Kontaktfingern fallen einige kreisförmige Gebiete wegen des dunkleren EBIC-Signals auf. Beispielfhaft sind drei Bereiche reduzierten EBIC-Signals mit roten Pfeilen markiert. Die 5000-fache Vergrößerung eines Bereichs lokalen Stromverlusts ist in c) als SE-Bild und in d) als EBIC gezeigt. An der Oberfläche (gelb eingekreist) haftet eine Verunreinigung an. Ein struktureller Schaden ist nicht sichtbar.

In Abbildung 7.3c) ist die unregelmäßige Struktur der Oberfläche durch die saure Texturierung des Wafers erkennbar. Höher liegende Bereiche erscheinen im SE-Bild heller. Der detailliert betrachtete Defekt (gelb eingekreist) erscheint im SE-Bild in Abbildung 7.3c) heller als die Umgebung: Das deutet auf Reste des EVA-Verkapselungsmaterials an der Oberfläche hin. Das EVA absorbiert einen Teil des Elektronenstrahls, wodurch es sich auflädt und damit gleichzeitig das Si abschattet, weshalb der induzierte Strom reduziert ist, wie der gelb eingekreiste Bereich in Abbildung 7.3d) zeigt.

Die Probe des Herstellers B zeigte in den bisherigen Untersuchungen ein anteiliges Ausheilen. Nach dem PID-Test sind in der LBIC-Aufnahme in Abbildung 7.2 Gebiete mit geringerem induzierten Strom erkennbar. Ein Übersichtsbild des Zellfragments ist als Foto in Abbildung 7.4a) eingefügt. In dem grün markierten Bereich wurden das SE- und EBIC-Übersichtsbild aufgenommen.

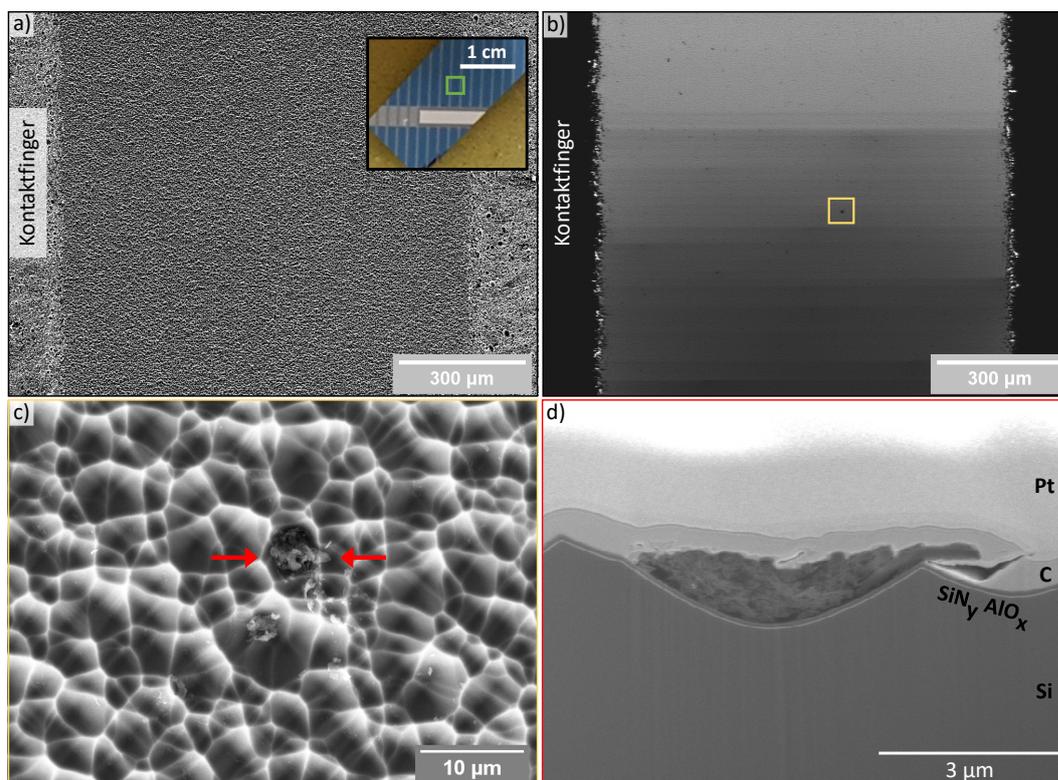


Abbildung 7.4: Die schwarze Box zeigt das untersuchte Zellfragment von Hersteller B. Die Position von a) SE-Bild und b) EBIC-Aufnahme von der Rückseitenoberfläche zwischen zwei Kontaktfingern entspricht dem grünen Rechteck. Die Beschleunigungsspannung des Elektronenstrahls beträgt $U = 10\text{ kV}$. Punktförmig sind die EBIC-Signale reduziert. Eine SE-Aufnahme in der Draufsicht des gelb markierten Bereichs ist in höherer Vergrößerung in c) zu sehen. An einem FIB-Querschnitt zwischen den roten Pfeilen wurde ein SE-Bild aufgenommen, siehe d). In der Texturgrube haftet eine Verunreinigung auf der SiN_y-Beschichtung an und schirmt das Si ab. Die Beschleunigungsspannung des Elektronenstrahls bei d) beträgt $U = 4\text{ kV}$.

Die EBIC-Aufnahme in Abbildung 7.4b) zeigt, vertikal verlaufend, eine Abnahme der Stromintensität: Durch den Primärelektronenstrahl sinkt mit zunehmender Messzeit der Stromfluss durch die Solarzelle, was das Navigieren auf der Probe erschwert, weil die Kontraste im EBIC mit der Messzeit abnehmen. Ein auffälliger, dunkel erscheinender Bereich ist gelb markiert. Dieser ist im Übersichts-SE-Bild in Abbildung 7.4a) zunächst nicht auffällig. In höherer Ortsauflösung zeigt sich in der SE-Aufsicht in Abbildung 7.4c) ein auffälliges Merkmal in einer Texturgrube (rote Pfeile).

In ebendiesem Bereich wurde mittels Focussed-Ion Beam (FIB) ein Querschnitt angefertigt. Von oben kommend stellen sich eine Pt- und C-Schutzschicht auf der Probe dar. Auf der Rückseite der Solarzelle sind eine SiN_y - und eine AlO_x -Passivierschicht auf dem Si-Wafer aufgebracht. Zentral im Querschnitt befindet sich die Verunreinigung oberhalb der SiN_y -Schicht. Die Reduktion des induzierten Stroms ist die Folge der Abschirmung des Si durch die aufliegende Verunreinigung. Eine strukturelle Veränderung nach dem PID-Test ist an der Rückseite der Solarzelle von Hersteller B nicht erkennbar.

Die REM-Aufnahmen an einer Solarzelle von Hersteller C in Abbildung 7.5 offenbaren strukturelle Schäden durch die irreversible PID. Das EBIC-Übersichtsbild in Abbildung 7.5b) zeigt kreisförmige Bereiche erhöhter Rekombination. Der Bereich innerhalb des roten Rechtecks ist in Abbildung 7.5c) als SE-Bild und in Abbildung 7.5d) als EBIC-Aufnahme gezeigt. Die SE-Aufnahme in Abbildung 7.5c) zeigt als auffälligstes Merkmal mehrere Beschädigungen der Passivierschicht der Rückseitenoberfläche.

Die Schäden sind kreisförmig und nehmen einen Durchmesser von einigen Mikrometern ein. Während Defekte in Abbildung 7.5b) nur durch ein reduziertes EBIC-Signal auffallen, ist in der höheren Auflösung in Abbildung 7.5d) ein höheres EBIC-Signal im Bereich der Löcher in der Passivierung sichtbar, siehe blaues Rechteck. Im Bereich der Löcher ist scharf abgegrenzt ein größerer Strom messbar als im Bereich der angrenzenden, nicht sichtbar geschädigten Passivierschichten. Durch das Fehlen von Teilen der SiN_y - und oder AlO_x -Schicht gelangen mehr Elektronen in das Si. Weiter können per EBIC rekombinationsaktive Bereiche ohne oberflächliche Schäden gefunden werden, diese sind in den Abbildungen 7.5c) und 7.5d) als „1“ und „2“ hervorgehoben. Aufliegende Partikel (P) sind durch ihren scharf abgegrenzten EBIC-Kontrast zu erkennen. Der Lochboden erscheint in Abbildung 7.5e) porös. Da der Primärelektronenstrahl schräg einfällt, können Elektronen auf die Lochflanke treffen, wodurch SE im unteren rechten Bereich leichter ins Vakuum übergehen. Der im gelben Kasten hervorgehobene Bereich ist in höherer Vergrößerung als Abbildung 7.5f) eingefügt. Das SE-Bild wurde mit einer Beschleunigungsspannung $U = 2\text{ kV}$ aufgenommen und ist wegen der geringeren kinetischen Energie der Elektronen sensitiver für oberflächennahe Defekte. Darin sind zum einen ein Loch (L) in der Rückseitenpassivierung und zusätzlich ein Stapelfehler (SF, pinke gestrichelte Linie) gezeigt. Stapelfehler sind im Zusammenhang mit PID-s bekannt. Diesen Stapelfehler umgibt ein dunkler, runder Bereich. Per Image-J [132] wurden 250 ± 5 solcher kreisförmigen Schädigungen in der aktiven Zellfläche (die Fläche des Kontaktfingers wurde nicht berücksichtigt) aus Abbildung 7.5a) von ca. $0,2\text{ mm}^2 \pm 0,005\text{ mm}^2$ ermittelt. Löcher sind damit der häufigste Defekt. Die Referenzproben von Hersteller C – ohne PID-Test – weisen keine derartigen Merkmale auf. Um die mikrostrukturelle Ursache der Defekte durch PID aufzuklären, wurden Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) und energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) im Querschnitt durchgeführt. Die Zielpräparation erfolgte in einem Zweistrahlinstrument, wobei das Zielgebiet mittels Rasterelektronenmikroskop abgebildet und mittels fokussiertem Ionenstrahl (FIB) zu einer Lamelle gedünnt, herausgelöst und in-situ per Mikromanipulator auf einen Halter geklebt wurde. Anschließend erfolgte ein Niederspannungspolitur der Lamelle. Ein Übersichtsbild der TEM-Lamelle ist in Abbildung 7.6f) gezeigt. Die Lage ist so gewählt, dass das Loch in der Rückseitenpassivierung (L) und der Stapelfehler (SF) angeschnitten sind. Links ist das Loch, rechts der Stapelfehler angeschnitten. Die Bereiche für hochauflösende TEM- und EDX-Analysen sind durch Kästen hervorgehoben.

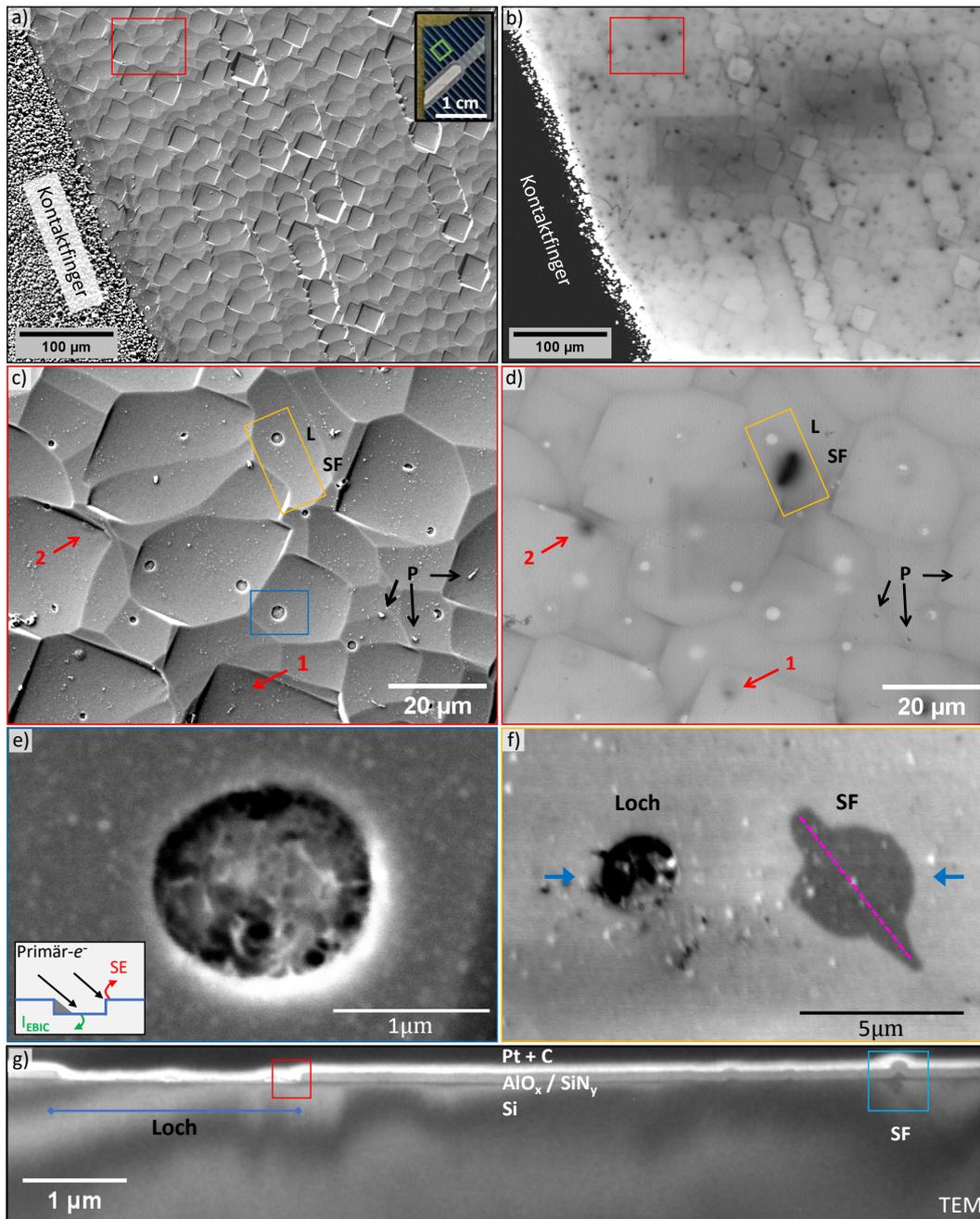


Abbildung 7.5: Foto des Zellfragments nach PID-Test in a) zur Orientierung. Rückseitenoberfläche einer Zelle von Hersteller C mit irreversibler PID. a) 10 kV-SE-Übersichtsbild. b) Das dazugehörige EBIC-Bild zeigt kreisförmige Bereiche mit reduziertem EBIC-Signal. SE und EBIC sind für den rot markierten Bereich in höherer Ortsauflösung in c) und d) abgebildet, ebenfalls mit $U = 10\text{ kV}$. Aus dem SE-Bild c) sind aufliegende Partikel (P) und Löcher in den Passivierschichten der Rückseitenoberfläche erkennbar. Beispielphaft ist das Loch im blauen Rechteck als SE-Bild in e) gezeigt, der Lochboden erscheint rau. Primärelektronen treffen schräg auf das Loch, dadurch ist der Bereich des Lochbodens oben links von der Passivierung abgeschattet. Unten rechts treffen Elektronen innen auf die Seitenwand, das SE-Signal ist erhöht (siehe Schema). Zusätzlich rekombinieren Elektronen in Bereichen ohne erkennbaren Schaden der Passivierschicht, hervorgehoben in rot als „1“ und „2“. Gelb markiert und in f) als 2 kV-SE-Bild dargestellt, sind ein Loch (L) und ein Stapelfehler (SF) erkennbar. Eine TEM-Lamelle wurde in diesem Bereich präpariert. g) TEM-Übersichtsbild: Die Lamelle verläuft zwischen den blauen Pfeilen in f) und schneidet ein Loch und einen Stapelfehler. Pt und C wurden als Schutzschichten abgeschieden. Entnommen und verändert aus Sporleder et al. [117].

7.1.3 Defektdiagnostik im Querschnitt

Die Untersuchung des Defektbildes wird unterteilt in Untersuchungen an offenliegenden und verdeckten Defekten. Als offenliegend werden die Defekte mit auffälligen Strukturen im SE-Bild und verändertem EBIC-Kontrast gezählt, während verdeckte Defekte eine erhöhte Rekombination in EBIC ohne erkennbaren Schaden der Oberfläche aufweisen.

Offenliegende Defekte

Im Querschnitt eines Lochs, im HAADF-Bild in Abbildung 7.6a) ist erkennbar, dass sich der strukturelle Schaden in der Tiefe über das $\text{AlO}_x/\text{SiN}_y$ -Schichtsystem erstreckt und bis in den Si-Wafer hineinreicht. Innerhalb des Lochs ist das gesamte Passivierungsschichtsystem gestört. Um die Elementverteilung zu klären, wurden EDX-Mappings im selben Bereich durchgeführt, wobei die Elemente über die Energien ihrer K-Röntgenlinien bestimmt werden. Der Schichtstapel aus AlO_x -Schicht und SiN_y -Schicht ist im rechten Bereich intakt

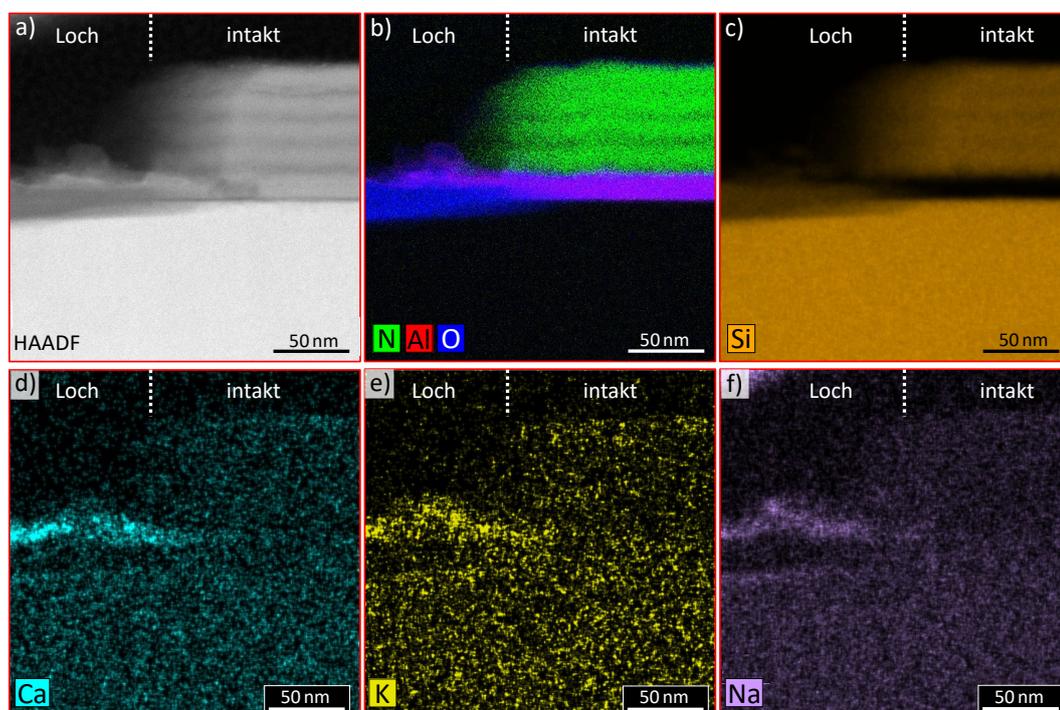


Abbildung 7.6: a) 300 kV-HAADF-Aufnahme eines Übergangsbereichs aus Loch und intakter Passivierung. b) EDX-Elementnachweise von Stickstoff (N), Aluminium (Al) und Sauerstoff (O). c) EDX-Elementnachweis für Silizium (Si). Der Vergleich der O- und Si-Verteilung in b) und c) zeigt eine Oxidation der Si-Waferoberfläche zu SiO_2 im PID-betroffenen Bereich. Im Lochbereich fehlt die SiN_y -Schicht. Reste der AlO_x -Schicht befinden sich auf der SiO_2 -Schicht. Im oberen Bereich des Lochbodens aus AlO_x und SiO_2 befinden sich Verunreinigungen von d) Ca, e) K und f) Na. Abbildung aus Sporleder et al. [117] entnommen und verändert.

und fehlt vollständig im Lochbereich (Abbildung 7.6b), wodurch die SE-Aufnahmen in Abbildung 7.5c) die charakteristischen Löcher der Rückseite zeigen. Die Dichteschwankungen innerhalb der SiN_y -Schicht sind bedingt durch die Anzahl der Quellen während der Abscheidung. Die Dicke der SiN_y -Schicht beträgt $d_{\text{SiN}_y} = 70 \text{ nm} \pm 3 \text{ nm}$. Die Dicke der ungeschädigten AlO_x -Schicht beträgt $d_{\text{AlO}_x} = 17 \text{ nm} \pm 3 \text{ nm}$. Vom rechten in den linken Bildbereich, also zur Schädigung übergehend, zeigt die Intensitätsverteilung der charakteristischen Röntgensignale am Boden des Lochbereichs eine Schicht aus Si und O. Per

EDX wurde das Konzentrationsverhältnis O/Si zu $2,1 \pm 0,2$ bestimmt, was die Bildung einer SiO_2 -Schicht mit einer Dicke von bis zu $d_{\text{SiO}_2} = 26 \text{ nm} \pm 3 \text{ nm}$ erkennen lässt. Die Schichtdicke übersteigt die Dicken einer nativen SiO_2 -Schicht auf Si von etwa 1 nm bis 3 nm deutlich. Im Lochbereich, im linken Rand des Bildausschnitts von Abbildung 7.6c) ist die Intensität des Si-Signals bis zu einer Tiefe von 12 nm reduziert, was zeigt, dass die Oxidation in die Waferoberfläche hineinreicht. Teilweise befinden sich Reste der AlO_x -Schicht auf der SiO_2 -Schicht. Insbesondere ist am Sauerstoffsignal unterhalb des AlO_x ein seitliches Fortschreiten der Oxidation zu erkennen. Auf der AlO_x - und SiO_2 -Schicht im Bereich des Lochs befinden sich erhöhte Konzentrationen von Na, Ca und K, siehe Abbildung 7.6d) bis Abbildung 7.6f). Da diese Verunreinigungen an den Oberflächen nicht signifikant vorkommen, was z. B. für Natrium durch Menschen als Kontaminationsquellen bei der Probenhandhabung möglich ist, können die Verunreinigungen im Lochbereich mit PID-c in Verbindung gebracht werden.

Die Ausbreitungsrichtung der Oxidbildung wird anhand der Konzentrationen in Atom-% von Sauerstoff (O), Aluminium (Al) und Silizium (Si) im Randbereich eines Lochs aus K-Röntgensignalen in Abbildung 7.7 bewertet.

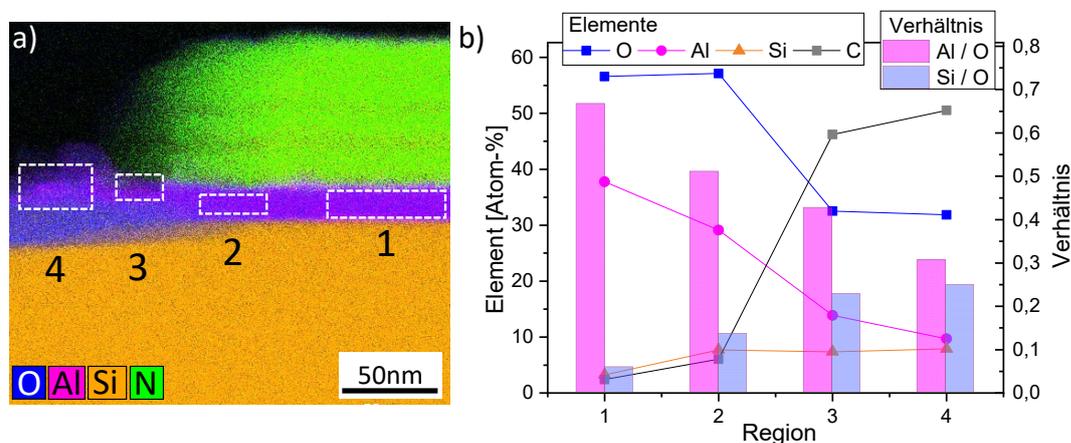


Abbildung 7.7: a) EDX-Elementnachweise im Bereich eines Lochs in den Regionen 1 bis 4. Die prozentualen Anteile O, Al, Si und C wurden für die Regionen bestimmt. b) Messwerte in Atom-% als Punkte. Verhältnisse Al:O und Si:O als Balkendiagramm mit den Werten auf der rechten y-Achse angegeben.

Es werden vier Regionen betrachtet. Die Anteile für O, Al, Si und C sind in Abbildung 7.7b) für jede Region dargestellt. Die Summe aus O, Al, Si und C beträgt 100 %. Weitere Elemente wurden nicht betrachtet. Die Balken geben die Verhältnisse von Al zu O in rosa und von Si zu O in blau an. In Region 1 entspricht das Verhältnis $\text{Al:O} = 0,67 \pm 0,03$ dem Wert von stöchiometrischem Al_2O_3 . Der Si-Anteil beträgt $3,4 \% \pm 0,1 \%$. Region 2 ist nach links näher in Richtung des Lochs positioniert und befindet sich in mittlerer Höhe der Al_2O_3 -Schicht. Die relativen Atomverteilungen weichen von denen in Region 1 ab. Der Anteil von Si nimmt gegenüber Region 1 zu und beträgt $7,9 \% \pm 0,2 \%$. Bei unverändertem Sauerstoffanteil ist der Anteil an Aluminium geringer und das Verhältnis weicht mit $\text{Al:O} = 0,50 \pm 0,03$ in Region 2 von Al_2O_3 ab. Das deutet auf ein Abwandern von Aluminium aus der Al_2O_3 -Schicht infolge von PID-c hin. Die Mengenverhältnisse weichen von dem stöchiometrischen 2:3-Verhältnis ab, da Silizium und Sauerstoff in das Al_2O_3 einwachsen. SiO_2 nimmt mehr Volumen ein und verdrängt die Al_2O_3 -Schicht. In den Gebieten 3 und 4 macht Kohlenstoff, der vor der FIB-Präparation der TEM-Lamelle als Schutzschicht auf dem Zielgebiet abgeschieden wurde, den prozentual größten Anteil aus. Die Mengenanteile von Al und O sinken relativ (Punkte), der Si-Anteil bleibt verhältnismäßig gleich. Da Al in

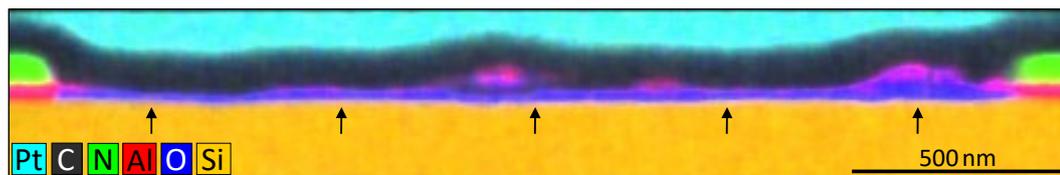


Abbildung 7.8: Überlagerung aus HAADF-Raster-TEM-Aufnahme und K-Röntgensignalen von C, N, O, Al, Si und Pt. Im Bild ist die gesamte Breite eines Lochs erfasst. Schwarze Pfeile zeigen die Positionen, an denen die Schichtdicke der Siliziumoxid-Schicht gemessen wurde.

Region 2 anteilig fehlt, wurde in den Gebieten 3 und 4 geprüft, ob sich der Al-Anteil auf der SiO_2 -Schicht erhöht. Das konnte nicht bestätigt werden.

Abschätzung der umgesetzten Sauerstoffmenge: Eine Übersicht der stofflichen Zusammensetzung im Bereich des Lochs ist in Abbildung 7.8 gezeigt. Die Elemente wurden anhand ihrer $K\alpha$ -Röntgensignale per EDX an der TEM-Lamelle aus Abbildung 7.5g) bestimmt. Das Loch wird von der Pt- und C-Schutzschicht bedeckt. Im linken und rechten Rand des Bildes ist das Schichtsystem aus SiN_y und AlO_x intakt. Auch der Übergangsbereich links im Bild, vom intakten Schichtstapel zum Lochbereich, zeigt, dass die SiO_2 -Schicht unterhalb des AlO_x -Schicht wächst. Über die gesamte Breite ist der Lochboden mit SiO_2 bedeckt. Dass die SiN_y -Schicht oberhalb der entstandenen Oxidschicht fehlt, liegt an der Probenpräparation. Die Haftung zwischen SiN_y und EVA ist höher als im amorphen, unkontrolliert gewachsenen Oxid, weshalb das SiN_y beim Lösen des EVA-Verkapselungsmaterials mit entfernt wird. Da in einigen Bereichen auf dem Lochboden Al-haltige Rückstände nachgewiesen wurden, liegt es nahe, dass in anderen Bereichen ohne Al-Signal auch Teile der SiO_2 -Schicht entfernt wurden. Anhand der Elementverteilungen soll abgeschätzt werden, welche Stoffmenge an Sauerstoff bei der Umsetzung von Si und O zu SiO_2 benötigt wird. An den fünf markierten Positionen in Abbildung 7.8 wurde eine mittlere Höhe für die Oxidschicht von $\bar{h} = 14\text{ nm}$ ermittelt. Die Bildbearbeitungs-Software ImageJ [132] wurde dabei zur Bestimmung der Maße genutzt. Im SE-Bild in Abbildung 7.5c) sind 17 Löcher in der Rückseitenoberfläche sichtbar. Als Kreis beschrieben, beträgt der Durchmesser dieser Löcher im Mittel $\bar{d} = 2,2\ \mu\text{m}$. Wie in Abbildung 7.5e) erkennbar ist, sind die Löcher nicht ideal kreisrund. Aber nach dieser Näherung, zusammen mit der Annahme einer homogenen SiO_2 -Schichtdicke, kann das Volumen der entstandenen SiO_2 -Schicht als zylinderförmig betrachtet werden. Das mittlere Volumen \bar{V} der SiO_2 -Schicht am Boden eines Lochs beträgt

$$\bar{V} = \frac{\pi}{4} \cdot \bar{h} \bar{d}^2 \approx 5,3 \cdot 10^{-14} \text{ cm}^3.$$

Die Dichte beträgt $\rho(\text{SiO}_2) = 2,2 \text{ gcm}^{-3}$ für amorphes SiO_2 bei $25\ ^\circ\text{C}$ [133]; die molare Masse beträgt $M(\text{SiO}_2) = 60,084 \text{ g mol}^{-1}$ [134]. Die Stoffmenge der entstandenen SiO_2 -Moleküle beträgt

$$n(\text{SiO}_2) = \frac{V \cdot \rho(\text{SiO}_2)}{M(\text{SiO}_2)} = 2,1 \cdot 10^{-15} \text{ mol.} \quad (7.1)$$

Mögliche Quellen der umgesetzten Menge an Sauerstoff werden in Abschnitt 8 diskutiert.

Fazit: In Proben des Herstellers C korrelieren Bereiche erhöhter Rekombination mit strukturellen Schäden an der Rückseite der bifazialen Solarzellen vom PERC-Typ. An Proben der Hersteller A bzw. B die ganz bzw. anteilig ausheilen, konnten keine strukturellen Änderungen festgestellt werden. Charakteristisch ist das Erscheinungsbild in SE-Aufnahmen, das

durch kreisrunde Löcher und das Fehlen der AlO_x - und SiN_y -Schicht gekennzeichnet ist. Der Lochboden ist mit einer SiO_2 -Schicht und Rückständen der AlO_x -Schicht bedeckt, die durch Oxidation des Siliziums an der Si/AlO_x -Grenzfläche entsteht. Auf dem Lochboden wird eine erhöhte Konzentration an Verunreinigungen durch Ca, K und Na festgestellt.

Verdeckte Defekte

Aus dem Vergleich der SE- und EBIC-Aufnahme in Abbildung 7.5c) und Abbildung 7.5d) geht hervor, dass die Rekombination ohne oberflächlich sichtbaren Schaden erhöht sein kann. Diese Defekte werden nachfolgend an einem Stapelfehler und dem Defekt „1“ an Querschnitten untersucht.

Die HAADF-Aufnahme des Stapelfehlers aus dem rechten Bereich der TEM-Lamelle ist in Abbildung 7.9a) gezeigt. Der Stapelfehler läuft nach einer Länge von $1,9\ \mu\text{m}$ aus der präparierten Lamelle, weshalb die Gesamtlänge nicht angegeben werden kann. Da die La-

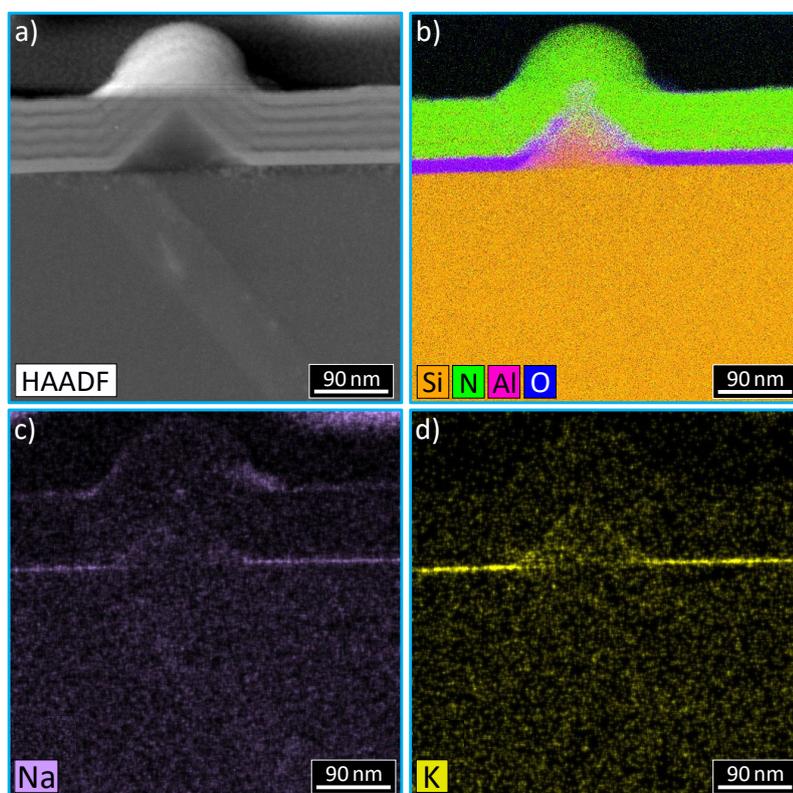


Abbildung 7.9: HAADF-Aufnahme und EDX-Elementverteilungen im Bereich des Stapelfehlers einer Solarzelle des Herstellers C nach PID-Test. Die Beschleunigungsspannung der Elektronen beträgt $U = 300\ \text{kV}$. a) Der TEM-Beugungskontrast zeigt einen Stapelfehler (SF), der von der Oberfläche des Wafers ins Innere verläuft. b) Elementverteilungen nach $K\alpha$ -Signalen per EDX. Überlagerung der Verteilungen von Si, N, Al, und O. Verunreinigungen von c) Na und d) K an der AlO_x/Si -Grenzfläche, ebenfalls per EDX. Entnommen und verändert aus Sporleder et al. [117].

melle nicht senkrecht zu der $\{111\}$ -Ebene des Stapelfehlers angeschnitten ist, erscheint der Stapelfehler in der Projektion auf die Bildebene ca. $70\ \text{nm}$ breit. Weiter fällt ein Hügel auf der Rückseite des Wafers auf. Die Überlagerung der Si-, N-, Al- und O- $K\alpha$ -Röntgensignale (Abbildung 7.9b) zeigt eine Wölbung der AlO_x - und SiN_y -Schicht. Was darauf hindeutet, dass der Si-Hügel vor der Passivierschichtabscheidung existierte. Oberhalb des SF liegt das $\text{SiN}_y/\text{AlO}_x$ -Schichtsystem noch auf dem Silizium. An der AlO_x/Si -Grenzfläche befinden

sich erhöhte Konzentrationen von Na (Abbildung 7.9c) und K (Abbildung 7.9d). Im Unterschied zu dem Randbereich des Lochs wurde keine erhöhte Ca-Konzentration nachgewiesen. Naumann und Kollegen zeigten, dass sich Stapelfehler in Si unter Anwesenheit von Na bilden [88]. Da Natrium in der Nähe des Stapelfehlers gefunden wurde, ist auch hier die Entstehung des Stapelfehlers durch Na möglich. In bisherigen Arbeiten zu PID wurde Kalium nicht nachgewiesen [86, 124, 135, 136]. Anders als bei PID-s ist die Na-Konzentration im Stapelfehler selbst nicht erhöht [86, 124, 135]. Ebenfalls liegt keine signifikant erhöhte K-Konzentration im Stapelfehler vor.

Folgend wird der Defekt „1“ aus Abbildung 7.5d) behandelt. Abbildung 7.10a) zeigt eine Übersicht der TEM-Lamelle als Hellfeld-Aufnahme. Auf dem Zielgebiet wurden Schutzschichten aus C und Pt abgeschieden. Von oben folgen die SiN_y - und AlO_x -Schicht auf dem Siliziumwafer. Abbildung 7.10b) zeigt eine Überlagerung aus der HAADF-Raster-TEM-Aufnahme mit den farblich markierten K-Röntgensignalen für O, Al, N, Si, N und C. Die schwarz gestrichelte Linie in den Abbildungen 7.10a) und 7.10b) markiert den Grenzbereich zwischen Deckschicht und einem aufliegenden Partikel, der beim Reinigungsschritt nicht entfernt wurde.

Da der Partikel Kohlenstoff enthält, kann es sich um Reste der EVA-Verkapselung handeln. Im Querschnitt der Lamelle ist ein entstandener Riss erkennbar: Die AlO_x -Schicht hat sich auf einer Breite von etwa 1050 nm vom Siliziumwafer gelöst. Dieser Bereich erscheint weiß in der Hellfeld-Aufnahme. Dieses Ergebnis wird durch die HAADF-Aufnahme in Abbildung 7.10b) bestätigt: Der Rissbereich selbst erscheint dunkel. Da der Primärelektronenstrahl im Rissbereich der Lamelle wegen der fehlenden Atome nicht wechselwirkt, verbleibt keine Ablenkung von der Strahlachse in den Dunkelfeld-Detektor. In der Überlagerung aus EDX- und Dunkelfeld-Aufnahme (HAADF) in Abbildung 7.10b) ist erkennbar, dass in weiten Bereichen keine Verbindung zwischen AlO_x und Si besteht. Die AlO_x -Schicht hat sich als Ganzes gelöst und zeigt keine Risse im horizontalen Verlauf. Auch die Verbindung zwischen AlO_x und SiN_y ist nach Abbildung 7.10b) nicht erkennbar gestört.

Für eine Detailbetrachtung wurde der rot markierte Bereich wegen seiner Wölbung im Si ausgewählt. Abbildung 7.11a) zeigt die EDX-Map des $\text{K}\alpha$ -Signals von Si. Im oberen Bereich liegt Si in der SiN_y -Schicht vor. In der AlO_x -Schicht wird kein Si-Signal gemessen. Der Rissbereich trennt die AlO_x -Schicht vom Si-Wafer (unten im Bild), dabei liegt Si am unteren Rand der AlO_x -Schicht vor. Rechts, am Fuße der Si-Wölbung ist ein Si-Kanal durch die AlO_x -Schicht erkennbar. Das Sauerstoffvorkommen desselben Bereichs ist in Abbildung 7.11b) dargestellt. O liegt an der Oberfläche der SiN_y -Schicht vor, was zu erwarten ist, da die Zellfragmente der Umgebungsluft ausgesetzt waren. Ebenfalls ist ein O-Signal innerhalb der AlO_x -Schicht zu erwarten, diese stellt sich als breite Bande quer durch den gesamten Bildausschnitt dar. Schwach ist unterhalb des Rissbereichs außerdem ein O-Signal an der Oberfläche des Siliziumwafers zu erkennen. An drei Stellen liegt Sauerstoff innerhalb der SiN_y -Schicht vor. An ebendiesen Stellen befindet sich außerdem Aluminium innerhalb der SiN_y -Schicht, wie Abbildung 7.11c) zeigt.

In der roten Box in Abbildung 7.10b) ist eine weiße Linie eingezeichnet. Die prozentualen Anteile von Al, Si, N und O entlang dieser Linie sind in Abbildung 7.12 gezeichnet. Unter dem Graphen ist die HAADF-Aufnahme zur Orientierung abgebildet. Im Bereich 10 nm bis 100 nm befindet sich die SiN_y -Schicht. Zwischen 30 nm und 90 nm beträgt der Silizium-Anteil $[\text{Si}]_{\text{SiN}_y} = 26,7\% \pm 1,5\%$. Der Stickstoff-Anteil beträgt $[\text{N}]_{\text{SiN}_y} = 57,8\% \pm 3,2\%$. Im Verhältnis liegt mit $y = [\text{Si}]_{\text{SiN}_y} : [\text{N}]_{\text{SiN}_y} \approx 0,46 < 3/4$ Si-armes, nicht-stöchiometrisches Siliziumnitrid vor. Sauerstoff liegt über die gesamte Tiefe der Lamelle mit einem Anteil von mindestens 10% vor. An der SiN_y -Oberfläche, zwischen 10 nm und 30 nm, ist der O-Anteil gegenüber dem SiN_y -Volumen im Bereich 40 nm bis 80 nm erhöht: Die Solarzelle wurde

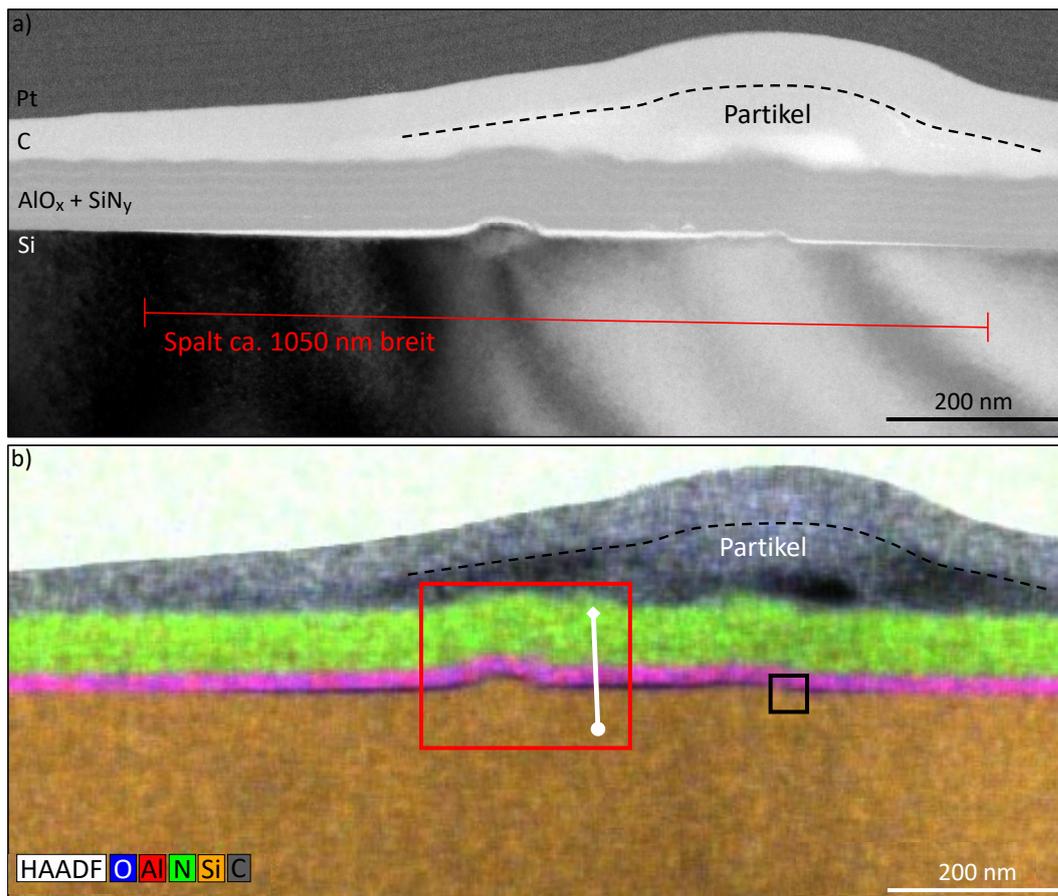


Abbildung 7.10: TEM-Aufnahme und EDX-Analyse an einem verdeckten Defekt an einer Probe von Hersteller C. Beschleunigungsspannung in a) $U = 300\text{ kV}$ und in b) $U = 200\text{ kV}$. Beim Anschnitt wurden Pt und C als Schutzschichten auf dem Zielgebiet abgeschieden. b) Überlagerung aus HAADF-Raster-TEM-Aufnahme und $K\alpha$ -Röntgensignalen für O, Al, N, Si und C. Im linken und rechten Bildrand liegen SiN_y und AlO_x auf dem Si-Wafer auf. Über eine Breite von ca. 1050 nm ist die Verbindung zwischen Si und AlO_x unterbrochen. Die Höhe des Spalts beträgt bis zu 7 nm. Die AlO_x -Schicht hat sich vom Si-Wafer gelöst, was als dunkle Linie sichtbar ist. EDX-Maps des rot markierten Bereichs sind in Abbildung 7.11 dargestellt. Abbildung aus Sporleder et al. [131] entnommen und verändert.

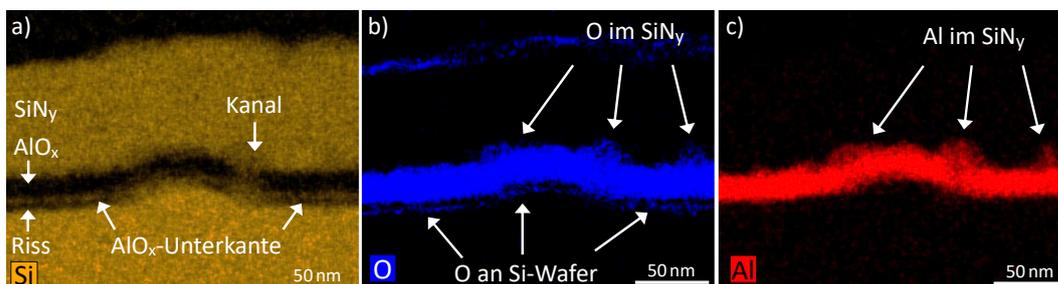


Abbildung 7.11: EDX-Elementverteilung aus $K\alpha$ -Röntgensignalen: a) Si, b) O und c) Al. Beschleunigungsspannung $U = 200\text{ kV}$. Im Rissbereich sind Vorkommen von Si, O und Al gering. Die AlO_x -Schicht hat sich gelöst, dabei liegt Si an der AlO_x -Unterkante vor, markiert in a). Am Si-Wafer unterhalb des Risses liegt O vor. b) und c): An drei Stellen ist die AlO_x -Schicht derart gestört, dass O und Al im SiN_y vorkommen. Zudem liegt ein Si-Kanal durch die AlO_x -Schicht vor, sichtbar in a). Entnommen und verändert aus Sporleder et al. [131].

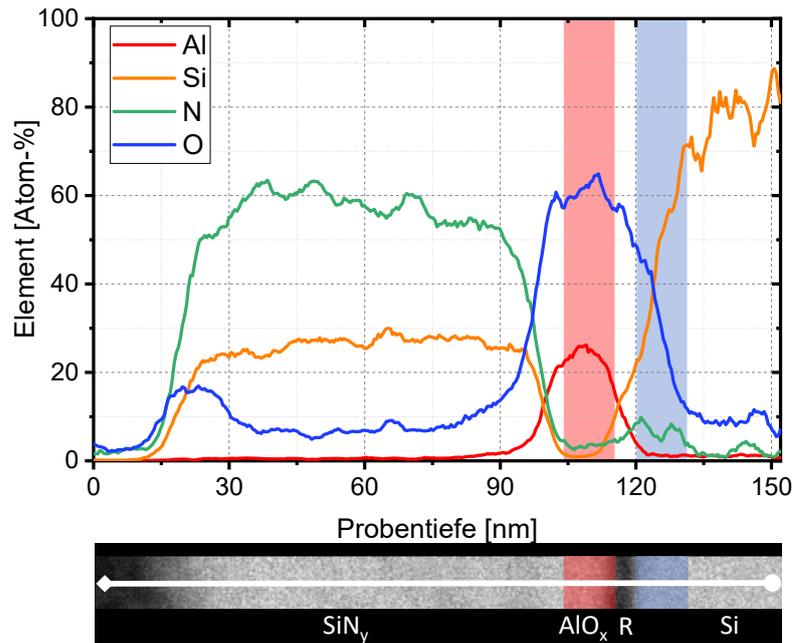


Abbildung 7.12: Anteile von Al, Si, N und O in Atom-% entlang der weißen Linie in Abbildung 7.10b). Werte anhand der $K\alpha$ -Röntgensignale mittels EDX ermittelt. Zur Orientierung ist der Messbereich als HAADF-TEM-Bild unterhalb des Graphen eingefügt. Die Lage der AlO_x -Schicht ist rot hinterlegt. An der Oberfläche des Siliziumwafers, in einer Tiefe von 120 nm bis 130 nm, liegen erhöhte Mengen an Sauerstoff vor. Abbildung aus Sporleder et al. [131] entnommen und verändert.

in Umgebungsluft gelagert und war somit ständig Sauerstoff ausgesetzt. In einer Tiefe von 30 nm bis 80 nm liegt der Sauerstoffanteil im Bereich von ca. 10 %. Der Anteil an Sauerstoff steigt ab 80 nm an und damit noch vor dem Anstieg des Aluminium-Signals. Auch ist der O-Anteil bis zu einer Tiefe von etwa 130 nm erhöht. Die AlO_x -Schicht liegt nach dem Al-Signal zwischen 95 nm und 120 nm. Während der Al-Anteil beginnend mit dem Riss abfällt und in 120 nm Probertiefe vernachlässigbar ist, reicht Sauerstoff bis 130 nm in die Si-Waferoberfläche. Im mittleren Bereich der AlO_x -Schicht, im Tiefenbereich von 103 nm bis 113 nm, beträgt der Al-Anteil $[\text{Al}]_{\text{AlO}_x} = 23,5\% \pm 1,7\%$. Der Anteil von O in der AlO_x -Schicht beträgt $[\text{O}]_{\text{AlO}_x} = 60,9\% \pm 2,1\%$. Mit $x = [\text{Al}]_{\text{AlO}_x} : [\text{O}]_{\text{AlO}_x} \approx 0,39 < 2/3$ liegt sauerstoffreiches beziehungsweise aluminiumarmes AlO_x vor.

Der schwarz markierte Bereich in Abbildung 7.10b) wurde mittels gerasterter TEM untersucht, siehe Abbildung 7.13. Dieser Bereich wurde gewählt, da die Si-Waferoberfläche eine Wölbung aufweist. Diese Wölbung vererbt sich in die Form der aufgetragenen AlO_x - und SiN_y -Schicht, wie aus dem Bereich oberhalb der schwarzen Box in Abbildung 7.10b) hervorgeht.

Im dargestellten Ausschnitt befindet sich AlO_x im oberen Bildausschnitt, gekennzeichnet über den roten Balken im rechten Bildrand. Das AlO_x ist amorph. Im unteren Bereich des Bildes ist das kristalline Si zu erkennen, siehe blauer Balken im rechten Bildrand. Si liegt etwa bis zur Bildmitte vor. Die Lamelle ist so geschnitten, dass die Bildebene in einer der acht möglichen $\langle 011 \rangle$ -Ebenen liegt. In der 285.000fachen Vergrößerung ist die Kristallstruktur zu erkennen. Der Übergangsbereich zwischen AlO_x und Si ist gestört. Die Si-Oberfläche verläuft nicht atomar glatt, sondern ist auf einer Nanometerskala rau. Vermehrt sind im linken Bereich in Abbildung 7.13 Störungen des Kristalls zu erkennen, diese sind mit der roten Klammer markiert. Elektronen werden stärker gestreut, sodass sich diese defektreichen Gebiete dunkler darstellen. Ein besonders stark streuender Bereich ist rot eingekreist.

Mögliche Ursachen sind strukturelle Kristallfehler oder auch eingebaute Verunreinigungen, wenn diese höhere Kernladungszahlen als Si (> 14) haben [113]. Über eine Breite von etwa 15 nm besteht ein Kontakt zwischen AlO_x und Si, unterhalb der grünen geschweiften Klammer. Kristallines Silizium reicht bis an die amorphe AlO_x -Schicht. Rechts angrenzend an den Si/ AlO_x -Kontakt beginnt der Riss. Durch fehlende Streuzentren erscheint dieser Riss heller als seine Umgebung. Mit zwei gelben Markierungen sind Bereiche gestörter Kristallinität hervorgehoben. Über die Dicke der Lamelle ist die periodische Kristallstruktur des Si gestört. In der Abbildung stellen sich diese Gebiete verschwommen dar.

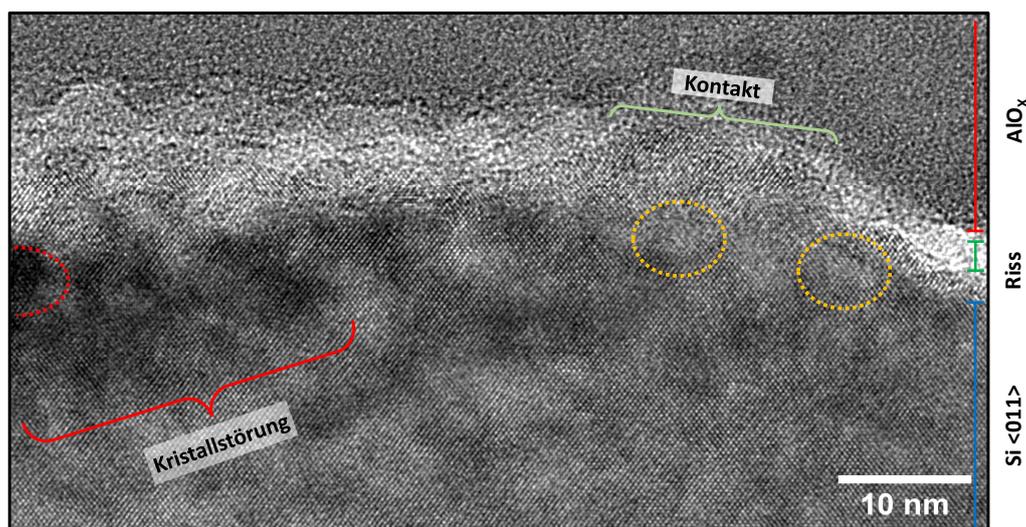


Abbildung 7.13: Raster-TEM-Aufnahme im Rissbereich eines verdeckten Defektes. Beschleunigungsspannung $U = 200\text{ kV}$. Die Lamelle schneidet das Si in einer $\langle 011 \rangle$ -Orientierung an. Der Rissbereich verläuft quer durch den gesamten Bildausschnitt. Der Si-Wafer zeigt eine Vielzahl an Störungen der Kristallstruktur unterhalb des Risses.

Fazit: Für Proben des Herstellers A, die vollständig ausheilen, konnten keine strukturellen Änderungen festgestellt werden. Für Proben von Hersteller B konnte keine mikrostrukturelle Ursache gefunden werden, die ein vollständiges Ausheilen der Leistungswerte in Folge der PID-Belastung verursacht. In Proben des Herstellers C korrelieren Bereiche erhöhter Rekombination mit strukturellen Schäden an der Rückseite der bifazialen PERC-Solarzellen. Es kann zwischen offenliegenden Defekten und verdeckten Defekten unterschieden werden. Das auffälligste Merkmal und der am häufigsten auftauchende Defekt von PID-c besteht in kreisrunden Löchern innerhalb der Rückseitenpassivierung. Untersuchungen im Querschnitt zeigen, dass der Lochboden mit einer SiO_2 -Schicht bedeckt ist, die unterhalb der AlO_x -Schicht wächst. Im Bereich der Defekte wurden Verunreinigungen durch Na, K oder Ca nachgewiesen.

Die Untersuchung eines verdeckten Defektes zeigt, dass sich die AlO_x -Schicht vom darunterliegenden Si-Wafer gelöst hat. Begleitet ist dieses Fehlerbild von einer erhöhten Sauerstoffkonzentration im Si-Wafer und einer geringen Sauerstoffkonzentration innerhalb des AlO_x . Auch aus den Mengenverhältnissen in der AlO_x -Schicht um ein Loch konnte gezeigt werden, dass der Al-Anteil im AlO_x in Defektnähe abnimmt. Im Unterschied zum korrodierten Bereich in Abbildung 7.6 wurden unterhalb des verdeckten Defekts in Abbildung 7.10 keine erhöhten Konzentrationen von Na, K oder Ca nachgewiesen. Als weiterer verdeckter Defekt liegt ein Stapelfehler an der Rückseite vor, in dessen Nähe signifikante Mengen an Na, Ca und K nachgewiesen wurden.

7.2 Variation der PID-Testtemperatur

Zuvor wurde gezeigt, dass PID-c an der Rückseite zur Oxidation von Silizium unterhalb der AlO_x -Passivierschicht führen kann. Beobachtet wurde dieser korrosive Mechanismus für Solarzellen eines Herstellers. Im folgenden Abschnitt wird das Degradationsverhalten auf mikrostruktureller Ebene weiter untersucht. Wesentlicher Unterschied zur Versuchsreihe im vorangegangenen Abschnitt ist die Temperatur der Solarzellen während des PID-Tests, diese beträgt 60°C anstelle von 85°C im vorangegangenen Abschnitt. Es spielt sich auch in dieser Versuchsreihe mit geringerer Temperatur ein korrosiver PID-Mechanismus ab. Allerdings weichen die Eigenschaften der korrodierten Bereiche in Form und lateraler Verteilung der Löcher sowie in der Dicke der entstandenen Oxidschicht vom bisher beobachteten Fehlerbild ab.

7.2.1 Vorgehensweise

Auf einer Solarzelle von Hersteller C wurde auf einer $5\text{ cm} \times 5\text{ cm}$ großen Fläche ein PID-Test bei einer Spannung von $U_{\text{PID}} = 1000\text{ V}$ durchgeführt. Dazu wurde auf die Solarzelle ein Schichtstapel aus EVA-Verkapselungsmaterial und Glas aufgebracht. Die Dauer des Versuchs beträgt 24 h bei einer Temperatur von 60°C . Ein Referenzbereich auf derselben Solarzelle wurde mit dem gleichen Schichtstapel versehen, ohne jedoch der Hochspannung ausgesetzt zu sein, analog zum mittleren Bild in Abbildung 7.1. Aus dem Stress- und Referenzbereich wurden $1\text{ cm} \times 1\text{ cm}$ große Bereiche nach einer Reinigung der Rückseitenoberflächen der Zellfragmente mit Toluol, Ethanol und destilliertem Wasser untersucht.

7.2.2 Verändertes mikrostrukturelles Defektbild

Ein Foto des näher untersuchten Zellfragments nach dem PID-Test ist in Abbildung 7.14a) enthalten. Die Aufnahme mittels Laser-Scanning-Mikroskop (LSM) zeigt die Struktur der Oberflächentextur der Rückseite der Solarzelle. Der dunkle Bereich in der oberen linken Ecke ist ein metallischer Kontaktfinger. In Abbildung 7.14b) ist eine μLBIC -Messung desselben Gebiets dargestellt. Während in der μLBIC -Aufnahme der Hersteller-C-Probe in Abbildung 7.2 eine Vielzahl kreisförmiger dunkler Bereiche detektiert wurde, wirken die Defekte nach dem PID-Test bei 60°C in der LBIC-Aufnahme in Abbildung 7.14b) wie Inseln im aktiven Zellgebiet. Die LBIC-Messungen der Referenzprobe ohne Spannungsbelastung (hier nicht gezeigt) weisen keine derartigen Bereiche erhöhter Rekombination auf. Der grün markierte Bereich ist in höherer Vergrößerung in Abbildung 7.14c) als LSM-Aufnahme und in Abbildung 7.14d) als LBIC-Aufnahme gezeigt. Bei näherer Betrachtung zeigt sich im konfokalen LSM-Bild eine Störung der Textur, siehe schwarzer Pfeil in Abbildung 7.14c). Diesem Gebiet kann das reduzierte LBIC-Signal ortsgetreu nachgewiesen werden, siehe Abbildung 7.14d). An diesen Positionen werden mithilfe des Rasterelektronenmikroskops im SE-Bild Löcher in der Rückseitenoberfläche sichtbar, wie sie in der oberen rechten Ecke von Abbildung 7.14e) dargestellt sind. Das EBIC-Bild im selben Gebiet in Abbildung 7.14f) zeigt eine erhöhte Rekombination der injizierten Elektronen im Bereich der Löcher. An zwei weiteren Positionen (blaue Kreise) können anhand des verringerten EBIC-Signals in 7.14f) verdeckte Defekte nachgewiesen werden, diese haben in der SE-Aufnahme in Abbildung 7.14e) keinen strukturellen Schaden in der Oberfläche. Jedes der Gebiete mit reduziertem LBIC-Signal in Abbildung 7.14b) besteht aus Clustern zufällig verteilter Löcher in der Rückseitenoberfläche mit Durchmessern von etwa 400 nm bis 800 nm . Der gelb markierte Bereich ist in Abbildung 7.15 in höherer Ortsauflösung gezeigt. Rückstände der AlO_x - und SiN_y -Passivierschichten und des EVA befinden sich in der Nähe der

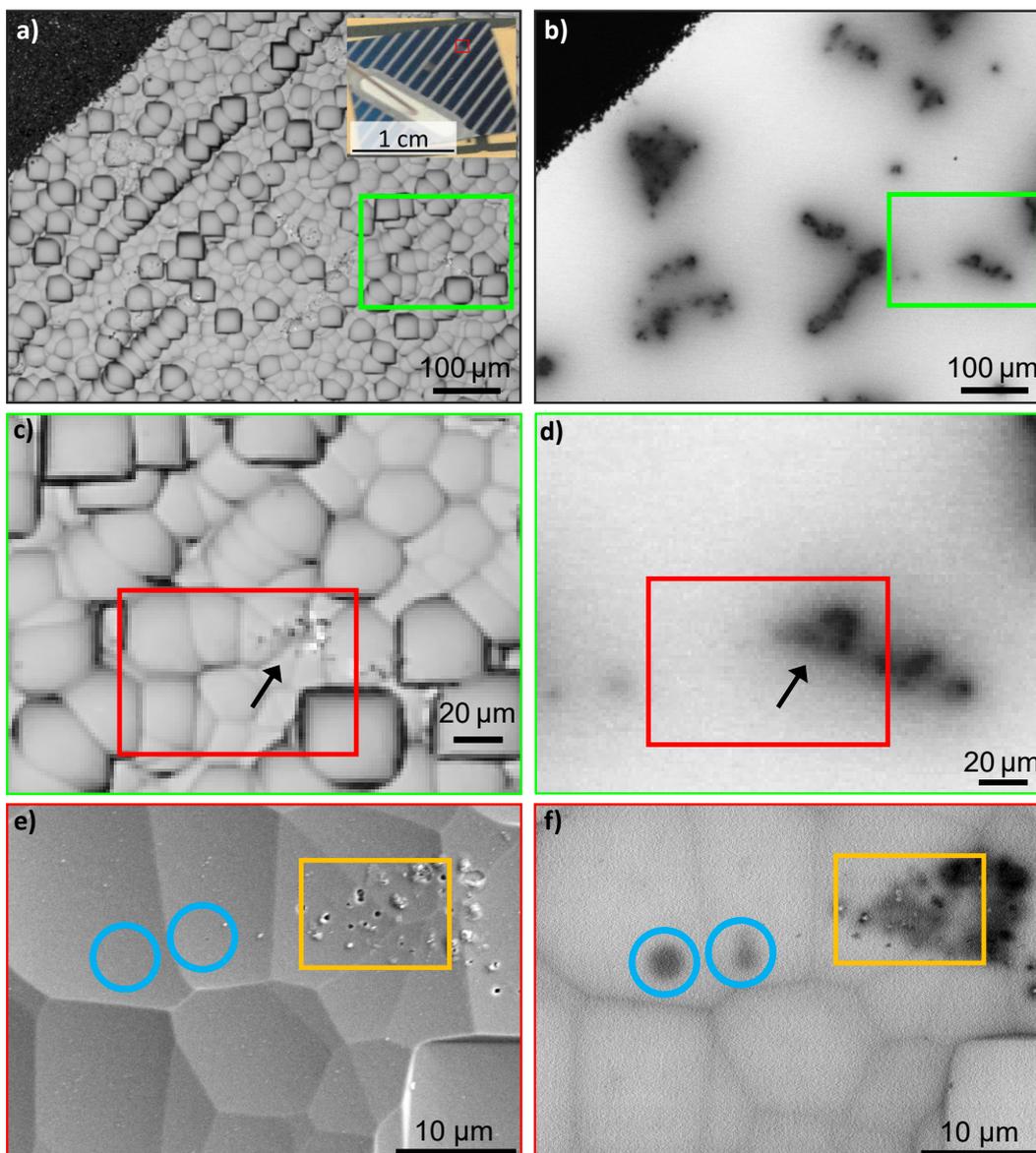


Abbildung 7.14: Rückseite einer Solarzelle von Hersteller C. Mikrostrukturelle und lokale elektrische Charakterisierung der Rückseite der 60 °C-PID-belasteten Zelle unter Verwendung von LSM kombiniert mit μ LBIC- und SE- und EBIC-Messungen: a) konfokales LSM-Topographiebild mit b) LBIC-Bild im selben Bildausschnitt, jeweils bei 555 nm. c) kleinerer Abschnitt des LSM-Topographie-Bildes und entsprechendes μ LBIC-Bild d). e) SEM-Sekundärelektronenbild (SE) bei $U = 10\text{ kV}$ und f) EBIC-Aufnahme im selben Gebiet. Das SE-Bild e) zeigt lochartige Strukturen an der Rückseite. Einige lokal verringerte EBIC-Signale korrelieren mit strukturellen Schäden: Oberes rechtes Gebiet in e) und f). An einigen lokal verringerten EBIC-Signalepunkten (blaue Kreise) sind keine strukturellen Oberflächendefekte sichtbar. Auch nach dem PID-Test bei 60 °C zeigen Proben von Hersteller C strukturelle Schäden in der Rückseite und verdeckte Defekte. Abbildung aus Sporerleder et al. [129] entnommen und verändert.

Löcher, siehe SE- und EBIC-Aufnahme, siehe Abbildung 7.15a) und Abbildung 7.15b). Das aufliegende EVA hat in der EBIC-Aufnahme einen schärferen Kontrast, da hier der Strom durch Abschirmung des Elektronenstrahls reduziert ist und nicht durch die Rekombination an Defekten innerhalb des Halbleiters. Zudem laden sich die EVA-Rückstände im Elektronenstrahl auf und erscheinen durch die erhöhte Emission von Sekundärelektronen in Abbildung 7.15a) heller. Gelb und schwarz eingekreist sind jeweils Löcher in der Passi-

vierschicht. Der Unterschied zwischen den beiden Bereichen ist, dass im Loch mit offenliegendem Krater (gelb) das EBIC-Signal im Vergleich zur Umgebung des Lochs erhöht ist. Im Bereich des offenen Lochs ist die Sammlung des Stroms effektiver, da der Primärelektronenstrahl direkt ins Si-Halbleitermaterial injiziert und durch Absorption im SiN_y und AlO_x geschwächt wird. Im SE-Signal erscheint der Lochboden schwarz: Vom Lochboden aus werden keine Sekundärelektronen in Richtung des Detektors emittiert. Dagegen zeigt das verdeckte Loch (schwarzer Kreis) zentral über dem erwarteten Loch und in der Umgebung ein reduziertes EBIC-Signal. Beispielfür einen der Schäden in der Rückseitenoberfläche der Solarzelle wurde eine TEM-Lamelle entlang der roten gestrichelten Linie durch die Löcher L_1 und L_2 hergestellt, diese ist in Abbildung 7.15c) gezeigt. Durch die angrenzende Lage der beiden Löcher beträgt die Gesamtlänge des Schadens in der Draufsicht in Abbildung 7.15a) etwa $2,25 \mu\text{m}$ in der Oberfläche und $2,07 \mu\text{m}$ im Lochboden in Abbildung 7.15c). Gemessen von der intakten Oberfläche beträgt die Tiefe des Lochs ca. 110 nm im linken Rand (L_1) und 170 nm im rechten Rand (L_2). Zur Aufklärung der stofflichen Zusammensetzung wurden orts aufgelöste EDX-Messungen durchgeführt. In Abbildung 7.16a) ist eine Dunkelfeld-Aufnahme (HAADF) des linken Randes von Loch 1 gezeigt. Im Bildausschnitt linksseitig der angedeuteten gestrichelten Linie liegt der Schichtstapel aus AlO_x und SiN_y auf der Waferoberfläche auf und fehlt rechtsseitig.

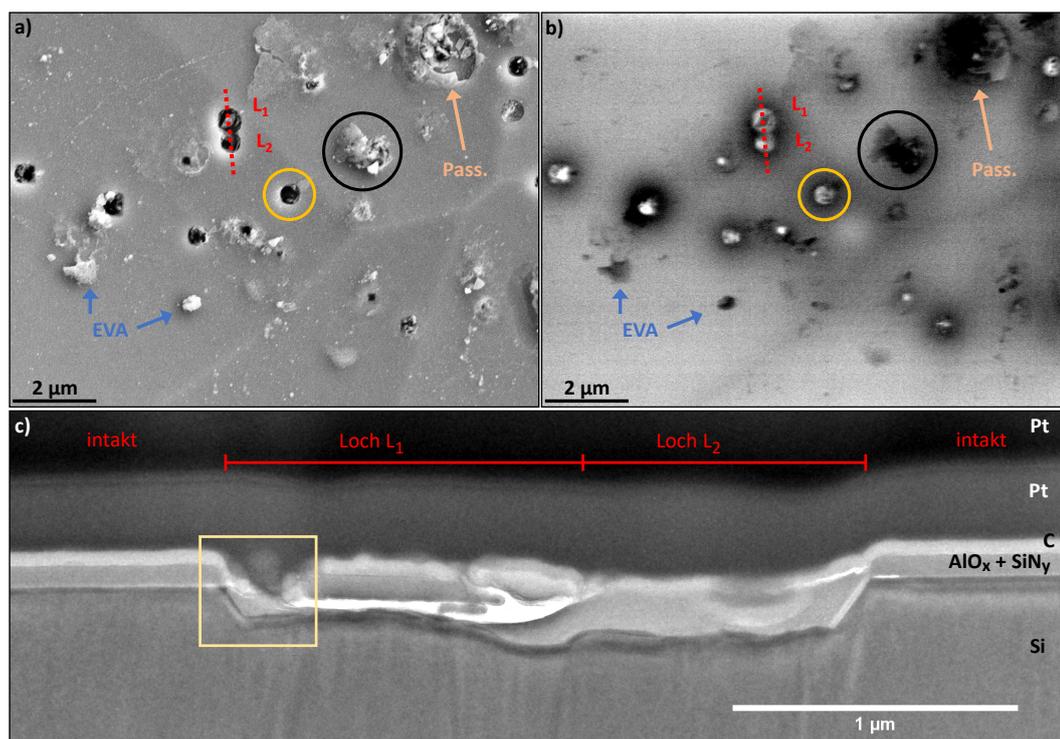


Abbildung 7.15: Übersicht lochartiger Defekte und Position einer TEM-Lamelle. a) SE- und b) EBIC-Aufnahmen des Defektclusters in Abbildung 7.14f). Die Beschleunigungsspannung der Elektronen beträgt $U = 10 \text{ kV}$. Der Ausschnitt zeigt EVA-Reste auf der Oberfläche (blaue Pfeile), Löcher mit Resten der SiN_y - und AlO_x -Passivierung (schwarzer Kreis) und Löcher mit offenliegendem Lochkrater (gelber Kreis). c) TEM-Hellfeld-Aufnahme. Auf der Lamelle durch die Löcher L_1 und L_2 sind eine C- und Pt-Schutzschicht abgeschieden. Abbildung aus Sporleder et al. [129] entnommen und verändert.

Wie aus der Verteilung der charakteristischen Röntgensignale von O und Si in Abbildung 7.16c) hervorgeht, ist die Oberfläche des Siliziumwafers am Boden des Lochs, unterhalb der entfernten Passivierungsschichten, mit einer Schicht aus Si und O bedeckt. Das Kon-

zentrationsverhältnis O:Si wurde zu $1,9 \pm 0,2$ bestimmt und zeigt damit die Bildung einer SiO_2 -Schicht.

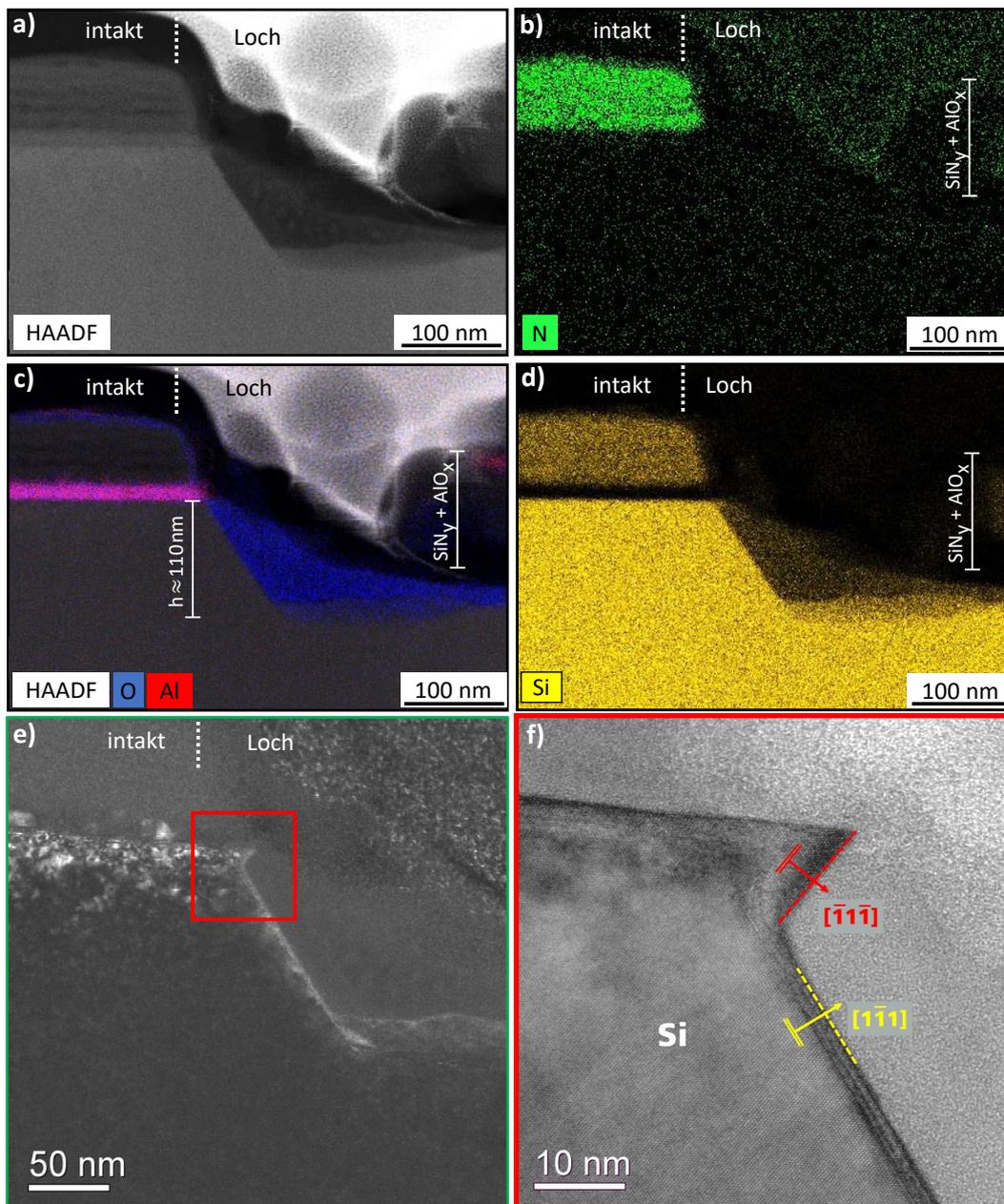


Abbildung 7.16: Element- und Strukturanalyse des linken Grenzbereichs zwischen intakter und geschädigter Solarzellrückseite einer Hersteller-C-Probe nach PID-Test. a) HAADF-TEM-Aufnahme im linken Bereich von Loch L_1 . b) EDX-Intensitätsverteilung des $K\alpha$ -Röntgensignals von Stickstoff (N). Im Lochbereich ist die SiN_y -Schicht entfernt. c) Überlagerung aus HAADF-TEM-Aufnahme und EDX-Intensitätsverteilung der $K\alpha$ -Röntgensignale von Sauerstoff (O) und Aluminium (Al). Das Oxid reicht in eine Tiefe von 110 nm gegenüber der Waferoberfläche vor. Der Si-Wafer ist mit SiO_2 belegt. d) EDX-Intensitätsverteilung des $K\alpha$ -Röntgensignals von Silizium (Si). Aus den EDX-Signalen von Al, Si und N geht hervor, dass sich ein Rest der SiN_y - und AlO_x -Passivierung im Lochbereich befindet. e) In der Hellfeld-TEM-Aufnahme ist eine strukturelle Störung der Si-Waferoberfläche im linken Bereich mit intaktem SiN_y - und AlO_x -Schichtstapel erkennbar. f) Die hochauflösende TEM-Aufnahme zeigt die Entstehung von $\{111\}$ -orientierten Seitenwänden unterhalb des SiO_2 . Abbildung aus Sporleder et al. [120] entnommen und verändert.

Die Schichtdicke beträgt circa 20 nm bis 30 nm. Abbildung 7.16e) zeigt eine Vergrößerung der Seitenwand des Lochs: Hellere Bereiche im Si nahe der Si/ AlO_x -Grenzfläche deuten auf eine strukturelle Störung an der Oberfläche des Siliziumwafers hin. Der rote Bildausschnitt ist in Abbildung 7.16f) dargestellt und zeigt, dass die SiO_2 -Schicht isotrop wächst und $\{111\}$ -orientierte Si-Oberflächen hinterlässt. Da in Abweichung zu Abschnitt 7.1 mittels EDX am Defekt in der TEM-Lamelle keine Alkali- oder Erdalkalimetalle gefunden wurden, wurde ein Bereich der degradierten Solarzellrückseite mittels ToF-SIMS untersucht, siehe Abbildung 7.17.

Im μLBIC -Bild in Abbildung 7.17a) ist die lateral inhomogene Verteilung der Defekte anhand der Stromverluste (dunkle Bereiche) erkennbar. Im selben Bildausschnitt wurden ToF-SIMS-Tiefenprofile für Na, K- und Ca – entsprechend dargestellt in den Abbildungen 7.17b), 7.17c) und 7.17d) – gemessen. Diese Gebiete der Ladungsträgerverluste korrelieren mit erhöhten Na, K- und Ca-Konzentrationen (rote bis gelbe Bereiche). Gebiete auf der aktiven Zellfläche ohne erhöhte Rekombination, die sich entsprechend hell in der LBIC-Aufnahme darstellen, sind frei von diesen Verunreinigungen.

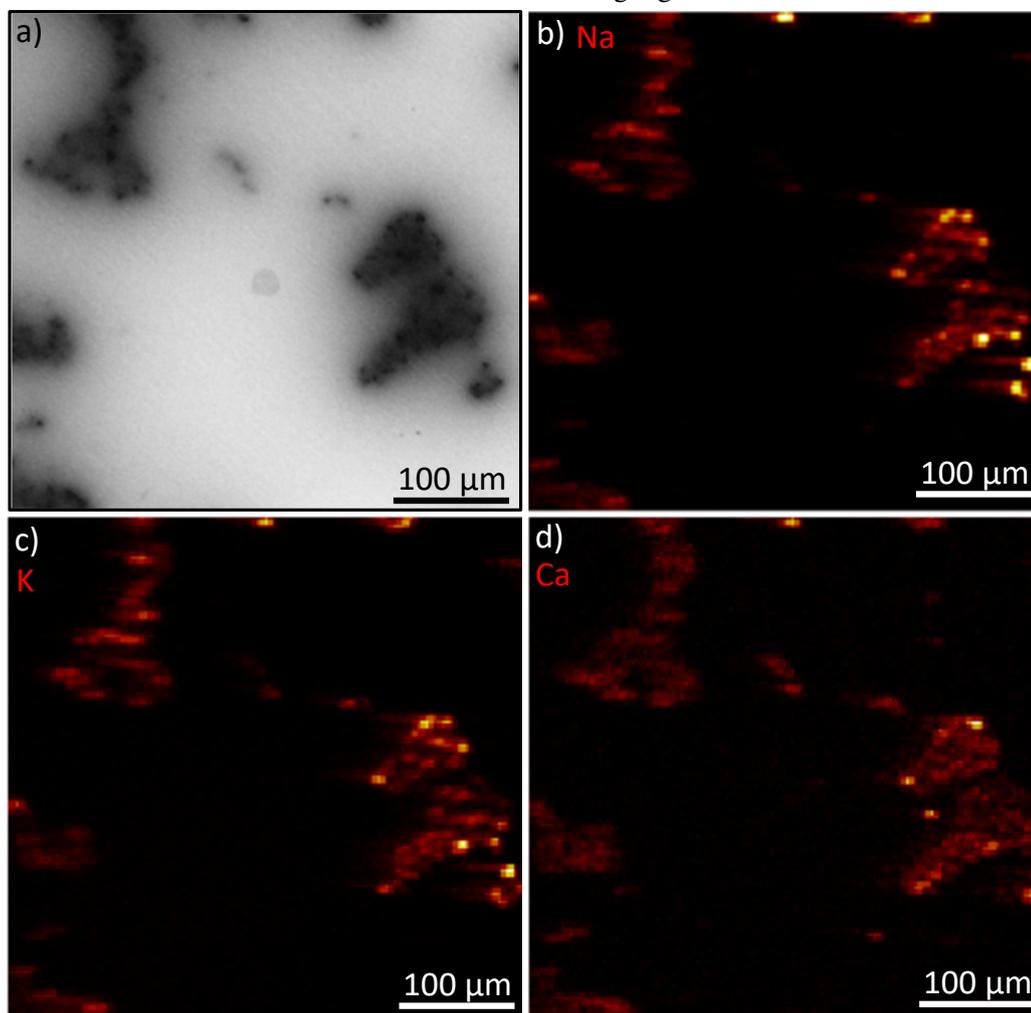


Abbildung 7.17: Rückseite einer PERC-Solarzelle von Hersteller C nach dem PID-Test bei einer Temperatur von 60 °C. a) μLBIC -Bild, aufgenommen bei einer Wellenlänge von $\lambda = 555$ nm. Defektcluster erscheinen dunkel wegen erhöhter Rekombination. Laterale Ionenbilddarstellung der ToF-SIMS Tiefenprofile unter Verwendung einer O_2^+ -Sputterquelle. Gefunden wurden Verunreinigungen von b) Natrium (Na), c) Kalium (K) und d) Calcium (Ca) an denjenigen Positionen mit erhöhten Ladungsträgerverlusten durch PID-c. Abbildung nach Sporleder et al. [120].

Fazit: In diesem Abschnitt wurde der PID-Test an einer Hersteller-C-Probe bei reduzierter Temperatur mit 60 °C anstelle von 85 °C bei ansonsten gleichen Testbedingungen durchgeführt. Es findet eine Degradation durch PID-c statt, die zu verdeckten Defekten und den charakteristischen Löchern in der Oberfläche der Rückseite führt. Dabei führt die reduzierte Temperatur nicht bloß zu einer verlangsamten Degradation, sondern zu einem qualitativ anderen Fehlerbild. Wie Abbildung 7.14 zeigt, tauchen Löcher durch AlO_x und SiN_y in Clustern auf. Auch unterscheiden sich die Löcher selbst in ihrer Geometrie. Diese sind im Durchmesser kleiner und reichen 110 nm bis 170 nm tiefer in das Si-Material ein. Die Seitenwände des Siliziumwafers zeigen eine {111}-Orientierung unterhalb der 20 nm bis 30 nm dicken, amorphen SiO_2 -Schicht. In lateraler Ortsauflösung konnte über ToF-SIMS-Tiefenprofile nachgewiesen werden, dass die Konzentration an Verunreinigungen mit Na, K und Ca in jeder Ansammlung aus Löchern erhöht ist.

8 | Mikrostrukturelles Defektmodell zur Beschreibung der korrosiven PID

Die Oxidation von Silizium durch die Belastung des PID-Tests zeigt einen neuartigen PID-Mechanismus [122]. Der p-dotierte Si-Wafer zeigt dabei eine Belegung mit SiO_2 zwischen AlO_x -Passivierschicht und Si-Wafer. Seines mikrostrukturellen Erscheinungsbildes wegen wurde dieser Degradationsmechanismus PID-c genannt (engl. *corrosive*). Zellen, die von PID-c betroffen sind, zeigten keine Ausheilung der Leistung unter umgekehrter Spannung, Dunkellagerung oder Beleuchtung, vgl. Abbildungen 4.2 und 4.7. Der Leistungsverlust durch PID-c entsteht, da das unkontrolliert gewachsene Oxid eine schlechtere passivierende Wirkung hat als ein kontrolliert gewachsenes. PID-c ist als irreversibler Degradationsmechanismus besonders kritisch für die Leistung und den Energieertrag von Solarmodulen. Der Nachweis von PID-c wurde an Zellen des Herstellers C erbracht. An den getesteten Solarzellen der Hersteller A und B konnten keine oxidierten Bereiche gefunden werden. Anders formuliert: Bei gleichem Schichtsystem an der Rückseite, bestehend aus p-dotiertem Cz-Wafer, AlO_x - und SiN_y -Passivierung, lässt sich PID-c vermeiden. Die PID-c-Anfälligkeit ist somit abhängig vom Fertigungsprozess der jeweiligen Solarzelle.

Bei der Vorstellung der PID-Ergebnisse teilte der Hersteller C mit, dass sich in der Salpetersäure (HNO_3) in der Solarzellproduktion Verunreinigungen an Fe, Cr und Na befunden haben [137]. Angaben zu Konzentrationen oder weiteren Verunreinigungen und Prozessabläufen wurden nicht gemacht. Aus dieser Angabe wird geschlossen, dass die PID-c betroffenen Zellen nach Sequenz B nach Abbildung 2.3 gefertigt wurden. In der Fertigung entsprechend Sequenz B in Abbildung 2.3, folgt die Phosphordiffusion nach der Sägeschaden-Ätze und der Texturierung. Dabei bilden sich auch an den Rückseiten und Kanten der Wafer eine phosphorreiche, n-dotierte Schicht und Phosphorsilikatglas (PSG) aus. Diese beiden Schichten können mit einem Flußsäure-Salpetersäure-Gemisch (HF-HNO_3) entfernt werden, wobei der Siliziumwafer mit der kontaminierten HNO_3 in Kontakt ist. Allein die Anwesenheit von Fe, Cr, und Na im Si-Material kann zu einer geringeren elektrischen Leistung der Solarzellen führen: Diese bringen Defektzustände in die Bandlücke ein und wirken als Rekombinationszentren durch SRH-Rekombination, wie Coletti et al. für Fe und Cr untersuchten [138]; Na bildet mindestens zwei Defekte in Si, die sich nachteilig auf die Lebensdauer der Ladungsträger auswirken [49]. Dass Hersteller-C-Solarzellen im Vergleich zu den Solarzellen anderer Hersteller initial schlechtere Leistungen aufwiesen, wurde nicht gefunden. Allerdings können metallische Verunreinigungen an der lichtinduzierten Degradation beteiligt sein und so für den Leistungsverlust der Referenzproben bei Beleuchtung erklären, siehe Abbildung 4.4.

Im Zusammenhang mit PID-s ist bekannt, dass sich Na durch das E-Feld während des PID-Tests an der Grenzfläche zwischen Si und Passivierschicht anreichert [86, 90]. An den von PID-c betroffenen Zellen wurde neben Na auch Ca und K unterhalb der AlO_x -Schicht ge-

funden, siehe Abbildung 7.6 und Abbildung 7.9. Das Vorkommen dieser Verunreinigungen wird auf die Prozessierung zurückgeführt, da insbesondere von Ca und K nicht im Zusammenhang mit PID in der Literatur berichtet wird.

Vor dem Hintergrund von Kontaminationen in der Herstellung werden zwei Bedingungen für den Ablauf von PID-c diskutiert: Erstens muss Sauerstoff in ausreichenden Mengen vorliegen, damit die gefundenen Oxidschichten entstehen können. Zweitens muss eine Aktivierungsenergie überwunden werden.

8.1 Voraussetzungen für PID-c

Beobachtet wurde in Abbildung 7.8 eine SiO_2 -Schicht mit einer Dicke von etwa 14 nm. Der Abschätzung nach Gleichung 7.1 zufolge, entsteht eine Stoffmenge an SiO_2 -Molekülen von $2,1 \cdot 10^{-15}$ mol. Das entspricht einer Zahl von $N_{\text{SiO}_2}^{\text{O}} = 8,3 \cdot 10^8$ Sauerstoffatomen, die aufgebracht werden muss, um die durch PID-c entstandene Oxidschicht bilden zu können. Als mögliche Quellen für den Sauerstoff werden das Cz-Si-Wafermaterial selbst und die AlO_x -Schicht auf dem Si-Wafer besprochen.

Cz-Silizium als möglicher Sauerstofflieferant

Betroffene Solarzellen sind aus Cz-Si-Wafern hergestellt. In der Herstellung von Cz-Si gelangt Sauerstoff über den SiO_2 -Tiegel in die Schmelze und wird beim Erstarren des Si in den Kristall aufgenommen. Beim Wachstum des als Ingot bezeichneten Si-Einkristalls beschreibt der Segregationskoeffizient k_0 , ob Fremdatome, wie etwa Sauerstoff, bevorzugt in den Kristall eingebaut werden oder in der Schmelze verbleiben. $k_0 = C_K/C_L$ ist das Verhältnis der Löslichkeit von O im Si-Kristall C_K und O in der Si-Schmelze C_L . Es werden Werte für k_0 von 0,25 bis 1,48 angegeben [139]. Durch den SiO_2 -Tiegel liegt ein so hohes Angebot an Sauerstoff vor, dass C_L die spätere O-Konzentration im Kristall vorgibt [28, 140]. Im fertigen Ingot liegt Sauerstoff in Konzentrationen von $[\text{O}] = 10^{17}$ bis 10^{18} cm^{-3} vor [28, 31]. Sauerstoff kann im Si interstitiell und in Präzipitaten vorliegen [31, S. 479]. Präzipitate entstehen dabei vorzugsweise an Kristallfehlern [139–141]. Zulehner et al. [28] untersuchten die Präzipitatbildung in Abhängigkeit von der Sauerstoffkonzentration in einem Temperaturbereich von 300 °C bis 1300 °C: Für Cz-Si Wafer mit $[\text{O}] = 13,5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ gelöstem Sauerstoff reduziert sich der Anteil gelösten Sauerstoffs durch die Entstehung von Präzipitaten erst ab Temperaturen von 600 °C und Dauern von 20 Stunden auf $[\text{O}] = 2 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$; bei Dauern von zwei Stunden entstanden bei gleicher Temperatur keine Präzipitate [28, S. 210–211]. Zwar sind die Cz-Wafer in der Produktion Temperaturen von 900 °C bei der Phosphordiffusion und 270 °C bis 550 °C bei der SiN_y -Abscheidung mittels PECVD ausgesetzt, die Prozessdauern liegen aber jeweils unter einer Stunde. Die Prozessdauer für das Feuern der Kontaktfinger durch die SiN_y -Schicht in den n-dotierten Bereich an der Vorderseite liegt bei wenigen Sekunden. Auch bei Temperaturen von 900 °C ist dieser Schritt für die Entstehung von Präzipitaten vernachlässigbar. Eine Entstehung von oberflächennahen Sauerstoffreservoirs durch Diffusion in Kristalldefekte unter den erhöhten Temperaturen im Zellprozess kann ebenso ausgeschlossen werden wie die Diffusion von Sauerstoff während der PID-Tests bei Temperaturen von 60 °C oder 85 °C in einem Zeitraum von 24 Stunden.

Aluminiumoxid als möglicher Sauerstofflieferant

Die AlO_x -Schicht enthält eingebauten und überschüssigen Sauerstoff einerseits, andererseits wird Sauerstoff oberflächennah in das Si-Substrat eingebracht. Der überschüssige Sauerstoff liegt an der AlO_x/Si -Grenzfläche vor [40, 142]. Dieser überschüssige Sauerstoff ist

nicht in das Al_2O_3 eingebaut und daher leichter beweglich. Die Ladung an der Grenzfläche Q_f/e_0 liegt in der Größenordnung 10^{12} cm^{-2} [39, 40].

Nimmt man an, dass die Feldeffektpassivierung durch das AlO_x auf einfach negativ geladenen Sauerstoff (O^-) zurückzuführen ist, kann die Anzahl der vorliegenden Sauerstoffatome N_f^{O} bei rein vertikaler O-Bewegung auf der Kreisfläche des späteren PID-c-Lochs mit einem Durchmesser $d = 1,6 \mu\text{m}$ zu $N_f^{\text{O}} \approx 2 \cdot 10^4$ Sauerstoffatomen abgeschätzt werden. Die Zahl an Sauerstoffatomen, die als überschüssiger Sauerstoff zur Verfügung steht, liegt vier Größenordnungen unter der umgesetzten Stoffmenge an Sauerstoff, die für durch PID-c entstandene Oxidschicht benötigt wird. Dass der überschüssige Sauerstoff während der Degradation durch PID-c verbraucht wird, ist möglich, als alleinige Quelle für den gesamten Defekt ist er nicht verantwortlich.

Weiter liegt gebundener Sauerstoff im Al_2O_3 vor. Als Abschätzung wird die Sauerstoffmenge im einem Al_2O_3 -Zylinder oberhalb des oxidierten Bereichs und ohne seitliche O-Bewegung betrachtet: Ein Zylinder mit einem Durchmesser von $d = 1,6 \mu\text{m}$, einer Höhe von $h = 20 \text{ nm}$, einer Dichte $\rho(\text{Al}_2\text{O}_3) = 3,95 \text{ g cm}^{-3}$ [143] und einer molaren Masse $M(\text{Al}_2\text{O}_3) = 101,94 \text{ g mol}^{-1}$ enthält etwa $N_{\text{Al}_2\text{O}_3}^{\text{O}} = 5,63 \cdot 10^8$ Sauerstoffatome. Ein Anteil des benötigten Sauerstoffs von etwa $N_{\text{Al}_2\text{O}_3}^{\text{O}}/N_{\text{SiO}_2}^{\text{O}} \approx 30\%$ liegt in der Al_2O_3 -Schicht vor.

Als Indiz für die O-Lieferung aus der AlO_x -Schicht wird Abbildung 7.7 gewertet: Bei gleichem O-Anteil im AlO_x nimmt der Al-Anteil ab. Durch das Lösen von Al aus dem Al_2O_3 -Verbund kann Sauerstoff für die Oxidation unter PID-c zur Verfügung gestellt werden. Jörgensen et al. untersuchten das Wachstum von SiO_2 auf Si. Bei den vorliegenden PID-Bedingungen wird die Oxidation durch die Richtung des elektrischen Feldes verlangsamt: Sauerstoff wandert als negativ geladenes Ion durch die neu entstandene SiO_2 -Schicht und driftet von der SiO_2/Si -Grenzfläche weg, in Richtung der positiven Elektrode, an die Glasoberfläche [144]. Die Oxidation findet dabei statt, solange der Gewinn an Bindungsenergie bei der Oxidation die nötige Energie für den Drift durch die SiO_2 -Schicht übersteigt [144], weshalb das seitliche Wachstum der Oxidschicht die Dicke der Oxidschicht übersteigt.

Neben überschüssigem und eingebautem Sauerstoff gelangt Sauerstoff durch die AlO_x -Abscheidung in die Oberfläche des Si-Substrats. Naumann und Kollegen [145] untersuchten die chemische Zusammensetzung des Schichtstapels an der Rückseite bifazialer PERC-Solarzellen. Entlang der Stapelfolge aus Si, SiO_z und AlO_x an der Rückseite der Solarzelle variiert die Konzentration an Sauerstoff. Werte von $[\text{O}]/[\text{Si}] = z > 2$ wurden an der Si-Grenzfläche berichtet, was auf überschüssigen Sauerstoff durch die AlO_x -Abscheidung hindeutet. Die vorliegenden Ergebnisse in Abschnitt 7.1 zeigen ebenfalls erhöhte O-Konzentrationen, siehe Abbildung 7.12. Zudem zeigten sich defektreiche Gebiete im Si nahe an der Oberfläche, siehe Abbildung 7.13. Erhöhte Konzentrationen an Sauerstoff liegen also oberflächennah vor.

Einbringen der Aktivierungsenergie

Der Sauerstoff liegt im Zusammenspiel der oben genannten Quellen vor. Mengenmäßig wird der größte Anteil des umgesetzten Sauerstoffs auf das oberflächennahe Vorkommen der AlO_x -Schicht selbst zurückgeführt. An der Waferoberfläche liegen Si–Si-, Si–H- und Si–OH-Bindungen vor, die unter PID-Bedingungen mit O die energetisch günstigere SiO_2 -Bindung eingehen. Der Kontamination des HNO_3 -Ätzbades kommt eine zentrale Bedeutung bei PID-c zu. Potentiell können Verunreinigungen aus dem Ätzbad in die Waferoberfläche eindringen und substratseitig wirken, sowie die elektrischen Eigenschaften des abgeschiedenen AlO_x und SiN_y beeinträchtigen.

Wegen der Wichtigkeit eines reinen Si-Materials in der Halbleiterindustrie wurde der Zusammenhang von Verunreinigungen in HNO_3 und der Si-Qualität in verschiedenen Quellen

untersucht. Takizawa et al. [146] untersuchten den Einfluss von Eisen sowohl in HF als auch in HNO_3 . Wird Si mit eisenhaltiger HNO_3 oxidiert, verbleibt Eisen in der entstandenen SiO_2 -Schicht, wohingegen nach einer Behandlung mit eisenhaltiger HF keine Eisenkontamination an der Oberfläche nachgewiesen wurde. Strukturelle Änderungen im Si-Wafer wurden nicht untersucht. Oltersdorf et al. [147] verunreinigten das HF/ HNO_3 / H_2O -Bad für die saure Texturierung von Si-Wafern gezielt mit Ni, Fe, Cu, Al, Cr. Im Ergebnis wurden keine mikroskopisch sichtbaren Veränderungen der Oberflächenstruktur beobachtet.

Als Zuverlässigkeitsproblem für MOSFETS (engl. *Metal Oxide Semiconductor Field-Effect Transistor*) wurden Leckströme in Oxidschichten untersucht. Ein Modell, dass die Erzeugung von Defektzuständen durch den Abfall einer elektrischen Spannung über die Dielektrika erklärt, ist die Injektion von Löchern aus der Anode in das kathodische Si und wird als Anode-Hole-Injection bezeichnet [148]. Dabei wird angenommen, dass Löcher z. B. über Defektzustände im Oxid in das Si injiziert werden. Im Si rekombinieren Löcher dann mit Elektronen an der Si-Oberfläche, die freigewordene Energie löst Si-H Bindungen und erzeugt offene Bindungsstellen im Si. Tatsächlich weist das mikrostrukturell gefundene Defektbild in Abbildung 7.10b) Ähnlichkeiten zu einem als Blistering bekannten Effekt auf. Blistering entsteht während des Zellprozesses Al_2O_3 -beschichteter Si-Solarzellen: Bei Hochtemperaturschritten diffundiert Wasserstoff besser im Si-Wafer als in AlO_x , an der AlO_x /Si-Grenzfläche sammelt sich H, lokal platzen AlO_x und SiN_y ab [149].

Auch beeinträchtigen Verunreinigungen die Eigenschaften der aufgetragenen Passivierung. In Anwesenheit elektrischer Felder fließen Leckströme durch die passivierenden dielektrischen Schichten; abhängig von der Feldstärke werden Durchschläge erreicht. Berichtete Werte von Feldstärken für diese Durchschlagfestigkeiten liegen für AlO_x bei $2 \text{ MV} \cdot \text{cm}^{-1}$ bis $20 \text{ MV} \cdot \text{cm}^{-1}$ [150] und $4 \text{ MV} \cdot \text{cm}^{-1}$ bis $5 \text{ MV} \cdot \text{cm}^{-1}$ [151]. Carnes et al. untersuchten die Durchschlagfestigkeit von pyrolitischem AlO_x auf p-dotiertem Si unter positiver und negativer Vorspannung. Die Durchschlagfestigkeiten der untersuchten AlO_x -Schichten lagen unabhängig von Schichtdicke und Versuchstemperatur bei Feldstärken von $7,5 \text{ MV} \cdot \text{cm}^{-1}$; lokal kann es bei geringeren Feldstärken zu Durchschlägen an denjenigen Positionen im AlO_x kommen, welche örtlich mit Verunreinigungen auf dem Si-Substrat korrelieren [152]. Das mikroskopische Defektbild nach den Ereignissen der elektrischen Durchschläge interpretieren Carnes et al. so, dass durch den Energieeintrag infolge des lokalen Stromflusses Temperaturen von 2000 K erreicht wurden, was zu einem Schmelzen des AlO_x führte [152].

8.2 Modellvorstellung zum Ablauf der Oxidbildung

Die Vorstellung des Ablaufs der Oxidbildung zum Defektbild von PID-c soll anhand Abbildung 8.1 dargestellt werden.

Der Ausgangszustand ist schematisch in Abbildung 8.1a) gezeigt. Die Verunreinigungen in der Prozessführung, dargestellt als schwarze Punkte, werden in die aufgetragene AlO_x -Schicht eingebaut, im Bandmodell entspricht das Defektzuständen zwischen Valenz- und Leitungsband in den elektrisch isolierenden Materialien AlO_x und SiN_y . Über diese Defekte wird ein bevorzugter lokaler Pfad für Leckströme ausgebildet. Der Potentialunterschied von $U_{\text{PID}} = 1000 \text{ V}$ verursacht einen Leckstrom durch die Dielektrika, dieser liegt in der Größenordnung $\mu\text{A cm}^{-2}$. In Abbildung 7.10 wurde eine Erhebung des Si gezeigt. Neben leitfähigen Pfaden entlang eingebauten Verunreinigungen kann das elektrische Feld und damit der Leckstrom lokal an Unebenheiten des Si-Substrats überhöht sein. Fließt dieser Leckstrom lokal, wird die Aktivierungsenergie als Wärmeenergie eingebracht. Die Oxidbildung beginnt an der Si-Waferoberfläche unter Verbrauch des oberflächennahen Sauerstoffs, diese Vorstellung wird durch Abbildung 7.12 gestützt, darin wurde ein erhöhtes Vorkommen

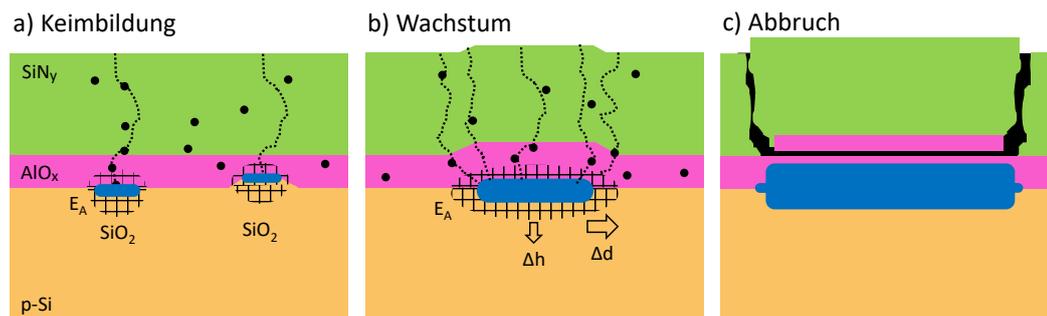


Abbildung 8.1: Schema des Oxidwachstums durch PID-c. Schichtstapel an der Rückseite einer betroffenen bifazialen PERC-Solarzelle. Farben der Schichten sind wie in den EDX-Aufnahmen gewählt: SiN_y (grün), AlO_x (magenta) und Si (orange). a) Keimbildung: Der Leckstrom (gestrichelte Linie) fließt entlang eingebauter Verunreinigungen (schwarze Kreise) und struktureller Defekte im AlO_x . Die Aktivierungsenergie der Oxidbildung wird durch den Leckstrom thermisch eingetragen. b) Wachstum: Da Sauerstoff aus der AlO_x -Schicht nahe an der Si/ AlO_x -Grenzfläche umgesetzt wird, ist die horizontale Wachstumsrate Δd größer als die vertikale Wachstumsrate Δh . Durch Volumenexpansion entsteht mechanischer Stress, also Druck auf die aufliegende AlO_x - und SiN_y -Schicht, weitere Leckstrompfade bilden sich aus. c) Abbruch: Ist der Wärmeeintrag durch die nun vielen Leckstrompfade gering, bricht die Oxidation ab. Entlang der Risskanten driften Verunreinigungen wie Na, K und C und sammeln sich an der Oberfläche des Oxids an. Ladungsträger können über Fallenzustände am unkontrolliert gewachsenen Oxid rekombinieren.

an Sauerstoff im Si unter der AlO_x -Schicht nachgewiesen.

Ausgehend von diesem Keim wächst die Oxidschicht zu einem kreisförmigen Gebiet, siehe etwa Abbildung 7.5e). Das SiO_2 bildet sich von dem Si-Wafer ausgehend, also unterhalb der AlO_x -Schicht und verdrängt diese. Grund dafür ist die Volumenausdehnung: Es ist $V_{\text{SiO}_2} \approx 2 \cdot V_{\text{Si}}$ [153]; die SiO_2 -Schicht führt zu mechanischem Stress auf die darüber liegende AlO_x -Schicht. Durch den SiO_2 -Keim entstehen Schäden im AlO_x , die wiederum begünstigte Strompfade für Leckströme darstellen und den Eintrag der Aktivierungsenergie begünstigen. Da so seitlich das Volumen im Si zunimmt, in dem die notwendige Aktivierungsenergie vorliegt, setzt sich die Oxidation fort. Das Wachstum der SiO_2 -Schicht läuft dabei seitlich schneller ab, als in die Tiefe des Si-Wafers, denn Sauerstoff, der oberflächennah aus der AlO_x -Abscheidung und als interstitieller Sauerstoff im AlO_x vorliegt, steht für die Oxidbildung zu SiO_2 leichter zur Verfügung. Die Zufuhr von Sauerstoff der in das Al_2O_3 eingebaut ist endet, wenn der Gewinn an freigewordener Bindungsenergie bei der Oxidation die nötige Energie für den Drift durch die SiO_2 -Schicht unterschreitet und die Oxidation endet.

In Abbildung 8.1c) ist der Endzustand der Oxidbildung eingenommen. Das Wachstum der SiO_2 -Schicht hat in die Tiefe und zur Seite aufgehört. Wegen des runden Erscheinungsbildes der Defekte wird angenommen, dass die Oxidbildung räumlich in dem Bereich endet, in welchem der Eintrag an Wärmeenergie die Aktivierungsenergie unterschreitet. Durch mechanischen Stress der Volumenausdehnung entstehen Risskanten durch AlO_x und SiN_y oberhalb der Oxidschicht. Der Drift von Na, K und Ca im elektrischen Feld ist entlang dieser Risskanten begünstigt, sodass sich per EDX erhöhte Konzentrationen nachweisen lassen [122, 130]. Dass die Defektbereiche als Löcher erscheinen, liegt an der Probenpräparation: Die Haftung im Stapel aus AlO_x und SiN_y untereinander ist größer als die Haftung der AlO_x -Schicht an die im Nachhinein unkontrolliert gewachsene SiO_2 -Schicht. Für Aufnahmen mittels REM und die Präparation von TEM-Lamellen wurde der Schichtstapel aus EVA und Glas entfernt, AlO_x und SiN_y oberhalb des Defekts verbleiben dabei am EVA.

Nach Abbildung 5.2 sind Solarzellen von Hersteller C auf kurzen Zeitskalen von Minu-

ten auch von PID-p betroffen. Für die dauerhaften Verluste der elektrischen Leistung der Solarzellen ist allerdings der irreversible PID-c-Effekt dominierend. Das SiO_2 ist nicht gezielt thermisch, sondern unter unkontrollierten Bedingungen gewachsen und passiviert die Solarzelle nicht gegen Oberflächenrekombination.

9 | Zusammenfassung

Bifaziale Solarzellen können einfallendes Licht auch von der Rückseite sammeln und dadurch einen Mehrertrag an elektrischer Leistung im Vergleich zu monofazialen Solarzellen generieren. Abgesehen von den lokalen elektrischen Kontakten fehlt bei bifazialen Solarzellen die vollflächige Metallisierung. Bei den hier behandelten bifazialen Solarzellen mit passiviertem Emitter und passivierter Rückseite (PERC) schließt die Solarzelle an der Rückseite mit einem Schichtstapel aus Aluminiumoxid und Siliziumnitrid auf dem Siliziumwafer ab.

Mit veränderten Solarzellkonzepten ändert sich auch die Anfälligkeit gegenüber Alterungseffekten. So war potentialinduzierte Degradation (PID) bislang vor allem als kritischer Degradationseffekt für die Vorderseite von Si-Solarzellen bekannt. Werden hingegen bifaziale Solarzellen verwendet, weitet sich das Risiko von Leistungsverlusten durch PID auf die Rückseite aus: Ohne die vollflächige Metallisierung wird die Bifazialität ermöglicht, allerdings fehlt gleichzeitig auch die Abschirmung gegen elektrische Felder, weshalb PID auch die Rückseite bifazialer Solarzellen betreffen kann. In dieser Arbeit werden die Ursachen von PID an der Rückseite bifazialer Solarzellen der PERC-Technologie untersucht und so ein Verständnis der zugrunde liegenden Degradationsmechanismen entwickelt. Zur Vermeidung von PID an der Rückseite wird ein Verständnis der zugrunde liegenden Effekte benötigt.

Zunächst wird die Auswirkung von PID auf die elektrische Leistung beschrieben. Durch Quanteneffizienzmessungen wird gezeigt, dass PID zu einem Anstieg der Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit an der Rückseite führt. Leistungsverluste, die durch PID an der Rückseite entstehen, lassen sich von Leistungsverlusten unterscheiden, die aufgrund von PID durch Kurzschluss des p-n-Übergangs (PID-s) an der Vorderseite entstehen, da der Füllfaktor nicht sinkt. Aus Versuchen zum Erholungsverhalten geht hervor, dass PID an der Rückseite reversibel oder irreversibel sein kann. Die Ursachen dieser PID-Effekte werden separat untersucht und jeweils eine Modellvorstellung diskutiert.

Für eine detaillierte Untersuchung der reversiblen PID durch Depolarisation (PID-p) wurde ein vorhandener Aufbau einer PID-Testapparatur um eine Lichtquelle erweitert und die metallische Elektrode gegen ein transparentes, leitfähiges Oxid ersetzt. Die simultane Beleuchtung und Degradation unter PID-Bedingungen machen zeitaufgelöste Messungen des PID-Vorgangs möglich und offenbarten erstmals, dass PID-p auf kurzen Zeitskalen in drei charakteristischen Zuständen abläuft. Dem initialen Zustand folgt ein Zustand mit maximaler Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit, die Leistung wird minimal. Es folgt ein Sättigungszustand mit geringerer Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit und entsprechend höherer Leistung. Vor dem Hintergrund üblicher Testdauern von mindestens 24 Stunden können die Zeitskalen für PID-p von etwa 30 Minuten bis zum Einsetzen der Sättigung nach Durchlauf des Minimums als kurz angesehen werden. Ich habe im Rahmen meiner Arbeit ein Zustandsmodell zur Erklärung von PID-p entwickelt und diskutiert. Das Modell erklärt die Veränderung der Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit als Folge der Nettoladung des Schichtstapels aus AlO_x und SiN_y . Im initialen Zustand geht vom AlO_x wegen seiner negativen Ladung eine Feldeffektpassivierung aus: Elektronen werden von

der Si-Waferoberfläche abgestoßen und so die Möglichkeit der Rekombination mit Löchern über die zahlreichen Oberflächendefekte unterdrückt. Werden K-Zentren im SiN_y positiv geladen, wird die negative Ladung im AlO_x kompensiert. Die Elektronenkonzentration an der Si/AlO_x -Grenzfläche steigt und damit auch die Rekombination von Ladungsträgern an der Oberfläche. Eine weitere positive Aufladung des SiN_y führt zu einer Überkompensation der negativen Ladungen des AlO_x , woraufhin Löcher von der Si/AlO_x -Grenzfläche abgestoßen werden. Die Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit sinkt, da den Elektronen nun Löcher als Rekombinationspartner fehlen. Die experimentellen Ergebnisse und das Modell werden durch PC-1D-Simulationen bestätigt. Wie ich in meiner Arbeit zeigen konnte, ist die Abfolge der eben beschriebenen drei Zustände charakteristisch für Solarzellen mit der Schichtkombination $\text{p-Si}/\text{AlO}_x/\text{SiN}_y$. Entsprechend sind alle getesteten bifazialen PERC-Solarzellen von PID-p betroffen. Zwar unterscheiden sich neben den Zeiten für den Durchlauf der drei Degradationszustände auch die Niveaus von Minimum und Sättigung, qualitativ aber zeigen verschiedene Zellen den gleichen zeitlichen Verlauf der Degradation. Bei der strukturellen Ursachenanalyse des irreversiblen PID-Effektes habe ich mit PID vom Korrosionstyp (PID-c) einen neuartigen Degradationsmechanismus entdeckt. In ortsaufgelösten Messungen mittels Rasterelektronenmikroskopie zeigen sich irreversible, strukturelle Schäden an der Rückseitenoberfläche der Solarzelle. Die strukturellen Defekte nehmen Größen im Mikrometermaßstab ein. Mit Hilfe elektronentransparenter Lamellen wurde im Querschnitt durch die Oberflächenschäden nachgewiesen, dass eine Oxidation des p-Typ-Siliziumwafers unterhalb der AlO_x -Passivierschicht zu SiO_2 stattfindet. Die Schichtdicke der SiO_2 -Schicht beträgt 15 nm bis 20 nm und wächst nur, wenn eine elektrische Spannung über den Schichtstapel an der Rückseite der Solarzelle abfällt. Betroffene Solarzellen waren in der Produktion Salpetersäure (HNO_3) ausgesetzt, die mit Fe, Cr, K und Na verunreinigt war. Diese HNO_3 wird in einem Flußsäure-Salpetersäure-Gemisch (HF-HNO_3) zum Entfernen des Phosphorsilikatglases und der phosphorreichen Si-Schicht an der Rückseite des Siliziumwafers eingesetzt. Im Zusammenspiel mit diesen Verunreinigungen führt ein Spannungsabfall an der Rückseite, wobei sich das Si auf negativem Potential gegenüber einer äußeren Elektrode befindet, zu einer Reaktion von Si und O zu SiO_2 an der Si/AlO_x -Grenzfläche.

Die Volumenexpansion bei der Entstehung des SiO_2 gegenüber Si führt zu mechanischen Spannungen und es entstehen Risse durch die AlO_x - und die SiN_y -Schicht. Auch ist diese unkontrolliert gewachsene SiO_2 -Schicht für die elektrische Passivierung unzureichend, weshalb Ladungsträger dauerhaft über Defektzustände an der Oberfläche rekombinieren können und die Solarzelle irreversibel geschädigt ist.

10 | **Wirtschaftliche Relevanz und Ausblick auf weitere Forschung**

Mit dieser Arbeit und den entstandenen Publikationen und Konferenzbeiträgen und durch die Forschungsaktivitäten anderer Wissenschaftler wurde gezeigt, dass ein PID-Risiko für die Rückseite bifazialer Solarzellen besteht. Berichte zu betroffenen PV-Kraftwerken existieren bislang nicht. Das kann verschiedene Gründe haben.

In der Praxis schließen Lieferanten der PV-Module und Eigentümer eines PV-Kraftwerks eine Geheimhaltungsvereinbarung ab – auch wenn PID auftaucht, darf nicht darüber berichtet werden. Grund ist der Image-Schaden für Hersteller, deren Produkte mit PID in Verbindung gebracht werden. Oder PID an der Rückseite ist schlicht noch kein feldrelevantes Problem. Zumeist sind bifaziale PV-Module mit Rückseitenfolien versehen. Initial ist der elektrische Widerstand an der Rückseite der PV-Module ausreichend hoch, weshalb die Anfälligkeit für PID in den ersten Betriebsjahren reduziert ist. Allerdings ist das PID-Risiko damit an die Zuverlässigkeit und Langlebigkeit der Polymere geknüpft. Rückseitenfolien selbst zeigen polymerbedingte Ausfallerscheinungen in unterschiedlichen Klimaten, insbesondere durch die Einwirkung von UV-Strahlung und Feuchtigkeit ändern sich die Eigenschaften der Rückseitenfolien. PID an der Rückseite kann somit zu einem ertragsrelevanten Problem ab der mittleren Lebensphase werden. Ist ein Modul von PID betroffen, wird es im Rahmen der Garantiebedingungen ersetzt. Die Kosten für die Demontage der Alt-Module und für den Einbau der neuen werden vom Eigentümer getragen. Hinzu kommen der Ertragsausfall bis zur Identifikation des Problems und Kosten für Gutachten zum Nachweis der Leistungsverluste der PV-Module und Kosten für eventuelle rechtliche Maßnahmen. Auch wenn Garantiebedingungen greifen, ist der finanzielle Schaden durch PID erheblich für Modulhersteller und Kraftwerksbetreiber.

Eine Vermeidung von PID in Kraftwerken muss erreicht werden und erfordert die Arbeit an zwei Handlungssträngen: die Entwicklung resistenter Solarzellen und -module ebenso wie die Anpassung und Anwendung von Testmethoden zum Nachweis von PID an der Rückseite. PID-freie Solarzellen und -module reduzieren den Spannungsabfall über Oberflächenbeschichtungen der Solarzelle. Modulseitig können hochohmige Materialien, etwa Rückseitenfolien und Verkapselungsmaterialien eingesetzt werden. Transparente, leitfähige Zwischenschichten können so die Rückseite der Solarzelle vor elektrischen Feldern abschirmen und gleichzeitig die Bifazialität – gemindert um geringe optische Verluste der Schichten – erhalten. Auf der Ebene von Solarzellen müssen PID-c und PID-p vermieden werden. PID-c wird auf Verunreinigungen in der Prozessführung zurückgeführt. Diese Kontaminationen müssen in den einzelnen Prozessschritten gering gehalten werden, etwa durch regelmäßige Kontrolle und Auffrischen der Bäder in den nasschemischen Prozessschritten. Das Risiko durch PID-p ist allgemeiner und wurde bei allen Proben festgestellt. Die Vermeidung von PID-p setzt auf Solarzellen-Ebene in der Anpassung des passivierenden Schichtstapelsystems auf dem Si-Wafer an. Dabei müssen neben PID auch LID und LeTID beachtet werden. Das Beispiel LeTID zeigt: Wasserstoffhaltige Precursor bei der Schichtabscheidung führen zur Diffusion von H in den Wafer und ermöglichen LeTID.

Zur Bestimmung der PID-Anfälligkeit von Solarzellen und -Modulen sind ebenfalls Anpassungen des Testablaufs erforderlich; einerseits um den Erfolg der Vermeidungsstrategien auf Zell- und Modulebene in der Entwicklung zu validieren, andererseits um Stromerzeugern als Endkunden der PV-Module eine Möglichkeit zur Überprüfung der PID-Anfälligkeit zu geben. Wesentliche Neuerungen des Testablaufs haben die Physik von PID-p und PID-c zu erfassen. Das betrifft die Wechselwirkung von PID mit Licht und die Unterscheidung zwischen PID-c und PID-p, um die Reversibilität des Leistungsverlustes zu adressieren. Spektrum und Intensität der simultanen Beleuchtung müssen definiert werden, um das Albedo realistisch erfassen zu können. Simultane Beleuchtung, ebenso wie die regelmäßige Messung elektrischer Kenngrößen ist für einen PID-Test an bifazialen Solarzellen und -modulen erforderlich. Auch der zeitliche Verlauf von PID-p wird den realen Leistungsverlust für PV-Module im Feld beeinflussen, wird aber bei einer Beschränkung auf Anfangs- und Endmessung übersehen.

Derzeit besteht kein auf die Rückseite angepasster, standardisierter Test. Allerdings hat sich durch diese Arbeit ein Konsortium zur Erarbeitung eines Normvorschlages gefunden. Doch auch hier gilt: Was der Standard vorgibt, wie zu testen ist, hängt davon ab, wer sich in den Normungsgremien einbringt. Vertreten sind dort Hersteller von PV-Modulen und Testhäuser, welche wiederum Kunden der PV-Modulhersteller sind. Im Ergebnis funktioniert der bisherige PID-Test so, dass vier PV-Module einen Leistungsverlust von weniger als 5 % aufweisen müssen um zu bestehen. Relevant wäre ein Testablauf aus Sicht von Langzeitbetreibern der PV-Kraftwerke, der klimatische Bedingungen an einem geplanten Einsatzort einbezieht und die Auswirkung von PID auf den Energieertrag über die gesamte Lebensdauer des Kraftwerks erfasst.

A | Anhang

A.1 PC-1D-Modell einer bifazialen PERC-Solarzelle

Als Simulationssoftware wird PC-1D genutzt [154]. Die Werte zur Simulation der bifazialen PERC-Solarzelle wurden weitestgehend von [155] übernommen. Als Dicke des Wafers wurde $d = 180\mu\text{m}$ gewählt; Vorder- und Rückseite sind gleichermaßen texturiert, Winkel und Texturtiefe der Pyramiden betragen $57,74^\circ$ und $3\mu\text{m}$. Die Fläche beträgt 243cm^2 . Für die Reflexion wurde breitbandig 3 % für die Vorderseite und 10 % für die Rückseite angenommen. Die Materialeigenschaften von Si wurden unverändert übernommen. Es wurde p-dotiertes Si-Basismaterial mit einer Akzeptorkonzentration $N_A = 1,427 \cdot 10^{16}\text{cm}^{-3}$ (entsprechend $1\Omega\text{cm}$) gewählt. Die Tiefe des p-n-Übergangs beträgt $0,36\mu\text{m}$; die Donorkonzentration $N_D = 1,098 \cdot 10^{20}\text{cm}^{-3}$ entspricht einem spezifischen Widerstand von $80\Omega\text{cm}$. Weitere, für die elektrischen Eigenschaften der Solarzelle wichtige Größen sind in der unten stehenden Tabelle 1.1 zusammengefasst:

Tabelle 1.1: Übersicht der Oberflächenrekombinationgeschwindigkeiten, Lebensdauern und Oberflächenladung

ORG Vorderseite	
Elektronen, e^-	$S_n = 1 \cdot 10^5\text{cm s}^{-1}$
Löcher, h^+	$S_h = 5000\text{cm s}^{-1}$
Volumenlebensdauer	
e^-	$\tau_n = 400\mu\text{s}$
h^+	$\tau_p = 1000\mu\text{s}$
ORG Rückseite	
Elektronen, e^-	$S_n = 2 \cdot 10^4\text{cm s}^{-1}$
Löcher, h^+	$S_h = 1 \cdot 10^3\text{cm s}^{-1}$
Oberflächenladung	
Initial	$Q^A/e_0 = -1 \cdot 10^{12}\text{cm}^{-2}$
Maximale Degradation	$Q^B/e_0 = 0\text{cm}^{-2}$
Sättigung	$Q^C/e_0 = -1 \cdot 10^{12}\text{cm}^{-2}$

A.2 Offenlegungsschrift Patent

Der PID-Aufbau und das dadurch ermöglichte Verfahren zur Durchführung von PID-Tests unter simultaner Beleuchtung, wie in Abschnitt 4.2.1 beschrieben, wurde beim Deutschen Patent- und Markenamt am 24.03.2020 zum Patent angemeldet. Die Offenlegungsschrift ist nachfolgend abgedruckt.



(10) **DE 10 2020 203 747 A1** 2021.09.30

(12) **Offenlegungsschrift**

(21) Aktenzeichen: **10 2020 203 747.7**
 (22) Anmeldetag: **24.03.2020**
 (43) Offenlegungstag: **30.09.2021**

(51) Int Cl.: **H02S 50/10** (2014.01)
G01R 31/26 (2020.01)

(71) Anmelder:
**Fraunhofer-Gesellschaft zur Förderung der
 angewandten Forschung eingetragener Verein,
 80686 München, DE**

(74) Vertreter:
**Gagel, Roland, Dipl.-Phys.Univ. Dr.rer.nat., 81241
 München, DE**

(72) Erfinder:
**Sporleder, Kai, 06120 Halle, DE; Turek, Marko,
 Dr., 06120 Halle, DE; Naumann, Volker, Dr., 06120
 Halle, DE; Bauer, Jan, Dr., 06120 Halle, DE;
 Hagendorf, Christian, Dr., 06120 Halle, DE**

(56) Ermittelter Stand der Technik:

DE	10 2011 051 112	A1
DE	10 2012 022 825	A1
US	2017 / 0 111 008	A1

**LUO, Wei [u.a.]: Investigation of the impact of
 illumination on the Polarization-Type Potential-
 Induced degradation of crystalline silicon
 photovoltaic modules. In: IEEE Journal of
 Photovoltaics, Bd. 8, 2018, H. 5, S. 1168 - 1173. -
 ISSN 2156-3403 (E); 2156-3381 (P). DOI: 10.1109/
 JPHOTOV.2018.2843791. URL: [https://ieeexplore.
 ieee.org/stamp/stamp.jsp?tp=&arnumber=
 8393446](https://ieeexplore.ieee.org/stamp/stamp.jsp?tp=&arnumber=8393446) [abgerufen am 2020-05-04].**

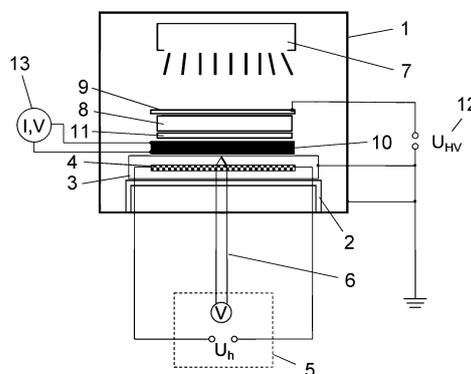
**MASUDA, Atsushi ; HARA, Yukiko: Effect
 of light irradiation during potential-induced
 degradation tests for p-type crystalline Si
 photovoltaic modules. In: Japanese Journal of
 Applied Physics (JJAP), Bd. 57, 2018, H. 8S3,
 Artikelnummer: 08RG13. - ISSN 1347-4065 (E)
 ; 0021-4922 (P). DOI: 10.7567/JJAP.57.08RG13.
 URL: [https://iopscience.iop.org/article/10.7567/
 JJAP.57.08RG13/pdf](https://iopscience.iop.org/article/10.7567/JJAP.57.08RG13/pdf) [abgerufen am 2020-05-04].**

Prüfungsantrag gemäß § 44 PatG ist gestellt.

Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen.

(54) Bezeichnung: **Verfahren und Anordnung zur Prüfung von Solarmodulen oder Solarzellen auf
 potentialinduzierte Degradation**

(57) Zusammenfassung: Bei einem Verfahren und einer Anordnung zur Prüfung von Solarmodulen oder Solarzellen auf potentialinduzierte Degradation wird während eines Zeitraums kontinuierlich oder mehrmals eine elektrische Prüfspannung zwischen einer Vorderseite und/oder Rückseite des Solarmoduls und Solarzellen des Solarmoduls oder zwischen einer Vorderseite und/oder Rückseite der Solarzelle und der Solarzelle unter simultaner Beleuchtung der Vorderseite und/oder Rückseite angelegt, um potentialinduzierte Degradation zu verursachen. Während dieses Zeitraums und/oder nach diesem Zeitraum werden Eigenschaften des Solarmoduls oder der Solarzelle bestimmt, aus denen ein Maß für die potentialinduzierte Degradation abgeleitet werden kann. Bei dem vorgeschlagenen Verfahren erfolgt das Anlegen der elektrischen Prüfspannung über eine optisch transparente elektrisch leitfähige Festkörperschicht, die auf einem optisch transparenten Träger aufgebracht ist. Die elektrische Prüfspannung kann auch konventionell mittels eines metallischen Stempels angelegt werden, wenn die Beleuchtung der Solarzelle gleichzeitig durch Einkopplung von Licht in optisch transparente Deckschichten erfolgt. Damit lassen sich Prüfungen auf potentialinduzierte Degradation in einfacher Weise und kostengünstig auch für industriennahe Anwendungen durchführen.



DE 10 2020 203 747 A1 2021.09.30

Beschreibung

Technisches Anwendungsgebiet

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft Verfahren sowie eine Anordnung zur Prüfung von Solarmodulen oder Solarzellen auf potentialinduzierte Degradation, bei denen während eines Prüfzeitraums ein- oder mehrmals eine elektrische Prüfspannung zwischen der Vorderseite und/oder Rückseite des Solarmoduls und Solarzellen des Solarmoduls oder zwischen der Vorderseite und/oder Rückseite der Solarzelle und der Solarzelle unter simultaner Beleuchtung der Vorderseite und/oder Rückseite des Solarmoduls oder der Solarzelle angelegt wird und während und/oder nach Ablauf des Prüfzeitraums Eigenschaften des Solarmoduls oder der Solarzelle bestimmt werden, aus denen ein Maß für die potentialinduzierte Degradation und/oder deren Ausheilung ableitbar ist.

[0002] Durch die Serienschaltung von Solarmodulen in Freifeldanlagen addieren sich die Zellspannungen der einzelnen Module zu hohen negativen oder positiven Spannungswerten gegenüber dem geerdeten Rahmen oder Halteelementen des jeweiligen Moduls. Die vorderseitige Glasabdeckung und die rückseitige Glas- oder Polymerabdeckung des Solarmoduls stehen mit dem Rahmen oder Halteelementen in elektrischem Kontakt und sind dadurch je nach ihrer Oberflächenbeschaffenheit (Feuchte, Schmutz) ebenfalls geerdet. Als Folge der Spannungsdifferenz zwischen der Moduloberfläche einerseits und dem Halbleitermaterial der Solarzellen in Solarmodulen andererseits entsteht ein elektrisches Feld, das die Solarzellen schädigen kann, z.B. durch Ionenströme oder elektrochemische Prozesse. Diese Art der Schädigung wird als potentialinduzierte Degradation (PID) bezeichnet. Eine simultane Beleuchtung der Solarmodule kann diese Degradation verlangsamen oder vollständig stoppen. Aufgrund dieses Beleuchtungseffekts ergibt sich bei der Bewertung bzw. Prüfung von Solarmodulen oder Solarzellen auf Anfälligkeit für potentialinduzierte Degradation jedoch das Problem, dass die Aussagekraft von Tests ohne parallele Beleuchtung nur gering für den späteren Outdoor-Einsatz der Solarzellen oder Solarmodule ist.

Stand der Technik

[0003] Aus der DE 10 2012 022 825 A1 ist ein Verfahren zur Prüfung der Anfälligkeit für potentialinduzierte Degradation bei Komponenten von Solarmodulen bekannt, das jedoch ohne simultane Beleuchtung durchgeführt wird. Bei dem Verfahren wird der Halbleiterkörper der Solarzelle mit der sich darauf befindlichen dielektrischen Schicht auf einer planen Metallauflage positioniert. Auf die dielektrische Schicht wird eine Polymerfolie sowie ggf. eine optisch transparente Deckplatte aufgelegt. Ein Stempel mit einer planen metallischen Kontaktfläche wird auf diesen

Schichtstapel aufgedrückt. Zwischen der planen metallischen Kontaktfläche und der Metallauflage wird dann eine elektrische Prüfspannung angelegt und elektrische Eigenschaften der Solarzelle gemessen, während die elektrische Prüfspannung anliegt. Aus diesen elektrischen Eigenschaften bzw. deren zeitlichem Verlauf kann die potentialinduzierte Degradation der Solarzelle bestimmt werden.

[0004] Die DE 10 2011 051 112 A1 beschreibt einen Aufbau zur Untersuchung der potentialinduzierten Degradation einer Solarzelle oder eines Solarmoduls, bei dem ein elektrisch leitfähiger Kunststoff mit Hilfe einer Druckplatte vollflächig auf die Vorderseite der Solarzelle oder des Solarmoduls gedrückt und eine elektrische Spannung zwischen dem leitfähigen Kunststoff und der jeweiligen Solarzelle bzw. der Solarzellenmatrix im Solarmodul angelegt wird. Auch bei diesem Verfahren erfolgt die Messung ohne eine simultane Beleuchtung.

[0005] Aus A. Masuda et al. „Effect of light irradiation during potential-induced degradation tests for p-type crystalline Si photovoltaic modules“, Japanese Journal of Applied Physics 57, 08RG13 (2018) ist ein Verfahren zur Messung potentialinduzierter Degradation unter simultaner Beleuchtung bekannt, bei dem in einer Prüfkammer eine hohe Luftfeuchtigkeit eingestellt wird, sodass sich ein transparenter elektrisch leitfähiger Flüssigkeitsfilm auf der Moduloberfläche ausbildet. Ein metallischer Kontakt am Rande des Moduls wird als elektrischer Kontakt für das Anlegen einer elektrischen Prüfspannung genutzt. Durch den elektrisch leitfähigen Film liegt dann die gesamte Oberfläche des Solarmoduls auf demselben elektrischen Potential. Auf diese Weise kann die Messung bei angelegter Prüfspannung unter simultaner Beleuchtung durchgeführt werden. Allerdings erfordert dieses Verfahren den Einsatz einer Klimakammer und ist dadurch gerätetechnisch aufwändig. Durch die Kondensation der Luftfeuchtigkeit an Vorder- und Rückseite des Solarmoduls liegen beide Seiten auf gleichem Potential. Eine getrennte Betrachtung und Bestimmung von Vorder- und Rückseiten-Degradationseffekten ist dadurch nicht möglich. Hinzu kommt, dass sich das Verkapselungsmaterial des Solarmoduls durch die hohe Luftfeuchtigkeit mit Wasser anreichert und dadurch das Testergebnis verfälschen kann. Eine Temperaturerhöhung zur Beschleunigung des Tests für industriennahe Anwendungen ist wegen der Verdunstung des Flüssigkeitsfilms nur beschränkt möglich.

[0006] W. Luo et al., „Investigation of the impact of illumination on the polarization-type potential-induced degradation of crystalline silicon photovoltaic modules“, IEEE Journal of Photovoltaics Vol. 8, No. 5 (2018), Seiten 1168-1173 zeigen ein Verfahren zur Prüfung von Solarmodulen auf potentialinduzierte Degradation, bei dem transparentes elektrisch leitfähiges

DE 10 2020 203 747 A1 2021.09.30

higes Ultraschallgel auf dem Solarmodul verteilt und zur Anlegung der elektrischen Prüfspannung mit einer metallischen Elektrode in Kontakt gebracht wird. Auch hierdurch kann die Messung unter simultaner Beleuchtung erfolgen. Für das Aufbringen der elektrisch leitfähigen, viskosen Flüssigkeit wird ein Klebestreifen am Modulrand angebracht, der als Auslaufschutz für die Flüssigkeit dient. Das Verfahren wurde an Einzel-Solarmodulen mit einer Fläche von ca. 20 cm x 20 cm durchgeführt. Eine Hochskalierung auf großflächige Solarmodule ist mit diesem Aufbau jedoch aufwändig. Durch die Verwendung einer Flüssigkeit ist der Test hinsichtlich Temperatur und Testdauer eingeschränkt und nur bedingt auf industrielle Bedürfnisse übertragbar, da das verwendete Gel potentiell bei hohen Temperaturen aushärten oder verdampfen und dabei lokal seine elektrische Leitfähigkeit verlieren kann. Auch die Lichtdurchlässigkeit des Gels kann sich während der Testdauer ändern. Da es sich bei potentialinduzierter Degradation um lokale Effekte handelt, ist die vollflächige Kontaktierung während des gesamten Testablaufes zur Erreichung eines zuverlässigen Testergebnisses aber zwingend erforderlich.

[0007] Die Aufgabe der vorliegenden Erfindung besteht darin, ein Verfahren sowie eine Anordnung zur Prüfung von Solarmodulen oder Solarzellen auf potentialinduzierte Degradation anzugeben, mit denen die Prüfung in einfacher und kostengünstiger Weise unter simultaner Beleuchtung durchgeführt werden kann, und die sich auch für eine Prüfung im industriellen Bereich eignen.

Darstellung der Erfindung

[0008] Die Aufgabe wird mit den Verfahren und der Anordnung gemäß den Patentansprüchen 1, 2 und 10 gelöst. Vorteilhafte Ausgestaltungen der Verfahren und der Anordnung sind Gegenstand der abhängigen Patentansprüche oder lassen sich der nachfolgenden Beschreibung sowie dem Ausführungsbeispiel entnehmen.

[0009] Bei den vorgeschlagenen Verfahren wird während eines Zeitraums kontinuierlich oder mehrmals eine elektrische Prüfspannung, insbesondere eine Hochspannung, zwischen der Vorderseite oder der Rückseite oder zwischen beiden Seiten des Solarmoduls und Solarzellen des Solarmoduls oder - bei Prüfung einer Solarzelle - zwischen der Vorderseite oder der Rückseite oder zwischen beiden Seiten der Solarzelle und der Solarzelle bei gleichzeitiger Beleuchtung der Vorderseite und/oder der Rückseite (insbesondere bei bifazialen Solarzellen) des Solarmoduls oder der Solarzelle angelegt. Während dieses Zeitraums und/oder nach diesem Zeitraum werden Eigenschaften, vorzugsweise elektrische Eigenschaften, des Solarmoduls oder der Solarzelle bestimmt, aus denen ein Maß für die potentialinduzierte

Degradation ableitbar ist. Die simultane bzw. gleichzeitige Beleuchtung der Vorderseite und/oder der Rückseite des Solarmoduls oder der Solarzelle wird in einer ersten Verfahrensalternative dadurch ermöglicht, dass die elektrische Prüfspannung über eine optisch transparente elektrisch leitfähige Festkörperschicht angelegt wird, die zur Prüfung eines Solarmoduls auf die jeweilige Seite des Solarmoduls aufgebracht oder mit Hilfe eines optisch transparenten Trägers aufgelegt wird. Zur Prüfung einer Solarzelle wird ein optisch transparenter Träger, auf dem die elektrisch leitfähige Festkörperschicht aufgebracht ist, auf die jeweilige Solarzelle aufgelegt. Die optische Transparenz kann dabei über den gesamten Wellenlängenbereich der eingesetzten Beleuchtung oder auch nur über einen Teil des Wellenlängenbereichs dieser Beleuchtung vorliegen. Die optische Transparenz sollte in dem Wellenlängenbereich, in dem das Solarmodul bzw. die Solarzelle aktiv ist, also im bestimmungsgemäßen Einsatz Strom liefert, vorzugsweise zwischen 30 % und 100 % liegen.

[0010] In einer zweiten Verfahrensalternative wird die elektrische Prüfspannung über einen planen metallischen Stempel angelegt, der im Falle des Solarmoduls vollflächig auf die Vorderseite und/oder Rückseite zumindest einer Teilfläche des Solarmoduls aufgelegt wird. Im Falle der Solarzelle wird ein Schichtstapel aus einer optisch transparenten Platte, vorzugsweise einer Glasplatte, und einer Zwischenschicht (zwischen Platte und Solarzelle) aus einem für Solarzellen geeigneten Verkapselungsmaterial auf die Vorderseite und/oder Rückseite der Solarzelle und der plane metallische Stempel auf die optisch transparente Platte aufgelegt. Die simultane Beleuchtung der Vorderseite und/oder Rückseite des Solarmoduls oder der Solarzelle erfolgt in dieser Verfahrensalternative durch Einkopplung von Licht von der Seite in das optisch transparente Deckglas des Solarmoduls oder in die optisch transparente Platte auf der Solarzelle.

[0011] Die Beleuchtung selbst erfolgt mittels geeigneter Lichtquellen, vorzugsweise durch Beleuchtung mittels LEDs. Die Beleuchtung kann dabei im ultravioletten, im sichtbaren oder auch im infraroten Spektralbereich erfolgen, vorzugsweise innerhalb eines Bereiches zwischen 380 nm und 1100 nm.

[0012] Durch die Nutzung einer optisch transparenten elektrisch leitfähigen Festkörperschicht oder die seitliche Einkopplung der Beleuchtung wird einerseits eine gleichzeitige Beleuchtung bei Anliegen der Prüfspannung ermöglicht und andererseits werden die in Verbindung mit den Flüssigkeitsfilmen beim Stand der Technik vorliegenden Nachteile vermieden. Es lassen sich damit Vorder- und Rückseiten-Degradationseffekte unabhängig voneinander vermessen. Die Messanordnung benötigt keine Klimakammer für die Prüfungen und ist daher mit geringem Geräteauf-

DE 10 2020 203 747 A1 2021.09.30

wand durchführbar. Die Verfahren sind hinsichtlich der zu vermessenden Fläche einfach auf größere Flächen hochskalierbar.

[0013] Mit den vorgeschlagenen Verfahren lassen sich fertig produzierte größere Solarmodule oder auch Mini-Module, also Solarzellen inkl. Verkapselungsmaterial und vorderseitiger Glasabdeckung testen. In diesem Fall wird in der ersten Verfahrensalternative die optisch transparente elektrisch leitfähige Festkörperschicht auf einen optisch transparenten Träger aufgebracht und für das Anlegen der elektrischen Prüfspannung so auf die Vorderseite und/oder die Rückseite des Solarmoduls aufgelegt oder aufgedrückt, dass die optisch transparente elektrisch leitfähige Schicht zum Solarmodul gerichtet ist, also in Kontakt mit dem Solarmodul ist.

[0014] Die Verfahren lassen sich auch mit einzelnen Solarzellen durchführen, die für den Einsatz in Solarmodulen vorgesehen sind. Diese Solarzellen weisen zunächst nur einen Halbleiterkörper mit einer oder mehreren Metallisierungen zur elektrischen Kontaktierung auf. In diesem Fall wird bei den Verfahren ein optisch transparenter Träger, vorzugsweise ein Glasträger, eingesetzt, der in der ersten Verfahrensalternative mit der optisch transparenten elektrisch leitfähigen Schicht beschichtet ist oder wird. Dieser Träger wird dann über eine Zwischenschicht aus einem für Solarmodule eingesetzten Verkapselungsmaterial auf die Solarzelle aufgelegt oder aufgedrückt, wobei die optisch transparente elektrisch leitfähige Schicht von der Solarzelle weggerichtet ist. In der zweiten Verfahrensalternative wird die Beleuchtung seitlich in diesen Träger eingekoppelt. Träger und Verkapselungsmaterial werden dabei so gewählt und dimensioniert, wie dies für ein Verkapselungsmaterial und eine vorderseitige Glasabdeckung beim Einbau der Solarzelle in ein herzustellendes Solarmodul der Fall ist.

[0015] In beiden Fällen, also Solarmodul oder unverkapselte Solarzelle, ist es für das Anlegen der elektrischen Prüfspannung in der ersten Verfahrensalternative ausreichend, die optisch transparente elektrisch leitfähige Festkörperschicht an einem Punkt elektrisch mit der Spannungsquelle, vorzugsweise einer Hochspannungsquelle, zu verbinden. Dieser elektrische Kontakt kann so klein gewählt werden, dass er eine vernachlässigbare Verschattung des zu testenden Solarmoduls oder der zu testenden Solarzelle hervorruft. Es kann auch ein entsprechend größerer Träger mit der optisch transparenten elektrisch leitfähigen Festkörperschicht verwendet werden, so dass der elektrische Kontakt - oder auch mehrere elektrische Kontakte - neben der Solarzelle oder dem Solarmodul platziert werden kann und damit keine Verschattung erzeugt. Soll der Träger mit der optisch transparenten elektrisch leitfähigen Festkörperschicht nicht nur auf das Solarmodul bzw. die Solar-

zelle aufgelegt, sondern aufgedrückt werden, so kann die Ausübung des Druckes lediglich an den Rändern des Trägers erfolgen, sodass auch hier nur eine vernachlässigbare oder bei entsprechend größerem Träger keinerlei Abschattung entsteht. Ein reines Auflegen des Trägers mit der optisch transparenten elektrisch leitfähigen Festkörperschicht ist jedoch in der Regel ausreichend.

[0016] Als optisch transparente elektrisch leitfähige Festkörperschicht wird vorzugsweise eine Schicht aus einem transparenten elektrisch leitfähigen Oxid (TCO) genutzt. TCO-Schichten, bspw. ITO, ZnO oder FTO, sind als Kontaktschichten über einen weiten Temperaturbereich bei beliebigen kurzen oder langen Prüfdauern stabil. Sowohl Langzeittests für Ertragssimulationen unter Berücksichtigung des PID-Verhaltens im Feld als auch beschleunigte Hochtemperaturtests, also Tests mit Temperaturen über 80 °C, für industrienahen Anwendungen sind damit möglich. Dies gilt auch für dünne metallische Schichten, bspw. mit einem Dickenbereich von 10 bis 100 nm, die beim vorgeschlagenen Verfahren ebenfalls als Festkörperschichten zum Einsatz kommen können, da sie bei dieser geringen Dicke noch eine ausreichende optische Transparenz aufweisen. Auch eine elektrisch leitfähige, transparente organische Schicht kann als Festkörperschicht verwendet werden.

[0017] Das Solarmodul oder die Solarzelle wird zur Prüfung vorzugsweise auf eine plane Metallaufgabe aufgelegt, gegenüber der die elektrische Prüfspannung angelegt wird. Bei Bedarf kann eine Metallaufgabe mit einer integrierten Heizeinrichtung verwendet werden, über die das Solarmodul oder die Solarzelle auf eine gewünschte Prüfungstemperatur gebracht wird. Bei der Prüfung eines Solarmoduls kann die elektrische Prüfspannung auch zwischen der elektrisch leitfähigen Festkörperschicht oder dem planen metallischen Stempel und den elektrischen Modulanschlüssen angelegt werden. In diesem Fall ist dann keine Metallaufgabe erforderlich. Bei Nutzung einer Auflage, ggf. mit integrierter Heizeinrichtung, kann diese Auflage also auch aus einem anderen Material, bspw. einem Kunststoff, gebildet sein.

[0018] Die Messung selbst kann in unterschiedlicher Weise erfolgen, wie dies auch von den bisherigen Messungen zur Prüfung von Solarmodulen oder Solarzellen auf potentialinduzierte Degradation der Fall ist. So kann bspw. eine Leckstrommessung durchgeführt werden, bei der ein Stromfluss zwischen der optisch transparenten elektrisch leitfähigen Festkörperschicht oder dem planen metallischen Stempel und der Metallaufgabe kontinuierlich oder in kurzen Zeitabständen gemessen wird. Auch eine Leistungsmessung, die Aufnahme von Strom-Spannungskennlinien, Messungen mittels Elektrolumineszenz, Photolumineszenz, Thermographie, Elektronenmikroskopie oder Massenspektrometrie sind möglich. Diese Mes-

DE 10 2020 203 747 A1 2021.09.30

sungen können sowohl während des Anliegens der Prüfspannung als auch nach dem Zeitraum durchgeführt werden, in dem die Prüfspannung angelegt wurde. Derartige Verfahren werden bereits bisher für die Bestimmung der potentialinduzierten Degradation von Solarmodulen eingesetzt, sodass an dieser Stelle nicht mehr näher darauf eingegangen wird.

[0019] Eine zur Durchführung des Verfahrens in der ersten Verfahrensalternative ausgebildete Anordnung weist einen Probenaufnahmetisch mit einer planen Auflage, vorzugsweise einer Metallauflage, und vorzugsweise einer integrierten regelbaren Heizeinrichtung auf, für die die Auflage auf eine vorgebbare Temperatur gebracht und auf dieser Temperatur gehalten werden kann. Über der Auflage ist eine Beleuchtungseinrichtung zur flächigen Beleuchtung eines auf den Probenaufnahmetisch aufgelegten Solarmoduls oder einer auf den Probenaufnahmetisch aufgelegten Solarzelle angeordnet. Die Anordnung umfasst weiterhin einen optisch transparenten Träger mit einer darauf aufgetragenen optisch transparenten elektrisch leitfähigen Festkörperschicht, die vollflächig auf eine auf dem Probenstisch befindliche Solarzelle oder ein auf dem Probenstisch befindliches Solarmodul aufgelegt werden kann. Die optisch transparente elektrisch leitfähige Schicht auf dem Träger ist hierbei über eine geeignete elektrisch leitfähige Verbindung mit einem Pol einer Gleichspannungsquelle, insbesondere Hochspannungsquelle, verbindbar oder verbunden. Der andere Pol dieser Spannungsquelle ist in einer Ausgestaltung mit der Metallaufgabe, in einer anderen Ausgestaltung mit den elektrischen Modulanschlüssen verbindbar oder verbunden. Die elektrisch leitfähige optisch transparente Festkörperschicht auf dem Träger weist dabei vorzugsweise eine Fläche von mind. $2 \times 2 \text{ cm}^2$, besonders bevorzugt von mind. $20 \times 20 \text{ cm}^2$ auf. Die plane Auflage hat vorzugsweise eine Fläche von mindestens $20 \times 20 \text{ cm}^2$ auf. In einer vorteilhaften Ausgestaltung umfasst die Anordnung auch eine Einrichtung zur Messung und/oder Aufzeichnung des durch ein auf den Probenaufnahmetisch aufgelegtes Solarmodul oder eine aufgelegte Solarzelle zwischen der elektrisch leitfähigen optisch transparenten Festkörperschicht und der Metallaufgabe, falls vorhanden, oder den Modulanschlüssen fließenden Stroms.

[0020] Die vorgeschlagenen Verfahren und die zugehörige Anordnung lassen sich in der Fertigung von Solarmodulen vom eigentlichen Solarzellenprozess bis hin zur Modulfertigung einsetzen. Sie ermöglichen einen Schnelltest von Solarzellen und Solarmodulen hinsichtlich ihrer Anfälligkeit auf PID und die Beurteilung der Relevanz eventueller Degradationsmoden im Feldbetrieb.

Figurenliste

[0021] Die vorgeschlagenen Verfahren sowie die dazugehörige Anordnung werden nachfolgend anhand von Ausführungsbeispielen in Verbindung mit den Zeichnungen nochmals kurz erläutert. Hierbei zeigen:

Fig. 1 ein Beispiel für die Prüfung einer Solarzelle gemäß der ersten Verfahrensalternative mit einer Ausgestaltung der vorgeschlagenen Anordnung;

Fig. 2 ein Beispiel für den Aufbau der vorgeschlagenen Anordnung zur Vermessung von Solarmodulen gemäß der ersten Verfahrensalternative; und

Fig. 3 ein Beispiel für die Prüfung einer Solarzelle gemäß der zweiten Verfahrensalternative.

Wege zur Ausführung der Erfindung

[0022] Die vorgeschlagenen Verfahren lassen sich sowohl zur beschleunigten Erzeugung potentialinduzierter Degradation an Solarzellen als auch an fertiggestellten Solarmodulen durchführen.

[0023] **Fig. 1** zeigt hierzu eine schematische Darstellung einer Anordnung zur Prüfung einer Solarzelle auf Anfälligkeit zur potentialinduzierten Degradation gemäß der ersten Verfahrensalternative. Die in Seitenansicht dargestellte Anordnung umfasst eine Kammer **1**, in der ein Probenaufnahmetisch **2** mit einer Metallaufgabe **3** angeordnet ist. In die Metallaufgabe **3** ist eine elektrische Heizeinrichtung **4** integriert, mit der die Auflage über einen Temperaturregler **5** und einen Temperatursensor **6** auf eine vorgebbare Temperatur aufgeheizt und auf dieser Temperatur gehalten werden kann. Über der Metallaufgabe **3** ist eine Beleuchtungseinrichtung **7** angeordnet, mit der eine auf der Metallaufgabe **3** zur Prüfung aufgelegte Solarzelle **10** (voll-)flächig beleuchtet werden kann. Bei dieser Beleuchtungseinrichtung **7** kann es sich bspw. um ein zweidimensionales Array von LEDs handeln, die Licht in einem Wellenlängenbereich emittieren, in dem die Solarzelle aktiv ist.

[0024] Die Anordnung umfasst weiterhin eine Glasplatte **8**, die mit einer TCO-Schicht **9** als elektrisch leitfähiger optisch transparenter Schicht beschichtet ist. Die Glasplatte **8** dient hierbei als optisch transparenter Träger der TCO-Schicht **9**. Die lateralen Abmessungen (Länge, Breite) dieses Glasträgers **8** mit der TCO-Schicht **9** entsprechen denen der zu testenden Solarzelle **10** oder gehen darüber hinaus. Für die Prüfung wird auf die Solarzelle **10** zunächst ein Verkapselungsmaterial in Form einer Polymerfolie **11**, bspw. aus EVA, aufgebracht. Auf diese Polymerfolie **11** wird dann der Glasträger **8** aufgelegt, wie dies in **Fig. 1** dargestellt ist. Zwischen der TCO-Schicht **9** und der Metallaufgabe **3** wird dann über

DE 10 2020 203 747 A1 2021.09.30

eine Hochspannungsquelle **12** eine Hochspannung von bspw. 1000 V angelegt, während die Solarzelle **10** über die Beleuchtungseinrichtung **7** beleuchtet wird, um potentialinduzierte Degradation unter realistischen Bedingungen hervorzurufen. Die Hochspannung verursacht im elektrischen Gleichfeld einen Drift von möglicherweise zwischen der TCO-Schicht **9** als oberer Elektrode und der geerdeten Metallaufgabe als unterer Elektrode vorhandenen beweglichen Ladungsträgern. Durch Einsatz einer Strommesseinrichtung **13** kann bspw. gleichzeitig eine mehrfache Aufzeichnung der I-V-Kennlinien erfolgen, die den Fortschritt der Degradation zeigen. Weiterhin kann im Anschluss an den jeweiligen Prüfungszeitraum, in dem die Hochspannung unter simultaner Beleuchtung angelegt wurde, die Solarzelle aus der Kammer **1** entnommen werden und mit anderen bekannten Verfahren hinsichtlich des Auftretens von PID charakterisiert werden.

[0025] Fig. 2 zeigt ein Beispiel für eine mögliche Ausgestaltung der vorgeschlagenen Anordnung zur Prüfung von Solarmodulen **14** gemäß der ersten Verfahrensalternative, die bereits über eine Verkapselung und eine vorderseitige Glasabdeckung verfügen. Die Kammer **1** ist in diesem Beispiel als temperierbare lichtundurchlässige Kammer ausgebildet. Auf die vorderseitige Glasabdeckung des Solarmoduls **14** wird für die Prüfung eine TCO-Schicht **9** als elektrisch leitfähige optisch transparente Schicht aufgebracht. Die Rückseite des Solarmoduls **14** ist mit einer elektrisch leitfähigen Auflage, bspw. einer Metallaufgabe **3**, in Kontakt. Damit liegen die Solarzellen auf dem gleichen Potential wie die elektrisch leitfähige Auflage. Zwischen der TCO-Schicht **9** und den Solarzellen im Modul wird auch hier über eine Hochspannungsquelle **12** eine Hochspannung von bspw. 1000 V angelegt, während das Solarmodul **14** über die Beleuchtungseinrichtung **7** beleuchtet wird, um potentialinduzierte Degradation unter realistischen Bedingungen hervorzurufen. Auch eine umgekehrte Polung wie in Fig. 2, d.h. mit geerdeter TCO-Schicht **9**, ist möglich. Über die Messeinrichtung **13**, die mit den Modulanschlüssen verbunden wird, kann beispielsweise eine I-V-Kennlinie aufgezeichnet werden, aus der ein Fortschritt der Degradation ermittelt werden kann.

[0026] In Fig. 3 ist ein Beispiel für die Prüfung einer Solarzelle **10** gemäß der zweiten Verfahrensalternative dargestellt. Im Unterschied zur Anordnung der Fig. 1 kann in dieser Alternative für das Anlegen der Hochspannung ein massiger metallischer Stempel **15** eingesetzt werden. Auf die Solarzelle **10** werden wiederum wie bei Fig. 1 eine Polymerfolie **11**, bspw. aus EVA, als Verkapselungsmaterial und eine Glasplatte **8** aufgelegt. Die Lichtquelle bzw. Beleuchtungseinrichtung **7** wird bei dieser Alternative seitlich, an mindestens einer Seite angebracht. Die gegenüberliegende Seite ist mit einem optischen Reflektor

16 versehen. Der metallische Stempel **15** ist ebenfalls reflektierend. Bei seitlichem Lichteinfall wird das Licht durch Totalreflexion an der oberen Grenzfläche (zum Stempel **15**) in Richtung Reflektor **16** geleitet. Nach unten hin jedoch, wird das Licht durch optische Ankopplung mit ähnlichem Brechungsindex (Polymerfolie **11**) zur Solarzelle hin ausgekoppelt. Dadurch kann trotz metallischem Stempel **15** an der Oberseite eine simultane Beleuchtung der Solarzelle **10** erfolgen.

[0027] Die anderen in Fig. 3 erkennbaren Komponenten der Anordnung entsprechen denen der Anordnung der Fig. 1.

[0028] Mit den vorgeschlagenen Verfahren und der zugehörigen Anordnung lassen sich kostengünstig und in einfacher Weise Solarzellen oder Solarmodule auf die Anfälligkeit für potentialinduzierte Degradation testen. Die vorzugsweise für die Anlegung der Hochspannung verwendete TCO-Schicht ist in einem weiten Bereich spannungs- und temperaturstabil und ermöglicht daher sowohl industriennahe beschleunigte Testsequenzen als auch lange Testsequenzen bzw. Prüfungszeiträume für zuverlässige Ertragssimulationen. Die TCO-Schicht kontaktiert nur die jeweils gewünschte Vorder- oder Rückseite homogen. Ein Kurzschluss von Vorder- und Rückseite oder ein fehlender Kontakt nahe des Modulrahmens sind nicht zu befürchten. Es lassen sich I-V-Kennlinien bzw. Kennwerte der Solarzellen oder Solarmodule unter Beleuchtung während des jeweiligen PID-Tests messen.

Bezugszeichenliste

1	Kammer
2	Probenaufnahmetisch
3	Metallaufgabe
4	Heizeinrichtung
5	Temperaturregler
6	Temperatursensor
7	Beleuchtungseinrichtung
8	Glasplatte/Glasträger
9	TCO-Schicht
10	Solarzelle
11	Polymerfolie
12	Hochspannungsquelle
13	Messeinrichtung
14	Solarmodul
15	planer Metallstempel
16	optischer Reflektor

DE 10 2020 203 747 A1 2021.09.30

ZITATE ENTHALTEN IN DER BESCHREIBUNG

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde automatisiert erzeugt und ist ausschließlich zur besseren Information des Lesers aufgenommen. Die Liste ist nicht Bestandteil der deutschen Patent- bzw. Gebrauchsmusteranmeldung. Das DPMA übernimmt keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

Zitierte Patentliteratur

- DE 102012022825 A1 [0003]
- DE 102011051112 A1 [0004]

Zitierte Nicht-Patentliteratur

- A. Masuda et al. „Effect of light irradiation during potential-induced degradation tests for p-type crystalline Si photovoltaic modules“, Japanese Journal of Applied Physics 57, 08RG13 (2018) [0005]
- W. Luo et al., „Investigation of the impact of illumination on the polarization-type potential-induced degradation of crystalline silicon photovoltaic modules“, IEEE Journal of Photovoltaics Vol. 8, No. 5 (2018), Seiten 1168-1173 [0006]

DE 10 2020 203 747 A1 2021.09.30

Patentansprüche

1. Verfahren zur Prüfung von Solarmodulen oder Solarzellen auf potentialinduzierte Degradation, bei dem

- während eines Zeitraums kontinuierlich oder mehrmals eine elektrische Prüfspannung zwischen einer Vorderseite und/oder Rückseite des Solarmoduls und Solarzellen des Solarmoduls oder zwischen einer Vorderseite und/oder Rückseite der Solarzelle (10) und der Solarzelle (10) unter simultaner Beleuchtung der Vorderseite und/oder Rückseite des Solarmoduls oder der Solarzelle (10) angelegt wird und

- während und/oder nach Ablauf des Zeitraums Eigenschaften des Solarmoduls oder der Solarzelle (10) bestimmt werden, aus denen ein Maß für die potentialinduzierte Degradation ableitbar ist, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Anlegen der elektrischen Prüfspannung über eine optisch transparente elektrisch leitfähige Festkörperschicht (9) erfolgt, die vollflächig auf die Vorderseite und/oder Rückseite zumindest einer Teilfläche des Solarmoduls oder über einen optisch transparenten Träger (8) auf die Vorderseite und/oder Rückseite der Solarzelle (10) aufgebracht oder aufgelegt wird.

2. Verfahren zur Prüfung von Solarmodulen oder Solarzellen auf potentialinduzierte Degradation, bei dem

- während eines Zeitraums kontinuierlich oder mehrmals eine elektrische Prüfspannung zwischen einer Vorderseite und/oder Rückseite des Solarmoduls und Solarzellen des Solarmoduls oder zwischen einer Vorderseite und/oder Rückseite der Solarzelle (10) und der Solarzelle (10) unter simultaner Beleuchtung der Vorderseite und/oder Rückseite des Solarmoduls oder der Solarzelle (10) angelegt wird und

- während und/oder nach Ablauf des Zeitraums Eigenschaften des Solarmoduls oder der Solarzelle (10) bestimmt werden, aus denen ein Maß für die potentialinduzierte Degradation ableitbar ist, wobei das Anlegen der elektrischen Prüfspannung über einen planen metallischen Stempel erfolgt, der vollflächig auf die Vorderseite und/oder Rückseite zumindest einer Teilfläche des Solarmoduls oder auf eine optisch transparente Platte aufgelegt wird, die zusammen mit einer optisch transparenten Zwischenschicht (11) aus einem für Solarzellen geeigneten Verkapselungsmaterial auf die Vorderseite und/oder Rückseite der Solarzelle (10) aufgebracht wird, **dadurch gekennzeichnet**, dass die simultane Beleuchtung der Vorderseite und/oder Rückseite des Solarmoduls oder der Solarzelle durch Einkopplung von Licht von der Seite in ein optisch transparentes Deckglas des Solarmoduls oder die optisch transparente Platte erfolgt, die sich auf der Solarzelle befindet.

3. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, dass zur Prüfung von Solarmodulen die optisch transparente elektrisch leitfähige Festkörper-

schicht (9) auf einen optisch transparenten Träger (8) aufgebracht und für das Anlegen der elektrischen Prüfspannung so auf die Vorderseite und/oder Rückseite des Solarmoduls aufgelegt oder aufgedrückt wird, dass die optisch transparente elektrisch leitfähige Festkörperschicht (9) zum Solarmodul gerichtet ist.

4. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, dass zur Prüfung von unverkapselten Solarzellen (10), ein optisch transparenter Träger (8) aus Glas, auf den die optisch transparente elektrisch leitfähige Festkörperschicht (9) aufgebracht ist oder wird, über eine Zwischenschicht (11) aus einem für Solarzellen geeigneten Verkapselungsmaterial so auf die Solarzelle (10) aufgelegt oder aufgedrückt wird, dass die optisch transparente elektrisch leitfähige Festkörperschicht (9) von der Solarzelle (10) weg gerichtet ist.

5. Verfahren nach einem der Ansprüche 1, 3 oder 4, **dadurch gekennzeichnet**, dass als optisch transparente elektrisch leitfähige Festkörperschicht (9) eine Schicht aus einem transparenten elektrisch leitfähigen Oxid genutzt wird.

6. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Bestimmung der Eigenschaften des Solarmoduls oder der Solarzelle (10) eine Messung elektrischer Eigenschaften des Solarmoduls oder der Solarzelle (10) umfasst.

7. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Solarmodul oder die Solarzelle (10) über eine in eine Auflage (3) integrierte Heizeinrichtung (4) auf eine Prüfungstemperatur gebracht wird.

8. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Solarmodul oder die Solarzelle (10) zur Prüfung auf eine plane Metallauflage (3) aufgelegt wird.

9. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Bestimmung der Eigenschaften des Solarmoduls oder der Solarzelle (10) eine Messung eines Stromflusses zwischen der optisch transparenten elektrisch leitfähigen Festkörperschicht (9) oder dem planen metallischen Stempel und einem elektrischen Anschluss des Solarmoduls oder der Solarzelle (10) oder der Metallauflage (3) umfasst.

10. Anordnung zur Durchführung des Verfahrens nach einem der Ansprüche 1 bis 9, die

- einen Probenaufnahmetisch (2) mit einer planen Auflage,
- eine in einem Abstand über der Auflage angeordnete Beleuchtungseinrichtung (7) zur flächigen Beleuchtung eines auf die Auflage aufgelegten Solar-

DE 10 2020 203 747 A1 2021.09.30

moduls oder einer auf die Auflage aufgelegten Solarzelle, und

- einen optisch transparenten Träger (8) mit einer darauf aufgebracht optisch transparenten elektrisch leitfähigen Festkörperschicht (9) aufweist, der auf ein auf der Auflage befindliches Solarmodul oder auf eine auf der Auflage befindliche Solarzelle aufgelegt werden kann.

11. Anordnung nach Anspruch 10, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Probenaufnahmetisch (2) oder die plane Auflage eine integrierte regelbare Heizeinrichtung (4) aufweisen, durch die die Auflage auf eine vorgebbare Temperatur gebracht und bei dieser Temperatur gehalten werden kann.

12. Anordnung nach Anspruch 10 oder 11, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Auflage eine Metallauflage (3) ist.

13. Anordnung nach Anspruch 12, **dadurch gekennzeichnet**, dass sie eine Einrichtung zur Messung und/oder Aufzeichnung eines zwischen der elektrisch leitfähigen optisch transparenten Festkörperschicht (9) und der planen Metallauflage (3) fließenden Stromes aufweist.

14. Anordnung nach einem der Ansprüche 10 bis 13, **dadurch gekennzeichnet**, dass die plane Auflage eine Fläche von mindestens $20 \times 20 \text{ cm}^2$ und die elektrisch leitfähige optisch transparente Festkörperschicht (9) auf dem Träger (8) eine Fläche von mind. $2 \times 2 \text{ cm}^2$ aufweist.

Es folgen 2 Seiten Zeichnungen

DE 10 2020 203 747 A1 2021.09.30

Anhängende Zeichnungen

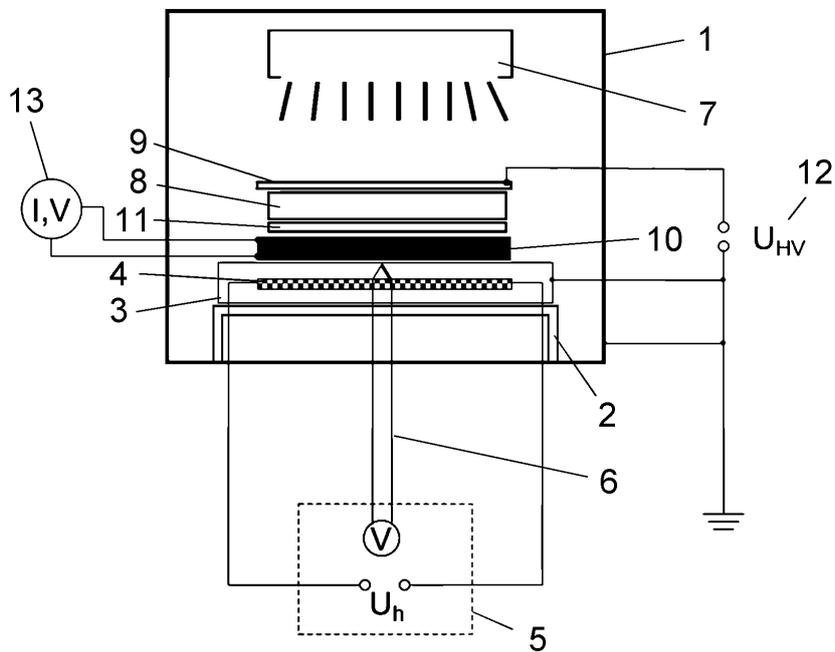


Fig. 1

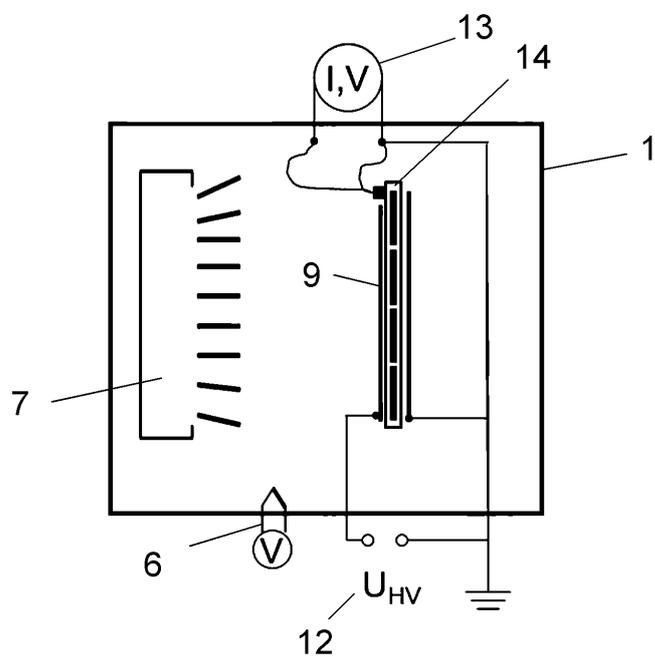


Fig. 2

DE 10 2020 203 747 A1 2021.09.30

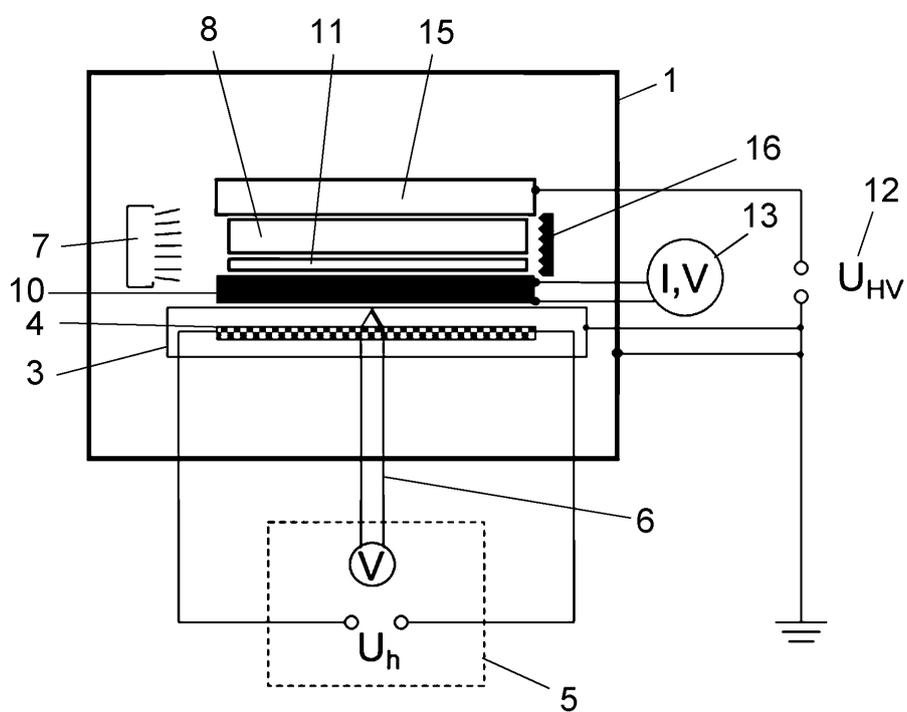


Fig. 3

Literaturverzeichnis

- ¹M. Hiroshi, *Radiation energy transducing device*, US Patent 3,278,811, 1966.
- ²T. Dullweber, C. Kranz, R. Peibst, U. Baumann, H. Hannebauer, A. Fülle, S. Steckemetz, T. Weber, M. Kutzer, M. Müller u. a., „PERC+: industrial PERC solar cells with rear Al grid enabling bifaciality and reduced Al paste consumption“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* **24**, 1487–1498 (2016).
- ³G. VDMA Photovoltaic Equipment Frankfurt am Main, „International technology road-map for photovoltaic (ITRPV) 2021 results, Twelfth Edition March 2021“, 88 (2021).
- ⁴C. A. Deline, S. Ayala Pelaez, W. F. Marion, W. R. Sekulic, M. A. Woodhouse und J. Stein, „Bifacial PV System Performance: Separating Fact from Fiction“, (2019).
- ⁵W. Gu, S. Li, X. Liu, Z. Chen, X. Zhang und T. Ma, „Experimental investigation of the bifacial photovoltaic module under real conditions“, *Renewable Energy* **173**, 1111–1122 (2021).
- ⁶C. A. Deline, S. Ayala Pelaez, W. F. Marion, W. R. Sekulic, M. A. Woodhouse und J. Stein, *Bifacial PV system performance: separating fact from fiction*, Techn. Ber. (National Renewable Energy Lab.(NREL), Golden, CO (United States), 2019).
- ⁷F. Prieto-Castrillo, N. Núñez und M. Vázquez, „Warranty assessment of photovoltaic modules based on a degradation probabilistic model“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* **28**, 1308–1321 (2020).
- ⁸M. Bolinger, W. Gorman, D. Millstein und D. Jordan, „System-level performance and degradation of 21 GWDC of utility-scale PV plants in the United States“, *Journal of Renewable and Sustainable Energy* **12**, 043501 (2020).
- ⁹T. Ishii und A. Masuda, „Annual degradation rates of recent crystalline silicon photovoltaic modules“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* **25**, 953–967 (2017).
- ¹⁰A. Sepanski, W. Vaaßen, U. Hupach, M. Herz, H. Becker, J. Bonilla, G. Köppe und T. Kullack, „Evaluationsforschung zur Qualitätssicherung und -bewertung von PV-Modulen im Solarpark - PVScan-Schlussbericht“, (2018).
- ¹¹T. Doyle und T. Erion-Lorico, *2020 PV module reliability scorecard*, 2020.
- ¹²K. Petter, K. Hubener, F. Kersten, M. Bartzsch, F. Fertig, B. Kloter und J. Muller, „Dependence of LeTID on brick height for different wafer suppliers with several resistivities and dopants“, *9th Int. Work. Cryst. Silicon Sol. Cells* **6**, 1–17 (2016).
- ¹³S. Yamaguchi, K. Nakamura, A. Masuda und K. Ohdaira, „Rapid progression and subsequent saturation of polarization-type potential-induced degradation of n-type front-emitter crystalline-silicon photovoltaic modules“, *Japanese Journal of Applied Physics* **57**, 122301 (2018).

- ¹⁴Photovoltaic (PV) modules - Test methods for the detection of potential-induced degradation - Part 1: Crystalline silicon, Technical Specification (International Electrotechnical Commission, Aug. 2015).
- ¹⁵M. Fuhs, „Ganz schön stressig – PID-Test auf dem Prüfstand“, 82–85 (2021).
- ¹⁶W. Luo, P. Hacke, K. Terwilliger, T. S. Liang, Y. Wang, S. Ramakrishna, A. G. Aberle und Y. S. Khoo, „Elucidating potential-induced degradation in bifacial PERC silicon photovoltaic modules“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* **26**, 859–867 (2018).
- ¹⁷V. P. K.-I. Camilo Varas, persönliche Kommunikation, 11. Nov. 2021.
- ¹⁸W. Demtröder, *Experimentalphysik 3: Atome, Moleküle und Festkörper* (Springer-Verlag, 2010).
- ¹⁹P. Würfel, *Physik der Solarzellen*, 2. Auflage 2000 (Spektrum Akademischer Verlag, Heidelberg, 2000).
- ²⁰P. Würfel, *Physik der Solarzellen* (Spektrum, Akad. Verlag, 2000).
- ²¹A. W. Blakers, A. Wang, A. M. Milne, J. Zhao und M. A. Green, „22.8% efficient silicon solar cell“, *Applied Physics Letters* **55**, 1363–1365 (1989).
- ²²T. Dullweber und J. Schmidt, „Industrial silicon solar cells applying the passivated emitter and rear cell (PERC) concept - A review“, *IEEE Journal of Photovoltaics* **6**, 1366–1381 (2016).
- ²³W. Deng, D. Chen, Z. Xiong, P. J. Verlinden, J. Dong, F. Ye, H. Li, H. Zhu, M. Zhong, Y. Yang u. a., „20.8% PERC solar cell on 156 mm × 156 mm P-type multicrystalline silicon substrate“, *IEEE Journal of Photovoltaics* **6**, 3–9 (2015).
- ²⁴Y.-H. Chang, S.-J. Su, P.-S. Huang und L.-W. Cheng, „Investigation of electrical properties on industrial PERC mono-like Si solar cell“, in *2014 IEEE 40th Photovoltaic Specialist Conference (PVSC) (IEEE, 2014)*, S. 2960–2962.
- ²⁵W. Deng, F. Ye, Z. Xiong, D. Chen, W. Guo, Y. Chen, Y. Yang, P. P. Altermatt, Z. Feng und P. J. Verlinden, „Development of high-efficiency industrial p-type multi-crystalline PERC solar cells with efficiency greater than 21%“, *Energy Procedia* **92**, 721–729 (2016).
- ²⁶Y. Lv, Y. Zhuang, W. Wang, W. Wei, J. Sheng, S. Zhang und W. Shen, „Towards high-efficiency industrial p-type mono-like Si PERC solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **204**, 110202 (2020).
- ²⁷VDMA, „ITRPV 2018 Results. International Technology Roadmap for Photovoltaic. 10th Edition.“, (2019).
- ²⁸W. Zulehner, „Czochralski growth of silicon“, *Journal of Crystal Growth* **65**, 189–213 (1983).
- ²⁹J. Rentsch, J. Ackermann, K. Birmann, H. Furtwängler, J. Haunschild, G. Kästner, R. Neubauer, J. Nievendick, A. Oltersdorf, S. Rein u. a., „Wet chemical processing for c-Si solar cells-status and perspectives“, in *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Hamburg, Germany (2009)*, S. 1113–1117.
- ³⁰S. Werner, E. Lohmüller, P. Saint-Cast, J. Greulich, J. Weber, S. Schmidt, A. Moldovan, A. Brand, T. Dannenber, S. Mack u. a., „Key aspects for fabrication of p-type Cz-Si PERC solar cells exceeding 22% conversion efficiency“, in *Proceedings of the the 33rd European PV Solar Energy Conference and Exhibition, Amsterdam, The Netherlands (2017)*, S. 25–29.

- ³¹R. Hull, *Properties of crystalline silicon*, 20 (IET, 1999).
- ³²K. E. Bean, „Anisotropic etching of silicon“, *IEEE Transactions on Electron Devices* **25**, 1185–1193 (1978).
- ³³T. Dullweber, S. Gatz, H. Hannebauer, T. Falcon, R. Hesse, J. Schmidt und R. Brendel, „19.4%-efficient large area rear-passivated screen-printed silicon solar cells“, in *Proc. 26th* (2011).
- ³⁴T. Dullweber, S. Gatz, H. Hannebauer, T. Falcon, R. Hesse, J. Schmidt und R. Brendel, „Towards 20% efficient large-area screen-printed rear-passivated silicon solar cells“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* **20**, 630–638 (2012).
- ³⁵C. Kranz, S. Wyczanowski, U. Baumann, K. Weise, C. Klein, F. Delahaye, T. Dullweber und R. Brendel, „Wet chemical polishing for industrial type PERC solar cells“, *Energy Procedia* **38**, 243–249 (2013).
- ³⁶E. Cornagliotti, M. Ngamo, L. Tous, R. Russell, J. Horzel, D. Hendrickx, B. Douhard, V. Prajapati, T. Janssens und J. Poortmans, „Integration of inline single-side wet emitter etch in PERC cell manufacturing“, *Energy Procedia* **27**, 624–630 (2012).
- ³⁷J. Schmidt, F. Werner, B. Veith, D. Zielke, R. Bock, M. Tiba, P. Poodt, F. Roozeboom, A. Li, A. Cuevas u. a., „Industrially relevant Al₂O₃ deposition techniques for the surface passivation of Si solar cells“, in *Proceedings 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference (EU PVSEC/WCPEC-5)*, 6-10 september 2010, Valencia, Spain (2010), S. 1130–1133.
- ³⁸M. Koenig, T. Grosse, G. Koehler, H. P. Sperlich, M. Meyer, D. Landgraf, P. Palinginis, H. Neuhaus, C. Kusterer, R. Koehler u. a., „High throughput and enhanced PECVD passivation tool concepts for improved PERC cells“, in *2018 IEEE 7th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC)(A Joint Conference of 45th IEEE PVSC, 28th PVSEC & 34th EU PVSEC)* (IEEE, 2018), S. 3086–3089.
- ³⁹R. Hezel und K. Jaeger, „Low-Temperature Surface Passivation of Silicon for Solar Cells“, *Journal of The Electrochemical Society* **136**, 518–523 (1989).
- ⁴⁰F. Werner, B. Veith, D. Zielke, L. Kühnemund, C. Tegenkamp, M. Seibt, R. Brendel und J. Schmidt, „Electronic and chemical properties of the c-Si/Al₂O₃ interface“, *Journal of Applied Physics* **109**, 113701 (2011).
- ⁴¹T. Lauinger, J. Schmidt, A. G. Aberle und R. Hezel, „Record low surface recombination velocities on 1 Ω cm p-silicon using remote plasma silicon nitride passivation“, *Applied Physics Letters* **68**, 1232–1234 (1996).
- ⁴²S. Jung, D. Gong und J. Yi, „The effects of the band gap and defects in silicon nitride on the carrier lifetime and the transmittance in c-Si solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **95**, 546–550 (2011).
- ⁴³W. Lanford und M. Rand, „The hydrogen content of plasma-deposited silicon nitride“, *Journal of Applied Physics* **49**, 2473–2477 (1978).
- ⁴⁴B. J. Hallam, P. G. Hamer, S. R. Wenham, M. D. Abbott, A. Sugianto, A. M. Wenham, C. E. Chan, G. Xu, J. Kraiem, J. Degoulange und R. Einhaus, „Advanced Bulk Defect Passivation for Silicon Solar Cells“, *IEEE Journal of Photovoltaics* **4**, 88–95 (2014).
- ⁴⁵R. Preu, S. Glunz, S. Schäfer, R. Lüdemann, W. Wettling und W. Pfleging, „Laser ablation—a new low-cost approach for passivated rear contact formation in crystalline silicon solar cell technology“, *Proceedings of the 16th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, 1181–1184 (2000).

- ⁴⁶M. Grundmann, *The Physics of Semiconductors - An Introduction Including Nanophysics and Applications*, 2nd Edition (Springer, Berlin, Heidelberg, 2010).
- ⁴⁷W. Shockley und W. T. Read, „Statistics of the Recombinations of Holes and Electrons“, *Phys. Rev.* **87**, 835–842 (1952).
- ⁴⁸R. N. Hall, „Electron-hole recombination in germanium“, *Physical Review* **87**, 387 (1952).
- ⁴⁹E. H. Dahl, J. Madsbøll, A. Søliland, J. Odden, R. Tronstad und A. N. Larsen, „Electrically active sodium-related defect centres in silicon“, *Semiconductor Science and Technology* **28**, 105010 (2013).
- ⁵⁰A. G. Aberle, „Surface passivation of crystalline silicon solar cells: a review“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* **8**, 473–487 (2000).
- ⁵¹*Effektive Zustandsdichten*, (Sep. 2020) https://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/mw2_ge/kap_5/backbone/r5_1_2.html.
- ⁵²M. Rost, D. Stichtenoth und K. Meyer, „Iron detection in crystalline silicon by different lifetime measurement techniques“, *Energy Procedia* **77**, 159–169 (2015).
- ⁵³M. Müller, „Reporting effective lifetimes at solar cell relevant injection densities“, *Energy Procedia* **92**, 138–144 (2016).
- ⁵⁴O. Breitenstein, „Understanding the current-voltage characteristics of industrial crystalline silicon solar cells by considering inhomogeneous current distributions“, *Opto-Electronics Review* **21**, 259–282 (2013).
- ⁵⁵H. Hashigami, Y. Itakura und T. Saitoh, „Effect of illumination conditions on Czochralski-grown silicon solar cell degradation“, *Journal of Applied Physics* **93**, 4240–4245 (2003).
- ⁵⁶J. Lindroos und H. Savin, „Review of light-induced degradation in crystalline silicon solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **147**, 115–126 (2016).
- ⁵⁷D. Macdonald, A. Cuevas, A. Kinomura und Y. Nakano, „Phosphorus gettering in multicrystalline silicon studied by neutron activation analysis“, in *Conference Record of the Twenty-Ninth IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 2002. (IEEE, 2002)*, S. 285–288.
- ⁵⁸J. Schmidt, „Effect of dissociation of iron–boron pairs in crystalline silicon on solar cell properties“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* **13**, 325–331 (2005).
- ⁵⁹I. E. Reis, S. Riepe, W. Koch, J. Bauer, S. Beljakowa, O. Breitenstein, H. Habenicht, D. Kreßner-Kiel, G. Pensl, J. Schön u. a., „Effect of impurities on solar cell parameters in intentionally contaminated multicrystalline silicon“, *Proc. 24th EUPVSEC, Hamburg, Germany*, 2144–2148 (2009).
- ⁶⁰J. Reiss, R. King und K. Mitchell, „Characterization of diffusion length degradation in Czochralski silicon solar cells“, *Applied Physics Letters* **68**, 3302–3304 (1996).
- ⁶¹L. Kimerling und J. Benton, „Electronically controlled reactions of interstitial iron in silicon“, *Physica B+C* **116**, 297–300 (1983).
- ⁶²J. Schmidt, „Light-induced degradation in crystalline silicon solar cells“, in *Solid State Phenomena*, Bd. 95 (Trans Tech Publ, 2004), S. 187–196.
- ⁶³D. Macdonald, L. Geerligs und S. Riepe, „Light-induced lifetime degradation in multicrystalline silicon“, in *Proceedings 13th Workshop Crystalline Silicon Solar Cell Mater. Processes NREL* (2003), S. 182–186.
- ⁶⁴B. Lim, K. Bothe und J. Schmidt, „Impact of oxygen on the permanent deactivation of boron–oxygen-related recombination centers in crystalline silicon“, *Journal of Applied Physics* **107**, 123707 (2010).

- ⁶⁵A. Herguth und G. Hahn, „Kinetics of the boron-oxygen related defect in theory and experiment“, *Journal of Applied Physics* **108**, 114509 (2010).
- ⁶⁶K. Bothe und J. Schmidt, „Electronically activated boron-oxygen-related recombination centers in crystalline silicon“, *Journal of Applied Physics* **99**, 013701 (2006).
- ⁶⁷B. Sopori, P. Basnyat, S. Devayajanam, S. Shet, V. Mehta, J. Binns und J. Appel, „Understanding light-induced degradation of c-Si solar cells“, in *Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), 2012 38th IEEE (IEEE, 2012)*, S. 001115–001120.
- ⁶⁸V. Voronkov, R. Falster, K. Bothe, B. Lim und J. Schmidt, „Lifetime-degrading boron-oxygen centres in p-type and n-type compensated silicon“, *Journal of Applied Physics* **110**, 063515 (2011).
- ⁶⁹S. Wilking, A. Herguth und G. Hahn, „Influence of hydrogen on the regeneration of boron-oxygen related defects in crystalline silicon“, *Journal of Applied Physics* **113**, 194503 (2013).
- ⁷⁰A. Herguth, C. Derricks und G. Hahn, „Regeneration of boron-oxygen related degradation in Cz-Si PERC-type solar cells at high temperatures“, in *33rd European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition: EU PVSEC 2017 (2017)*, S. 557–560.
- ⁷¹F. Wolny, T. Weber, M. Müller und G. Fischer, „Light induced degradation and regeneration of high efficiency Cz PERC cells with varying base resistivity“, *Energy Procedia* **38**, 523–530 (2013).
- ⁷²K. Ramspeck, S. Zimmermann, H. Nagel, A. Metz, Y. Gassenbauer, B. Birkmann und A. Seidl, „Light induced degradation of rear passivated mc-Si solar cells“, in *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Frankfurt/Main, Germany (2012)*, S. 861–865.
- ⁷³F. Kersten, P. Engelhart, H.-C. Ploigt, A. Stekolnikov, T. Lindner, F. Stenzel, M. Bartzsch, A. Szpeth, K. Petter, J. Heitmann u. a., „Degradation of multicrystalline silicon solar cells and modules after illumination at elevated temperature“, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **142**, 83–86 (2015).
- ⁷⁴T. Luka, S. Großer, C. Hagendorf, K. Ramspeck und M. Turek, „Intra-grain versus grain boundary degradation due to illumination and annealing behavior of multi-crystalline solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells* (2016).
- ⁷⁵T. Niewelt, M. Selinger, N. E. Grant, W. Kwapil, J. D. Murphy und M. C. Schubert, „Light-induced activation and deactivation of bulk defects in boron-doped float-zone silicon“, *Journal of Applied Physics* **121**, 185702 (2017).
- ⁷⁶C. Sen, C. Chan, D. Chen, M. Wright, U. Varshney, M. Kim, A. Samadi, S. Liu, A. Ciesla, C. Chong u. a., „Different extent and behaviour of LeTID in the past and current PERC silicon solar cells“, in *Asia-Pacific Sol Res Conf, Bd. 2 (2020)*, S. 3–6.
- ⁷⁷D. Chen, M. Kim, J. Shi, B. Vicari Stefani, Z. Yu, S. Liu, R. Einhaus, S. Wenham, Z. Holman und B. Hallam, „Defect engineering of p-type silicon heterojunction solar cells fabricated using commercial-grade low-lifetime silicon wafers“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* (2019).
- ⁷⁸J. Schmidt, D. Bredemeier und D. C. Walter, „On the defect physics behind light and elevated temperature-induced degradation (LeTID) of multicrystalline silicon solar cells“, *IEEE Journal of Photovoltaics* **9**, 1497–1503 (2019).

- ⁷⁹D. Chen, M. Vaqueiro Contreras, A. Ciesla, P. Hamer, B. Hallam, M. Abbott und C. Chan, „Progress in the understanding of light-and elevated temperature-induced degradation in silicon solar cells: A review“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* (2020).
- ⁸⁰D. Bredemeier, D. Walter, S. Herlufsen und J. Schmidt, „Lifetime degradation and regeneration in multicrystalline silicon under illumination at elevated temperature“, *AIP Advances* **6**, 035119 (2016).
- ⁸¹D. Bredemeier, D. C. Walter und J. Schmidt, „Possible candidates for impurities in mc-Si wafers responsible for light-induced lifetime degradation and regeneration“, *Solar RRL* **2**, 1700159 (2018).
- ⁸²S. Hoffmann und M. Koehl, „Effect of humidity and temperature on the potential-induced degradation“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* **22**, 173–179 (2014).
- ⁸³M. Schütze, M. Junghänel, O. Friedrichs, R. Wichtendahl, M. Scherff, J. Müller und P. Wawer, „Investigations of potential induced degradation of silicon photovoltaic modules“, in *Proceedings of the 26th European PV Solar Energy Conference, Hamburg, Germany* (2011).
- ⁸⁴V. Naumann, K. Ilse, M. Pander, J. Tröndle, K. Sporleder und C. Hagendorf, „Influence of soiling and moisture ingress on long term PID susceptibility of photovoltaic modules“, in *AIP Conference Proceedings*, Bd. 2147, 1 (AIP Publishing LLC, 2019), S. 090005.
- ⁸⁵J. Berghold, O. Frank, H. Hoehne, S. Pingel, B. Richardson und M. Winkler, „Potential induced degradation of solar cells and panels“, *25th EUPVSEC*, 3753–3759 (2010).
- ⁸⁶V. Naumann, D. Lausch, A. Hähnel, J. Bauer, O. Breitenstein, A. Graff, M. Werner, S. Swatek, S. Großer, J. Bagdahn u. a., „Explanation of potential-induced degradation of the shunting type by Na decoration of stacking faults in Si solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **120**, 383–389 (2014).
- ⁸⁷V. Naumann, D. Lausch, S. Großer, M. Werner, S. Swatek, C. Hagendorf und J. Bagdahn, „Microstructural analysis of crystal defects leading to potential-induced degradation (PID) of Si solar cells“, *Energy Procedia* **33**, 76–83 (2013).
- ⁸⁸V. Naumann, O. Breitenstein, J. Bauer und C. Hagendorf, „Search for microstructural defects as nuclei for PID-shunts in silicon solar cells“, in *2017 IEEE 44th Photovoltaic Specialist Conference (PVSC)* (IEEE, 2017), S. 1376–1380.
- ⁸⁹S. Pingel, O. Frank, M. Winkler, S. Daryan, T. Geipel, H. Hoehne und J. Berghold, „Potential induced degradation of solar cells and panels“, in *2010 35th IEEE Photovoltaic Specialists Conference* (IEEE, 2010), S. 002817–002822.
- ⁹⁰D. Lausch, V. Naumann, A. Graff, A. Hähnel, O. Breitenstein, C. Hagendorf und J. Bagdahn, „Sodium outdiffusion from stacking faults as root cause for the recovery process of potential-induced degradation (PID)“, *Energy Procedia* **55**, 486–493 (2014).
- ⁹¹V. Naumann, K. Ilse und C. Hagendorf, „On the discrepancy between leakage currents and potential-induced degradation of crystalline silicon modules“, in *Proceedings of the 28th European Photovoltaic Solar Energy Conference* (2013).
- ⁹²V. Naumann, „Ursachenanalyse und physikalische Modellbildung für Potential-induzierte Degradation von Silizium-Solarzellen“, Diss. (Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, 2014).

- ⁹³M. Wilson, A. Savthouck, J. D'Amico, J. Lagowski, S. Schmitt, A. Schneider und S. Olibet, „Importance of defect photoionization in silicon-rich SiN_x dielectrics for high PID resistance“, in 2013 IEEE 39th Photovoltaic Specialists Conference (PVSC) (IEEE, 2013), S. 0218–0222.
- ⁹⁴S. Koch, J. Berghold, O. Okoroafor, S. Krauter und P. Grunow, „Encapsulation influence on the potential induced degradation of crystalline silicon cells with selective emitter structures“, in Proc. 27th Eur. Photovoltaic Sol. Energy Conf. Exhib. (2012), S. 1991–1995.
- ⁹⁵R. Swanson, M. Cudzinovic, D. DeCeuster, V. Desai, J. Jürgens, N. Kaminar, W. Mulligan, L. Rodrigues-Barbarosa, D. Rose, D. Smith u. a., „The surface polarization effect in high-efficiency silicon solar cells“, in Proc. of 15th PVSEC (Shanghai, China, 2005).
- ⁹⁶S. Yamaguchi, A. Masuda und K. Ohdaira, „Progression of rapid potential-induced degradation of n-type single-crystalline silicon photovoltaic modules“, Applied Physics Express **9**, 112301 (2016).
- ⁹⁷K. Hara, M. Akitomi, A. Masuda und Y. Chiba, „Potential-induced degradation of n-type crystalline Si photovoltaic modules in practical outdoor systems“, Japanese Journal of Applied Physics **57**, 117102 (2018).
- ⁹⁸K. J. Weber und H. Jin, „Improved silicon surface passivation achieved by negatively charged silicon nitride films“, Applied Physics Letters **94**, 063509 (2009).
- ⁹⁹J. Carolus, J. A. Tsanakas, A. van der Heide, E. Voroshazi, W. De Ceuninck und M. Daenen, „Physics of potential-induced degradation in bifacial p-PERC solar cells“, Solar Energy Materials and Solar Cells **200**, 109950 (2019).
- ¹⁰⁰W. Luo, P. Hacke, S. M. Hsian, Y. Wang, A. G. Aberle, S. Ramakrishna und Y. S. Khoo, „Investigation of the impact of illumination on the polarization-type potential-induced degradation of crystalline silicon photovoltaic modules“, IEEE Journal of Photovoltaics **8**, 1168–1173 (2018).
- ¹⁰¹*Photovoltaic Devices - Part 1: Measurement of Photovoltaic Current-Voltage Characteristics. Edition 2*, Norm, 2005.
- ¹⁰²*Photovoltaic devices - Part 9: Solar simulator performance requirements*, Norm, Okt. 2007.
- ¹⁰³B. Fischer, *User Manual - LOANASolar Cell Analysis System*, English, Version 09.2013, pv tools (2013), 141 S.
- ¹⁰⁴H. Wang, X. Cheng und H. Yang, „Temperature Coefficients and Operating Temperature Verification for Passivated Emitter and Rear Cell Bifacial Silicon Solar Module“, IEEE Journal of Photovoltaics **10**, 729–739 (2020).
- ¹⁰⁵Y. P. Varshni, „Temperature dependence of the energy gap in semiconductors“, physica **34**, 149–154 (1967).
- ¹⁰⁶O. Breitenstein und M. Langenkamp, „Lock-in thermography“, in *Basics and Use for Functional Diagnostics of Electronics Components* (Springer, 2003).
- ¹⁰⁷O. Breitenstein, „Nondestructive local analysis of current–voltage characteristics of solar cells by lock-in thermography“, Solar Energy Materials and Solar Cells **95**, 2933–2936 (2011).
- ¹⁰⁸O. Breitenstein, „Local efficiency analysis of solar cells based on lock-in thermography“, Solar Energy Materials and Solar Cells **107**, 381–389 (2012).

- ¹⁰⁹O. Breitenstein, *Operation manual: Local I-V 2*, English, Version 03.2015, Max Planck Institute of Microstructure Physics, Weinberg 2, Halle, Germany (2015), 15 S.
- ¹¹⁰J. Marek, „Light-beam-induced current characterization of grain boundaries“, *Journal of Applied Physics* **55**, 318–326 (1984).
- ¹¹¹M. Breitwieser, F. D. Heinz, A. Büchler, M. Kasemann, J. Schön, W. Warta und M. C. Schubert, „Analysis of solar cell cross sections with micro-light beam induced current (μ LBIC)“, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **131**, 124–128 (2014).
- ¹¹²L. Pasemann, „A contribution to the theory of beam-induced current characterization of dislocations“, *Journal of Applied Physics* **69**, 6387–6393 (1991).
- ¹¹³R. F. Egerton u. a., *Physical principles of electron microscopy*, Bd. 56 (Springer, 2005).
- ¹¹⁴„High-Resolution TEM Imaging“, in *Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials* (Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2008), S. 517–582.
- ¹¹⁵J. Thomas und T. Gemming, in *Analytische Transmissionselektronenmikroskopie: Eine Einführung für den Praktiker* (Springer, Vienna, 2013).
- ¹¹⁶*User Manual - IonTof5*, Version 09.2013, ION-TOF GmbH (2013), 141 S.
- ¹¹⁷K. Sporleder, V. Naumann, J. Bauer, S. Richter, A. Hähnel, S. Großer, M. Turek und C. Hagendorf, „Root cause analysis on corrosive potential-induced degradation effects at the rear side of bifacial silicon PERC solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **201**, 110062 (2019).
- ¹¹⁸A. Masuda und Y. Hara, „Effect of light irradiation during potential-induced degradation tests for p-type crystalline Si photovoltaic modules“, *Japanese Journal of Applied Physics* **57**, 08RG13 (2018).
- ¹¹⁹*Photovoltaic devices - Part 1-2: Measurement of current-voltage characteristics of bifacial photovoltaic (PV) devices*, Norm, Jan. 2019.
- ¹²⁰K. Sporleder, J. Bauer, S. Großer, S. Richter, A. Hähnel, M. Turek, V. Naumann, K. K. Ilse und C. Hagendorf, „Potential-Induced Degradation of Bifacial PERC Solar Cells Under Illumination“, *IEEE Journal of Photovoltaics* **9**, 1522–1525 (2019).
- ¹²¹K. Sporleder, M. Turek, N. Schüler, V. Naumann, D. Hevisov, C. Pöplau, S. Großer, H. Schulte-Huxel, J. Bauer und C. Hagendorf, „Quick test for reversible and irreversible PID of bifacial PERC solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **219**, 110755 (2021).
- ¹²²K. Sporleder, V. Naumann, J. Bauer, S. Richter, A. Hähnel, S. Großer, M. Turek und C. Hagendorf, „Local corrosion of silicon as root cause for potential-induced degradation at the rear side of bifacial PERC solar cells“, *physica status solidi (RRL)–Rapid Research Letters* **13**, 1900163 (2019).
- ¹²³H. Nagel, A. Metz, K. Wangemann u. a., „Crystalline Si solar cells and modules featuring excellent stability against potential-induced degradation“, in *26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition* (2011), S. 3107–3112.
- ¹²⁴V. Naumann, D. Lausch, A. Graff, M. Werner, S. Swatek, J. Bauer, A. Hähnel, O. Breitenstein, S. Großer, J. Bagdahn u. a., „The role of stacking faults for the formation of shunts during potential-induced degradation of crystalline Si solar cells“, *physica status solidi (RRL)–Rapid Research Letters* **7**, 315–318 (2013).
- ¹²⁵K. Sporleder, V. Naumann, J. Bauer, D. Hevisov, M. Turek und C. Hagendorf, „Time-Resolved Investigation of Transient Field Effect Passivation States during Potential Induced Degradation and Recovery of Bifacial Silicon Solar Cells“, *Solar RRL*.

- ¹²⁶K. Sporleder, V. Naumann, J. Bauer, M. Turek und C. Hagendorf, „Potential Induced Degradation Studies with high Temporal Resolution Reveal Changes of Field Effect Passivation States at the Rear Side of Bifacial Silicon Solar Cells“, in 2021 IEEE 48th Photovoltaic Specialists Conference (PVSC) (IEEE, 2021), S. 0935–0938.
- ¹²⁷K. Hara, S. Jonai und A. Masuda, „Potential-induced degradation in photovoltaic modules based on n-type single crystalline Si solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **140**, 361–365 (2015).
- ¹²⁸F. L. Riley, „Silicon nitride and related materials“, *Journal of the American Ceramic Society* **83**, 245–265 (2000).
- ¹²⁹K. Sporleder, V. Naumann, J. Bauer, S. Richter, A. Hähnel, S. Großer, M. Turek und C. Hagendorf, „Microstructural Analysis of Local Silicon Corrosion of Bifacial Solar Cells as Root Cause of Potential-Induced Degradation at the Rear Side“, *physica status solidi (a)* **216**, 1900334 (2019).
- ¹³⁰K. Sporleder, V. Naumann, J. Bauer, S. Richter, A. Hähnel, S. Großer, M. Turek und C. Hagendorf, „Microstructural Analysis of Local Silicon Corrosion of Bifacial Solar Cells as Root Cause of Potential-Induced Degradation at the Rear Side“, *physica status solidi (a)* **216**, 1900334 (2019).
- ¹³¹K. Sporleder, J. Bauer, B. Jäckel, V. Nauman, M. Turek und C. Hagendorf, „Evolution of Corrosive Potential-Induced Degradation at the Rear Side of Bifacial Passivated Emitter and Rear Solar Cells“, *physica status solidi (RRL)–Rapid Research Letters* **16**, 2100519 (2022).
- ¹³²J. Schindelin, I. Arganda-Carreras, E. Frise, V. Kaynig, M. Longair, T. Pietzsch, S. Preibisch, C. Rueden, S. Saalfeld, B. Schmid u. a., „Fiji: an open-source platform for biological-image analysis“, *Nature Methods* **9**, 676–682 (2012).
- ¹³³M. J. O’Neil, A. Smith, P. E. Heckelman und S. Budavari, „The merck index-An encyclopedia of chemicals, drugs, and biologicals. whitehouse station, NJ: Merck and Co“, Inc **767**, 4342 (2001).
- ¹³⁴*U.S. National Library of Medicine, National Center for Biotechnology Information, PubChem Compound Summary for CID 24261, Silicon dioxide*, (Jan. 2021) <https://pubchem.ncbi.nlm.nih.gov/compound/Silicon-dioxide>.
- ¹³⁵S. P. Harvey, J. A. Aguiar, P. Hacke, H. Guthrey, S. Johnston und M. Al-Jassim, „Sodium accumulation at potential-induced degradation shunted areas in polycrystalline silicon modules“, *IEEE Journal of Photovoltaics* **6**, 1440–1445 (2016).
- ¹³⁶W. Luo, Y. S. Khoo, P. Hacke, V. Naumann, D. Lausch, S. P. Harvey, J. P. Singh, J. Chai, Y. Wang, A. G. Aberle u. a., „Potential-induced degradation in photovoltaic modules: a critical review“, *Energy & environmental science* **10**, 43–68 (2017).
- ¹³⁷P. P. Altermatt, persönliche Kommunikation, 28. Nov. 2018.
- ¹³⁸G. Coletti, P. C. Bronsveld, G. Hahn, W. Warta, D. Macdonald, B. Ceccaroli, K. Wambach, N. Le Quang und J. M. Fernandez, „Impact of metal contamination in silicon solar cells“, *Advanced Functional Materials* **21**, 879–890 (2011).
- ¹³⁹A. Borghesi, B. Pivac, A. Sassella und A. Stella, „Oxygen precipitation in silicon“, *Journal of Applied Physics* **77**, 4169–4244 (1995).
- ¹⁴⁰E. Schroer, S. Hopfe, P. Werner, U. Gösele, G. Duscher, M. Rühle und T. Tan, „Oxide precipitation at silicon grain boundaries“, *Applied Physics Letters* **70**, 327–329 (1997).

- ¹⁴¹R. J. Falster, M. Pagani, D. Gambaro, M. Cornara, M. Olmo, G. Ferrero, P. Pichler und M. Jacob, „Vacancy-assisted oxygen precipitation phenomena in Si“, in *Solid State Phenomena*, Bd. 57 (Trans Tech Publ, 1997), S. 129–136.
- ¹⁴²V. Naumann, M. Otto, R. Wehrspohn, M. Werner und C. Hagendorf, „Interface and material characterization of thin ALD-Al₂O₃ layers on crystalline silicon“, *Energy Procedia* **27**, 312–318 (2012).
- ¹⁴³I. Levin und D. Brandon, „Metastable alumina polymorphs: crystal structures and transition sequences“, *Journal of the American Ceramic Society* **81**, 1995–2012 (1998).
- ¹⁴⁴P. J. Jorgensen, „Effect of an electric field on silicon oxidation“, *The Journal of Chemical Physics* **37**, 874–877 (1962).
- ¹⁴⁵V. Naumann, M. Schütze, A. Hähnel, S. Lange, A. Müller und C. Hagendorf, „Elemental Analyses and Excess Oxygen Investigations by Scanning Transmission Electron Microscopy and Electron Energy Loss Spectroscopy at AlO_x Si Interfaces in PERC Solar Cells“, *Energy Procedia* **1**, 1 (2021).
- ¹⁴⁶R. Takizawa, T. Nakanishi und A. Ohsawa, „Degradation of metal-oxide-semiconductor devices caused by iron impurities on the silicon wafer surface“, *Journal of Applied Physics* **62**, 4933–4935 (1987).
- ¹⁴⁷A. Oltersdorf, A. Moldovan, M. Bayer, M. Zimmer und J. Rentsch, „Surface contamination of silicon wafer after acidic texturisation“, in *Solid State Phenomena*, Bd. 187 (Trans Tech Publ, 2012), S. 337–340.
- ¹⁴⁸S. Lombardo, J. H. Stathis, B. P. Linder, K. L. Pey, F. Palumbo und C. H. Tung, „Dielectric breakdown mechanisms in gate oxides“, *Journal of Applied Physics* **98**, 12 (2005).
- ¹⁴⁹B. Vermang, H. Goverde, A. Uruena, A. Lorenz, E. Cornagliotti, A. Rothschild, J. John, J. Poortmans und R. Mertens, „Blistering in ALD Al₂O₃ passivation layers as rear contacting for local Al BSF Si solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **101**, 204–209 (2012).
- ¹⁵⁰H. De Wit, C. Wijenberg und C. Crevecoeur, „The dielectric breakdown of anodic aluminum oxide“, *Journal of The Electrochemical Society* **123**, 1479 (1976).
- ¹⁵¹J. Kolodzey, E. A. Chowdhury, T. N. Adam, G. Qui, I. Rau, J. O. Olowolafe, J. S. Suehle und Y. Chen, „Electrical conduction and dielectric breakdown in aluminum oxide insulators on silicon“, *IEEE Transactions on Electron Devices* **47**, 121–128 (2000).
- ¹⁵²J. Carnes und M. Duffy, „Self-Healing Breakdown Measurements of Pyrolytic Aluminum Oxide Films on Silicon“, *Journal of Applied Physics* **42**, 4350–4356 (1971).
- ¹⁵³S. Isomae, S. Yamamoto, S. Aoki und A. Yajima, „Oxidation-induced stress in a LOCOS structure“, *IEEE Electron Device Letters* **7**, 368–370 (1986).
- ¹⁵⁴D. A. Clugston und P. A. Basore, „PC1D version 5: 32-bit solar cell modeling on personal computers“, in *Conference Record of the Twenty Sixth IEEE Photovoltaic Specialists Conference-1997* (IEEE, 1997), S. 207–210.
- ¹⁵⁵A. Fell, K. R. McIntosh, P. P. Altermatt, G. J. Janssen, R. Stangl, A. Ho-Baillie, H. Steinkemper, J. Greulich, M. Müller, B. Min u. a., „Input parameters for the simulation of silicon solar cells in 2014“, *IEEE Journal of Photovoltaics* **5**, 1250–1263 (2015).

Eidesstattliche Erklärung

Selbstständigkeitserklärung

Hiermit versichere ich, Kai Sporleder, dass ich die vorliegende Arbeit zum Thema *Ursachenanalyse potentialinduzierter Degradation an der Rückseite bifazialer Silizium-Solarzellen mit passiviertem Emitter und passivierter Rückseite* selbstständig und nur unter Verwendung der angegebenen Literatur und Hilfsmittel angefertigt habe. Des Weiteren sind alle aus den angegebenen Quellen direkt oder indirekt übernommenen Stellen als solche gekennzeichnet.

Erklärung über Vorstrafen und Ermittlungsverfahren

Ich erkläre hiermit, dass gegen mich keinerlei Vorstrafen vorliegen. Weiter ist kein Ermittlungsverfahren gegen mich eingeleitet.

Erklärung über etwaige frühere Promotionsverfahren

Hiermit erkläre ich, dass ich mich zuvor an keiner anderen Institution um den Doktorgrad beworben und dass ich keinerlei vergebliche Promotionsversuche unternommen habe.


Kai Sporleder, Halle (Saale), 18. Mai 2022

Lebenslauf

Persönliches

Vor- und Nachname Kai Sporleder
Geburtsdatum, -ort 08.08.1986 in Hann. Münden
Staatsbürgerschaft deutsch

Werdegang

04.2017 – 06.2022 **Fraunhofer-Center für Silizium-Photovoltaik CSP**
Halle Saale, *Wissenschaftlicher Mitarbeiter*

06.2021 – 06.2022 **Hochschule Anhalt HSA**
Köthen, *Wissenschaftlicher Mitarbeiter*

12.2016 – 12.2019 **Hochschule für Technik, Wirtschaft und Kultur HTWK**
Leipzig, *Wissenschaftlicher Mitarbeiter*

10.2013 – 12.2016 **Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg**
Medizinische Physik, *Master of Science*

10.2010 – 09.2013 **Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg**
Medizinische Physik, *Bachelor of Science*

08.2007 – 06.2010 **Berufsbildende Schulen 2 Göttingen**
Abitur

Eigene Publikationen, Vorträge und Patente

Publikationen als Erstautor (Peer-Reviewed)

- [1] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Richter, S., Hähnel, A., Großer, S., Turek, M., Hagendorf, C. (2019). „Local Corrosion of Silicon as Root Cause for Potential-Induced Degradation at the Rear Side of Bifacial PERC Solar Cells“, *Physica Status Solidi - Rapid Research Letters*, 13(9), 1-4. DOI: 10.1002/pssr.201900163
- [2] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Richter, S., Hähnel, A., Großer, S., Turek, M., Hagendorf, C. (2019). „Root cause analysis on corrosive potential-induced degradation effects at the rear side of bifacial silicon PERC solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 201, 110062-110062. DOI: 10.1016/j.solmat.2019.110062
- [3] Sporleder, K., Bauer, J., Großer, S., Richter, S., Hähnel, A., Turek, M., Ilse, K. K., Hagendorf, C. (2019). „Potential-Induced Degradation of Bifacial PERC Solar Cells under Illumination“, *IEEE Journal of Photovoltaics*, 9(6), 1522-1525. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2019.2937231
- [4] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Richter, S., Hähnel, A., Großer, S., Turek, M., Hagendorf, C. (2019). „Microstructural Analysis of Local Silicon Corrosion of Bifacial Solar Cells as Root Cause of Potential-Induced Degradation at the Rear Side“, *Physica Status Solidi (A) Applications and Materials Science*, 216(17), 1900334-1900334. DOI:10.1002/pssa.201900334
- [5] Sporleder, K., Turek, M., Schüler, N., Naumann, V., Hevisov, D., Pöplau, C., Großer, S., Schulte-Huxel, H., Bauer, J., Hagendorf, C. (2021). „Quick test for reversible and irreversible PID of bifacial PERC solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 219(August 2020). DOI: 10.1016/j.solmat.2020.110755
- [6] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Hevisov, D., Turek, M., Hagendorf, C. (2021). „Time-resolved Investigation of Transient Field Effect Passivation States during Potential Induced Degradation and Recovery of Bifacial Silicon Solar Cells“, *Solar - RRL* (April 2021), DOI:10.1002/solr.202100140
- [7] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Hevisov, D., Turek, M., Hagendorf, C. (2022). „Evolution of corrosive potential induced degradation at the rear side of bifacial PERC solar cells.“, *Physica Status Solidi - Rapid Research Letters*, 2100519, DOI: 10.1002/pssr.202100519

Publikationen als Ko-Autor (Peer-Reviewed)

- [8] Turek, M., Sporleder, K., Luka, T., (2019). „Spectral characterization of solar cells and modules using LED-based solar simulators“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 194, S.142–147. DOI: 10.1016/j.solmat.2019.02.007

- [9] Hevisov, D., Sporleder, K., Turek, M., Hagendorf, C. (2022). „I-V-curve analysis using evolutionary algorithms: Hysteresis compensation in fast sun simulator measurements of HJT cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 238, DOI: 10.1016/j.solmat.2022.111628

Aufsätze in Tagungsbänden

- [10] Sporleder, K., Luka, T., Eiternick, S., Hübener, K., Petter, K., Scheer, R., Turek, M., 2016, „Light Induced Degradation of Solar Cells from High-Performance Multicrystalline Silicon“, *Proceedings of 32nd European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, pp. 883–885 DOI: 10.1016/j.egypro.2017.09.316
- [11] Lindroos, J., Petter, K., Sporleder, K., Turek, M., Pacho, P., Rinio, M., „Light beam induced current of light-induced degradation in high-performance multicrystalline Al-BSF cells“, *AIP Conference Proceedings*, 017, 124, pp. 99–106, DOI: 10.4229/EUPVSEC20162016-2BV.7.7
- [12] Turek, M., Sporleder, K., Hagendorf, C., 2017, „Rapid Testing of Spectrally Resolved Optical Cell Quality Using LED Solar Simulators“, *Proceedings of 33rd European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, pp. 893 – 896 ISBN: 3-936338-47-7
- [13] Luka, T., Sporleder, K., Hevisov, D., Bauer, J., Eiternick, S., Großer, S., Turek, M., 2020 „Long-Term Stability of HJT Solar Cells under Illumination and UV Exposure“, *Proceedings of 37th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, pp. 302 – 304 DOI: 10.4229/EUPVSEC20202020-2CV.1.2
- [14] Naumann, V., Ilse, K. K., Pander, M., Tröndle, J., Sporleder, K., Hagendorf, C., „Influence of soiling and moisture ingress on long term PID susceptibility of photovoltaic modules“, *Energy Procedia*, 2019, 2147, 090005
- [15] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Hevisov, D., Turek, M., Dittmann, S., Hagendorf, C., „Fast Changing Field Effect Passivation States due to Potential Induced Degradation at the Rear Side of Bifacial Silicon Solar Cells“, *AIP Conference Proceedings* Eingereicht, April 2021

Fachvorträge auf Konferenzen und Workshops

- [16] Sporleder, K., Eiternick, S., Turek, M., (2018) „Fast I-V and capacitance measurements using LED Solar Simulators for in-line applications“, *SiliconPV, the 8th International Conference on Silicon Photovoltaics*, Lausanne, Schweiz
- [17] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Großer, S., Richter, S., Hähnel A., Turek, M., Hagendorf, C. (2019) „Potential-induced degradation at the rear side of bifacial PERC solar cells“, *6th bifPV workshop*, Amsterdam, Niederlande
- [18] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Großer, S., Richter, S., Hähnel, A., Turek, M., Hagendorf, C. (2019) „Potential-induced degradation at the rear side of bifacial PERC solar cells“, *36th EU PVSEC*, Marseille, Frankreich
- [19] Sporleder, K., Bauer, J., Turek, M., Hagendorf, C., Naumann, V. (2019) „Root cause analysis of potential induced degradation at the rear side of mono silicon based bifacial solar cells“, *GADEST - Gettering and Defect Engineering in Semiconductor Technology*, Zeuthen, Deutschland
- [20] Sporleder, K., Bauer, J., Naumann, V., Turek, M., Ilse, K. K., Hagendorf, C. (2019) „Potential induced degradation of bifacial solar cells under illumination“, *PVSC - 46th IEEE Photovoltaic Specialist Conference*, Chicago, Illinois

- [21] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Großer, S., Richter, S., Hähnel, A., Turek, M., Hagendorf, C. (2019) „Local silicon corrosion as root cause of Potential-Induced Degradation (PID) at the rear side of industrial bifacial PERC solar cells“, *Silicon-FOREST*, Feldberb-Falkau, Deutschland
- [22] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Turek, M., Hagendorf, C. (2019) „Review and challenges on potential-induced degradation (PID) of bifacial PERC solar cells“, *29th Workshop on Crystalline Silicon Solar Cells and Modules*, Denver, Colorado
- [23] Sporleder, K., Turek, M., Esefelder, S., Brammer, T. (2019) „Quantifying energy gains of bifacial solar cells using LED solar simulators“, *SNEC - 13th International Photovoltaic Power Generation and Smart Energy Exhibition and Conference*, Shanghai, China
- [24] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Großer, S., Richter, S., Hähnel, Turek, M., Hagendorf, C. (2019) „Potential-induced degradation at the rear side of bifacial PERC solar cells“, *SiliconPV, the 9th International Conference on Silicon Photovoltaics*, Leuven, Belgien
- [25] Sporleder, K., Turek, M., Schüler, N., Naumann, V., Hevisov, D., Pöplau, C., Großer, S., Schulte-Huxel, H., Bauer, J., Hagendorf, C. (2020). „Potential-induced degradation at the rear side of bifacial passivated emitter and rear cells“, *SiliconPV, the 10th International Conference on Silicon Photovoltaics*, Videosession
- [26] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Hevisov, D., Turek, M., Hagendorf, C. (2021). „Fast changing field effect passivation states due to potential-induced degradation at the rear side of bifacial silicon solar cells“, *SiliconPV, the 11th International Conference on Silicon Photovoltaics*, Online-Konferenz
- [27] Sporleder, K., Naumann, V., Bauer, J., Hevisov, D., Turek, M., Hagendorf, C. (2021). „Potential Induced Degradation Studies with high Temporal Resolution Reveal Changes of Field Effect Passivation States at the Rear Side of Bifacial Silicon Solar Cells“, *PVSC - 48th IEEE Photovoltaic Specialist Conference*, Online-Konferenz

Bei den Vorträgen ist die vortragende Person gekennzeichnet, da ich im Sommer / Herbst 2019 aus persönlichen Gründen keine Dienstreise antreten konnte.

Patente

- [28] Sporleder, K., Bauer, J., Naumann, V., Turek, M., Hagendorf, C., „Schnelltester zur Bewertung potentialinduzierter Degradation unter simultaner Beleuchtung“, Deutsche Patentanmeldung, 2019P62448 DE, Anmeldetag: 24.03.2020, Offenlegungstag: 30.09.2021,
- [29] Turek, M., Sporleder, K., Hagendorf, C., „Gerät und Verfahren zur Erkennung von Materialdegradation in Solarzellen und -modulen“, PCT application, Published, Publication date: 10.12.2020, WO 2020/245106 A1, EP application, Published, Publication date: 09.12.2020, 3 748 843
- [30] Turek, M., Sporleder, K., Hagendorf, C., „Gerät und Verfahren zur schnellen, großflächigen und spektral sensitiven Reflexionsmessung mit hoher Ortsauflösung“, EP patent, Switzerland EPCH, Granted, Grant date: 21.08.2019, EP 3 460 999, EP patent, Germany EPDE, Granted, Grant date: 21.08.2019, 50 2017 002 077.1

Erfolge

- Die eingereichten Beiträge für die Fachkonferenzen *SiliconPV 2019*, *IEEE 2019*, *EU-PVSEC 2019* und *SiliconPV 2020* wurden zu den besten Abstracts gewertet.
- Im Journal *pss-a* stieß der Beitrag „Microstructural Analysis of Local Silicon Corrosion of Bifacial Solar Cells as Root Cause of Potential-Induced Degradation at the Rear Side“ auf großes Interesse und wurde einer der am häufigsten heruntergeladenen Aufsätze im Zeitraum 2018 – 2019.

Danksagung

Mit der Promotion endet auch ein Abschnitt in meinem Leben und ich blicke gespannt auf die kommenden Aufgaben. Dabei ist mir bewusst, dass ich von vielen Vorgesetzten, Kollegen und Freunden Unterstützung beim Anfertigen dieser Arbeit erhalten habe.

Ich danke Prof. Dr. Ralf B. Wehrspohn für die Betreuung dieser Arbeit und die Hilfe darüber hinaus. Besonders danken möchte ich Dr. Christian Hagendorf, der die Arbeit als Leiter der Gruppe Diagnostik und Metrologie fachlich betreut hat und jederzeit eine offene Tür für Diskussionen hatte. Ebenfalls möchte ich Dr. Marko Turek danken, der mich seit meiner Masterarbeit am Fraunhofer CSP in zahlreichen Diskussionen und durch fachliche Betreuung unterstützt hat. Prof. Dr. Ralph Gottschalg möchte ich für die Diskussionen über die Bedeutung von Zuverlässigkeitsproblemen in der Photovoltaik danken. Prof. Dr. Jens Schneider und Prof. Dr. Mathias Rudolph danke ich für ihre Unterstützung und Zusammenarbeit während meiner Zeit an der HTWK Leipzig. Dr. Bengt Jäckel vom Fraunhofer CSP möchte ich für die Unterstützung und Motivation vor allem in der letzten Phase des Zusammenschreibens danken.

Für die finanzielle Unterstützung danke ich dem Bundesministerium für Wirtschaft und Energie im Rahmen der Projekte PID-Recovery und Next-Step, sowie dem Bundesministerium für Bildung und Forschung für die Förderung im Rahmen des Projekts Fuzzy-Sun.

Bei der Aufnahme der Arbeit hat mir Dr. Volker Naumann beim Einstieg in das Thema PID geholfen. Überhaupt stand Volker mir jederzeit für zahlreiche fachliche Fragen zur Seite. Danke dafür! Gedankt sei auch Dr. Jan Bauer, der vom Max-Planck-Institut für Mikrostrukturphysik vorübergehend an das Fraunhofer CSP gewechselt ist und zu meinem Glück zeitweise mein Büronachbar war und mir für intensiven fachlichen Austausch zur Verfügung stand und mit dem ich meine Vorstellungen zu PID-c und PID-p diskutieren konnte. Dr. Susanne Richter möchte ich für ihre Hilfe bei der Suche nach Verunreinigungen auf mikrostruktureller Ebene danken. Dr. Otwin Breitenstein möchte ich an dieser Stelle für seine inhaltlich-kritische Blickweise und Unterstützung bei der Auswertung der Messungen mittels Lock-In-Thermographie danken. Für die Diskussion meiner Modellvorstellung möchte ich mich bei Dr. Frank Müller vom Max-Planck-Institut für Mikrostrukturphysik in Halle bedanken.

Aus der Gruppe Diagnostik möchte ich Matthias Schak für seine Hilfe beim Bau der Mini-module und Sina Swatek für ihre Hilfe bei der Probenpräparation danken. Viele Messungen zur elektrischen Charakterisierung wurden in guter Zusammenarbeit mit Stefan Eiternick durchgeführt: Vielen Dank! Ich möchte mich auch bei Dr. Stephan Großer und Dr. Martina Werner für die Unterstützung und Zusammenarbeit bei den mikrostrukturellen Untersuchungen bedanken. Ebenfalls danke ich Dr. Angelika Hähnel für die Diskussion und Hilfe durch TEM-Analysen und EDX-Messungen. Julian Hofbauer möchte ich für die gute Zusammenarbeit an der HTWK danken, ebenso wie Manuel Meusel, der sich für technische Spielereien und Quelltext begeistern kann und mir dadurch manches Mal zur Anlaufstelle für Diskussionen wurde. David Hevisov möchte ich für seine Hilfe im Rahmen seiner Tätigkeit als studentische Hilfskraft danken und wünsche ihm ein gutes Gelingen beim eigenen Promotionsvorhaben. Clemens Pöplau möchte ebenfalls für seine als studentische Hilfskraft und außerdem für das Korrekturlesen dieser Arbeit danken. Mein Dank für die

Unterstützung durch Korrekturlesen gilt außerdem Felix Weiß. Danke auch an meine Kollegen, Doktoranden und ehemalige Doktoranden Dr. Hamed Hanifi, Dr. Klemens Ilse, Dr. Stephan Krause und Stefan Lange für den Austausch zu sämtlichen Belangen rund um die Promotion.

Ein besonderer Dank gebührt Dr. Tabea Luka, Dr. Jan Bauer und Dr. Susanne Richter – zu denen sich aus der zufälligen Begegnung als Büronachbarn heraus ein freundschaftliches Verhältnis entwickelt hat – für die gute Zusammenarbeit und Motivation über den gesamten Zeitraum von nunmehr fünf Jahren. Ich wünsche mir von Herzen, dass wir uns nie aus den Augen verlieren.

Fachlich war der Weg nicht immer geradlinig und ohne die Unterstützung der zuvor genannten Helfer hätte ich diese Arbeit nicht anfertigen können. Auch im privaten kann in den Jahren des Promotionsvorhabens viel passieren – und es ist viel passiert. Für die Unterstützung in guten Zeiten und in der schwierigsten Zeit meines Lebens möchte ich meinen Brüdern, Felix, Sven und Dennis, meinen Eltern und Schwiegereltern gleichermaßen meine tiefe Dankbarkeit aussprechen.

Gewidmet aber sei diese Arbeit schlussendlich meiner Frau Annika und meinen Töchtern Emma und Ida. Mit der Widmung möchte ich meinen Dank für den Rückhalt und die Möglichkeit des Kräftetankens ausdrücken, der nicht in Worte gefasst werden kann.