

**Beiträge zur Aufklärung der lichtinduzierten  
Solarzell-Degradation unter erhöhter  
Temperatur**

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

Frau Tabea Luka  
geb. am 22.07.1988 in Oberwaltersdorf  
(Österreich)

# Beiträge zur Aufklärung der lichtinduzierten Solarzell-Degradation unter erhöhter Temperatur

Luka, Tabea

11/2021

Die vorliegende Dissertation wird im  
Fraunhofer-Institut für Mikrostruktur  
von Werkstoffen und Systemen IMWS  
als wissenschaftlicher Bericht mit folgender  
Berichtsnummer geführt:

**761/2021**

Fraunhofer-Institut für Mikrostruktur  
von Werkstoffen und Systemen IMWS  
Walter-Hülse-Straße 1  
06120 Halle (Saale)

Erstgutachter: Prof. Dr. Ralf B. Wehrspohn  
Zweitgutachter: Prof. Dr. Roland Scheer  
Drittgutachter: Prof. Dr. Werner Bergholz  
Datum der Einreichung: 16.03.2021  
Datum der öffentlichen Verteidigung: 22.11.2021



# Inhaltsverzeichnis

0.1	Abkürzungen . . . . .	iii
0.2	Symbolverzeichnis . . . . .	iv
<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Physikalische Grundlagen</b>	<b>6</b>
2.1	Grundlegendes zur Silizium-Solarzelle . . . . .	6
2.1.1	Rekombinationsmechanismen . . . . .	6
2.2	Betriebsbedingungen von PV-Modulen . . . . .	8
2.3	LID-Arten in Bor-dotierten Si-Solarzellen . . . . .	8
2.3.1	FeB-LID . . . . .	8
2.3.2	BO-LID . . . . .	9
2.3.3	Cu-LID . . . . .	9
2.3.4	Sponge-LID . . . . .	10
2.3.5	LeTID . . . . .	10
<b>3</b>	<b>Experimentelle Grundlagen</b>	<b>11</b>
3.1	Proben und Materialien . . . . .	11
3.2	Degradationsaufbauten und Testrezepte . . . . .	12
3.3	Methoden zur Solarzellcharakterisierung . . . . .	12
3.3.1	Elektrische Charakterisierung . . . . .	12
3.3.2	Bildgebende Messverfahren . . . . .	14
3.3.3	Chemische Analyse . . . . .	16
<b>4</b>	<b>Ergebnisse</b>	<b>17</b>
4.1	Untersuchungen bezüglich eines LeTID-Tests . . . . .	17
4.1.1	Übertragbarkeit von Solarzelltests auf Mini-Module . . . . .	17
4.1.2	Aufbau eines LID-Prüfstandes . . . . .	19
4.1.3	Bewertung und Entwicklung von Messmethoden zur LeTID-Bestimmung . . . . .	21
4.1.4	Simulation der Minoritätsladungsträgerdichte bei unterschiedlichen Testbedingungen . . . . .	29
4.1.5	Vergleich von LeTID-Degradationstests . . . . .	34
4.1.6	Temperatur- und Injektions-Variation . . . . .	38
4.2	Charakteristische Phänomenologie von LeTID . . . . .	41
4.2.1	Zeitlicher LeTID-Verlauf . . . . .	42
4.2.2	Einfluss der Raumtemperaturbehandlung . . . . .	44
4.2.3	Laterales Erscheinungsbild . . . . .	46
4.3	Untersuchungen zur LeTID-Modellbildung . . . . .	52
4.3.1	Tiefenaufgelöste Defektlokalisierung . . . . .	52

4.3.2	Hochaufgelöste laterale Defektlokalisierung . . . . .	53
4.3.3	Beschreibung der Sammlung an Korngrenzen mit Hilfe der Diffusionsgleichung . . . . .	63
4.3.4	Bestimmung des Einflusses metallischer Verunreinigungen . . . . .	66
4.3.5	Sequenzielle LeTID- und DA-Behandlung . . . . .	72
<b>5</b>	<b>Diskussion</b>	<b>78</b>
5.1	Vorschlag eines LeTID-Testverfahrens . . . . .	78
5.1.1	Vergleichbarkeit von Tests entlang der Wertschöpfungskette . . . . .	79
5.1.2	Bewertung von LeTID-Behandlungsbedingungen . . . . .	79
5.1.3	Verfahren zur Bewertung des Degradationsausmaßes . . . . .	81
5.1.4	Fazit . . . . .	82
5.2	Trennung von LeTID zu anderen LID- Mechanismen . . . . .	83
5.2.1	Degradationsgeschwindigkeit . . . . .	83
5.2.2	Raumtemperaturbehandlung . . . . .	84
5.2.3	Erscheinungsbild . . . . .	84
5.2.4	Fazit . . . . .	85
5.3	LeTID-Modellmechanismus . . . . .	86
5.3.1	LeTID-Defektlokalisierung . . . . .	86
5.3.2	LeTID-Defektsammlung an freien Bindungen . . . . .	88
5.3.3	LeTID-Defektaktivierung . . . . .	89
5.3.4	Einfluss des Wafermaterials . . . . .	91
5.3.5	Diskussion der bisherigen LeTID-Defektmodelle . . . . .	92
5.3.6	Erweiterung der LeTID-Modellvorstellung . . . . .	95
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>99</b>
<b>7</b>	<b>Ausblick</b>	<b>102</b>
<b>A</b>	<b>Anhang</b>	<b>I</b>
A.1	Übersicht der in dieser Arbeit genutzten Testbedingungen . . . . .	I
A.2	Stabilität der LeTID-Defekte . . . . .	II
A.3	Auszug aus dem Entwurf der VDE-Anwendungsregel . . . . .	II

## 0.1 Abkürzungen

- AI-BSF** Aluminium-Back-Surface-Field
- CID** Strominduzierte Degradation (en: current induced degradation)
- Cz** Czochralski
- DA** Temperaturbehandlung ohne äußere Ladungsträgerinjektion (en: dark anneal)
- EBIC** electron beam induced current
- EL** Elektro-Lumineszenz
- EQE** externe Quanteneffizienz
- EVA** Ethylenvinylacetat
- FZ** Float-Zone
- HWB** Halbwertsbreite
- ICP-MS** Inductively Coupled Plasma - Mass Spectrometry
- IQE** interne Quanteneffizienz
- LBIC** light beam induced current
- LED** Leuchtdiode (en: light-emitting diode)
- LeTID** Licht- und erhöhte temperaturinduzierte Degradation (en: light and elevated temperature induced degradation)
- LID** Lichtinduzierte Degradation (en: light induced degradation)
- MRC** multivariante Kurvenauflösung (en: multivariate curve resolution)
- OC** Leerlauf (en: open circuit)
- PERC** Passivierter Emitter- und Rückseitenkontakt (en: passivated emitter and rear contact)
- PID-Regler** Proportional-Integral-Differential-Regler
- PL** Photo-Lumineszenz
- PO** Polyolefin
- QE** Quanteneffizienz
- RefI** Reflexion
- SRH** Shockley-Read-Hall
- XRD** Röntgendiffraktion (en: X-ray diffraction)

## 0.2 Symbolverzeichnis

### List of Symbols

$c$	Lichtgeschwindigkeit
$d$	Probendicke
$D$	Diffusionskonstante
$\Delta n$	Überschussladungsträgerdichte
$Dt$	Diffusionskonstante integriert über Zeit
$E_e$	Bestrahlungsstärke
$\eta$	Effizienz
$FF$	Füllfaktor
$h$	Plancksches Wirkungsquantum
$I$	Strom
$I_{Mpp}$	Strom am optimalen Arbeitspunkt
$i_{SC}$	Kurzschlussstromdichte
$I_{SC}$	Kurzschlussstrom
$I_{SC, rel}$	relativer Kurzschlussstrom - bezogen auf den initial gemessenen Strom
$k_B$	Boltzmann-Konstante
$L$	Diffusionslänge
$L_\alpha$	Eindringtiefe
$L_{eff}$	effektive Diffusionslänge
$N_D$	effektive Defektkonzentration
$N_{D,0}$	initiale effektive Defektkonzentration
$n_i$	intrinsische Ladungsträgerdichte
$\mathbb{N}$	Menge aller natürlichen Zahlen ohne die Null
$q$	Elementarladung
$R$	Rekombinationsrate
$R_0$	initialen Rekombinationsrate vor einer Behandlung
$R_D$	Rekombinationsrate verursacht durch den Defekt D
$S$	Oberflächenrekombination
$S_{front}$	Vorderseitenrekombination
$S_{rear}$	Rückseitenrekombination
$t$	Behandlungszeit
$T$	Temperatur
$\tau$	Lebensdauer
$\tau_0$	initiale Lebensdauer vor einer Behandlung
$V_{Mpp}$	Leerlaufspannung am optimalen Arbeitspunkt
$V_{OC}$	Leerlaufspannung
$V_{OC, rel}$	relative Leerlaufspannung - bezogen auf die initial gemessene Spannung
$W$	Einstrahlungsdichte
$W_d$	Dicke des Dead Layer
$x$	Ort



# 1. Einleitung

Bei dem Bestreben, ein immer besseres Preis-Leistungs-Verhältnis von Solarmodulen zu erreichen, steigen viele Solarzellenhersteller auf hocheffiziente Solarzellen um. Dazu gehören mono- und bifaziale Zellen mit passiviertem Emittter- und Rückseitenkontakt (PERC). Die verbesserte Rückseitenpassivierung führt dazu, dass diese Solarzellen typischerweise einen höheren Wirkungsgrad haben als Zellen mit einem vollflächigen Aluminium-Rückkontakt (Al-BSF). Jedoch wurden an PERC-Zellen Leistungsverluste durch licht- und temperaturinduzierte Degradation (engl. light and elevated temperature induced degradation „LeTID“) beobachtet [Ram+12; Ker+15a]. Diese Leistungsverluste können so gravierend sein, dass Module im Freifeld mehr als 7 % der Leistung verlieren [Ker+17]. Im Labor wurden an Solarzellen sogar Effizienzverluste von bis zu 20 % beobachtet [Luk+17a]. Dies führt zu einer signifikanten Erhöhung der Stromgestehungskosten (engl. Levelized Cost of Electricity „LCOE“) und riskiert die Konkurrenzfähigkeit zur herkömmlichen Stromerzeugung.

Das Phänomen von lichtinduzierter Degradation (engl. light induced degradation „LID“) ist nicht neu. Bereits in den 70er Jahren wurde die Degradation von Solarzellen durch Strahlung beobachtet [Cra74; CS75]. Dieses Phänomen wurde in den folgenden Jahrzehnten weiter untersucht. Es konnten drei unterschiedliche Verunreinigungen identifiziert werden, die LID hervorrufen: interstitielles Eisen, welches sich unter Beleuchtung von Bor-Atomen löst (Fe-LID) [ZB90], Sauerstoff, der an Bor-Sauerstoff-Komplexen beteiligt ist (BO-LID) [SAH97; Glu+01] und interstitielles Kupfer, das unter Beleuchtung rekombinative Defekte bildet (Cu-LID) [LS16].

In den letzten Jahren wurden neue lichtinduzierte Degradationsmechanismen in p-Typ Silizium-Solarzellen beobachtet. Dazu gehört auch der LeTID-Mechanismus. Die Beobachtung dieses Defekts wurde erstmals 2012 von Ramspeck et al. veröffentlicht [Ram+12]. Es wurde gezeigt, dass besonders multikristalline (mc) PERC-Zellen bei einer Lichtbehandlung unter erhöhter Temperatur ab 50 °C anfällig sind. Bei Raumtemperatur wurde hingegen über mehrere hundert Stunden unter Beleuchtung keine Degradation festgestellt. Aufgrund dieser Tatsache wurde der Mechanismus später LeTID genannt [Ker+15a].

Der LeTID-Effekt unterscheidet sich von den bekannten Defekten (Fe-LID, BO-LID und Cu-LID) deutlich in der Reaktionsgeschwindigkeit. Während Fe-LID sich innerhalb von wenigen Minuten bildet [ZB90] und BO- sowie Cu-LID bei 25 °C innerhalb von wenigen Tagen aktiviert sind [LS16], dauert LeTID sogar bei 75 °C mehrere hundert Stunden. Weiterhin wurde begründet, dass es sich bei LeTID um einen bisher unbekanntem Mechanismus handelt. So konnte gezeigt werden, dass es keine Korrelation zwischen dem Sauerstoffgehalt und dem Ausmaß der Degradation gibt [Ram+12; Ker+15a].

Zu Beginn dieser Arbeit im Jahr 2015 war noch wenig über LeTID bekannt. Die ersten Publikationen zu dem Thema zeigten, dass die Degradation durch Erhöhung der Injektion und der Temperatur beschleunigt wird und dass, wie bei BO-LID, anschließend

an die Degradation eine Regeneration auftritt [Ker+15a]. Es konnte auch gezeigt werden, dass Lebensdauerproben mit unterschiedlicher Oberflächenpassivierung (SiN, AlO, Schichtstapel AlO/SiN) degradieren [Ker+15a; Kra+15]. Außerdem gab es die Vermutung, dass es sich nicht um einen reinen Volumendefekt handelt, sondern die Oberfläche bei der Degradation auch betroffen ist [FKR14]. Dieser Effekt hat sich jedoch in späteren Untersuchungen als nicht signifikant erwiesen [Luk+15; Nak+16].

Seitdem wurde sehr ausgiebig und intensiv zu dem Thema geforscht und viele Eigenschaften des LeTID-Defekts konnten identifiziert werden. Einen großen Beitrag dazu hat auch das SolarLIFE-Projekt geleistet, einem BMWi-Projekt, in welchem Langzeitveränderungen in Solarzellen untersucht wurden [KZ]). Die in dieser Arbeit vorgenommenen Untersuchungen wurden zu Beginn im Rahmen des SolarLIFE-Projekts am Fraunhofer CSP und später im Rahmen des kooperativen Forschungskollegs StrukturSolar II sowie im Rahmen des WIPANO Projekts LeTID-Norm an der Hochschule Anhalt durchgeführt. Bei einem global interessierenden und komplexen Thema wie LeTID liefern einzelne Forschungsgruppen immer nur Beiträge zum fertigen Gesamtbild, welches sich vielleicht erst nach Jahren einstellt. Auch in dieser Arbeit wurden verschiedene Aspekte von LeTID untersucht, um das globale Bild dieses Phänomens zu vervollständigen. Der Fokus wird dabei auf folgende Fragestellungen gesetzt:

- Wie sollte ein beschleunigter Labortest gestaltet sein, um potentielle Verluste durch LeTID im Betrieb abzuschätzen?
- Wie lässt sich LeTID von anderen LID-Mechanismen unterscheiden?
- Welches Defektmodell eignet sich zur Beschreibung von LeTID?

Im Folgenden werden die in dieser Arbeit vorgenommenen Untersuchungen im Zusammenhang mit den Forschungen anderer Gruppen zu diesen Fragestellungen dargestellt.

Zur Beantwortung der ersten Fragestellung „Wie sollte ein beschleunigter Labortest gestaltet sein, um potentielle Verluste durch LeTID im Betrieb abzuschätzen?“ ist es von Bedeutung zu verstehen, was die Degradation beeinflusst und welchen Belastungen die Proben im Betrieb ausgesetzt sind. Zunächst wird dabei der zu untersuchende Probensatz (Zelle oder Modul) betrachtet. Tests entlang der Wertschöpfungskette eignen sich, um Defekte bereits frühzeitig in der Produktion festzustellen. Es wurde bereits gezeigt, dass im Zellprozess der Feuerschritt einen deutlichen Einfluss auf die LeTID-Anfälligkeit hat [Bre+16]. Somit sind im industriellen Umfeld LeTID-Tests erst nach der Zellherstellung sinnvoll. Bereits Ramspeck et al. haben gezeigt, dass LeTID bereits an Solarzellen zu beobachten ist [Ram+12]. Auch an Solarmodulen wurden zahlreiche LeTID-Experimente durchgeführt, wie zum Beispiel von Kersten et al. [Ker+17] oder Pander et al. [Pan+18]. Im Rahmen dieser Arbeit wird jedoch zum ersten Mal der direkte Vergleich zwischen der LeTID-Behandlung einer Solarzelle und der von Minimodulen untersucht. Dabei wird der Einfluss verschiedener Modulmaterialien und des Herstellungsprozesses von PV-Modulen bewertet (siehe Abschnitt 4.1.1). Bei diesen Untersuchungen wurde festgestellt, dass bereits Tests auf Zelllevel die Verluste im Einzeller-Modul widerspiegeln. Daher wurden weitere Tests ausschließlich an Solarzellen durchgeführt. Dafür wurde ein Prüfstand basierend auf LED-Beleuchtung aufgebaut (siehe Abschnitt 4.1.2).

Relevante Parameter für die LeTID-Bewertung sind: die Messmethode zur Bestimmung des Degradationsausmaßes, die Art der Behandlung (mittels Beleuchtung - light induced degradation „LID“, durch Anlegen einer äußeren Spannung - current induced degradation „CID“, oder bei hohen Temperaturen ohne Ladungsträgerinjektion - dark anneal „DA“) und die Behandlungsbedingungen (Temperatur und Ladungsträgerinjektion). Es wurde bereits gezeigt, in welchem Maß die Zellparameter ( $I_{SC}$ ,  $V_{OC}$ ,  $FF$  und  $\eta$ ) von

der LeTID-Behandlung betroffen sind [Ker+15a]. Darüber hinaus werden in Abschnitt 4.1.3 auch weitere Messmethoden berücksichtigt, die sich zur quantitativen Bestimmung des Degradationsausmaßes eignen. Zusätzlich wird die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Methode zur schnellen Bestimmung der externen Quanteneffizienz „Schnell-EQE“ vorgestellt, die es ermöglicht, in situ LeTID mit einer hohen Sensitivität zu bestimmen.

Die drei Arten der Behandlung (LID, CID und DA) werden in den Abschnitten 4.1.4 und 4.1.5 verglichen. Bereits 2015 haben Kersten et al. gezeigt, dass bei einer LID- und einer CID-Behandlung von LeTID-anfälligen Proben eine vergleichbare Degradation zu beobachten ist [Ker+15a]. Um diese Ergebnisse theoretisch zu erklären, werden in Abschnitt 4.1.4 PC1D-Simulationen der Minoritätsladungsträgerdichte bei den unterschiedlichen Testmethoden gezeigt. Dabei wird insbesondere die Übertragbarkeit zu den Bedingungen im Betrieb theoretisch betrachtet. Im Jahr 2017 wurde durch die Veröffentlichung von Chen et al. bekannt, dass LeTID-anfällige Lebensdauerproben bereits ohne zusätzliche Ladungsträgerinjektion bei erhöhten Temperaturen (175 °C) degradieren und regenerieren [Che+17]. Ein direkter Vergleich zu LeTID wurde jedoch zu diesem Zeitpunkt nicht veröffentlicht und auch die LeTID-Stabilität nach der Regeneration ohne Ladungsträger wurde nicht diskutiert. In Abschnitt 4.1.5 werden LID- und CID-Tests verglichen, welche die Beobachtungen von Kersten et al. [Ker+15a] bestätigen. Des Weiteren wird ein LID-Test bei 75 °C mit einem DA-Test bei 170 °C verglichen. Dabei wird keine Korrelation des Degradationsausmaßes zwischen den Tests festgestellt.

Behandlungsbedingungen sind besonders relevant. Zu der Behandlungstemperatur sowie der Beleuchtungsintensität wurden bereits zahlreiche Untersuchungen veröffentlicht. Bereits 2015 haben Kersten et al. gezeigt, dass die Degradation und Regeneration durch höhere Injektion und höhere Temperaturen beschleunigt werden [Ker+15a]. Kwopil et al. haben einen linearen Zusammenhang zwischen Degradationsrate und Ladungsträgerinjektion festgestellt [KNS17]. Weniger im Fokus stand bei diesen Untersuchungen der Einfluss der Behandlungsbedingungen auf das absolute Degradationsausmaß. Dies ist jedoch für die Entwicklung eines LeTID-Tests essenziell. Einige Untersuchungen weisen darauf hin, dass durch die extremeren Degradationsbedingungen das Degradationsmaximum nicht erreicht und somit die Degradation unterschätzt wird [Ker+15a]. Diese Vermutung wird durch den Datensatz in Abschnitt 4.1.6 ergänzt. Die in dieser und in bereits publizierten Arbeiten gewonnenen experimentellen Ergebnisse zur Entwicklung eines LeTID-Tests werden in Abschnitt 5.1 genutzt, um zu diskutieren, welche Degradationsbedingungen notwendig sind, um eine zuverlässige Aussage über die LeTID-Anfälligkeit im Freifeld zu treffen.

Diese Arbeit konzentriert sich ausschließlich auf Laboruntersuchungen. Um dennoch eine Verknüpfung der Testergebnisse zu potentiellen Verlusten von Photovoltaikanlagen zu schaffen, wird in Abschnitt 2.2 dargestellt, welchen Bedingungen Solarmodule im Betrieb ausgesetzt sind. Des Weiteren werden in Abschnitt 4.1 betriebsnahe Bedingungen im Labor mit extremeren Bedingungen bzw. abstrakteren Behandlungsmethoden verglichen. Für den direkten Vergleich zwischen Labortests und Freifelddaten wird auf Kersten et al. verwiesen [Ker+17].

Die zweite Fragestellung „Wie lässt sich LeTID von anderen LID-Mechanismen unterscheiden?“ haben bereits Ramspeck et al. 2012 adressiert [Ram+12]. Es wurde gezeigt, dass LeTID langsamer abläuft als der bekannte Degradationsprozess BO-LID und dass die Degradation ausschließlich bei erhöhten Temperaturen zu beobachten ist. Zur Erweiterung des Datensatzes wird der zeitliche LeTID-Verlauf an Proben aus unterschiedlichen Materialien und mit unterschiedlicher Vorbehandlung in Abschnitt 4.2.1 betrachtet und in Abschnitt 5.2.1 mit dem zeitlichen Verlauf bekannter LID-Prozesse verglichen. Die Besonderheit, dass LeTID unter Beleuchtung bei Raumtemperatur auch nach mehreren

hundert Stunden nicht zu beobachten ist [Ram+12], ermöglicht es, LeTID von anderen LID-Mechanismen mittels sequenzieller Untersuchungen bei unterschiedlichen Temperaturen zu trennen. Dieses Vorgehen wird bereits häufig angewandt, ist jedoch immer noch kein Standard. Deshalb kommt immer wieder die Frage auf, welche Degradationsmechanismen beobachtet wurden. Auch in dieser Arbeit werden sequenzielle Untersuchungen genutzt, um auszuschließen, dass zusätzlich zu LeTID andere LID-Mechanismen die Degradation beeinflussen. Kersten et al. zeigten, dass aktivierte Defekte unter Beleuchtung bei 25 °C sogar in den initialen Zustand (nicht rekombinationsaktiv und instabil unter Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen) zurückgelangen [Ker+15b]. Diese Beobachtung konnte im Rahmen dieser Arbeit reproduziert werden (siehe Abschnitt 4.2.2). Zusätzlich wird gezeigt, dass dieser Umkehrvorgang durch die Überschlusssladungsträgerdichte und somit nur indirekt durch Beleuchtung hervorgerufen wird.

Ein weiteres Kriterium, in dem LeTID sich von anderen LID-Arten unterscheidet, ist das charakteristische laterale Erscheinungsbild, welches mit elektrischen Charakterisierungsmethoden zu beobachten ist (siehe Abschnitt 4.2.3). Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit haben zeitgleich mit Selinger et al. gezeigt, dass Korngrenzen und Rückkontakte schwächer von LeTID betroffen sind als Bereiche innerhalb eines Kornes [Luk+16; Sel+16]. Mit diesem Wissen kann man auch an bereits degradierten Proben feststellen, ob LeTID primär für die Degradation verantwortlich war.

Die dritte Fragestellung „Welches Defektmodell eignet sich zur Beschreibung von LeTID?“ ist noch immer aktuell. Bisher gibt es keinen direkten Nachweis der Defekte, welche die erhöhte Rekombination verursachen. Dennoch konnten einige Defekte ausgeschlossen werden, wohingegen andere stärker in den Fokus der Aufmerksamkeit gerückt sind. Der aktuelle Stand der Forschung ist, dass es sich bei LeTID um homogen verteilte Punktdefekte aus Wasserstoff und vermutlich einer weiteren Verunreinigung oder einem Kristalldefekt im Siliziumvolumen handelt [Nie+17b; Jen+18b; Cie+18]. Als Kandidaten für den noch unbekanntem beteiligten Partner werden Verunreinigungen wie Kupfer, Nickel und Kobalt sowie Kristalldefekte im Siliziumgitter diskutiert [Luk+17a; BWS17b; Nie+17b; Jen+18a]. Jedoch kann nicht mit Sicherheit gesagt werden, dass eines, mehrere oder alle der genannten Fremdatome involviert sind. Es kann auch nicht ausgeschlossen werden, dass weitere Verunreinigungen an dem Defekt beteiligt sind.

Das aktuelle Defektmodell ist das Ergebnis vieler kleinschrittiger Untersuchungen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde durch eine detaillierte Auswertung der Quanteneffizienz im Laufe der Degradation erstmals gezeigt, dass es sich bei LeTID hauptsächlich um einen Volumendefekt handelt und die Stabilität der Oberflächenpassivierung keinen oder einen geringen Anteil an der Degradation hat (siehe [Luk+15; LHT16] bzw. Abschnitt 4.3.1). Das Ergebnis wurde von Nakayashiki et al. bestätigt, indem ermittelt wurde, dass LeTID-degradierte Proben die initiale Lebensdauer auch nach Entfernen der Passivierschicht und Neupassivierung mit Flusssäure nicht erreichen [Nak+16].

Laterale aufgelöste Untersuchungsmethoden wie Elektro- (EL) und Photolumineszenz (PL) sowie LBIC mit einer Auflösungsgrenze von bis zu 100  $\mu\text{m}$  zeigen, dass es sich bei LeTID-Defekten um weitgehend homogen auf der Zelle verteilte Defekte handelt. Eine Ausnahme bilden strukturelle Silizium-Defekte wie Korngrenzen, welche die Degradation schwächen [Luk+16]. Um endgültig auszuschließen, dass Defektcluster, die bei geringerer Auflösung wie Punktdefekte erscheinen, LeTID verursachen, wird die Auflösung zusätzlich verbessert, indem in Abschnitt 4.3.2 speziell präparierte Zellen mit  $\mu\text{LBIC}$  und EBIC untersucht werden. Diese Untersuchungen bestätigen, dass nach der LeTID-Behandlung keine zusätzlichen rekombinationsaktiven Defektcluster zu finden sind. Daraus wird geschlossen, dass es sich bei LeTID-Defekten um Punktdefekte handelt, die im Silizium-Kristall homogen verteilt sind. Diese Defekte (bzw. mindestens ein Defektpartner) werden

an strukturellen Silizium-Defekten wie Korngrenzen gesammelt. Dieser Sammlungeffekt wird in Abschnitt 4.3.2 im Detail untersucht. Dabei wird der zeitliche Verlauf von LeTID lokal untersucht. Des Weiteren wird der Einfluss des Korngrenzentyps und der Spitzentemperatur auf die lokale Reduktion des Degradationsausmaßes an Korngrenzen betrachtet. Schließlich wird in Abschnitt 4.3.3 das Sammlungsphänomen mit Hilfe der Diffusionsgleichung beschrieben und abgeschätzt, welche Verunreinigungen im Silizium während des Feuerschritts diese Distanz zurücklegen könnten. Diese Abschätzungen werden ergänzt durch eine umfangreiche Analyse des Zusammenhangs zwischen metallischen Verunreinigungen und der Degradation unter Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen (siehe Abschnitt 4.3.4).

In Abschnitt 4.3.5 werden sequenzielle Untersuchungen von LeTID- und DA-Behandlungen betrachtet. Diese Untersuchungen haben das Ziel den Zusammenhang zwischen LeTID und DA und die Übergänge zwischen den LeTID-Defektzuständen zu klären. Solche sequenzielle DA-LeTID-Behandlungen wurden erstmals im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt [LTH18].

Schließlich werden die relevanten Kernaussagen dieser und veröffentlichter Arbeiten zusammengetragen und Schlussfolgerungen abgeleitet. In Abschnitt 5.3 werden die bisherigen LeTID-Defektmodelle diskutiert und die Modellvorstellungen erweitert, indem ein Zustandsmodell und ein Defektmodell zur Beschreibung von LeTID präsentiert werden.

## 2. Physikalische Grundlagen

### 2.1 Grundlegendes zur Silizium-Solarzelle

In dieser Arbeit wird das Verhalten von multikristallinen p-dotierten Silizium-Solarzellen unter Beleuchtung untersucht. Eine Solarzelle ist ein elektrisches Bauelement, das Strahlungsenergie in elektrische Energie umwandelt. Ein Großteil der Strahlung wird dabei im Volumen der Solarzelle absorbiert, welches bei den in dieser Arbeit untersuchten Proben mit Bor dotiert ist. Durch die erhöhte Borkonzentration sind die Majoritätsladungsträger positiv geladene Löcher. Man spricht von einer p-Dotierung. Durch Absorption eines Photons mit einer Energie größer der Bandlücke (für Si bei 300 K: 1,12 eV) wird ein Elektron aus dem Valenzband in das Leitungsband angehoben. So entstehen frei bewegliche Elektronen im Leitungsband und Defektelektronen (sog. Löcher) im Valenzband, die zur Stromgeneration beitragen können. Die Überschussladungsträger werden an der Raumladungszone, dem pn-Übergang, getrennt. Der pn-Übergang bildet sich, indem die Vorderseite der Solarzelle mit Phosphor dotiert wird. Darin sind negativ geladene Elektronen die Majoritäten (n-Dotierung).

Für Details zum Aufbau und der grundsätzlichen Funktionsweise von Solarzellen wird insbesondere auf „Photovoltaik – Lehrbuch zu Grundlagen, Technologie und Praxis“ von Konrad Mertens verwiesen [Mer20].

#### 2.1.1 Rekombinationsmechanismen

Nur ein Teil der erzeugten Überschussladungsträger trägt zur Stromgeneration bei. Andere gehen durch Rekombination in der Solarzelle wieder verloren. Die Rekombinationsrate  $R$  beeinflusst direkt die Lebensdauer  $\tau$  der Solarzelle (der Zusammenhang ist  $R = \Delta n / \tau$ , mit der Überschussladungsträgerdichte  $\Delta n$ ) und somit auch die Diffusionslänge  $L$ :

$$L = \sqrt{D \cdot \tau}. \quad (2.1)$$

dabei ist die Diffusionskonstante von Elektronen in reinem Silizium  $D = 35 \text{ cm}^2/\text{s}$  [Wür00]. Es werden drei Rekombinationsmechanismen unterschieden: Strahlende Rekombination, Rekombination über Defektniveaus in der Bandlücke und Auger-Rekombination. Diese Vorgänge sind in Abbildung 2.1 schematisch dargestellt.

Bei der strahlenden Rekombination fällt ein Elektron aus dem Leitungsband in das Valenzband zurück. Die dabei freigesetzte Energie wird als Photon emittiert. Da Silizium ein indirekter Halbleiter ist, findet dieser Vorgang nur unter Beteiligung eines Phonons statt, was den Vorgang weniger wahrscheinlich macht.

In Silizium-Solarzellen limitiert die Auger-Rekombination die maximale Lebensdauer. Bei dem Übergang eines Elektrons aus dem Leitungs- in das Valenzband wird die

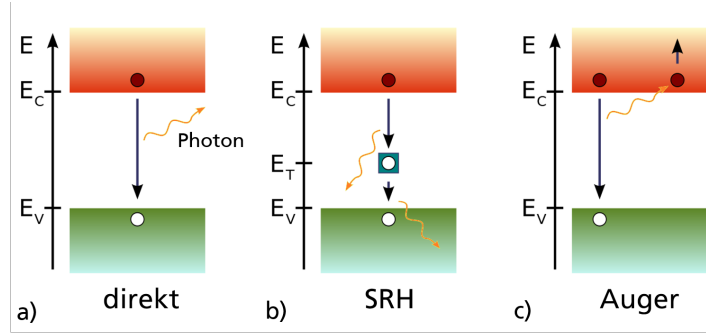


Abbildung 2.1: Rekombinationsmechanismen in der Solarzelle: (a) Strahlende Rekombination unter Emission eines Photons, (b) Rekombination über ein Defektniveau in der Bandlücke (c) Auger-Rekombination unter Energieübertrag an ein Elektron im Leitungsband [Cep].

freigesetzte Energie an ein anderes Elektron im Leitungsband übertragen. Die zusätzliche Energie wird als thermische Energie an das Kristallgitter abgegeben. Da bei diesem Vorgang drei Ladungsträger (zwei Elektronen und ein Loch) involviert sind, ist dieser Vorgang besonders ausgeprägt bei einer hohen Ladungsträgerdichte.

Die strahlende und Auger-Rekombination treten auch in einem perfekten Siliziumkristallgitter auf. Befinden sich Verunreinigungen oder Fehlstellen im Kristallgitter kommt es zusätzlich zu einer Rekombination über Defektniveaus in der Bandlücke. Diese Art der Rekombination wird Störstellen- oder Shockley-Read-Hall (SRH) Rekombination genannt. Je nach Defekt kann es eine oder mehrere Energieniveaus in der Bandlücke geben. Die Energie wird in Form von Defektstrahlung als Photon mit einer geringeren Energie als bei der strahlenden Rekombination (Band-zu-Band-Lumineszenz) oder in kleinen Energieportionen durch Erzeugung einzelner Phononen an das Gitter abgegeben. Die Rekombinationsrate verursacht durch eine Defektart  $R_D$  ist proportional zu der Defektdichte. Außerdem ergibt sich die gesamte Rekombinationsrate aus der Summe der einzelnen Rekombinationsraten. Somit kann die effektive Defektdichte eines Defekts  $N_D(t)$  zum Zeitpunkt  $t$ , der sich im Laufe einer Behandlung bildet, durch die Differenz der Rekombination  $R(t)$  nach der Behandlungszeit  $t$  und der initialen Rekombination  $R_0$  bestimmt werden [Wür00]:

$$R(t) - R_0 = R_D \propto N_D(t). \quad (2.2)$$

Aus dem Zusammenhang zwischen Lebensdauer  $\tau$  und der Rekombinationsrate  $R = \Delta n / \tau$ , folgt somit [MTT08]:

$$\frac{1}{\tau(t)} - \frac{1}{\tau_0} \propto N_D(t). \quad (2.3)$$

Dementsprechend kann die effektive Defektkonzentration aus der zeitlichen Änderung der Leerlaufspannung einer Solarzelle bestimmt werden [BS06]:

$$N_D(t) \propto e^{-qV_{OC}(t)/k_B T} - e^{-qV_{OC}(t=0)/k_B T} \quad (2.4)$$

Für Details zur Rekombination von Elektronen und Löchern wird auf „Physics of Solar Cells: From Principles to New Concepts“ von Peter Würfel verwiesen [Wür00].

## 2.2 Betriebsbedingungen von PV-Modulen

Da die LeTID-Defektbildung temperaturabhängig ist und die Aktivierung des Defekts bisher nur unter Ladungsträgerinjektion bei erhöhten Temperaturen über  $50\text{ °C}$  beobachtet wurde, spielt für die Entwicklung eines LeTID-Tests eine Rolle, mit welchen Belastungen der Module im Betrieb zu rechnen ist.

In gemäßigten Klimaten, wie zum Beispiel Halle (Saale), Deutschland, liegen typische Betriebstemperaturen im Freifeld zwischen  $35\text{ °C}$  und  $55\text{ °C}$  bei einer Beleuchtungsintensität von  $800\text{ W/m}^2$  bis  $1000\text{ W/m}^2$ . Es muss mit einer maximalen Temperatur von ca.  $60\text{ °C}$  gerechnet werden [Han+18].

In Wüstenregionen, wie zum Beispiel Doha, Katar, werden Temperaturen bis zu  $70\text{ °C}$  erreicht. Typische Betriebsbedingungen liegen bei einer Temperatur zwischen  $50\text{ °C}$  und  $65\text{ °C}$  und einer Beleuchtungsintensität zwischen  $800\text{ W/m}^2$  und  $1000\text{ W/m}^2$  [FE16].

Sind die Module in ein Dach vollintegriert, werden noch höhere Temperaturen erreicht. D’Orazio et al. haben in Italien bei voll integrierten Modulen an einem sonnigen Tag bis zu  $78,8\text{ °C}$  gemessen [DDD13].

Auch die Ladungsträgerdichte beeinflusst die Degradation. Sie ist abhängig von der Beleuchtungsintensität, der Temperatur und dem Betriebszustand des Moduls. Im Freien wird das Modul bis auf wenige Tage zwischen Aufbau und Anschluss der Anlage, wo es sich im Leerlauf befindet, im optimalen Arbeitspunkt (MPP) betrieben. Den Zusammenhang zwischen der Ladungsträgerdichte und dem Betriebszustand sowie der Temperatur behandelt Abschnitt 4.1.4.

## 2.3 LID-Arten in Bor-dotierten Si-Solarzellen

Lichtinduzierte Degradation (LID) bezeichnet den Vorgang, bei dem Solarzellen unter Beleuchtung an Effizienz verlieren. Dieses Phänomen wurde bereits in den 70er Jahren beobachtet [Cra74; CS75]. Seitdem wurde LID umfangreich untersucht. Es wurde festgestellt, dass zahlreiche Mechanismen (wie FeB-LID, BO-LID, Cu-LID, Sponge-LID oder LeTID) eine solche Degradation verursachen können [GM04; ZB90; LS16; Spo+17; Fah+14]. Besagte Mechanismen führen großflächig zu einer erhöhten Rekombination im Volumen der Solarzelle, was die Leerlaufspannung und den Kurzschlussstrom beeinflusst. Die Degradation wird durch Überschussladungsträger hervorgerufen, die unter Beleuchtung (LID) oder Anlegen einer Vorwärtsspannung (current induced degradation - CID) in die Zelle eingebracht werden [LS16]. Die meisten LID-Mechanismen (wie FeB-, BO-, Cu- oder Sponge-LID) treten unter Beleuchtung bei  $25\text{ °C}$  auf. Höhere Temperaturen beschleunigen die Degradation. Eine Ausnahme bildet der LeTID-Mechanismus, der erst bei einer Behandlungstemperatur von  $50\text{ °C}$  beobachtet wird [Ram+12].

### 2.3.1 FeB-LID

Der am besten verstandene LID-Mechanismus ist der Eisen-Bor-Defekt. Dieser Defekt wird unter Beleuchtung aktiviert, indem durch die Änderung der Fermi-Energie der Ladungszustand der interstitiellen Eisenatome von positiv zu neutral wechselt. So lösen sich die Eisen-Atome von dem negativ geladenen substitutionellen Bor. Interstitiell gelöste Eisenatome verursachen am Arbeitspunkt eine stärkere Rekombination [ZB90]. Dieser Vorgang ist schematisch in Abbildung 2.2 dargestellt.

Die Trennung der Eisen-Bor-Paare erfolgt unter Ladungsträgerinjektion bei Raumtemperatur innerhalb weniger Minuten. Auch ohne externe Ladungsträgerinjektion trennen sich Eisen-Bor-Verbindungen unter einer Erwärmung auf  $210\text{ °C}$ . Die Verbindungen



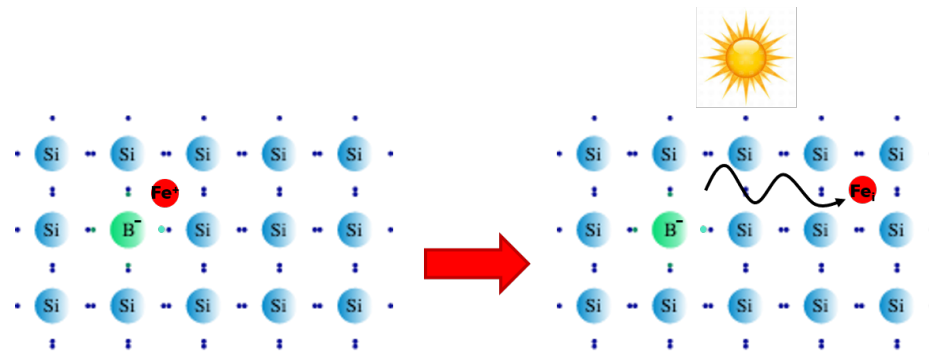


Abbildung 2.2: Schematisch Darstellung der lichtinduzierten Eisen-Bor-Degradation (FeB-LID). Unter Beleuchtung lösen sich Eisen-Bor-Verbindungen und interstitielle Eisenatome entstehen, die zu einer erhöhten Rekombination führen.

werden dabei durch die thermische Energie gelöst [ZB90]. Ohne Ladungsträgerinjektion findet unter gemäßigten Temperaturen der umgekehrte Prozess statt: Positiv geladene, interstitielle Eisenatome diffundieren durch das Siliziumgitter zu negativ geladenen Boratomen. Dieser Prozess dauert bei Raumtemperatur einige Stunden und bei einer Temperatur von 100 °C bis 150 °C nur wenige Minuten [ZB90].

An Wafern mit hoher interstitieller Eisenkonzentration (ca.  $9 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-3}$ ) wurde beobachtet, dass Eisen an Kristalldefekten wie Korngrenzen gesammelt wird. Eisenatome werden dabei an Korngrenzen in Form von Präzipitaten gebunden. Aufgrund der Eisenpräzipitate wird dort eine erhöhte Rekombination gemessen. In der Umgebung der Korngrenzen ist die Eisenkonzentration lokal reduziert und die Lebensdauer im Vergleich zu den Bereichen in der Mitte eines Korn bereits vor der Trennung der Eisen-Bor-Paare höher. Daher ist FeB-LID in der Nähe der Korngrenzen schwächer als im Korn ausgeprägt [MTT08].

### 2.3.2 BO-LID

Die Defektstruktur des BO-LID-Mechanismus (häufig auch LID genannt) ist trotz langjähriger, intensiver Forschung noch nicht vollständig aufgeklärt. Es wurde gezeigt, dass das Degradationsausmaß durch die Bor- und Sauerstoffkonzentration bestimmt wird. Die Reaktionsgeschwindigkeit steigt mit steigender Bor-Konzentration sowie steigender Temperatur an [BS06]. Auch dieser Prozess kann mit einem Temperaturschritt ohne Ladungsträgerinjektion umgekehrt werden. Eine Erwärmung der Probe auf 200 °C für 10 min deaktiviert die BO-Defekte, es wird ein instabiler, inaktiver Zustand erreicht [BS06].

Eine Behandlung unter erhöhten Temperaturen und Ladungsträgerinjektion führt bei dem Bor-Sauerstoff-Defekt außerdem zu einer Regeneration. Dabei werden die Defekte im Anschluss an die Aktivierung in einen inaktiven, unter typischen Betriebsbedingungen stabilen Zustand überführt [Her+06]. Mit Hilfe eines Drei-Zustandsmodell (getempert, degradiert, regeneriert) gelang es Herguth und Hahn den Degradations-Regenerationszyklus mathematisch zu beschreiben [HH11].

### 2.3.3 Cu-LID

Cu-LID ist seit 1998 bekannt. Dennoch ist dieser Defekt bisher nicht vollständig aufgeklärt. Es wurde beobachtet, dass die Cu-LID-Defektkonzentration proportional zu der

Konzentration von interstitiellem Kupfer im Siliziumvolumen ist [LS16]. Die mikrostrukturelle Gestalt des rekombinationsaktiven Defekts konnte jedoch bislang noch nicht identifiziert werden.

Die Aktivierung dieses Defekts findet unter Beleuchtung bei Raumtemperatur innerhalb einiger Stunden statt. Bei höheren Behandlungstemperaturen wird dieser Vorgang beschleunigt. Durch einen Temperaturschritt bei 200 °C für 2 min erholt sich die durch Cu-LID reduzierte Lebensdauer teilweise. Eine vollständige Erholung wurde jedoch bisher nur bei einer thermischen Behandlung bei 900 °C für 1 min beobachtet [LS16].

### 2.3.4 Sponge-LID

Bei Sponge-LID handelt es sich, um einen relativ neuen, bisher noch wenig untersuchten LID-Mechanismus. Dieser Degradationsmechanismus wurde bisher ausschließlich im unteren Drittel von high-performance-multi (HPM) Ingots beobachtet [Fah+14]. Besonders von dieser Degradation betroffen sind Bereiche in der Nähe von Korngrenzen und vereinzelt auch ganze Körner [Spo+17]. Unter Ladungsträgerinjektion bei Raumtemperatur tritt die Degradation innerhalb weniger Tage auf. Eine Regeneration wurde auch bei erhöhten Temperaturen nicht beobachtet [Spo+17].

### 2.3.5 LeTID

2012 beobachteten Ramspeck et al. eine lichtinduzierte Degradation, die ausschließlich bei erhöhten Temperaturen von mindestens 50 °C auftritt [Ram+12]. Es wurde gezeigt, dass Leistungsverluste bei multikristallinen PERC-Solarzellen besonders ausgeprägt sind [Ram+12].

2015 zeigten Kersten et al., dass auch diese Degradation durch Ladungsträgerinjektion (mittels Beleuchtung oder Strominjektion) hervorgerufen wird und alle Solarzellparameter (Kurzschlussstrom  $I_{SC}$ , Leerlaufspannung  $V_{OC}$  und Füllfaktor  $FF$ ) betroffen sind [Ker+15a]. Da der Mechanismus bei Raumtemperatur nicht aktiviert wird, wurde dieser licht- und erhöhte temperaturinduzierte Degradation (light- and elevated temperature-induced degradation - LeTID) genannt. Kersten et al. haben gezeigt, dass aktivierte LeTID-Defekte durch Beleuchtung bei Raumtemperatur sogar wieder in den initialen Zustand gelangen [Ker+15b]. In den folgenden Jahren wurde dieses Thema intensiv von vielen Forschungsgruppen bearbeitet. So wurden viele Beiträge zur Aufklärung des LeTID-Mechanismus geleistet, wozu auch diese Arbeit zählt.

# 3. Experimentelle Grundlagen

## 3.1 Proben und Materialien

Im Rahmen dieser Arbeit wurden industriell hergestellte multikristalline p-Typ PERC-Solarzellen und daraus gefertigte Mini-Module untersucht. Die Arbeit untersucht vor allem dieses Probenmaterial, da LeTID zunächst an diesem Solarzelltyp beobachtet wurde [Ram+12]. Neuere Untersuchungen haben gezeigt, dass auch bei Cz und FZ Proben sowie bei n-Typ Proben eine Degradation der Lebensdauer unter Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen auftritt [Nie+17b; Che+20]. Bisherige Untersuchungen weisen jedoch darauf hin, dass die LeTID-Anfälligkeit dieser Proben schwächer ausgeprägt ist als bei p-Typ mc-Si PERC-Zellen.

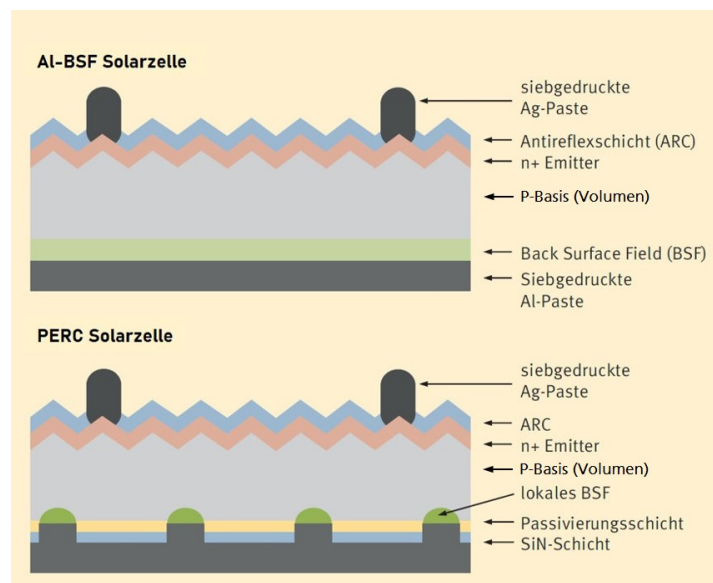


Abbildung 3.1: Gegenüberstellung einer typischen Industriesolarzelle mit ganzflächigem Al-BSF und einer PERC-Solarzelle mit Rückseiten-Passivierung sowie lokalen Aluminiumkontakten auf der Zellrückseite [FIZ].

PERC-Zellen unterscheiden sich von dem vorangegangenen Solarzellmodell mit einem vollflächigen Aluminium-Rückkontakt (Al-BSF) darin, dass auf der Rückseite eine Passivierungsschicht aufgebracht wird und der Rückseitenkontakt nur lokal gegeben ist (siehe Abbildung 3.1).

## 3.2 Degradationsaufbauten und Testrezepte

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein eigener Testaufbau für die Degradation von Solarzellen unter Beleuchtung bei einer definierten Temperatur entworfen und gebaut (siehe Abschnitt 4.1.2).

Dieser Teststand wurde auch für Degradationsversuche unter Strominjektion verwendet. Für die Strombereitstellung wurde dabei eine Gleichstromquelle von Agilent der Serie 6642A verwendet. Alternativ wurde für diese Versuche auch der Probenstisch des Sonnensimulators SINUS-220 von WVELABS Solar Metrology Systems GmbH mit derselben Stromquelle verwendet, um die Versuche unter Beleuchtung und Bestromung gleichzeitig durchführen zu können. Zur In-situ-Messung der Zellspannung wurden Keithley SourceMeter der Serie 2601A verwendet. Eine zusätzliche Ladungsträgerinjektion durch Beleuchtung wurde minimiert, indem die Proben mit einem lichtundurchlässigen Stoff abgedeckt wurden.

Die Hochtemperaturbehandlung ohne Ladungsträgerinjektion (dark anneal, DA) wurde entweder auf der Heizplatte C-MAG HP 7 von IKA mit einer Abdeckung aus Metall, um eine externe Ladungsträgerinjektion zu verhindern, oder im Trockenschrank Heratherm der Firma Thermo Scientific durchgeführt.

Die Mini-Module wurden in der Light Soaking Kammer für PV Module von Atonometrics behandelt. Dafür wurde eine Halterung gebaut, in der Minimodule übereinander angeordnet werden.

Die Temperaturverläufe aller genutzten Aufbauten wurden mit Thermoelementen gemessen und mit dem Datenlogger von MS6D COMET SYSTEM aufgenommen. Typischerweise wurde die Temperatur auf dem Probenstisch bzw. im Ofen gemessen. Der gute thermische Kontakt vom Probenstisch zu der Probe wurde durch eine Vakuumpumpe oder durch mechanischen Druck zum Beispiel durch federgelagerte Messspitzen sichergestellt. Wurde die Temperatur anders gemessen, wird das explizit im Einzelnen erwähnt.

## 3.3 Methoden zur Solarzellcharakterisierung

Für die Untersuchung des Einflusses der Degradationsbehandlung wurden die Proben vom Degradationsplatz genommen und auf externen Testständen untersucht. Für die Charakterisierung von Solarzellen und Mini-Modulen wurden dieselben Messplätze genutzt.

### 3.3.1 Elektrische Charakterisierung

#### Strom-Spannungs-Kennlinie

Die Strom-Spannungs-Kennlinie und die daraus bestimmten Solarzellparameter ( $I_{SC}$ ,  $V_{OC}$ ,  $FF$ ,  $I_{MPP}$ ,  $V_{MPP}$  und  $\eta$ ) wurden mit einem Sonnensimulator aufgenommen. Dafür wurden in dieser Arbeit zwei Systeme (LOANA und SINUS-220) genutzt, jede einzelne Versuchsreihe wurde jedoch immer an demselben System durchgeführt.

Das Solarzellen-Analyse-System LOANA von pv-tools GmbH bestimmt die Solarzellparameter in zwei Schritten: Zunächst wird der Kurzschlussstrom der Probe mit einer Xenon Blitzlampe bestimmt. Dabei wird mit einer in das System integrierten Referenzzelle die Injektion überprüft. Anschließend wird mit einem LED-Array bei einer Wellenlänge von 850 nm die Strom-Spannungs-Kennlinie aufgenommen [pvt13].

Der Sonnensimulator SINUS-220 von WVELABS Solar Metrology Systems GmbH ahmt das Sonnenlicht im Spektralbereich zwischen 350 nm und 1100 nm mit 21 unterschiedlichen LED Kanälen nach [Bra]. Da bei diesem Messsystem keine Referenzzelle auf

der Probenebene zur Verfügung steht, wurde vor jeder Messung die Injektion mit einer Referenzprobe desselben Zelltyps mit bekanntem  $I_{SC}$  eingestellt.

### Quanteneffizienz

Die Quanteneffizienz (QE) einer Probe gibt an, wie viele Ladungsträger pro Photon einer gegebenen Wellenlänge eingesammelt werden. Die externe Quanteneffizienz (EQE) zählt dabei alle eingestrahlenen Photonen. Die interne Quanteneffizienz (IQE) zählt nur die Photonen, die in der Zelle absorbiert werden.

Somit kann aus der externen Quanteneffizienz (EQE) die Kurzschlussstromdichte  $i_{SC}$  der Probe bestimmt werden:

$$i_{SC} = \frac{q}{hc} \int d\lambda \cdot W(\lambda) \cdot \lambda \cdot EQE(\lambda) \quad (3.1)$$

dabei ist  $W(\lambda)$  die Einstrahlungsdichte bei einer gegebenen Wellenlänge  $\lambda$ .

Umgekehrt wird die externe Quanteneffizienz (EQE) ermittelt, indem die Kurzschlussstromdichte  $i_{SC}$  unter monochromer Beleuchtung gemessen wird. Es gilt:

$$EQE(\lambda) = \frac{i_{SC}/q}{W(\lambda) \cdot \lambda/hc} \quad (3.2)$$

Die interne Quanteneffizienz (IQE) wird aus der externen Quanteneffizienz (EQE) und der Reflexion (Refl) der Probe mit der Formel:

$$IQE(\lambda) = \frac{EQE(\lambda)}{1 - \text{Refl}(\lambda)} \quad (3.3)$$

berechnet.

Da die verschiedenen Wellenlängen unterschiedlich tief in das Material eindringen, erhält man mit dieser Methode Informationen über die Rekombination an der Zellvorderseite, im Volumen und an der Zellrückseite. Abbildung 3.2 zeigt, welche Faktoren die Quanteneffizienz in den verschiedenen Wellenlängenbereichen beeinflussen.

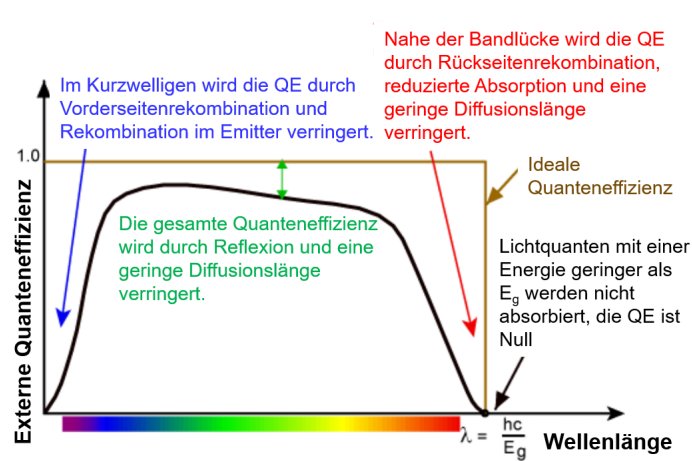


Abbildung 3.2: Einflussfaktoren auf die Quanteneffizienz einer Silizium-Solarzelle nach [HB].

Die Standard QE-Messungen wurden am Solarzellen-Analyse-System LOANA von pv-tools GmbH auf einem Bereich von  $2\text{ cm} \times 2\text{ cm}$  zwischen den Busbars der Probe

durchgeführt. Da die Rekombination in der Solarzelle und somit auch die Quanteneffizienz von der Injektionsdichte abhängt, wird die Quanteneffizienz unter Bias-Beleuchtung gemessen. Die monochrome Beleuchtung wird moduliert auf die Zelle gebracht. Dabei wird die schmalbandige Beleuchtung mit einem Monochromator erreicht, der spektral einen schmalen Peak mit einer Halbwertsbreite von ca. 8 nm erzeugt. Eine Quanteneffizienzmessung dauert dabei ca. 15 Minuten.

Zur Auswertung der Quanteneffizienzmessung wurde die Software LASSIE von pv-tools GmbH genutzt, die aus den IQE-Daten die effektive Diffusionslänge sowie die Emitter-, Volumen- und Rückseitenrekombinationsströme bestimmt. Der Zusammenhang zwischen der effektiven Diffusionslänge  $L_{\text{eff}}$  und der IQE ist dabei gegeben durch

$$\text{IQE}(\lambda) = \frac{1}{k} \cdot \exp\left(-\frac{W_d}{L_\alpha(\lambda)}\right) \cdot \left(1 + \frac{L_\alpha(\lambda)}{L_{\text{eff}}}\right) \quad (3.4)$$

wobei  $k$  ein Proportionalitätsfaktor und  $L_\alpha(\lambda)$  die Eindringtiefe bei der Wellenlänge  $\lambda$  ist [pvt13].  $W_d$  ist eine Konstante, die angibt wie dick der Dead Layer ist. Dabei beschreibt der Dead Layer bei dem von LASSIE genutzten Modell eine Schicht auf der Solarzelle, in welcher absorbierte Photonen nicht zur Stromgewinnung beitragen. Zusätzlich ist bei LASSIE ein optisches Modell der Solarzelle hinterlegt, welches besonders zur Trennung der Volumen- und Rückseitenrekombinationsströme relevant ist. Für Details wird auf [pvt13] verwiesen.

Zur Beschleunigung der EQE-Messung, was eine In-situ-EQE-Messung während der Degradation ermöglicht, wurde außerdem im Rahmen dieser Arbeit eine Schnell-EQE-Messung entwickelt. Dieses Verfahren wird im Detail in Abschnitt 4.1.3 beschrieben.

### 3.3.2 Bildgebende Messverfahren

#### EL und PL

Bei der Elektro- (EL) und Photolumineszenz (PL) wird das von der Probe durch strahlende Rekombination emittierte Licht gemessen. Die Probe wird dabei durch Injektion eines Stroms in Durchlassrichtung (bei EL) bzw. durch Beleuchtung (bei PL) angeregt. Bei einer Silizium-Probe liegt das emittierte Licht im Wellenlängenbereich zwischen 950 nm und 1300 nm [HB]. Zur Anregung wird ein Laser mit einer Wellenlänge kürzer als 900 nm in Kombination mit einem Langpassfilter vor der Kamera genutzt, damit bei der Photolumineszenz-Aufnahme das reflektierte Licht der Anregungsquelle nicht mitgemessen wird.

Die EL-Messungen wurden mit dem Solarzellen-Analyse-System LOANA von pv-tools GmbH aufgenommen. Die PL-Messungen wurden mit dem Gerät LISR1 der Firma BT Imaging gemacht. Bei diesem Gerät wird zur Anregung der Probe ein aufgeweiteter Laser der Wellenlänge 808 nm verwendet.

#### LBIC

LBIC steht für „light beam induced current“. Bei dieser Messmethode wird der gesammelte Strom bei einer lokalen Anregung mit einem Laser einer bestimmten Wellenlänge gemessen. Durch ein Mapping der Probe erhält man so EQE-Bilder zu fest vorgegebenen Wellenlängen. Wird zusätzlich die Reflexion der Probe lokal gemessen, kann auch das IQE-Bild berechnet werden.

Die LBIC-Aufnahmen wurden an der LOANA von pv-tools GmbH gemacht. Bei diesem System stehen sechs unterschiedliche Anregungswellenlängen (405 nm, 532 nm,

658 nm, 780 nm, 960 nm und 980 nm) zur Verfügung. Die Größe des Laserspots und damit die laterale Auflösung liegt zwischen 100  $\mu\text{m}$  und 200  $\mu\text{m}$ .

#### **$\mu$ LBIC**

Die  $\mu$ LBIC Messungen wurden an einem hausintern entwickelten LBIC-System durchgeführt. Das System besteht aus einem Laser-Scanning-Mikroskop LSM700 von ZEISS, erweitert mit einem LBIC-Bildaufnahmesystem der point electronic GmbH. Für die Untersuchungen wurden die Anregungswellenlängen 405 nm, 555 nm und 639 nm genutzt. Die laterale Auflösung beträgt dabei ca. 0,5  $\mu\text{m}$ .

#### **EBIC**

EBIC steht für „electron beam induced current“. Auch bei dieser Messmethode wird der gesammelte Strom bei lokaler Anregung gemessen. Die lokale Anregung wird in diesem Fall mit einem Elektronenstrahl erreicht. Durch ein Mapping der Probe erhält man so lokale Informationen über die oberflächennahe Rekombination. Durch Erhöhung der Beschleunigungsspannung dringen die Elektronen etwas tiefer in das Material ein, wodurch der Informationsanteil der Volumenrekombination zunimmt. Allerdings ist die Eindringtiefe der Elektronen auf bis ca. 6  $\mu\text{m}$  bei 28 keV limitiert.

Die EBIC-Aufnahmen wurden am Gerät SU70 der Firma Hitachi durchgeführt. Es wurden Beschleunigungsspannungen von 20 keV bis 28 keV genutzt.

#### **Hyperspektrale Photo-Lumineszenz**

Die hyperspektrale Photo-Lumineszenz-Messungen wurden an der Norwegian University of Life Sciences durchgeführt. Die Proben wurden für diese Messungen auf 90 K heruntergekühlt und mit einem 808 nm Linienlaser angeregt. Für die hyperspektrale Bildgebung wurde die Hyperspektralkamera „SWIR“ von Specim, Spectral Imaging Ltd genutzt, die über einen HgCdTe Detektor verfügt. Bei dieser Messung wird ein dreidimensionaler Datensatz erzeugt, wobei zu jedem Pixel auf der Probe das lokal emittierte Spektrum im Wellenlängenbereich von 929 nm bis 2531 nm (1,33 eV bis 0,49 eV) vorliegt. Die spektrale Auflösung beträgt 6 nm. Die räumliche Auflösung bei den gezeigten Untersuchungen beträgt 26  $\mu\text{m}$ .

Für die Datenauswertung wurde die Methode der multivarianten Kurvenauflösung (Multivariate Curve Resolution, MCR) [Tau95] genutzt. Dabei handelt es sich um eine mathematische Methode aus der multivarianten Statistik zur Entfaltung mehrerer, sich überlagernder, komplex verschachtelter Signale [BFO12].

#### **XRD Laue Scan**

Mit einem „Laue Scanner“ wurde der Korngrentyp an Silizium-Wafern bestimmt. Der Scanner basiert auf der Beugungsanalyse weißer Röntgenstrahlen mittels eines großflächigen Detektors. Um die Messzeit zu verkürzen, wird das Laue-Muster lokal an ausgewählten Positionen gemessen, die durch eine vorhergehende optische Abbildung des Wafers definiert sind. Somit wird nur ein Punkt pro Korn anstelle der gesamten Kornfläche gemessen. Schließlich werden die Korngrentypen zwischen zwei benachbarten Körnern aus den gemessenen Orientierungsmatrizen dieser Körner bestimmt [Leh+14].

### 3.3.3 Chemische Analyse

#### ICP-MS Analyse

Massenspektrometrie mit induktiv gekoppeltem Plasma (Inductively Coupled Plasma - Mass Spectrometry, ICP-MS) ist eine Analysemethode in der anorganischen Elementanalytik. Bei dieser Methode wird zunächst durch einen hochfrequenten Strom ionisiertes Argon induziert, wodurch ein Plasma von 5000 °C bis 10 000 °C entsteht. Das zu analysierende Material wird in das Plasma eingebracht und so ionisiert. Die Ionen werden in Richtung des Detektors des Massenspektrometers beschleunigt. Im Massenspektrometer wird der Ionenstrahl in Ionen mit unterschiedlichem Masse-zu-Ladungsverhältnis getrennt. Auf diese Art werden die Elemente und deren Isotope bestimmt [Pre20].

Die ICP-MS Analyse wurde am Gerät Element XR der Firma Thermo Fisher Scientific durchgeführt.



# 4. Ergebnisse

## 4.1 Untersuchungen bezüglich eines LeTID-Tests

Die Entwicklung von LeTID-Tests ist relevant für eine Reihe von Akteuren entlang der Wertschöpfungskette von Solarmodulen. Solarzell- und Modulhersteller sollten regelmäßige Zuverlässigkeitstests durchführen, um die Langlebigkeit ihrer Produkte und damit die Kundenzufriedenheit zu garantieren. Für Investoren sind diese Tests wichtig, um die Langlebigkeit der Produkte sicherzustellen und damit das Investitionsrisiko zu verringern. Ziel dieser Tests ist es, eine Abschätzung der potentiellen Verluste im Betrieb und die Vergleichbarkeit verschiedener Produkte durch reproduzierbare Tests zu gewährleisten. Wie ein solcher Test aussehen sollte, ist jedoch keine triviale Fragestellung. Vielmehr gibt es zahlreiche Möglichkeiten, auf LeTID zu testen.

In diesem Kapitel wird untersucht, ob man bei unterschiedlichen Proben (wie Solarzellen und Mini-Modulen) mit Unterschieden zu rechnen hat, und welche Messmethoden sich eignen, um das LeTID-Ausmaß zu bewerten. Des Weiteren werden unterschiedliche Prüfaufbauten (wie ein Beleuchtungsstand, ein Prüfaufbau mit Bestromung und eine Heizplatte ohne Ladungsträgerinjektion) in Bezug auf die Aktivierung der LeTID-Defekte verglichen und der Einfluss der Behandlungsbedingungen (Injektion und Temperatur) untersucht. Dafür werden ein selbstgebauter Prüfaufbau für LeTID-Versuche vorgestellt und Simulationen der Minoritätsladungsträgerdichte bei unterschiedlichen Betriebsbedingungen gezeigt.

Die in diesem Kapitel gezeigten Ergebnisse dienen dazu, festzustellen welche Proben, Prüfaufbauten, Behandlungsbedingungen und Messparameter sich eignen, um die LeTID-Anfälligkeit zu bewerten und zu erfassen, mit welchen Verlusten im Feld unter Extrembedingungen zu rechnen ist.

### 4.1.1 Übertragbarkeit von Solarzelltests auf Mini-Module

Für den Energieertrag im Betrieb ist der Leistungsverlust der Solarmodule relevant. Jedoch hat es auch Vorteile, LeTID bereits an Solarzellen zu testen. So wird die LeTID-Anfälligkeit bereits früh im Herstellungsprozess beobachtet. Dadurch kann schnell auf potentielle Probleme reagiert werden.

Ramspeck et al. haben gezeigt, dass bereits Solarzellen eine Degradation unter erhöhten Temperaturen und Beleuchtung zeigen [Ram+12]. Inwiefern Modulmaterialien oder der Verkapselungsprozess LeTID beeinflussen, wurde bisher jedoch noch nicht untersucht. In diesem Abschnitt wird die licht- und temperaturinduzierte Degradation von Mini-Modulen und Solarzellen verglichen.

Für diesen Vergleich wurden Mini-Module mit drei unterschiedlichen Verkapselungsmaterialien hergestellt: zwei Polyolefine (PO1, PO2) und ein Ethylenvinylacetat (EVA).

Die Verkapselungsmaterialien unterscheiden sich im UV-Sperrfilter (310 nm bei PO1, 350 nm bei PO2, 360 nm bei EVA) und in den Laminationsbedingungen (160 °C für 11 min bei PO1 und PO2, 150 °C für 6 bis 7 min bei EVA). Die Mini-Module wurden in der Light Soaking Kammer von Atonometrics mit einer selbst entworfenen Halterung für Mini-Module bei erhöhten Temperaturen und einer Injektion von einer Sonne gealtert. An einem Mini-Modul mit einem einlamierten Temperatursensor wurde die Zelltemperatur während der Behandlung gemessen. Die zeitliche Temperaturschwankung während der Degradation beträgt bei diesem Aufbau ca. 1 °C. Etwas größer sind die räumlichen Temperaturunterschiede. Über die gesamte Höhe der Halterung variiert die Behandlungstemperatur zwischen 72 °C und 76 °C.

Um den Einfluss des Verkapselungsmaterials und des Modulbaus zu bewerten, wurde zum Vergleich eine Solarzelle bei  $(75 \pm 2)^\circ\text{C}$  und einer Sonne degradiert. Die Solarzelle stammt aus demselben Batch wie die Zellen, aus denen die Mini-Module gebaut wurden.

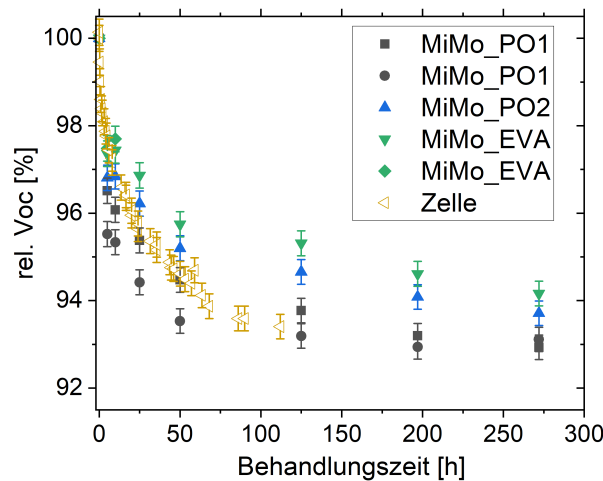


Abbildung 4.1: Relative Leerlaufspannung über Degradationszeit von Mini-Modulen (MiMo) mit unterschiedlichen Verkapselungsmaterialien (PO1, PO2, EVA) und einer Solarzelle. Die Degradation der Zelle und der Mini-Module ist vergleichbar. Es wurde kein signifikanter Einfluss des Verkapselungsmaterials auf die Degradation festgestellt.

Die Mini-Module und die Zelle zeigen eine vergleichbare Leerlaufspannungsdegradation (siehe Abbildung 4.1). Die Reaktionsgeschwindigkeit und die Degradationsstärke von Zelle und Mini-Modulen ähneln sich. Zwischen den verschiedenen Mini-Modulen wird eine Variation in der Reaktionsgeschwindigkeit beobachtet. Dies ist auf die unterschiedlichen Behandlungstemperaturen der Mini-Module (zwischen 72 °C und 76 °C) abhängig von der Anordnung in der Halterung zurückzuführen. Ein Einfluss der verwendeten Modulmaterialien durch Unterschiede in der Ladungsträgergeneration oder im Laminationsprozess wird ausgeschlossen. Trotz unterschiedlicher Verkapselungsmaterialien variiert der Kurzschlussstrom der Mini-Module um weniger als 1,2 %. Außerdem entspricht die Reaktionsgeschwindigkeit des Mini-Moduls mit PO2 (welches unter den gleichen Bedingungen laminiert wurde wie PO1) der Reaktionsgeschwindigkeit der Mini-Module mit EVA (die bei etwas geringerer Temperatur und kürzer laminiert wurden).

Der geringe Temperaturunterschied zwischen 72 °C und 76 °C beeinflusst jedoch nur die Degradationsgeschwindigkeit. Die Degradationsstärke der Mini-Module gleicht sich

im Laufe der Behandlung an. Nach 272 h haben die Mini-Module zwischen 5,8 % und 7 % ihrer initialen Leerlaufspannung verloren. Die Effizienz hat um 13,4 % bis 17,1 % abgenommen.

Es lässt sich schlussfolgern, dass das Verkapselungsmaterial und der Laminationsprozess keinen signifikanten Einfluss auf LeTID haben. Dies wird durch die Tatsache bestätigt, dass die Zellparameter ( $I_{SC}$ ,  $V_{OC}$ ,  $FF$ ) einer nicht verkapselten Zelle und der Zelle im Modulverbund bei der Degradation im selben Maße betroffen sind (siehe Abbildung 4.2).

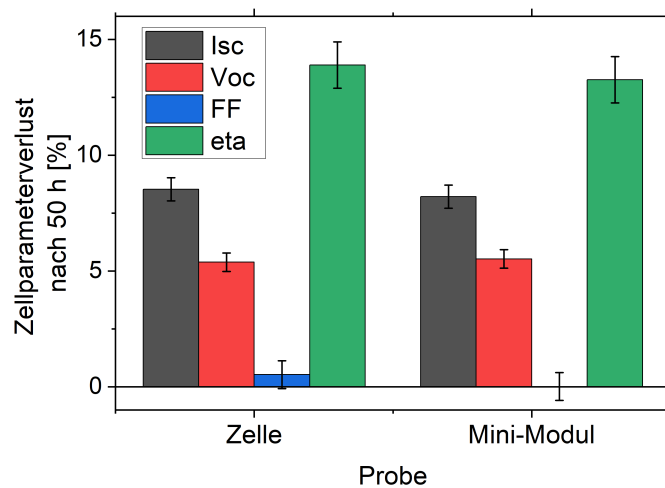


Abbildung 4.2: Relative Reduktion der Zellparameter einer nicht verkapselten Zelle und eines Mini-Moduls nach 50 h LeTID-Behandlung. Die Zellparameter der Zelle und des Mini-Moduls sind im selben Maß von LeTID betroffen. Degradationsuntersuchungen an einer Zelle spiegeln das Verhalten im Modul wieder.

Somit ist auch im Modul mit einer Degradation zu rechnen, die durch die LeTID-Anfälligkeit der verbauten Solarzellen bestimmt ist. Zusätzliche Verluste sind durch die Nichtübereinstimmung nach der Behandlung von unterschiedlich LeTID-anfälligen Solarzellen in einem Modul zu erwarten. Dadurch ist mit einer Reduktion des Füllfaktors zu rechnen. Diese Verluste lassen sich mit der LeTID-Anfälligkeit der einzelnen Solarzellen mit einer elektrischen Simulation des Moduls bestimmen. Dies wird hier jedoch nicht weiter betrachtet.

Da die lichtinduzierte Degradation unter erhöhten Temperaturen im Mini-Modul der auf Zellelevel entspricht und somit die Modulmaterialien und der Verkapselungsprozess keinen signifikanten Einfluss auf LeTID haben, werden die weiteren Untersuchungen an Zellen durchgeführt.

#### 4.1.2 Aufbau eines LID-Prüfstandes

Für die LeTID-Tests auf Zellelevel wurde im Rahmen dieser Arbeit ein Versuchsaufbau entworfen und gebaut, auf dem Solarzellen auf LeTID untersucht werden können. Bei dem Versuchsstand wurde Wert darauf gelegt, dass die Temperatur und die Beleuchtungsintensität flexibel einstellbar sind. Das ist wichtig, um den Einfluss unterschiedlicher Behandlungsbedingungen auf LeTID bewerten zu können. Gleichzeitig wurde darauf

geachtet, dass der Teststand die eingestellte Temperatur und Injektion während der Behandlung stabil hält. Temperatur und Injektion beeinflussen die Degradation. Deshalb ist es wichtig, dass diese Parameter nicht stark schwanken. Auch für In-situ-Messungen ist dies relevant, da die Leerlaufspannung insbesondere von der Temperatur und der Kurzschlussstrom insbesondere von der Injektion abhängt.

Der Aufbau besteht aus einem Probenhalter mit Peltier-Temperierung und einer LED-Beleuchtungseinheit (siehe Abbildung 4.3). Solarzellen können auf dem Probenhalter kontaktiert werden. So ist es möglich, die Zellspannung in situ mit einem Multimeter zu messen. In-situ-Messungen während der LID-Behandlung sind essenziell, um das Degradationsmaximum zu bestimmen, da Degradation und Regeneration unter denselben Bedingungen auftreten.

Die Kontakte können auch genutzt werden, um einen Strom in die Zelle zu injizieren und so eine strominduzierte Degradation (CID) durchzuführen.

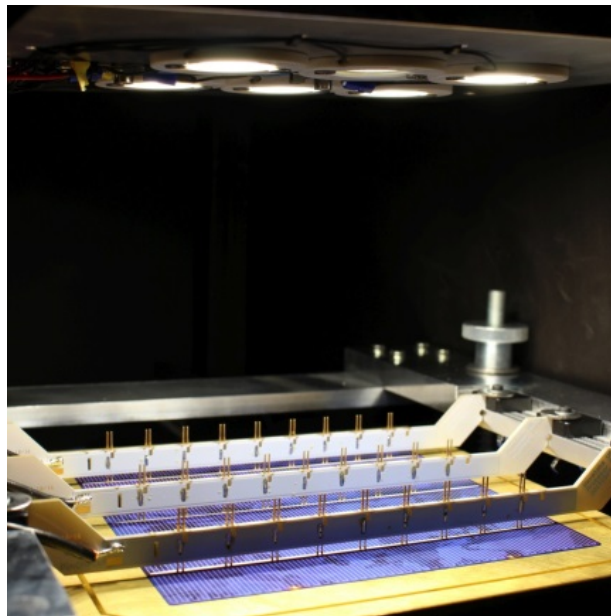


Abbildung 4.3: LID Testaufbau mit LED Beleuchtung und peltiertemperiertem Probenhalter. Solarzellparameter können während der Degradation in situ gemessen werden.

Hauptsächlich wird der Aufbau in dieser Arbeit jedoch für eine lichtinduzierte Degradation genutzt (LID). Als Lichtquelle wurde eine LED-Beleuchtung aufgebaut. Für eine homogene Verteilung des Lichtfelds auf einer Fläche von  $180\text{ mm} \times 180\text{ mm}$  wurden 6 Weißlicht-LED-Strahler genutzt, die bei der Behandlung unter konstantem Strom betrieben werden. Zusätzlich wurde der Randbereich mit Metallplatten abgeschirmt, an denen das Licht reflektiert wird. So wurde auf der Testfläche eine Homogenität von 10,7 % (bestimmt laut Norm IEC 60904 - 9 [DIN08]) erreicht. LED-Strahler haben einige Vorteile gegenüber den häufig für LID-Tests genutzten Halogenlampen. Sie sind langlebiger, wodurch die Injektion auch bei einer sehr langen LID-Behandlung stabil bleibt, außerdem wird durch das definierte LED-Spektrum eine geringere Erwärmung der Solarzelle durch IR-Strahlung verursacht. Somit ist die Proben temperatur einfacher durch den Probenhalter regelbar. Des Weiteren ist mit diesem Aufbau die Lichtintensität stufenlos regelbar bis zu einem Äquivalent von 1,5 Sonnen. Die Lichtintensität wurde dabei zu Beginn jeder LID-Behandlung mit einem kalibrierten Minimodul gemessen.

Durch die Peltier-Elemente, die an dem Probenhalter angebracht sind, können die Solarzellen in dem Temperaturbereich zwischen 20 °C und 140 °C behandelt werden. Dabei wird die Temperatur mit einem Proportional-Integral-Differential-Regler (PID-Regler) konstant gehalten. Somit ist eine temperaturregulierte Degradation unter Feldbedingungen möglich oder auch eine Degradation bei höheren Temperaturen zur Beschleunigung des Vorgangs. Für einen guten thermischen und elektrischen Kontakt ist eine Vakuumpumpe an den Probenhalter angeschlossen.

Wie bereits erwähnt, sind für eine stabile LID-Behandlung und besonders für In-situ-Messungen der Zellparameter die Intensitätsstabilität der Lichtquelle und die Temperaturstabilität der Probe von Bedeutung.

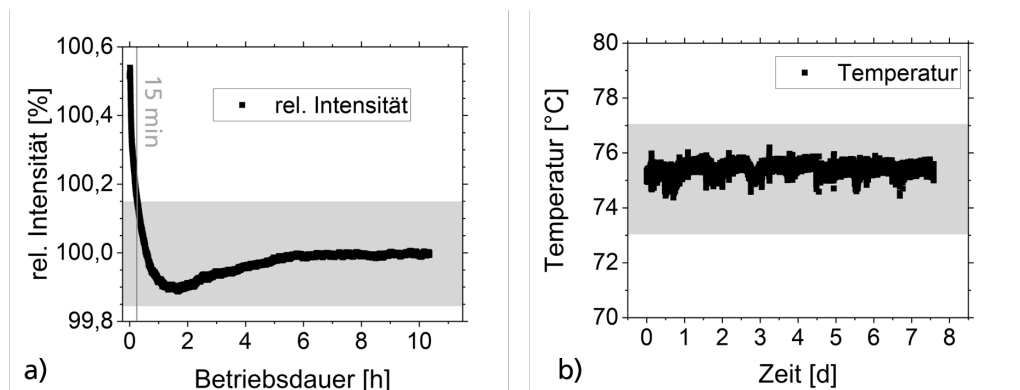


Abbildung 4.4: a) Relative Intensität der LED-Beleuchtung normiert auf den finalen Wert nach 10 h. Nach einer Aufwärmphase von 15 min ist die Intensität bis auf 0,15 % stabil. b) Temperatur des peltiertemperierten Probenhalters während einer LID-Behandlung bei 75 °C. Die Temperatur weicht um weniger als 2 °C von der Zieltemperatur ab.

Um die Stabilität der Lichtquelle zu bestimmen, wurde eine multi-kristalline Al-BSF Solarzelle genutzt, die keine messbare Degradation unter Beleuchtung zeigt. Der Probenhalter wurde auf 25 °C temperiert und die Solarzelle mit einer Intensität von einer Sonne beleuchtet. Gleichzeitig wurde der Kurzschlussstrom der Solarzelle gemessen. Da ein linearer Zusammenhang zwischen dem Kurzschlussstrom und der Beleuchtungsstärke herrscht, konnte so die Intensitätsstabilität bestimmt werden. Nach einer Aufwärmphase von 15 min ist die Lichtquelle bis auf eine Abweichung von  $\pm 0,15$  % zeitlich konstant (siehe Abbildung 4.4 a)).

Zur Bestimmung der Temperaturstabilität wurden Thermosensoren während einer LID-Behandlung sowohl auf der Solarzelle als auch auf dem Probenhalter neben der Solarzelle angebracht und dabei der Temperaturverlauf aufgezeichnet. Dieser Versuch wurde bei verschiedenen Temperaturen zwischen 25 °C und 130 °C durchgeführt. Die zeitliche Temperaturabweichung betrug weniger als 2 °C (siehe Abbildung 4.4 b)).

### 4.1.3 Bewertung und Entwicklung von Messmethoden zur LeTID-Bestimmung

Neben dem Degradationsplatz und den Behandlungsbedingungen ist es zur Bewertung des LeTID-Ausmaßes von Bedeutung, welcher Parameter zur Degradationsbewertung genutzt wird. In diesem Abschnitt wird untersucht, welche Messmethoden und Parameter sich für die LeTID-Bewertung eignen. Die Messmethoden müssen störungsfrei an einer

Solarzelle durchgeführt werden können, da der Zustand vor und im Verlauf der Degradation verglichen werden muss. Zusätzlich ist eine Methode mit einer schnellen Messung zu bevorzugen, damit die Degradation nicht lange unterbrochen werden muss. Einige Messmethoden können sogar in situ durchgeführt werden, ohne die LeTID-Behandlung zu unterbrechen.

Für Investoren ist der relevante Faktor die Effizienz der Solarzelle beziehungsweise des Solarmoduls, um die Degradation quantitativ zu bewerten. Die Effizienz wird standardmäßig bei  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  unter Beleuchtung von  $1000\text{ W/m}^2$  bestimmt. Während der Behandlung kann es dennoch sinnvoll sein, das LeTID-Ausmaß mit einer anderen Messmethode zu bestimmen. Gründe dafür können eine stabilere Messfähigkeit oder eine größere LeTID-Sensitivität sein, was eine schnelle LeTID-Bewertung ermöglicht. Auch ermöglichen Messungen, die in situ durchgeführt werden können, festzustellen, in welcher Behandlungsphase (Degradation, Degradationsmaximum, Regeneration, regeneriert) die Zelle sich befindet. Das ist bei LeTID besonders relevant, weil unter den Behandlungsbedingungen, bei denen sich die Defekte bilden, auch die Regeneration dieser Defekte stattfindet. Somit kann durch regelmäßige In-situ-Messungen auf aufwendige Ex-situ-Zwischenmessungen verzichtet werden und der Zeitpunkt, an dem das Degradationsmaximum erreicht ist, kann genau bestimmt werden.

Um die LeTID-Verluste unterschiedlicher Messparameter zu bewerten, wurde eine industriell hergestellte PERC Solarzelle mit ausgeprägter Anfälligkeit unter einer Beleuchtung von  $0,15$  Sonnen im Leerlauf bei  $(75 \pm 2)\text{ }^{\circ}\text{C}$  behandelt. Die Behandlungstemperatur und die Zellspannung wurden während der Behandlung in situ aufgenommen. In regelmäßigen Abständen wurde die Probe vom Degradationsplatz genommen und ex situ die Kennlinie, die EL- und PL-Signale, sowie die Quanteneffizienz gemessen. Die untersuchte Probe zeigt in Folge der Lichtbehandlung bei erhöhter Temperatur deutliche Leistungsverluste mit einem relativen Effizienzverlust von  $10\%$  nach  $399\text{ h}$ .

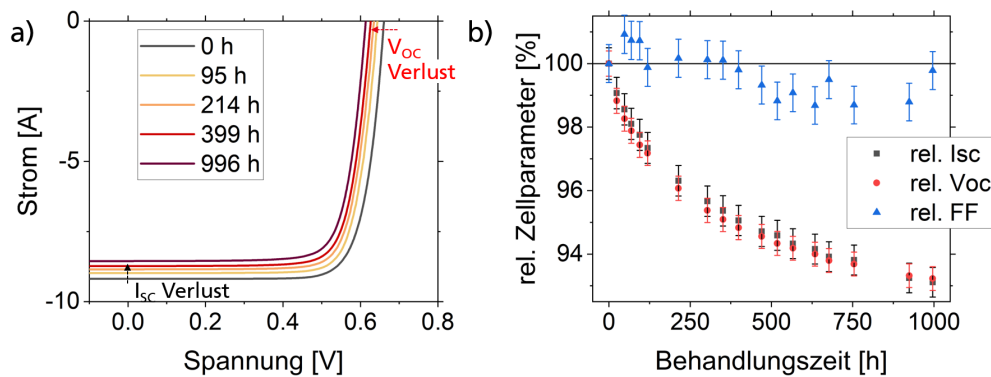


Abbildung 4.5: (a) Änderung der Kennlinie und (b) relative Änderung der Zellparameter ( $I_{SC}$ ,  $V_{OC}$ ,  $FF$ ) im Verlauf der LeTID-Behandlung.

Zur Bewertung der Degradation können offensichtlich die betroffenen Zellparameter genutzt werden. In Abbildung 4.5 sind die unter Standardtestbedingungen gemessene Änderung der Kennlinie (a) und die daraus extrahierten Zellparameter (b) dargestellt. Der Kurzschlussstrom und die Leerlaufspannung brechen im Verlauf der LeTID-Behandlung deutlich ein. Der Füllfaktor schwankt im Bereich der Messunsicherheit. Somit ist der Füllfaktor nicht signifikant von LeTID betroffen.

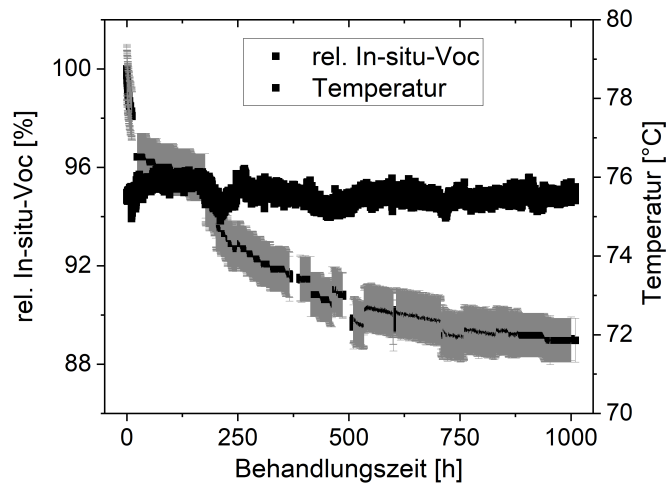


Abbildung 4.6: Relative Änderung der in-situ-gemessenen Leerlaufspannung ( $V_{OC}$ ) und der Behandlungstemperatur im Laufe der LeTID-Behandlung bei  $(75 \pm 2)^\circ\text{C}$  und einer Beleuchtung mit 0,15 Sonnen.

Von den Zellparametern eignet sich vor allem die Leerlaufspannung für In-situ-Messungen, da die LeTID-Behandlung meist wie hier im Leerlauf oder bei der CID-Behandlung unter konstanter Strominjektion durchgeführt wird. Die in-situ-gemessene Leerlaufspannung ist in Abbildung 4.6 dargestellt. Aufgrund von temporären Komplikationen wurden die Messungen zeitweise unterbrochen, weshalb der Datensatz zum Teil lückenhaft ist. Außerdem fällt auf, dass nach einer Entnahme zur Ex-situ-Messung zum Teil größere Schwankungen bei der In-situ-Messung zu beobachten sind. Das ist auf die hier genutzte Kontaktierung zurückzuführen. Zur Spannungsmessung wurde eine einzelne Messspitze genutzt, die bei Probenentnahme neu positioniert werden muss. Bei der Neupositionierung wurden größere Schwankungen beobachtet, vermutlich wegen unterschiedlicher Kontaktwiderstände zwischen Messspitze und Metallisierung der Probe. Das relative Degradationsausmaß der in-situ-gemessenen Leerlaufspannung ist ausgeprägter als die relativen Leerlaufspannungsverluste unter Standardtestbedingungen. Neben der größeren Unsicherheit bei der In-situ-Messung ist dies auf die prinzipiell unterschiedlichen Messbedingungen zurückzuführen. So sind die Injektion und somit die Minoritätsladungsträgerdichte deutlich geringer bei der LeTID-Behandlung als bei einer Messung unter Standardtestbedingungen. Außerdem ist die Temperatur bei der In-situ-Messung höher. Die erhöhte Temperatur und die geringere Injektion führen zu einem ausgeprägteren relativen Leerlaufspannungsverlust.

Ein äußerst sensibles Verfahren zur LeTID-Bewertung ist die Lumineszenzmessung. In Abbildung 4.7 a) sind die Elektrolumineszenzaufnahmen nach unterschiedlichen Behandlungszeiten (initial, nach 95 h, 214 h und 399 h Behandlung) an je einem Viertel der Probe gezeigt. Auf der gesamten Probe ist eine vergleichbare Degradation zu beobachten. Die Elektrolumineszenzaufnahmen wurden bei der gleichen Strominjektion mit  $(3990 \pm 1) \text{ mA}$  für je 1 s durchgeführt. Somit nimmt im Laufe der Degradation die angelegte Spannung von 636 mV auf 602 mV (nach 399 h) ab.

Auch die Photo-Lumineszenzaufnahmen in Abbildung 4.8 a) wurden bei konstan-

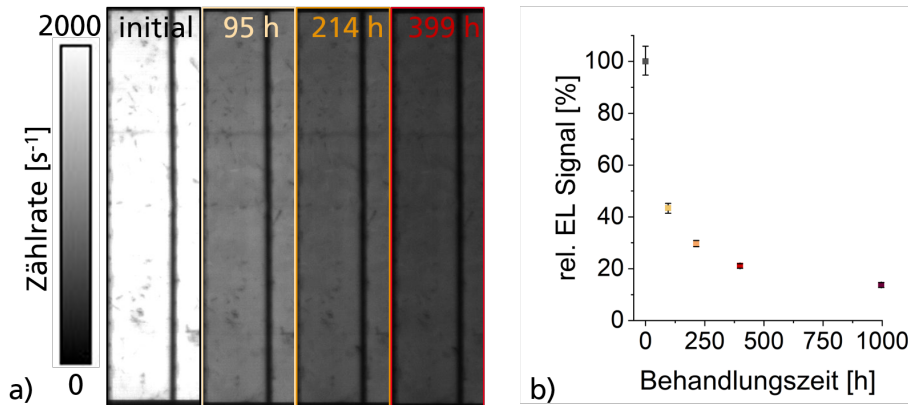


Abbildung 4.7: a) Elektrolumineszenzaufnahmen nach unterschiedlichen Behandlungszeiten (initial, nach 95 h, 214 h und 399 h LeTID-Behandlung) unter vergleichbaren Messbedingungen (Strominjektion:  $(3990 \pm 1)$  mA, Dauer: 1 s). b) Relative Änderung der EL-Zählrate gemittelt über einen  $20 \text{ cm}^2$  großen Bereich.

ter Ladungsträgerinjektion unter Beleuchtung mit ca.  $150 \text{ W/cm}^2$  für 1 s gemacht. Eine quantitative Auswertung der relativen Lumineszenzreduktion gemittelt über einen  $20 \text{ cm}^2$  großen Bereich zwischen zwei Busbars ist in den Abbildungen 4.7 b) und 4.8 b) gezeigt.

Die Lumineszenzmessungen zeigen, dass die gesamte Probe großflächig von LeTID betroffen ist (siehe Abbildungen 4.7 a) und 4.8 a)). Bei beiden Lumineszenzverfahren nimmt die Zählrate im Laufe der Degradation gleichermaßen auf einen Bruchteil ab (siehe Abbildungen 4.7 b) und 4.8 b)). Laterale Degradationsunterschiede werden im Detail in dem Abschnitt 4.2.3 dargestellt.

Das letzte hier genutzte Verfahren zur quantitativen Bewertung der LeTID-Anfälligkeit ist die Quanteneffizienzmessung. Bei diesen Untersuchungen wurde kein Einfluss auf die Reflexionseigenschaften der Probe gemessen. Daher können zur Bewertung der Degradation die interne (IQE) und die externe Quanteneffizienz (EQE) im gleichen Maße genutzt werden. Die externe Quanteneffizienz im Verlauf der LeTID-Behandlung ist in Abbildung 4.9 dargestellt. Die LeTID-Behandlung führt zu ausgeprägten Verlusten im Wellenlängenbereich von 900 nm bis 1100 nm. Die größten Verluste sind bei einer Wellenlänge von 1000 nm zu beobachten, wie bei Betrachtung der absoluten Änderung der Quanteneffizienz in Abbildung 4.10 zu sehen ist. Der absolute EQE-Verlust bei 1000 nm beträgt 14 %, was einem relativen Verlust von 21 % entspricht. Somit ist eine Quanteneffizienzmessung im langwelligen Bereich ab 1000 nm deutlich sensitiver auf LeTID als eine typische Kurzschlussstrommessung, bei welcher der Kurzschlussstrom nur um 5 % eingebrochen ist.

Bei Wellenlängen kleiner 850 nm sind die relativen EQE-Verluste geringer als die relative Änderung der Leerlaufspannung und des Kurzschlussstroms der Solarzelle. Bei dem geringen EQE-Anstieg im kurzwelligen Bereich (400 nm bis 700 nm) handelt es sich vermutlich um ein Messartefakt. Bei anderen Proben, sowie bei der Schnell-EQE-Messung im nächsten Abschnitt, wurde dieser Anstieg nicht beobachtet.



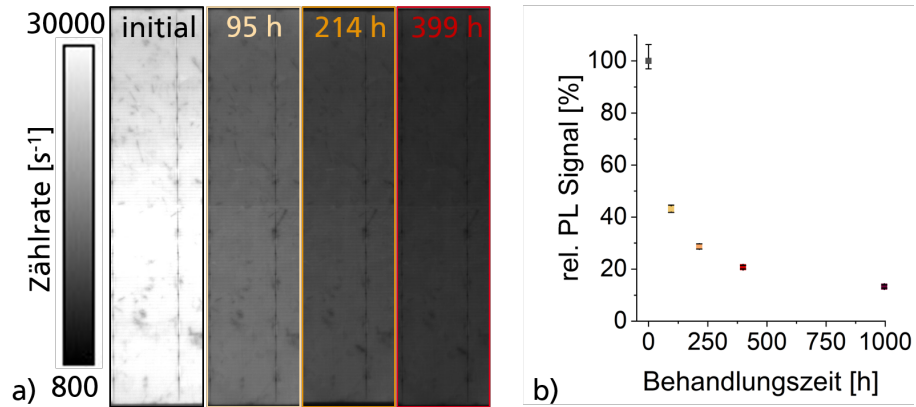


Abbildung 4.8: a) Photolumineszenzaufnahmen nach unterschiedlichen Behandlungszeiten (initial, nach 95 h, 214 h und 399 h LeTID-Behandlung) unter vergleichbaren Messbedingungen (Beleuchtung: ca. 150 mW/cm<sup>2</sup>, Dauer: 1 s). b) Relative Änderung der PL-Zählrate gemittelt über einen 20 cm<sup>2</sup> großen Bereich.

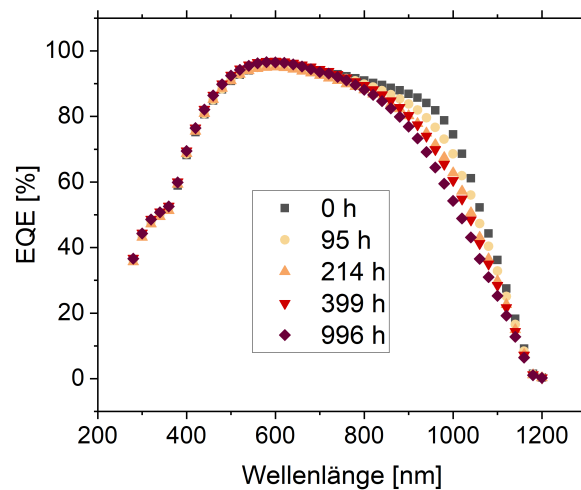


Abbildung 4.9: Externe Quanteneffizienz (EQE) gemessen nach unterschiedlichen Behandlungszeiten (initial, nach 95 h, 214 h und 399 h LeTID-Behandlung). Verluste in Folge der LeTID-Behandlung sind hauptsächlich in dem Wellenlängenbereich von 900 nm bis 1100 nm zu beobachten.

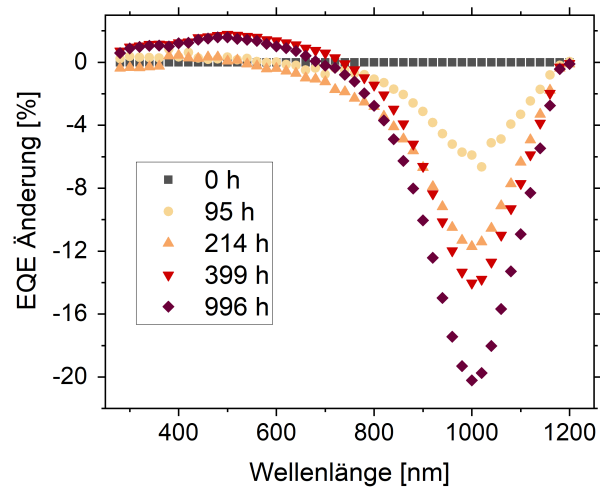


Abbildung 4.10: Absolute Änderung der externen Quanteneffizienz im Verlauf der LeTID-Behandlung. Der maximale Verlust tritt bei einer Wellenlänge von 1000 nm auf.

### Messmethodenentwicklung: Schnell-EQE

Die Ergebnisse in diesem Abschnitt zeigen, dass die Quanteneffizienz im langwelligen Bereich (ab 1000 nm) besonders sensitiv auf LeTID ist. Jedoch dauert eine Standard-EQE-Messung mehrere Minuten. Somit könnte eine solche Messung in situ den Degradationsverlauf ändern, da die LeTID-Behandlung unterbrochen wird und die Defekte bei erhöhten Temperaturen ihren Zustand ändern können. Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine Messmethode entwickelt, die eine EQE-Messung der gesamten Zelle in weniger als 500 ms ermöglicht. Diese Messmethode wird im Folgenden vorgestellt und zur Bewertung von LeTID genutzt.

Die Schnell-EQE-Methode beruht auf der Idee, dass anstatt von monochromatischem Licht LED-Lampen genutzt werden. Dadurch sind keine mechanischen Bauteile wie Filterräder nötig, die die Messzeit erhöhen.

Wie herkömmliche EQE-Tests beruht der Schnell-EQE-Test auf dem Zusammenhang zwischen der gemessenen Kurzschlussstromdichte  $i_{SC}$ , der externen Quanteneffizienz  $\text{EQE}(\lambda)$  und der Einstrahlungsdichte  $W(\lambda)$  als Funktionen der Wellenlänge  $\lambda$ :

$$i_{SC} = \frac{q}{hc} \int d\lambda \cdot W(\lambda) \cdot \lambda \cdot \text{EQE}(\lambda). \quad (4.1)$$

Bei herkömmlichen EQE-Tests wird die Probe mit einem definierten Spektrum angeregt. Mit einem Monochromator wird ein Spektrum mit einer Halbwertsbreite von ca. 8 nm erreicht. Die EQE kann somit leicht berechnet werden  $\text{EQE}(\lambda) = \frac{hc}{q \cdot \lambda} \cdot i_{SC} / W$ , wobei  $\lambda$  die Peakwellenlänge und  $W$  die Einstrahlungsdichte ist. Bei dem Schnell-EQE-Test muss jedoch wegen der breitbandigen LED-Spektren die Auswertung angepasst werden.

Für die Messung der Schnell-EQE wurde der LED-Sonnensimulator Sinus 220 genutzt. Wie in Abschnitt 3.3.1 erwähnt, sind in diesem Sonnensimulator 21 verschiedene LED-Kanäle im Wellenlängenbereich zwischen 350 nm und 1050 nm integriert, die einzeln angesteuert werden können. Die Halbwertsbreite der LED-Spektren liegt zwischen 15 nm und 110 nm.

Die Beleuchtung mit einem LED-Spektrum führt, gewichtet mit dem Spektrum der LED, zu einem Durchschnittswert der EQE-Werte. Dies ergibt sich, wenn man annimmt, dass sich die EQE eingeschränkt auf den Wellenlängenbereich jeder zur Anregung genutzten LED durch eine affine Funktion beschreiben lässt  $\text{EQE} = a_k \cdot \lambda + b_k$ . Die Gleichung 4.1 kann somit wie folgt umgeschrieben werden:

$$i_{SC,k} = \frac{q}{hc} \cdot a_k \cdot \int d\lambda \cdot W_k(\lambda) \cdot \lambda^2 + b_k \cdot \int d\lambda \cdot W_k(\lambda) \cdot \lambda. \quad (4.2)$$

Daraus ergibt sich:

$$\begin{aligned} \text{EQE} \left( \frac{\int d\lambda \cdot W_k(\lambda) \cdot \lambda^2}{\int d\lambda \cdot W_k(\lambda) \cdot \lambda} \right) &= a_k \cdot \frac{\int d\lambda \cdot W_k(\lambda) \cdot \lambda^2}{\int d\lambda \cdot W_k(\lambda) \cdot \lambda} + b_k \\ &= \frac{hc}{q} \frac{i_{SC,k}}{\int d\lambda \cdot W_k(\lambda) \cdot \lambda} \end{aligned} \quad (4.3)$$

Die Parameter  $a_k$  und  $b_k$  werden bei der Auswertung nicht separat bestimmt. Für jeden individuellen LED-Kanal  $k = 1, 2, \dots, 21$  wird das EQE-Datenpaar  $\{\lambda_k, \text{EQE}(\lambda_k)\}$  wie folgt berechnet:

$$\lambda_k = \frac{\int d\lambda \cdot W_k(\lambda) \cdot \lambda^2}{\int d\lambda \cdot W_k(\lambda) \cdot \lambda}, \text{EQE}(\lambda_k) = \frac{hc}{q} \frac{i_{SC,k}}{\int d\lambda \cdot W_k(\lambda) \cdot \lambda}. \quad (4.4)$$

Dabei repräsentiert  $\int d\lambda \cdot W_k(\lambda) \cdot \lambda$  die mittlere Wellenlänge des LED-Peaks, wohingegen  $\int d\lambda \cdot W_k(\lambda) \cdot \lambda^2$  mit der Breite des Peaks zusammenhängt. Mit den Datenpaaren  $\{\lambda_k, \text{EQE}(\lambda_k)\}$  kann so die EQE zu den unterschiedlichen LED-Kanälen bestimmt werden. Damit lässt sich LeTID in situ während der Behandlung bewerten (siehe Abbildung 4.11).

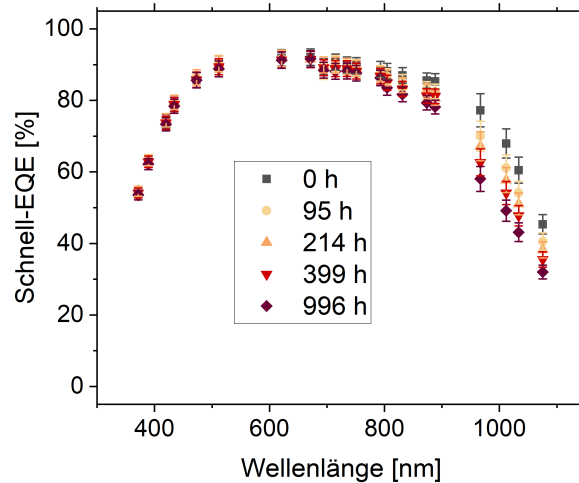


Abbildung 4.11: Schnell-EQE gemessen nach unterschiedlichen Behandlungszeiten (initial, 95 h, 214 h und 399 h LeTID-Behandlung) im Verlauf einer LeTID-Behandlung bei  $(75 \pm 2)^\circ\text{C}$  und einer Beleuchtung mit 0,15 Sonnen.

Mit dieser Methode ist es möglich, ohne längere Unterbrechung der LeTID-Behandlung die Quanteneffizienz der Proben zu messen. Eine zusätzliche Beschleunigung ist möglich, indem die EQE nur in dem Wellenlängenbereich gemessen wird, in dem die Degradation am deutlichsten zu beobachten ist. Dieses Vorgehen wurde genutzt, um zu testen, ob die LeTID-Anfälligkeit bereits mit einem Kurztest von wenigen Minuten bewertet werden kann.

Dafür wurden zwei Batches Solarzellen mit je zehn Zellen genutzt, wobei ein Batch keine ausgeprägte LeTID-Anfälligkeit zeigt und der andere sehr LeTID-anfällig ist. Die Proben wurden für 2 min LeTID-Testbedingungen  $((75 \pm 2)^\circ\text{C}$  und Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne) ausgesetzt. Vor und nach der Behandlung wurden die Zellparameter der Proben unter Standardtestbedingungen bestimmt. Bei der erhöhten Temperatur wurde zusätzlich der Kurzschlussstrom  $I_{SC}$  und die Schnell-EQE bei 1035 nm gemessen. Die relative Änderung der Solarzellparameter ( $I_{SC}$  und  $V_{OC}$  unter Standardtestbedingungen, sowie  $I_{SC}$  und EQE bei 1035 nm unter erhöhter Temperatur) nach der zweiminütigen LeTID-Behandlung sind in Abbildung 4.12 dargestellt. Durch die kurze Behandlung sind nur geringe Verluste bis zu 0,25 % im Kurzschlussstrom und in der Leerlaufspannung zu beobachten. Die EQE ist mit einem Verlust von bis zu 1,25 % deutlich stärker betroffen. Somit ist es möglich, die LeTID-anfälligen Proben mit Verlusten über 0,75 % von den kaum LeTID-anfälligen Proben mit EQE-Verlusten kleiner 0,5 % zu unterscheiden.

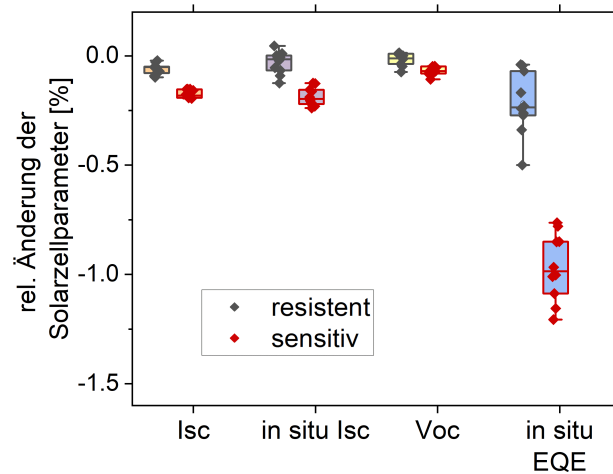


Abbildung 4.12: Relative Änderung der Zellparameter und der in-situ-gemessenen Schnell-EQE bei 1035 nm in Folge eines LeTID-Schnelltests (2 min,  $(75 \pm 2)^\circ\text{C}$ , 1 Sonne) von je fünf Proben aus einem LeTID-resistenten und einem LeTID-sensitiven Batch.

#### 4.1.4 Simulation der Minoritätsladungsträgerdichte bei unterschiedlichen Testbedingungen

In dem folgenden Abschnitt 4.1.5 wird untersucht, ob die LeTID-Defekte auch ohne Beleuchtung durch Ladungsträgerinjektion mittels Strom (CID) oder ohne Ladungsträgerinjektion bei hohen Temperaturen (DA) aktiviert werden. Um dabei vergleichbare Behandlungsbedingungen zu schaffen, wird in diesem Abschnitt die Minoritätsladungsträgerdichte bei den unterschiedlichen Testbedingungen simuliert.

Die Minoritätsladungsträgerdichte wurde mit dem Solarzell-Simulationsprogramm PC1D simuliert [CB97]. Die Parameter wurden dabei so gewählt, dass die simulierten Solarzellkennwerte denen einer industriell hergestellten Solarzelle entsprechen. Des Weiteren wurden einzelne Bauelementparameter (Volumenlebensdauer, Vorder- und Rückseitenrekombination) variiert, um den Einfluss dieser Parameter auf die Minoritätsladungsträgerdichte zu bestimmen.

Bei der Simulation wurden die Betriebsbedingungen der Zelle verändert, um die Minoritätsladungsträgerdichte bei verschiedenen Betriebsarten zu vergleichen. In Abbildung 4.13 ist die simulierte Minoritätsladungsträgerdichte bei  $75^\circ\text{C}$  unter Beleuchtung mit  $1000\text{ W/m}^2$  bei unterschiedlichen Betriebszuständen – Leerlauf (LID\_OC), Kurzschluss (LID\_SC) und im optimalen Arbeitspunkt (LID\_Mpp) – dargestellt. Des Weiteren ist die Minoritätsladungsträgerdichte bei Kurzschlussstrominjektion in Durchlassrichtung ohne Beleuchtung (CID\_Isc) aufgetragen.

In der Literatur werden häufig LeTID-Tests unter Beleuchtung von einer Sonne ohne Kontaktierung (LID\_OC) durchgeführt [BWS17b; Jen+18b; Liu+18b; Luk+17b; Ebe+17]. Dieser Zustand entspricht der Injektion des Kurzschlussstroms ohne Beleuchtung (CID\_Isc) (siehe Abbildung 4.13). Jedoch entspricht dieser Test den Freifeldbedingungen nur bis zu dem Zeitpunkt, an dem die Module angeschlossen werden. Im Betrieb befinden sich die Module im optimalen Arbeitspunkt (maximal power point - Mpp). Unter diesen Bedingungen ist die Minoritätsladungsträgerdichte in der Solarzelle um mehr

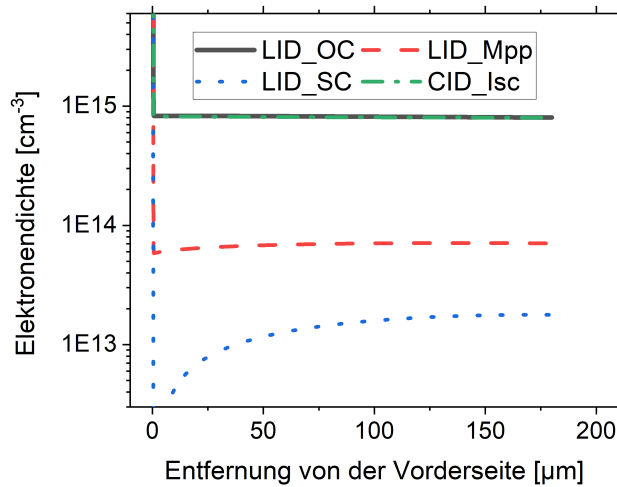


Abbildung 4.13: Simulierte Minoritätsladungsträgerdichte bei 75 °C unter Kurzschlussstrominjektion (CID\_Isc) und unter Beleuchtung mit 1000 W/m<sup>2</sup> bei unterschiedlichen Betriebszuständen: im Leerlauf (LID\_OC), im Kurzschluss (LID\_SC) und im optimalen Arbeitspunkt (LID\_Mpp). Die Minoritätsladungsträgerdichte in den unterschiedlichen Betriebszuständen unterscheidet sich um ca. eine Größenordnung. Die Ladungsträgerdichte bei LID\_OC und CID\_Isc ist identisch.

als eine Größenordnung geringer als im Leerlauf (LID\_OC). Unter Kurzschlussbedingungen ist die Injektion noch geringer (siehe Abbildung 4.13). Da LeTID abhängig von der Ladungsträgerinjektion ist, unterscheidet sich die Degradationskinetik je nach Betriebszustand (Leerlauf „OC“, im optimalen Arbeitspunkt *Mpp*, Kurzschluss „SC“).

Um die Behandlung im Labor möglichst nah an den Betriebsbedingungen durchzuführen, muss die Injektion im Vergleich zu der Degradation bei einer Sonne im Leerlauf (LID\_OC) reduziert werden. Dies kann durch einen Verbraucher oder durch Reduzierung der Beleuchtungsstärke bzw. des injizierten Stroms umgesetzt werden. In Abbildung 4.14 ist die simulierte Minoritätsladungsträgerdichte bei 75 °C unter Beleuchtung mit 1000 W/m<sup>2</sup> im optimalen Arbeitspunkt (Mpp), bei einer reduzierten Strom-Injektion mit dem Strom  $I_{SC} - I_{MPP}$  (Mpp-äq-CID) und bei einer reduzierten Beleuchtung mit einer Intensität von  $(I_{SC} - I_{MPP})/I_{SC} \cdot 1000 \text{ W/m}^2$  im Leerlauf (Mpp-äq-LID) dargestellt. Diese Simulationen zeigen, dass unter Beleuchtung ohne Kontaktierung eine Mpp-äquivalente Injektion nachgestellt werden kann, indem die Beleuchtung um den Faktor  $(I_{SC} - I_{MPP})/I_{SC}$  reduziert wird (Mpp-äq-LID). Die gleiche Ladungsträgerdichte wird erreicht, indem der Strom  $I_{SC} - I_{MPP}$  in die Zelle eingebracht wird (Mpp-äq-CID). Die Minoritätsladungsträgerdichte im optimalen Arbeitspunkt (Mpp) entspricht den Mpp-äquivalenten Bedingungen (Mpp-äq-LID und Mpp-äq-CID) an der Raumladungszone. Jedoch weichen die Ladungsträgerkonzentrationen im Mpp und bei den Mpp-äquivalenten Bedingungen im Volumen der Solarzelle voneinander ab. Unter Mpp-Bedingungen steigt die Minoritätsladungsträgerdichte im Silizium-Volumen bis zur Rückseite an, wohingegen die Ladungsträgerdichte bei den Mpp-äquivalenten Bedingungen leicht abfällt (siehe Abbildung 4.14). Insgesamt beträgt die Abweichung mit den gewählten Parametern im Mittel über die Probendicke ca. 25 %.

Eine Variation der Bauelementparameter bei der Simulation zeigt, dass unabhän-

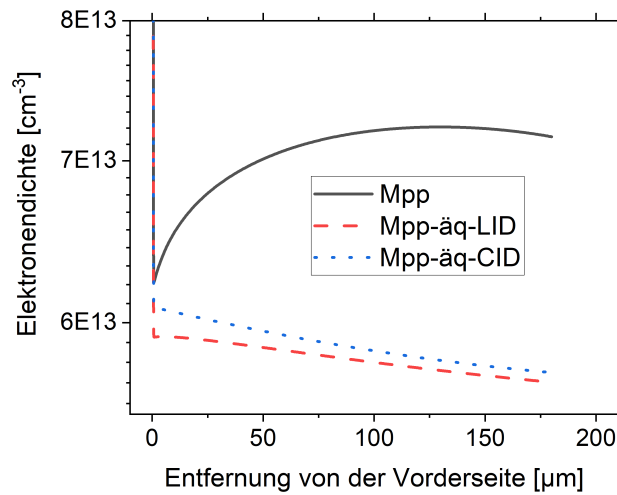


Abbildung 4.14: Simulierte Minoritätsladungsträgerdichte bei 75 °C unter Beleuchtung mit 1000 W/m<sup>2</sup> im optimalen Arbeitspunkt (Mpp) und unter Mpp-äquivalenten Bedingungen: unter Beleuchtung mit  $(I_{SC} - I_{MPP}) / I_{SC} \cdot 1000 \text{ W/m}^2$  im Leerlauf (Mpp-äq-LID) und unter Injektion des Stroms  $(I_{SC} - I_{MPP})$  (Mpp-äq-CID). Die Minoritätsladungsträgerdichte stimmt bei diesen Bedingungen an der Raumladungszone überein. Im Volumen der Solarzelle weicht die Ladungsträgerdichte um ca. 25 % ab.

gig von den gewählten Parametern die Ladungsträgerdichte an der Raumladungszone bei Mpp und bei den Mpp- äquivalenten Bedingungen einander entspricht. Die Bauelementparameter haben jedoch Einfluss auf den Verlauf der Minoritätsladungsträgerdichte im Silizium-Volumen. Dies beeinflusst die Stärke der Abweichung im Silizium-Volumen bei unterschiedlichen Betriebsbedingungen. Zum Beispiel steigt bei einer geringeren Vorderseitenrekombination ( $S_{\text{front}} = 50 \text{ cm/s}$ ) und gleichbleibender Lebensdauer und Rückseitenrekombination die Ladungsträgerdichte im Mpp nur etwa um 10 % an. Dadurch verringert sich die Abweichung der Ladungsträgerdichte im Mpp im Vergleich zu Mpp-äquivalenten Bedingungen auf ca. 15 %. Wie ausgeprägt die Ladungsträgerreduktion bei Mpp-äquivalenten Bedingungen im Volumen ist, hängt auch von den Bauelementparametern ab. Bei hoher Rückseitenrekombination  $S_{\text{rear}} = 500 \text{ cm/s}$  ist diese Reduktion besonders ausgeprägt und die Abweichung der Ladungsträgerdichte im Mpp im Vergleich zu Mpp-äquivalenten Bedingungen steigt auf ca. 40 % an. Der Verlauf der Elektronendichte unter Mpp-Bedingungen kann ohne Verbraucher nicht nachgestellt werden. Daher ist je nach Zellparametern immer mit einer Abweichung zwischen 15 % und 40 % von der tatsächlichen Mpp-Elektronendichte zu rechnen, wenn die Degradation ohne angeschlossenen Verbraucher durchgeführt wird.

Von besonderem Interesse ist der Einfluss der Volumenlebensdauer, da diese sich im Laufe der Degradation ändert. Um dies besser zu verstehen, wurde die Ladungsträgerdichte unter Mpp und Mpp-äquivalenten Bedingungen jeweils bei einer Volumenlebensdauer von 200 μs und 50 μs simuliert (siehe Abbildung 4.15). Der Kurzschlussstrom und der Strom im optimalen Arbeitspunkt wurden für die Bestimmung der Mpp-äquivalenten Bedingungen bei 75 °C und einer Volumenlebensdauer von 200 μs simuliert. Für die Simulation der Elektronendichte bei der geringeren Lebensdauer (50 μs) wurde in diesem Fall die Injektionsstärke nicht geändert.

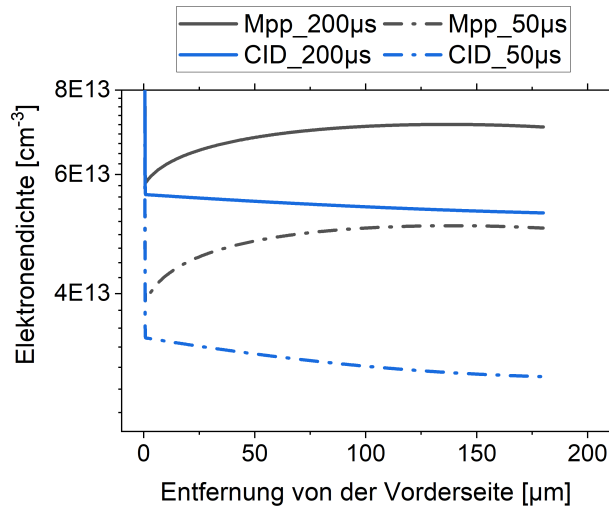


Abbildung 4.15: Simulierte Minoritätsladungsträgerdichte bei 75 °C unter Beleuchtung mit 1000 W/m<sup>2</sup> am optimalen Arbeitspunkt (Mpp) und bei Mpp-äquivalenter Strominjektion (CID), jeweils mit einer Volumenlebensdauer von 200 µs (initialer Zustand) und 50 µs (LeTID-degradiertem Zustand). Die Stromstärke für die CID-Simulation wurde in beiden Fällen bei 200 µs Volumenlebensdauer bestimmt. Dies simuliert den Effekt, wenn die Stromstärke im Degradationsverlauf nicht angepasst wird. Die Elektronendichte sinkt bei beiden Behandlungen (Mpp und CID) im Laufe der Degradation. Dennoch steigt die Abweichung in der Elektronendichte zwischen Mpp- und CID-Behandlung um weitere 15 % an.

Die Änderung in der Volumenlebensdauer von 200 µs auf 50 µs entspricht in etwa dem LeTID-Ausmaß, das Bredemeier et al. an Lebensdauerproben gemessen haben [Bre+16]. Dabei ist zu beachten, dass Bredemeier et al. die effektive Lebensdauer gemessen haben, die eine Kombination der Volumenlebensdauer und der Oberflächenrekombination ist. Die Änderung in der Volumenlebensdauer von 200 µs auf 50 µs wurde unter der Annahme berechnet, dass die Oberflächenrekombination konstant  $S = 50$  cm/s beträgt. Diese Annahme beruht auf der Beobachtung, dass an den Oberflächen keine ausgeprägte Degradation feststellbar ist (siehe Abschnitt 4.3.1).

Das Ergebnis der Simulationen in Abbildung 4.15 zeigt, dass die Minoritätsladungsträgerdichte bei einer geringeren Volumenlebensdauer in beiden Betriebszuständen (Mpp und Mpp-äq-CID) in ähnlichem Maße abnimmt. Die mittlere Abweichung der Elektronendichte im Volumen steigt relativ von 25 % auf 40 % an.

Bisher wurden alle Simulationen (auch die der Solarzellparameter, insbesondere  $I_{SC}$  und  $I_{MPP}$ ) bei 75 °C durchgeführt. Die Zellparameter  $I_{SC}$  und  $I_{MPP}$  werden jedoch standardmäßig bei 25 °C gemessen. Der Kurzschlussstrom reagiert weniger sensitiv auf die Temperatur als die Leerlaufspannung. Jedoch ist auch im Kurzschlussstrom ein deutlicher Anstieg bei einer Temperaturerhöhung um 50 °C (von 25 °C auf 75 °C) zu beobachten. Auch die Differenz  $I_{SC} - I_{MPP}$  ist bei 25 °C deutlich geringer als bei 75 °C. Da LeTID ausschließlich bei erhöhten Temperaturen auftritt, ist auch im Betrieb für die Abschätzung der relevanten Ladungsträgerdichte die Stromdifferenz bei 75 °C von Bedeutung. Nutzt man die Stromdifferenz, die bei 25 °C bestimmt wurde, so erhöht sich die Abweichung der Ladungsträgerdichte der strominduzierten Degradation im Vergleich zu der relevan-



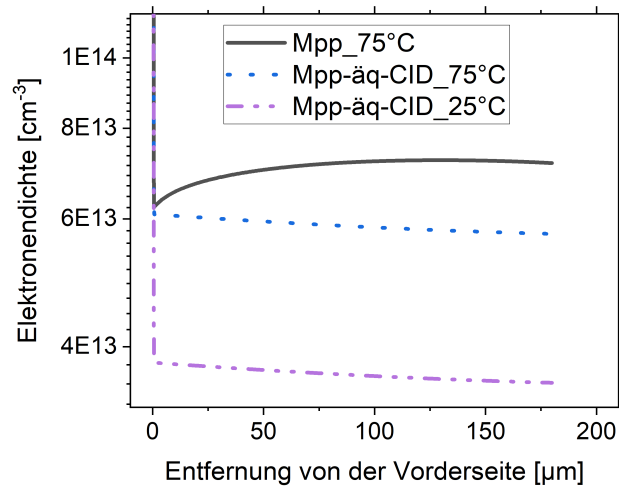


Abbildung 4.16: Simulierte Elektronendichte bei  $75^\circ\text{C}$  unter Beleuchtung mit  $1000\text{ W/m}^2$  am optimalen Arbeitspunkt (Mpp) und bei Mpp-äquivalenter Strominjektion (CID) mit dem Strom  $I_{\text{SC}} - I_{\text{Mpp}}$ . Dabei wurden  $I_{\text{SC}}$  und  $I_{\text{Mpp}}$  einmal bei  $25^\circ\text{C}$  (Mpp-äq-CID\_25°C) und einmal bei  $75^\circ\text{C}$  (Mpp-äq-CID\_75°C) simuliert. Die Elektronendichte ist im Vergleich zu der Bestimmung bei  $75^\circ\text{C}$  ca. 65 % geringer, wenn  $I_{\text{SC}}$  und  $I_{\text{Mpp}}$  bei  $25^\circ\text{C}$  bestimmt werden.

ten im optimalen Arbeitspunkt (Mpp) auf relativ ca. 90 %.

Auch ohne Ladungsträgerinjektion steigt die Elektronendichte bei erhöhten Temperaturen an, da die intrinsische Ladungsträgerdichte  $n_i$  zunimmt (siehe Abbildung 4.17). Jedoch ist die Dichte bei  $170^\circ\text{C}$  ( $\Delta n = 1,1 \cdot 10^{11}$ ) um Größenordnungen kleiner als unter Mpp-Bedingungen ( $\Delta n = 5,5 \cdot 10^{13}$  bis  $7 \cdot 10^{13}$ ) oder sogar  $I_{\text{SC}}$ -Bedingungen ( $\Delta n = 1,9 \cdot 10^{13}$ ). Um eine vergleichbare Minoritätsladungsträgerdichte wie unter Mpp-Bedingungen zu erreichen, müssten die Proben auf  $270^\circ\text{C}$  erwärmt werden ( $\Delta n = 6,9 \cdot 10^{13}$ ).

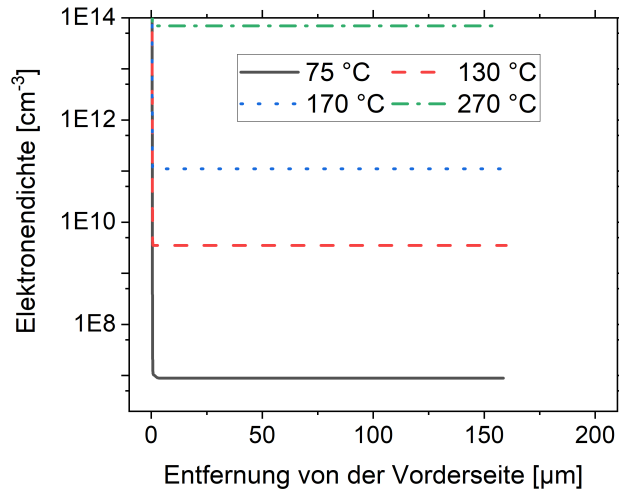


Abbildung 4.17: Simulierte Elektronendichte bei 75 °C, 130 °C, 170 °C und 270 °C ohne externe Ladungsträgerinjektion. Diese ist bis zu einer Temperatur von 170 °C um Größenordnungen geringer als unter Beleuchtung im Mpp. Für eine vergleichbare Elektronendichte muss die Probe auf 270 °C erwärmt werden.

#### 4.1.5 Vergleich von LeTID-Degradationstests

In diesem Abschnitt wird experimentell LeTID unter Lichteinstrahlung (LID), unter Strominjektion (CID) bei 75 °C und ohne Ladungsträgerinjektion bei einer erhöhten Temperatur von 170 °C (dark anneal, DA) untersucht und miteinander verglichen. Dafür werden die im letzten Abschnitt simulierten Ergebnisse genutzt, um eine vergleichbare Ladungsträgerinjektion unter CID- und LID-Bedingungen zu erzeugen.

##### Vergleich zwischen licht- und strominduzierter Degradation

Die Simulationen in Abschnitt 4.1.4 haben gezeigt, dass eine vergleichbare Minoritätsladungsträgerdichte in der Solarzelle unter Beleuchtung im Leerlauf und unter Strominjektion ohne Beleuchtung erzeugt werden kann. Dabei entspricht eine Injektion unter Beleuchtung mit  $(I_{SC} - I_{MPP})/I_{SC} \cdot 1\text{ Sonne}$  (LID) bzw. einer Injektion des Stroms  $I_{SC} - I_{MPP}$  (CID) den Mpp-Bedingungen. Diese Bedingungen wurden genutzt, um die beiden Degradationsarten LID und CID zu vergleichen. Für diesen Versuch wurden benachbarte industriell hergestellte PERC Solarzellen unter Beleuchtung, Strominjektion und ohne Ladungsträgerinjektion bei erhöhten Temperaturen (ca. 75 °C) behandelt. Diese Versuche wurden zeitlich parallel an zwei unterschiedlichen Testständen realisiert. Der LID-Versuch wurde auf dem Teststand in Abschnitt 4.1.2 durchgeführt. Vorab wurde eine Vorbehandlung bei Raumtemperatur unter Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne für 24 h durchgeführt. Dadurch wurde ausgeschlossen, dass andere LID-Defekte bei der Behandlung unter erhöhten Temperaturen zu ausgeprägten Verlusten führen. Es wurde eine Beleuchtungsstärke von ca. 0,15 Sonnen bei einer Temperatur von  $(75 \pm 2)$  °C genutzt. Der CID-Versuch wurde auf dem in Abschnitt 3.2 beschriebenen Probenhalter durchgeführt. Die Probe wurde mit  $(0,5 \pm 0,01)$  A bei einer Temperatur von  $(75 \pm 3,5)$  °C bestromt. In regelmäßigen zeitlichen Abständen wurden die Proben vom Degradationsplatz genommen und auf dem Sonnensimulator SINUS 220 die Solarzellparameter gemessen. In

Abbildung 4.18 ist der Verlauf der Effizienz mit andauernder Behandlungszeit, normiert auf den initialen Wert, dargestellt.

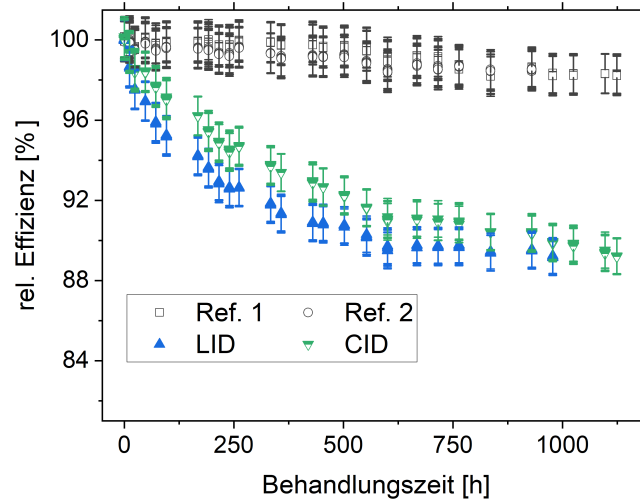


Abbildung 4.18: Ladungsträgerinduzierte Degradation der Zelleffizienz bei  $(75 \pm 3,5) ^\circ\text{C}$ , induziert durch Licht (LID) oder durch Strom (CID). Bei beiden Behandlungen wurde die Ladungsträgerinjektion so gewählt, dass sie in etwa der unter Mpp-Bedingungen entspricht. Degradationsausmaß und Reaktionsgeschwindigkeit sind unabhängig von der Injektionsart (Licht oder Strom).

Der Vergleich von strom- und lichtinduzierter Degradation zeigt, dass diese beiden Behandlungsmethoden zu einer vergleichbaren Degradation führen. Die untersuchten Zellen zeigen ein vergleichbares Degradationsausmaß. Die maximale Degradation ist nach ca. 750 h bis 1000 h mit einem relativen Verlust von ca. 4 % in der Leerlaufspannung und ca. 10 % in der Effizienz erreicht. Dabei verläuft die Degradation unter Strominjektion (CID) etwas langsamer. Die Abweichungen in der Kinetik lassen sich auf die etwas unterschiedliche Ladungsträgerinjektion, die stärkere Temperaturschwankung der CID-Behandlung und statistische Streuung zwischen unterschiedlichen Proben zurückführen. Im Gegensatz dazu ist die Degradation bei einer Behandlungstemperatur von  $(75 \pm 2) ^\circ\text{C}$  ohne Ladungsträgerinjektion in dem Behandlungszeitraum von 200 Stunden vernachlässigbar gering ( $\Delta V_{\text{OC, rel}} < 0,25 \%$ ).

Aus diesen Ergebnissen lässt sich schließen, dass die Degradation durch erhöhte Temperatur und Ladungsträgerinjektion hervorgerufen wird. Die eingestrahelten Photonen reagieren somit nicht direkt mit den Verunreinigungen, sondern rufen die Degradation indirekt durch die Generation von Elektronen-Loch-Paaren hervor. Somit kann ein LeTID-Test sowohl mit Beleuchtung als auch mit Strominjektion durchgeführt werden. Das bedeutet auch, dass bei einer Degradation unter Beleuchtung das Spektrum eine nebensächliche Rolle spielt, wenn die Ladungsträger hauptsächlich im Silizium-Volumen generiert werden, also ein Großteil des Spektrums im Wellenlängenbereich 600 nm bis 1100 nm liegt. Relevant für die Degradation sind die generierten Ladungsträgerpaare, die bei der  $I_{\text{SC}}$ -Messung bestimmt werden.

### Vergleich zwischen licht- und temperaturinduzierter Degradation und temperaturinduzierter Degradation ohne Ladungsträgerinjektion

Im letzten Abschnitt wurde gezeigt, dass LeTID durch Ladungsträgerinjektion bei erhöhten Temperaturen hervorgerufen wird. Ohne eine zusätzliche Ladungsträgerinjektion wurde bei der untersuchten Temperatur von  $(75 \pm 2)^\circ\text{C}$  innerhalb von 200 Stunden keine signifikante Degradation beobachtet. D. Chen et al. haben jedoch gezeigt, dass Lebensdauerproben unter Behandlung bei Temperaturen über  $175^\circ\text{C}$  auch ohne Ladungsträgerinjektion degradieren und sich anschließend wieder erholen [Che+17]. In diesem Abschnitt wird untersucht, ob diese Degradationsart gleichwertig zu der Degradation mit Ladungsträgerinjektion ist.

Zunächst wurde untersucht, ob sich die Ergebnisse von D. Chen et al. auf industriell gefertigte LeTID-anfällige PERC Zellen übertragen lassen. Es wurden vier LeTID-anfällige PERC Solarzellen bei  $170^\circ\text{C}$  (gemessene Ofentemperatur) dark annealed, d.h. DA-behandelt. In regelmäßigen Abständen wurden die Proben entnommen, um die I-V-Kennlinien unter Standard-Testbedingungen zu messen. Die relative Leerlaufspannung der DA-Behandlung im Vergleich zu der LeTID-Behandlung einer Probe aus demselben Batch ist in Abbildung 4.19 zu sehen.

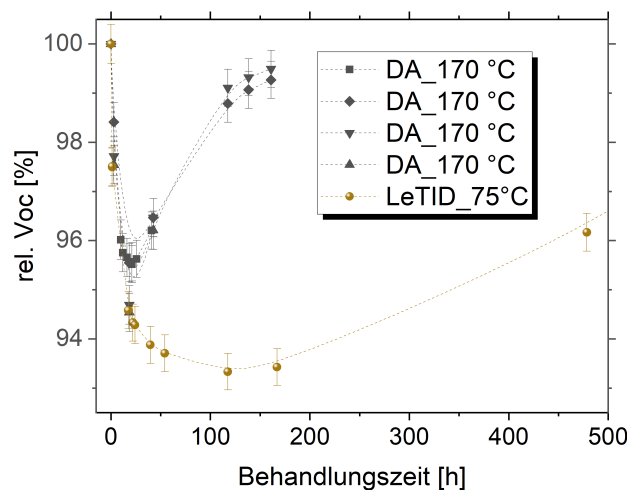


Abbildung 4.19: Relative Leerlaufspannung im Verlauf der DA-Behandlung bei  $170^\circ\text{C}$  bzw. LeTID-Behandlung bei  $75^\circ\text{C}$  und Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne. An LeTID-anfälligen Zellen ist auch ohne Ladungsträgerinjektion bei  $170^\circ\text{C}$  eine Degradation und anschließende Erholung zu beobachten. Die Linien dienen zur Orientierung.

Alle hier untersuchten Zellen zeigen Leerlaufspannungsverluste zwischen 4,5 % und 5,5 % bei der DA-Behandlung, gefolgt von einer Erholung bei gleichbleibenden Behandlungsbedingungen. Diese Verluste sind etwas geringer als die fast 7 % bei der LeTID-Behandlung ( $75^\circ\text{C}$  und Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne). Auch die Kinetik unterscheidet sich deutlich, was auf Grund der unterschiedlichen Behandlungstemperaturen nicht überraschend ist. Besonders die Erholung scheint bei der DA-Behandlung deutlich schneller voranzuschreiten als bei der LeTID-Behandlung. Die schnellere und dadurch früher einsetzende Erholung könnte auch ein Grund für die schwächere Ausprägung der Degradation bei der DA-Behandlung sein.

Diese Untersuchungen zu der Dunkelbehandlung (DA) zeigen, dass auch PERC Solarzellen bei  $170\text{ }^{\circ}\text{C}$  im Dunkeln degradieren und sich wieder erholen, was die Ergebnisse von Chen et al. [Che+17] auf Zellniveau bestätigt.

Im Folgenden wird der Zusammenhang zwischen einer Degradation unter Beleuchtung (LeTID) und einer Degradation bei hohen Temperaturen ohne Ladungsträgerinjektion (DA) untersucht. Dafür wurden Proben mit einer unterschiedlich starken LeTID-Anfälligkeit mit den beiden Degradationsarten behandelt und der Einfluss auf die Zellparameter analysiert.

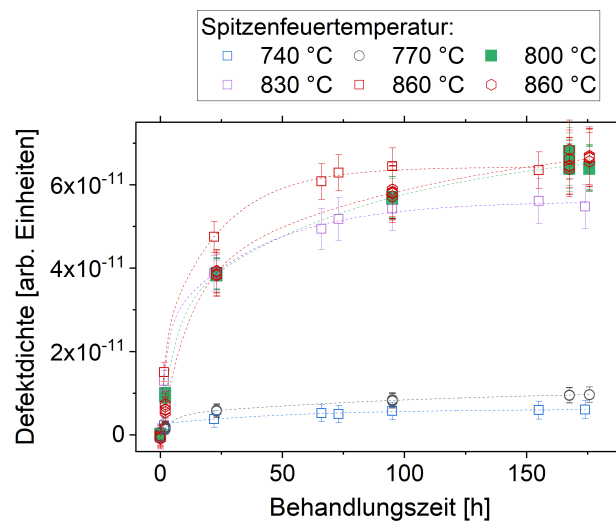


Abbildung 4.20: Effektive Defektkonzentration im Verlauf der LeTID-Behandlung bei  $75\text{ }^{\circ}\text{C}$  und 1 Sonne. Die hier untersuchten Solarzellen wurden bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen zwischen  $740\text{ }^{\circ}\text{C}$  und  $860\text{ }^{\circ}\text{C}$  gefeuert, wodurch die LeTID-Anfälligkeit variiert wird. Mit steigender Spitzentemperatur steigt auch die LeTID-Anfälligkeit. Eine Ausnahme bildet die Probe, die bei  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  gefeuert wurde, welche in der Anfälligkeit vergleichbar ist zu der Probe, die bei  $860\text{ }^{\circ}\text{C}$  gefeuert wurde.

Es wurden PERC Solarzellen mit unterschiedlichen Peaktemperaturen bei der Kontaktfeuerung (zwischen  $740\text{ }^{\circ}\text{C}$  und  $860\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) hergestellt. Die Proben wurden in vier gleichgroße Teile geteilt. Je ein bis zwei Teilzellen wurden bei  $(75 \pm 2)\text{ }^{\circ}\text{C}$  und einer Sonne LeTID-behandelt. Je eine Teilzelle wurde bei  $170\text{ }^{\circ}\text{C}$  ohne zusätzliche Ladungsträgerinjektion DA-behandelt.

Aufgrund der unterschiedlichen Feuerbedingungen haben die Proben initial unterschiedliche Leerlaufspannungen. Für einen Vergleich der Degradationsstärke wird deshalb die Defektdichte betrachtet, die sich mit der Formel 2.4 aus der Leerlaufspannung berechnen lässt. Die Ergebnisse der LeTID-Behandlung sind in Abbildung 4.20 und die der DA-Behandlung in Abbildung 4.21 zu sehen.

Durch die unterschiedlichen Feuertemperaturen sind die Proben unterschiedlich LeTID-anfällig. Die Proben mit einer geringeren Spitzentemperatur ( $740\text{ }^{\circ}\text{C}$  und  $770\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) zeigen nur eine mittlere LeTID-Anfälligkeit mit relativen Effizienzverlusten zwischen  $6,8\%$  und  $8,7\%$ . Proben, die bei höheren Temperaturen zwischen  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  und  $860\text{ }^{\circ}\text{C}$  gefeuert wurden, zeigen eine deutlich ausgeprägtere Degradation mit relativen Effizienzverlusten zwischen  $15\%$  und  $18,3\%$ . Dieser Zusammenhang ist auch in der effektiven Defektkonzen-

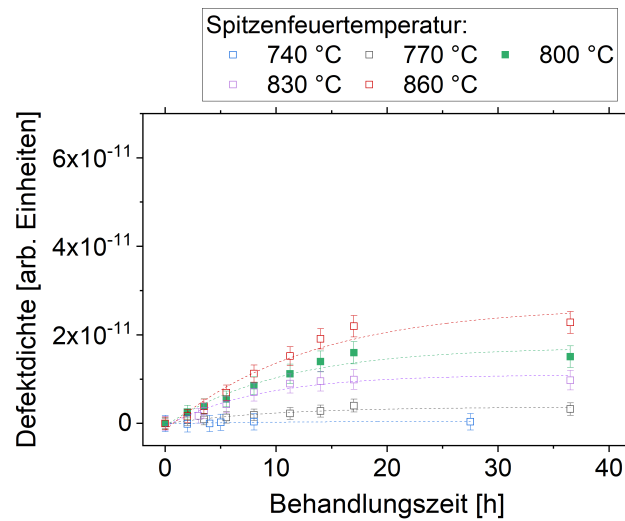


Abbildung 4.21: Effektive Defektkonzentration im Verlauf der DA-Behandlung bei 170 °C. Die hier untersuchten Solarzellen wurden bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen zwischen 740 °C und 860 °C gefeuert. Es zeigt sich derselbe Trend in der Abhängigkeit der effektiven Defektkonzentration von der Feuertemperatur wie bei der LeTID-Behandlung, jedoch ist das Ausmaß deutlich geringer.

tration in Abbildung 4.20 zu sehen. Proben, die bei einer höheren Spitzentemperatur behandelt wurden, haben eine höhere Konzentration an LeTID-Defekten. Dies entspricht den Beobachtungen von Bredemeier et al. [Bre+16]. Eine Ausnahme ist jedoch jene Probe, die bei 800 °C Spitzentemperatur gefeuert wurde. Diese Probe zeigt eine unerwartet starke Degradation vergleichbar mit der Degradation der Probe, die bei 860 °C gefeuert wurde.

Bei der DA-Behandlung zeigt sich derselbe Trend in Abhängigkeit der effektiven Defektkonzentration von der Feuertemperatur wie bei der LeTID-Behandlung. Mit höherer Spitzentemperatur steigt die maximale effektive Defektkonzentration während der Behandlung. Auch hier ist die Ausnahme jene Probe, die bei 800 °C Spitzentemperatur gefeuert wurde. Sie liegt in der Anfälligkeit zwischen den Proben, die bei 830 °C und 860 °C gefeuert wurden. Das Degradationsausmaß ist bei der DA-Behandlung um ca. einen Faktor 4 geringer. Jedoch ist es nicht bzw. nur mit relativ großer Unsicherheit möglich, von dem Degradationsausmaß bei der DA-Behandlung auf das LeTID-Ausmaß zu schließen. Das Bestimmtheitsmaß des linearen Zusammenhangs zwischen der maximalen DA-Defektkonzentration und der maximalen LeTID-Defektkonzentration bei derselben Feuertemperatur beträgt 0,83. Dabei ist allerdings auch zu berücksichtigen, dass Inhomogenität innerhalb der geviertelten Zellen zu diesem Unterschied beitragen.

#### 4.1.6 Temperatur- und Injektions-Variation

Im letzten Abschnitt wurden prinzipiell unterschiedliche Degradationsarten (LID, CID und DA) verglichen. In diesem Abschnitt wird der Einfluss der Degradationsbedingungen (Temperatur und Injektion) auf den zeitlichen Verlauf und das Degradationsausmaß untersucht. Dabei wird auf die Behandlungstemperatur, die Beleuchtungsstärke und deren Wechselwirkung eingegangen.

Zur Bestimmung des Einflusses der Behandlungstemperatur und der Infektionsstärke wurden industriell hergestellte PERC Zellen aus einem Batch genutzt. Die Proben wurden bei Raumtemperatur (25 °C) und einer Beleuchtung von einer Sonne für 24 h vorbehandelt, um den Einfluss von anderen LID-Mechanismen auszuschließen. Diese Vorbehandlung führt zu keiner signifikanten Degradation bei den untersuchten Zellen. Die Änderung der Leistungsparameter ( $\Delta V_{OC, rel} < 0,3\%$ ,  $\Delta \eta_{rel} < 0,5\%$ ) liegt innerhalb der Messungenauigkeit. Anschließend wurde eine LeTID-Behandlung bei erhöhten Temperaturen zwischen 75 °C und 135 °C bei einer Beleuchtung mit einer Sonne durchgeführt.

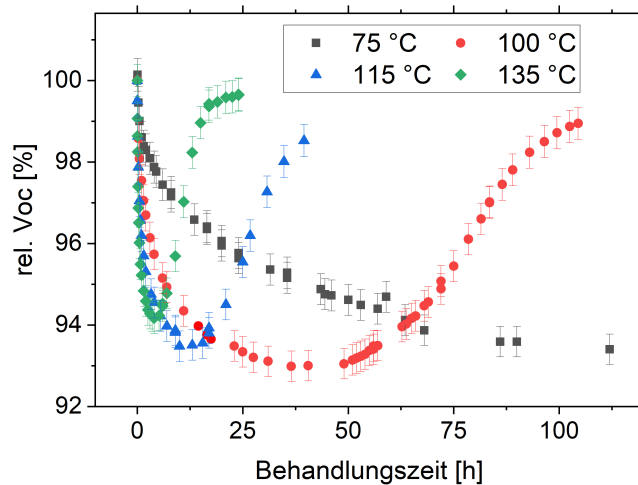


Abbildung 4.22: Relative Änderung der Leerlaufspannung über die Behandlungszeit bei einer Beleuchtung mit einer Sonne bei einer Temperatur von 75 °C, 100 °C, 115 °C und 135 °C. Eine höhere Temperatur beschleunigt die Degradation und Regeneration. Gleichzeitig wird auch das Degradationsmaximum etwas schwächer.

Diese Behandlung führt zu einer ausgeprägten Leistungsdegradation zwischen 14,5 % (bei 135 °C) und 17,4 % (bei 100 °C). Die relative Änderung der Leerlaufspannung über die Behandlungszeit ist in Abbildung 4.22 zu sehen. Die Degradation der bei 75 °C behandelten Probe scheint auch nach einer 100-stündigen Behandlung noch nicht vollständig abgeschlossen zu sein. Die Proben, die bei höheren Temperaturen behandelt wurden, erreichten deutlich früher das Degradationsmaximum. Die Zeit in der das Degradationsmaximum erreicht wird sinkt mit steigender Behandlungstemperatur: ca. 35 h bei 100 °C, 13 h bei 115 °C und 4 h bei 135 °C. Auch das Degradationsmaximum nimmt mit steigender Behandlungstemperatur leicht ab:  $\Delta V_{OC, rel} = 7\%$  bei 100 °C,  $\Delta V_{OC, rel} = 6,5\%$  bei 115 °C und  $\Delta V_{OC, rel} = 6\%$  bei 135 °C. Nach 112 h LeTID-Behandlung bei 75 °C ist die Leerlaufspannung der hier untersuchten Probe relativ um 6,6 % gefallen. Nach dieser Zeit geht die Probe langsam in eine Sättigung über. Jedoch ist nicht auszuschließen, dass weitere leichte Verluste bei einer längeren Behandlung zu beobachten wären.

Auch das Degradationsmaximum nimmt mit steigender Behandlungstemperatur leicht ab:  $\Delta V_{OC, rel} = 7\%$  bei 100 °C,  $\Delta V_{OC, rel} = 6,5\%$  bei 115 °C und  $\Delta V_{OC, rel} = 6\%$  bei 135 °C. Nach 112 h LeTID-Behandlung bei 75 °C ist die Leerlaufspannung der hier untersuchten Probe relativ um 6,6 % gefallen. Nach dieser Zeit geht die Probe langsam in eine Sättigung über. Jedoch ist nicht auszuschließen, dass weitere leichte Verluste bei

einer längeren Behandlung zu beobachten wären.

Ein zweiter Probensatz aus demselben Batch wurde anschließend an die Raumtemperaturvorbehandlung bei 100 °C mit unterschiedlicher Beleuchtung behandelt. Die Behandlung wurde bei einer Beleuchtung mit 0,3 Sonnen, 0,6 Sonnen und einer Sonne durchgeführt.

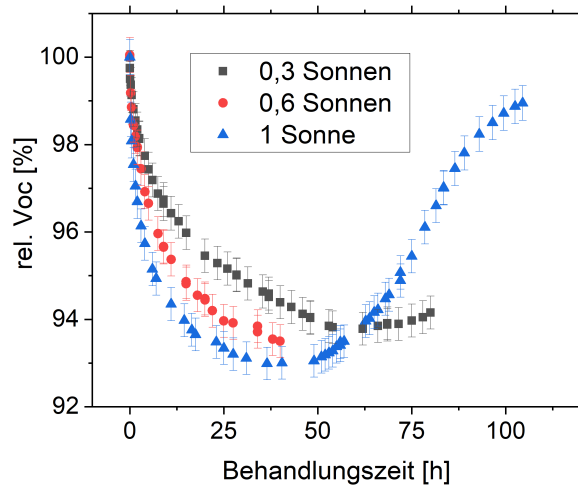


Abbildung 4.23: Relative Änderung der Leerlaufspannung über die Behandlungszeit bei einer Beleuchtung mit 0,3 Sonnen, 0,6 Sonnen und einer Sonne bei einer Temperatur 100 °C. Mit steigender Injektion wird das Degradationsmaximum früher erreicht. Die Degradation verstärkt sich leicht mit steigender Injektion.

Diese Behandlungen führen zu einer vergleichbar ausgeprägten Leistungsdegradation zwischen 15,5 % (bei 0,3 Sonnen) und 17,4 % (bei einer Sonne). Die relative Änderung der Leerlaufspannung über die Behandlungszeit ist in Abbildung 4.23 zu sehen. Eine höhere Ladungsträgerinjektion führt bei den untersuchten Proben zu einer schnelleren und ausgeprägteren Degradation. Das Degradationsmaximum wird bei 100 °C und einer Sonne nach ca. 35 h, bei 0,6 Sonnen nach ca. 40 h und bei 0,3 Sonnen nach ca. 55 h erreicht. Die Verluste in der Leerlaufspannung liegen zwischen  $\Delta V_{OC, rel} = 6,2$  % bei 0,3 Sonnen,  $\Delta V_{OC, rel} = 6,5$  % bei 0,6 Sonnen und  $\Delta V_{OC, rel} = 7$  % bei 1 Sonne. Dies ist ein Hinweis darauf, dass die Degradation durch eine höhere Injektion leicht verstärkt wird, jedoch sind die Abweichungen gering und eine gewisse Streuung ist auch bei gleich produzierten Proben zu beobachten.

Eine dritte Versuchsreihe wurde bei deutlich geringerer Injektion von etwa 0,15 Sonnen durchgeführt, um die Temperaturabhängigkeit bei MPP-äquivalenten Bedingungen zu untersuchen. Diese Untersuchungen wurden an zwei Probensätzen mit unterschiedlich starker LeTID-Anfälligkeit durchgeführt. Auch diese Proben wurden bei Raumtemperatur (25 °C) unter Beleuchtung für 24 h vorbehandelt. Dabei wurde eine leichte Degradation mit Leistungsverlusten bis zu 1,5 % gemessen. Nach der Vorbehandlung sind die bekannten LID-Mechanismen (außer LeTID) aktiviert. Daher ist bei der anschließenden Behandlung bei erhöhten Temperaturen zwischen 75 °C und 95 °C nicht mit einem signifikanten Anteil von anderen LID-Mechanismen zu rechnen. Zwei Referenzzellen (Ref. 1 und 2) wurden ohne Behandlung mitgemessen.



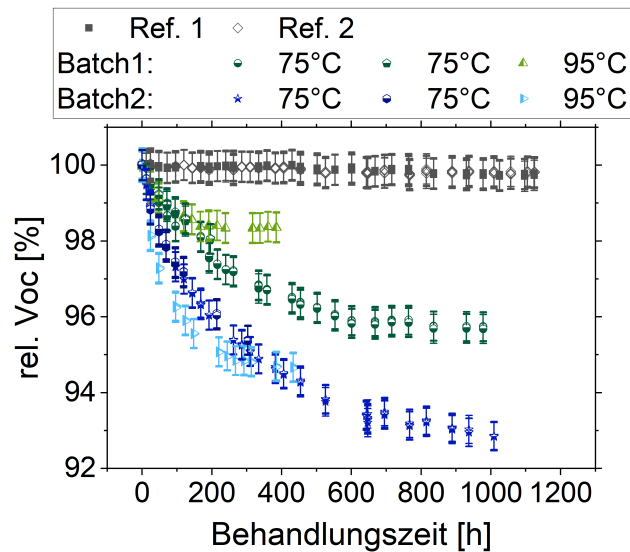


Abbildung 4.24: Relative Änderung der Leerlaufspannung über die Behandlungszeit bei einer Beleuchtung mit 0,15 Sonnen bei einer Temperatur von 75 °C bzw. 95 °C an zwei unterschiedlich stark von LeTID-betroffenen Probensätzen (Batch 1 und 2). Die Referenzproben (Ref. 1 und 2) wurden bei Raumtemperatur im Dunkeln gelagert. Das Degradationsmaximum wird bei höherer Temperatur früher erreicht, außerdem ist es deutlich reduziert.

Die untersuchten Probensätze (Batch 1 und 2) zeigen eine unterschiedlich ausgeprägte Leistungsdegradation. Bei 75 °C und 0,15 Sonnen liegen die Leistungsverluste zwischen 10,5 % (Batch 1) und 15 % (Batch 2). Die Behandlung bei 95 °C und 0,15 Sonnen führt zu deutlich geringeren Leistungsverlusten von 6,6 % (Batch 1) und 12,2 % (Batch 2). In Abbildung 4.24 ist die relative Änderung der Leerlaufspannung über die Behandlungszeit dargestellt. Das Degradationsmaximum wird bei höherer Temperatur früher erreicht, nach ca. 250 h anstatt 800 h bis 1000 h. Jedoch ist das Degradationsausmaß deutlich reduziert, von  $\Delta V_{OC, rel} = 7,2$  % bei 75 °C auf  $\Delta V_{OC, rel} = 5,3$  % bei 95 °C (Batch 2), bzw. von  $\Delta V_{OC, rel} = 4,3$  % bei 75 °C auf  $\Delta V_{OC, rel} = 1,6$  % bei 95 °C (Batch 1).

Die unterschiedliche Ausprägung der schwächeren Degradation bei höherer Behandlungstemperatur deutet darauf hin, dass der Einfluss der Temperatur und Injektion auf LeTID in Wechselwirkung stehen. Somit sollte stets beides betrachtet werden, um ein ganzheitliches Bild von LeTID zu erhalten.

## 4.2 Charakteristische Phänomenologie von LeTID

Im letzten Abschnitt wurde untersucht, wie man Solarzellen auf LeTID testen kann. Wird bei einem Test festgestellt, dass ein Produkt LeTID-anfällig ist, müssen Maßnahmen getroffen werden, um das Degradationsausmaß zu reduzieren. Dafür ist es wichtig, LeTID von anderen LID-Mechanismen unterscheiden zu können. Verschiedene LID-Arten haben unterschiedliche Ursachen (siehe Abschnitt 2.3) und somit sind auch verschiedene Vermeidungsstrategien anzuwenden. Deshalb werden in diesem Kapitel Ergebnisse gezeigt, die es ermöglichen, LeTID von anderen LID-Mechanismen zu unterscheiden. Dafür werden die Kinetik, die Behandlung bei Raumtemperatur und das Erscheinungsbild betrachtet.

### 4.2.1 Zeitlicher LeTID-Verlauf

Eine Möglichkeit LeTID von anderen LID-Mechanismen zu unterscheiden, ist die Reaktionsgeschwindigkeit der Degradation zu betrachten. Wie bereits in Abschnitt 4.1.6 gezeigt, tritt LeTID in multikristallinen Solarzellen über einen langen Zeitraum auf. Bei 75 °C und einer Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne dauert die Degradation zum Teil über 100 h. Jedoch wird die Degradationsgeschwindigkeit auch vom Wafermaterial (siehe Abschnitt 4.3.4) und der thermischen Vorbehandlung der Proben (siehe Abschnitt 4.3.5) beeinflusst. Somit kann die Zeit bis die maximale Degradation erreicht ist bei unterschiedlichen Proben trotz vergleichbarer Behandlungsbedingungen variieren. Um zu bestimmen, in welchen Zeiträumen LeTID bei multikristallinen Si-PERC Solarzellen stattfindet, werden in diesem Abschnitt Zellen aus unterschiedlichen Materialien, die verschiedene Zellprozesse und unterschiedliche thermische Vorbehandlungen durchlaufen haben, bei vergleichbaren Degradationsbedingungen untersucht. Dabei wurden nur zwei Behandlungstemperaturen 75 °C und 130 °C betrachtet.

Eine Zelltemperatur von 75 °C tritt nur in Extremfällen (wenige Minuten pro Jahr in Wüstenregionen oder bei dachintegrierten PV-Anlagen) im Betrieb auf. Die Leuchstärke der Sonne beträgt bis zu 1000 W/m<sup>2</sup>. Die maximale Ladungsträgerdichte, mit der im Betrieb im optimalen Arbeitspunkt zu rechnen ist, wird somit durch Injektion des Stroms  $I = I_{SC} - I_{Mpp}$  (entspricht Mpp-Betrieb bei 25 °C) bzw.  $I = 2 \cdot (I_{SC} - I_{Mpp})$  (entspricht Mpp-Betrieb bei 75 °C) erreicht (siehe Abschnitt 4.1.4). Eine vergleichbare Ladungsträgerinjektion wird unter Beleuchtung im Leerlauf mit einer Bestrahlungsstärke  $E_e = (I_{SC} - I_{Mpp}) / I_{SC} \text{ kW/m}^2$  (25 °C Mpp-Betrieb) bzw.  $E_e = 2 \cdot (I_{SC} - I_{Mpp}) / I_{SC} \text{ kW/m}^2$  (75 °C Mpp-Betrieb) hergestellt. Unter diesen Bedingungen wurde LeTID bereits in Abschnitt 4.1.6 an Proben von zwei unterschiedlichen Herstellern untersucht. Unter diesen Bedingungen dauert die Degradation bis zur Sättigung 800 h bis 1000 h an.

Für eine beschleunigte Degradation können höhere Injektionen und höhere Temperaturen bei der Behandlung genutzt werden, wie in Abschnitt 4.1.6 gezeigt. Im Folgenden werden Proben beschleunigt unter einer erhöhten Injektion äquivalent zu einer Sonne im Leerlauf bei 75 °C bzw. 130 °C behandelt.

Es wurden vier LeTID-anfällige multikristalline Si-PERC Solarzellen unter 75 °C und einer Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne behandelt. Der Leistungsverlust der untersuchten Proben liegt zwischen 13,3 % und 15,9 %. Die Leerlaufspannung sinkt relativ zwischen 5,4 % und 7,3 %. Typischerweise wird die maximale Degradation unter diesen Bedingungen zwischen 100 h und 150 h erreicht (siehe Abbildung 4.25 (Zelle 1-3)). Eine Temperaturvorbehandlung kann jedoch die Degradationsgeschwindigkeit deutlich verändern, wie es in Abschnitt 4.3.5 beschrieben ist. Die Zelle 4 wurde vor der in Abbildung 4.25 gezeigten LeTID-Behandlung ohne Ladungsträgerinjektion bei 170 °C für 161 h behandelt. Die maximale Degradation wird bei dieser Probe nach 6,5 h erreicht. Somit sind je nach Probenmaterial mindestens Variationen zwischen 6,5 h und 150 h möglich für die Zeit bis das maximale LeTID-Ausmaß bei 75 °C und einer Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne erreicht wird.

Ein weiterer Probensatz wurde bei einer Temperatur von 130 °C und einer Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne behandelt. Auch hier wurden vier LeTID-anfällige multikristalline Si-PERC Solarzellen aus zwei Probensätzen untersucht. Bei den Zellen aus Batch 1 sind keine signifikanten Unterschiede zu erwarten. Sie wurden aus Wafern aus demselben Brickbereich gefertigt und haben den gleichen industriellen Zellprozess durchlaufen. Die Zellen aus Batch 2 wurden mit demselben Zellprozess hergestellt, jedoch unterscheidet sich das Wafermaterial. Der Leistungsverlust der Proben liegt zwischen 14,5 % und 16 %. Die relative Leerlaufspannung sinkt zwischen 6 % und 7 %. Die Pro-

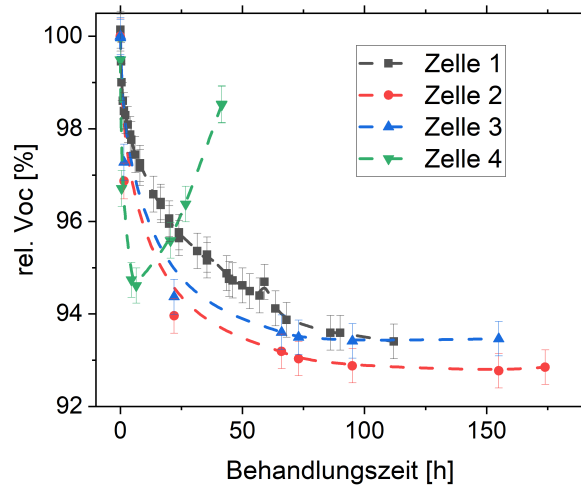


Abbildung 4.25: Relative Änderung der Leerlaufspannung von vier LeTID-anfälligen multikristallinen Si-PERC Solarzellen im Verlauf der LeTID-Behandlung bei 75 °C und einer Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne. Unter diesen Bedingungen erreichen die hier untersuchten Proben die maximale Degradation nach 6,5 h bis 150 h. Die Degradationsgeschwindigkeit ist abhängig von der Probenherstellung und -vorbehandlung. Die Linien dienen zur besseren Orientierung.

ben aus vergleichbaren Materialien (Batch 1) durchlaufen eine gleichwertige Degradation bezogen auf Degradationsausmaß und Reaktionsgeschwindigkeit. Durch unterschiedliche Materialien kann die Reaktionsgeschwindigkeit sich deutlich verändern. Hierauf wird in Abschnitt 4.3.4 genauer eingegangen. Die maximale Degradation wird bei diesen Proben unter 130 °C zwischen 1 h und 5 h erreicht (siehe Abbildung 4.26).

Tritt über diese für einen LID-Test bei 75 °C bzw. 130 °C relativ langen Zeiträume eine andauernde Degradation auf, ist dies ein Anzeichen darauf, dass auch LeTID-Defekte bei der Degradation involviert sind. Jedoch kann nicht ausgeschlossen werden, dass auch andere LID-Effekte einen signifikanten Anteil an dem Leistungsverlust haben. Dafür gibt es zwei Gründe: Unter den Bedingungen bei denen LeTID auftritt werden auch die anderen bekannten LID-Mechanismen aktiviert. Außerdem lässt sich der LeTID-Verlauf nicht mit einem einfachen exponentiellen Abfall beschreiben. Bei einem exponentiellen Fit in zwei Phasen könnte die schnelle Phase auch eine Überlagerung mit einem weiteren LID-Mechanismus sein.

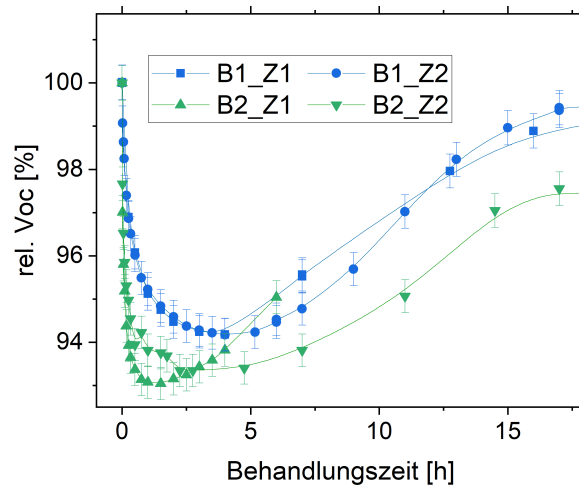


Abbildung 4.26: Relative Änderung der Leerlaufspannung von vier LeTID-anfälligen multikristallinen Si-PERC Solarzellen im Verlauf der LeTID-Behandlung bei 130 °C und einer Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne. Unter diesen Bedingungen erreichen die hier untersuchten Proben die maximale Degradation nach 1 h bis 5 h. Die Linien dienen zur besseren Orientierung.

#### 4.2.2 Einfluss der Raumtemperaturbehandlung

Um auszuschließen, dass andere LID-Effekte einen signifikanten Anteil an dem Leistungsverlust bei einer Behandlung unter erhöhten Temperaturen und Ladungsträgerinjektion haben, kann die Aktivierung der anderen LID-Defekte unter Raumtemperatur vorgeschaltet werden. Diese Methode wird auch häufig in dieser Arbeit genutzt. In diesem Abschnitt wird untersucht, welchen Einfluss die Raumtemperaturbehandlung einerseits auf noch nicht aktivierte LeTID-Defekte und andererseits bereits aktivierte LeTID-Defekte hat.

Ein Großteil der Proben, die in dieser Arbeit unter Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen untersucht wurden, wurden zuvor bei 25 °C und einer Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne für 24 h behandelt. Der Einfluss der Vorbehandlung bei 25 °C und der LeTID-Behandlung bei höheren Temperaturen (zwischen 75 °C und 135 °C) auf die Effizienz ( $\eta$ ) und die Leerlaufspannung ( $V_{OC}$ ) ist in Abbildung 4.27 zu sehen. Die Proben zeigen eine sehr ausgeprägte LeTID-Anfälligkeit. Dennoch liegt die Änderung der Zellparameter bei der vorgeschalteten Raumtemperaturbehandlung (25 °C) für 24 h bis auf wenige Ausnahmen innerhalb der Messunsicherheit. Somit hat eine Behandlung bei Raumtemperatur (25 °C) und einer Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne, die vor der LeTID-Behandlung erfolgt, keinen Einfluss auf die LeTID-Defekte. Die LeTID-Defekte werden somit bei Ladungsträgerinjektion und Raumtemperatur für 24 h nicht aktiviert.

Eine Behandlung von bereits LeTID-degradierten Proben bei 25 °C führt sogar zu einer Wiederherstellung der initialen Effizienz. Für diesen Versuch wurden zwei LeTID-degradierte Zellen mit einem relativen Spannungsverlust von über 4 % unter Ladungsträgerinjektion äquivalent zu einer Sonne bei Raumtemperatur (25 °C) für 24 h behandelt. Bei einer Probe wurden die Ladungsträger mit Strom und bei der anderen mit Licht induziert. Bei der Lichtbehandlung wurde in situ die Leerlaufspannung gemessen. Bei

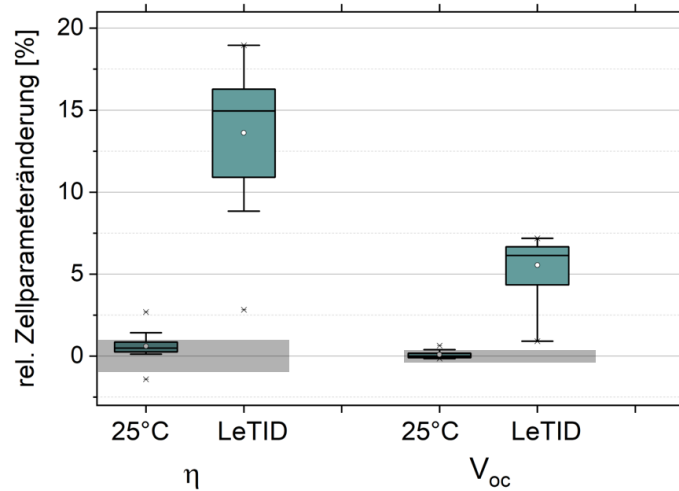


Abbildung 4.27: Relative Verluste der Effizienz ( $\eta$ ) und der Leerlaufspannung ( $V_{OC}$ ) bei einer 24-stündigen Behandlung bei 25 °C und bei der LeTID-Behandlung bei erhöhten Temperaturen der in dieser Arbeit untersuchten Proben. Die graue Markierung stellt die Messunsicherheit der Parameter dar. Die untersuchten Zellen zeigen eine deutliche LeTID-Anfälligkeit. Die Änderung der Zellparameter bei der Raumtemperaturbehandlung liegt hauptsächlich innerhalb der Messunsicherheit.

beiden Proben wurde mit dieser Behandlung die initiale Leerlaufspannung bis auf 0,35 % wiederhergestellt (siehe Abbildung 4.28). Die Erholung der Defekte tritt unabhängig von der Art der Ladungsträgerinjektion (Beleuchtung oder Bestromung) auf. Auch die Effizienz wird nach einem relativen LeTID-Verlust von über 10 % bis auf 1,8 % bzw. 3,3 % wiederhergestellt. Die bleibenden Effizienzverluste sind hauptsächlich auf eine Reduktion des Füllfaktors zurückzuführen. Dies lässt auf Verluste durch die Handhabung der Zelle schließen und nicht auf weiterhin aktivierte LeTID-Defekte, da der Füllfaktor bei der LeTID-Behandlung kaum betroffen ist (vgl. Abschnitt 4.1.3). Die Erholung ist nach ca. 10 h vollständig. Bei der weiteren Behandlung ist die Leerlaufspannung konstant (siehe Abbildung 4.28).

Diese Untersuchungen belegen, dass eine Vorbehandlung bei 25 °C genutzt werden kann, um LID-Defekte unabhängig von LeTID-Defekten zu aktivieren. Des Weiteren kann eine an LeTID anschließende Behandlung unter Beleuchtung bei 25 °C genutzt werden, um die Defekte zu deaktivieren. Die anderen bisher bekannten LID-Defekte bleiben bei dieser Behandlung aktiviert. Die Effizienzsteigerung der anschließenden Raumtemperaturbehandlung entspricht somit den durch LeTID zuvor verursachten Verlusten.

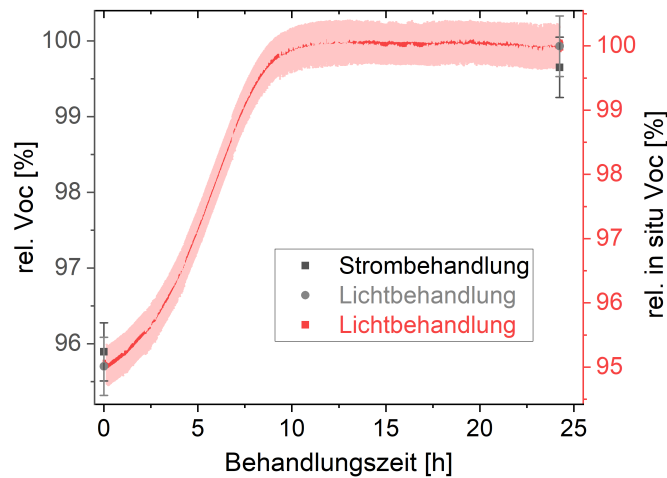


Abbildung 4.28: Relative Leerlaufspannung ( $V_{OC}$ ) einer zuvor LeTID-behandelten Probe bei einer 24-stündigen Behandlung bei 25 °C unter Ladungsträgerinjektion mit Strom bzw. mit Licht. Die Werte sind normiert auf die initiale Leerlaufspannung der Probe vor der LeTID-Behandlung. Zuvor aktivierte LeTID-Defekte werden unter Ladungsträgerinjektion bei Raumtemperatur wieder deaktiviert.

### 4.2.3 Laterales Erscheinungsbild

Neben der Kinetik ist auch das laterale Erscheinungsbild von LeTID besonders. In diesem Abschnitt werden für ein ganzheitliches Bild der lateralen Defektverteilung zunächst Untersuchungen der gesamten Zellen großflächig dargestellt. Laterale Auffälligkeiten werden dann im Detail untersucht bis hin zu mikroskopischen Untersuchung mit einer Auflösung von wenigen Mikrometern.

Laterale Untersuchungen der gesamten Zelle (wie PL und EL) zeigen, dass der LeTID-Defekt großflächig verteilt ist. Die Defekte sorgen auf der ganzen Zelle für eine weitestgehend homogene kontinuierliche Abnahme der strahlenden Rekombination (siehe Abbildung 4.29).

An strukturellen Kristalldefekten ist LeTID jedoch schwächer ausgeprägt. Bei Zellen, die sehr stark von LeTID-betroffen sind (bei einem Leerlaufspannungsverlust von mindestens 2,5 % und einem relativen Leistungsverlust von mindestens 5 %), sind bereits mit Elektro- und Photolumineszenz einige Korngrenzen sichtbar als Bereiche mit einer lokal höheren Lebensdauer im Vergleich zum Korninneren. An diesen Korngrenzen ist die Degradation weniger stark ausgeprägt. Dies wird bei einem Mapping der effektiven Diffusionslängen mittels LBIC besonders deutlich. In Abbildung 4.30 ist ein Mapping der effektiven Diffusionslänge an einem Bereich im initialen (links) und degradierten (rechts) Zustand der Probe gezeigt. Man beachte die unterschiedliche Skalierung der Bilder. Mit LBIC ist bei den untersuchten Proben eine schwächere Degradation an Korngrenzen bereits ab einem relativen Leistungsverlust von ca. 2 % (Leerlaufspannungsverlust von ca. 1 %) zu sehen. Bei einem Mapping der effektiven Diffusionslänge einer Zelle im initialen und im LeTID-degradierten Zustand (siehe Abbildung 4.30) sind 4 Bereiche (B1 - B4) mit einem unterschiedlichen LeTID-Verhalten zu beobachten:

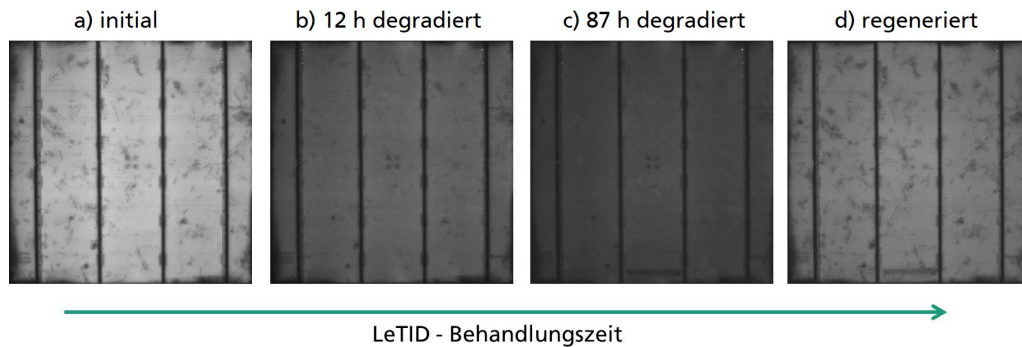


Abbildung 4.29: Elektrolumineszenzaufnahmen (EL) im Laufe der Degradation (a-c) und Regeneration (d) bei  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  und konstanter Leerlaufspannung ( $V_{\text{OC}} = (442 \pm 3)\text{ mV}$  durch angepasste Beleuchtungsstärke). Die maximale Degradation (c) wurde nach 87 h erreicht. LeTID-Defekte sind homogen auf der gesamten Zelle verteilt.

- Die Innenkornbereiche (B1) degradieren am stärksten.
- Die mit Verunreinigungen dekorierten Korngrenzen (B2) haben bereits vor der Degradation eine sehr geringe Lebensdauer und zeigen bei LeTID kaum eine Änderung.
- Die lokalen Rückkontakte (B3) der PERC Zellen sind schwächer von LeTID betroffen. Sie ändern im Laufe der Degradation sogar den Kontrast zum Korninneren, von einer erhöhten Rekombination zu einer lokal höheren Lebensdauer im Degradationsmaximum.
- Die nicht mit Verunreinigungen dekorierten Korngrenzen (B4) sind vor der Degradation rekombinationsunauffällig. Einige von ihnen sind schwächer von LeTID betroffen. Im Degradationsmaximum sind diese Korngrenzen in bildgebenden Verfahren (wie EL, PL, LBIC) als Regionen mit höherer Lebensdauer sichtbar.

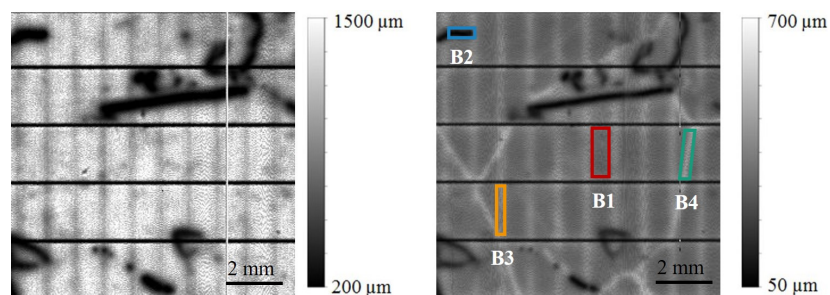


Abbildung 4.30: Diffusionslängenmapping eines  $4\text{ cm}^2$  Bereichs einer PERC-Solarzelle initial (links) und nach 210 minütiger Degradation bei  $75\text{ }^{\circ}\text{C}$  und 1 Sonne (rechts). Rückkontakte (B3) und Korngrenzen (B4) sind weniger stark von LeTID-betroffen als Innenkornbereiche (B1). An dekorierten Korngrenzen (B2) ist die Rekombination bereits vor der Behandlung so gering, dass die Degradation die Lebensdauer nur geringfügig ändert.

Besonders auffällig am lateralen LeTID-Erscheinungsbild sind im degradierten Zustand die Korngrenzen (B4) und die Rückkontakte (B3). An diesen Bereichen ist die

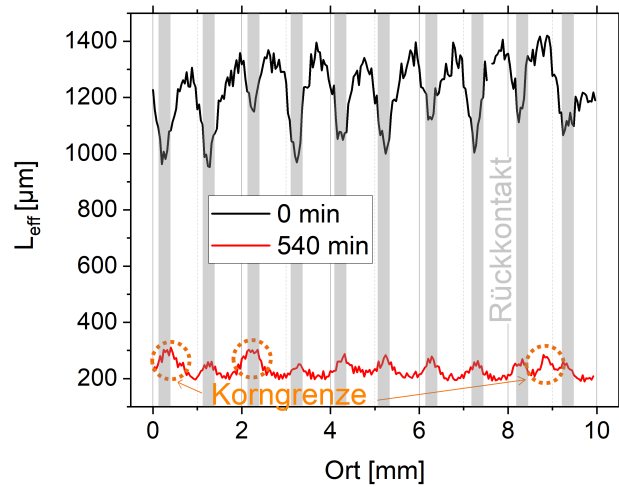


Abbildung 4.31: Linescan entlang eines effektiven Diffusionslängenmappings einer PERC Solarzelle im initialen Zustand (schwarz) und nach 540-minütiger LeTID-Behandlung (rot). Auf der gesamten Zelle tritt die Degradation auf, Korngrenzen und Rückkontakte sind etwas weniger betroffen.

Lebensdauer im Vergleich zum Korninneren (B1) deutlich erhöht. Dennoch sind diese Bereiche (B3 und B4) auch von LeTID-betroffen. Dies wird offensichtlich, wenn die quantitativen Werte der effektiven Diffusionslänge im initialen Zustand und nach der LeTID-Behandlung betrachtet werden. Abbildung 4.31 zeigt einen Linescan entlang eines Diffusionslängenmappings gemittelt über den Bereich zwischen zwei Fingern im initialen Zustand und nach 540 min LeTID-Behandlung. Im initialen Zustand sind die Rückkontakte vergleichsweise schlecht. Nach 540 min Degradation sind Rückkontakte und Korngrenzen vergleichsweise gut. Dennoch ist die Diffusionslänge in allen Bereichen deutlich durch die Degradation gesunken. Die Unterschiede zwischen der Lebensdauer an den Korngrenzen bzw. Rückkontakten im Kontrast zu der im Korninneren sind im Vergleich zu den gesamt Degradationsverlusten gering. Dieses Phänomen wurde im Rahmen dieser Arbeit erstmalig beobachtet und beschrieben [Luk+15; Luk+16].

### Quantitative Analyse der Sammlungsbreite um die Korngrenzen

Das reduzierte Degradationsausmaß an den Korngrenzen ist charakteristisch für LeTID. Dabei ist die Sammlungsbreite (die Breite des schwächer von LeTID-betroffenen Bereichs um die Korngrenzen) relativ gering im Vergleich zu dem Sammlungseffekt, der bei Fe-LID beobachtet wurde. In welcher Größenordnung die Sammlungsbreite bei LeTID liegt, wird in diesem Abschnitt untersucht.

Es wurden mehrere multikristalline PERC Solarzellen bei einer erhöhten Temperatur von  $75^\circ\text{C}$  unter Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne behandelt. Der Degradationsverlauf wurde durch regelmäßige Messungen der Solarzellparameter bestimmt. Nach ca. 155 h bis 175 h sind die Solarzellen im Degradationsmaximum angelangt mit relativen Leerlaufspannungsverlusten zwischen 6 % und 7 %. Im initialen Zustand (hier nicht gezeigt) und im Zustand der maximalen Degradation wurden LBIC-Messungen durchgeführt. In Abbildung 4.32 ist zu sehen, dass die Proben das wie in diesem Abschnitt



beschriebene typische LeTID-Erscheinungsbild zeigen. An vielen nicht-dekorierten Korngrenzen ist die Degradation schwächer. Der Verlauf der erhöhten Quanteneffizienz wurde untersucht, indem an mehreren Stellen senkrecht zu den Korngrenzen Linescans aufgenommen wurden. Dabei wurde über eine Breite von ca.  $450\ \mu\text{m}$  parallel zu der Korngrenze gemittelt (siehe Abbildung 4.32), um Schwankungen durch die Messung auszugleichen.

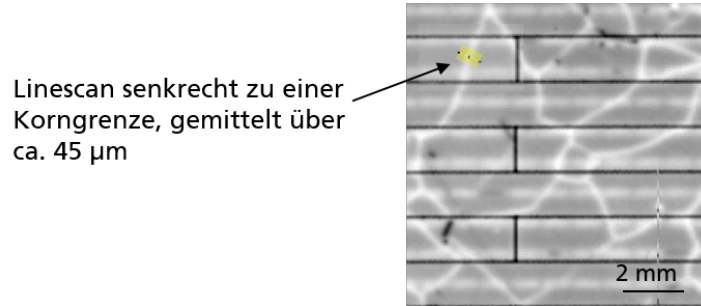


Abbildung 4.32: LBIC-Signal (EQE bei  $980\ \text{nm}$ ) an einer multikristallinen PERC Solarzelle nach LeTID-Behandlung ( $75\ ^\circ\text{C}$ , 1 Sonne) in beliebigen Einheiten. An mehreren Stellen wurden senkrecht zu nicht-dekorierten Korngrenzen Linescans aufgenommen. Ein Bereich, über den ein Linescan aufgenommen wurde, ist durch das gelb markierte Quadrat angedeutet.

In Abbildung 4.33 ist beispielhaft der Verlauf der EQE bei  $980\ \text{nm}$  über vier Korngrenzen hinweg gezeigt. Die Messwerte lassen sich mit Hilfe von Gaußkurven

$$y = y_0 + \frac{A}{w\sqrt{\pi/2}} \cdot \exp\left(-2\left(\frac{x-x_0}{w}\right)^2\right)$$

beschreiben. Die Halbwertsbreite der lokalen Erhöhung der Quanteneffizienz ist somit  $\text{HWB} = 2 \cdot w \cdot \sqrt{\ln(\sqrt{2})}$ . An drei unterschiedlichen Proben wurde an mindestens 5 Korngrenzen je Probe die Halbwertsbreite der lokalen Quanteneffizienzerhöhung bestimmt. Die HWB beträgt  $(240 \pm 30)\ \mu\text{m}$ .

Die bisher präsentierten Ergebnisse wurden mit einem LBIC-System gemessen. Durch die Breite des Lasers von  $100\ \mu\text{m}$  bis  $200\ \mu\text{m}$  liegt die Ortsauflösung dieses System in derselben Größenordnung wie die bestimmte Sammlungsbreite an den Korngrenzen ( $\text{HWB} = (240 \pm 30)\ \mu\text{m}$ ). Um die Sammlungsbreite genauer zu bestimmen, wurden an den Korngrenzen zusätzlich  $\mu\text{LBIC}$ -Messungen mit einer Laserbreite von wenigen  $\mu\text{m}$  durchgeführt.

$\mu\text{LBIC}$ -Messungen mit Anregungswellenlängen zwischen  $405\ \text{nm}$  und  $639\ \text{nm}$  von der Zellvorderseite (hier nicht gezeigt) sind auf Grund der geringen Eindringtiefe von Vorderseitendefekten dominiert. Da die Degradation bei diesen Wellenlängen nur schwach zu beobachten ist, kann die reduzierte Degradation an den Korngrenzen von der Vorderseite nicht bewertet werden. Zur lateral hochauflösenden Untersuchung der Volumenlebensdauer wurde stattdessen ein  $\mu\text{LBIC}$ -Mapping von der Rückseite gemacht. Dafür wurde die Rückseitenmetallisierung der Proben lokal chemisch entfernt. Die Ätzlösung entfernt dabei nur das Aluminium, wohingegen die Rückseitenpassivierung der PERC-Zellen nicht geschädigt wird. So kann die Probe weiterhin von der Vorder- und Rückseite elektrisch untersucht werden. Abbildung 4.34 zeigt ein  $\mu\text{LBIC}$ -Mapping einer Probe von der Rückseite nach einer LeTID-Behandlung ( $75\ ^\circ\text{C}$ , 1 Sonne). Am Rand der Probe sind noch Reste der Rückseitenmetallisierung vorhanden, was den Kontakt für elektrische Untersuchungen ermöglicht. Die Rückseitenpassivierung ist nicht beschädigt. Somit kann die

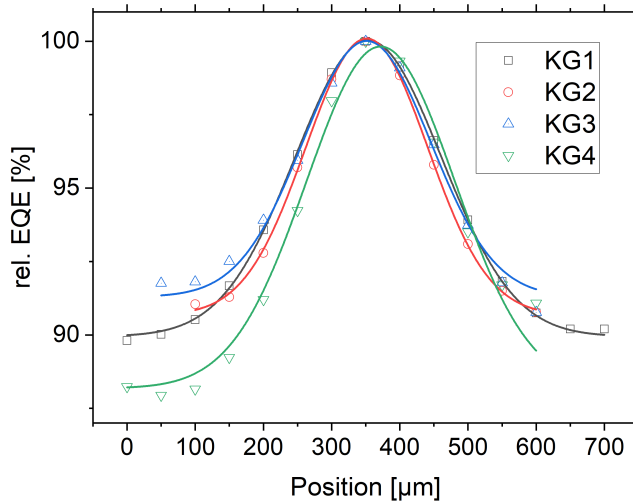


Abbildung 4.33: Linenscan über LBIC-Mappings (rel. EQE bei 980 nm normiert auf den maximalen Wert) mehrerer Proben senkrecht zu nicht-dekorierten Korngrenzen nach einer LeTID-Behandlung bei 75 °C und 1 Sonne. Die Linien sind an die Messwerte angepasste Gaußkurven. Die Halbwertsbreite des an der Korngrenze erhöhten LBIC-Signals beträgt  $(240 \pm 30) \mu\text{m}$ .

Volumenlebensdauer mit  $\mu\text{LBIC}$  durch Beleuchtung von der Rückseite bewertet werden. LeTID ist hier durch die reduzierte Degradation an der nicht-dekorierten Korngrenze zu erkennen. Auch die leicht erhöhte Lebensdauer an den Rückkontakten ist hier sichtbar.

Wie bei den LBIC-Untersuchungen in diesem Abschnitt wurden Linescans des lokalen  $\mu\text{LBIC}$ -Signals senkrecht zur Korngrenze erfasst. Auch diese Messdaten wurden mit einem Gaußfit angepasst (siehe Abbildung 4.35). Die so bestimmte Halbwertsbreite entspricht mit  $(227 \pm 23) \mu\text{m}$  in etwa dem mit LBIC bestimmten Wert von  $(240 \pm 30) \mu\text{m}$ .

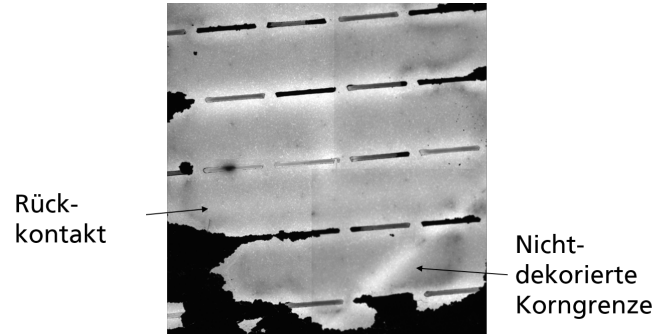


Abbildung 4.34:  $\mu$ LBIC-Mapping von der Rückseite einer LeTID-behandelten ( $75\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1 Sonne) PERC Zelle im degradierten Zustand. Die etwas höhere Lebensdauer um die Rückkontakte ist schwach zu erkennen. Die schwächere Degradation an einer nicht-dekorierten Korngrenze ist deutlich zu sehen.

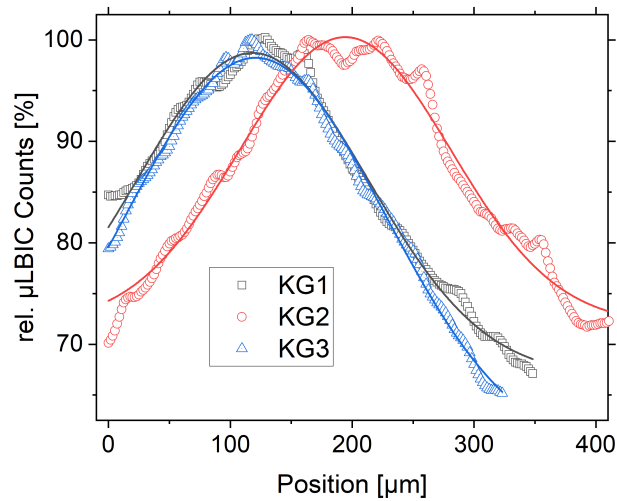


Abbildung 4.35: Linescans über eine  $\mu$ LBIC-Aufnahme von der Rückseite (normiert auf den maximalen Wert) senkrecht zu nicht-dekorierten Korngrenzen nach der LeTID-Behandlung ( $75\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1 Sonne). Die Linien sind an die Messwerte angepasste Gaußkurven. Die mit  $\mu$ LBIC bestimmte Halbwertsbreite beträgt  $(227 \pm 23)\text{ }\mu\text{m}$ .

### 4.3 Untersuchungen zur LeTID-Modellbildung

In diesem Abschnitt werden Ergebnisse dargestellt, die Beiträge dazu liefern den LeTID-Defekt modellhaft zu beschreiben. Dabei wird auf die Defektlokalisierung (tiefenaufgelöst und lateral), Untersuchungen zur Defektstrahlung (Lumineszenz) und zum Sammlungs-vorgang an den Korngrenzen, den Zusammenhang von DA und LeTID und die Korrelation von LeTID-Ausmaß bzw. -Reaktionsgeschwindigkeit zu metallischen Verunreinigungen eingegangen.

#### 4.3.1 Tiefenaufgelöste Defektlokalisierung

Da LeTID verstärkt bei Solarzellen mit passivierter Rückseite (PERC) auftritt, wurde zunächst untersucht, ob LeTID durch eine Verschlechterung der Rückseitenpassivierung hervorgerufen wird. Die Rekombinationsströme können mit einer Verlustanalyse basierend auf der internen Quanteneffizienz der Solarzelle bestimmt werden. Besonders anspruchsvoll ist dabei die Trennung der Volumen- und Rückseitenrekombination. Diese beiden Rekombinationsarten beeinflussen die effektive Diffusionslänge der Zelle. Unterschiede durch Volumen- oder Rückseitenrekombination sind im IQE-Verlauf nur im Wellenlängenbereich zwischen 1000 nm und 1200 nm festzustellen. Da bei der Schnell-EQE nicht ausreichend Messpunkte in diesem Wellenlängenbereich zur Verfügung stehen (siehe Abschnitt 4.1.3), wurde für diese Messungen die klassische EQE-Messung an dem Solarzellen-Analyse-System LOANA genutzt. Zur Auswertung der Rekombinationsströme wurde die Verlustanalyse-Software LASSIE verwendet [pvt]. Die Degradation wurde bei 75 °C und einer Sonne im Leerlauf durchgeführt. In regelmäßigen Abständen wurden die Solarzellen vom Degradationsstand entfernt, um die Solarzellparameter und die Quanteneffizienz zu messen.

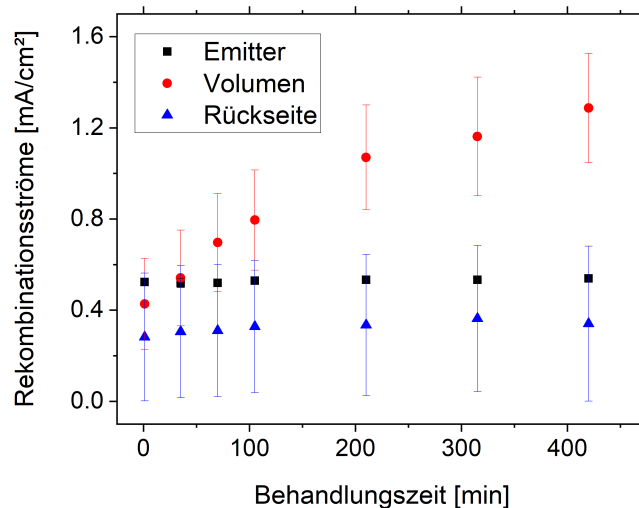


Abbildung 4.36: Änderung der Rekombinationsströme einer PERC Zelle während einer LeTID-Behandlung bei 75 °C und Beleuchtung mit einer Sonne. Die Volumenrekombination nimmt zu. Änderungen der Vorder- und Rückseitenrekombination sind geringer als die Ungenauigkeit bei der Bestimmung.

Die untersuchten Solarzellen haben mit einem Effizienzverlust von 12,3 % innerhalb von neun Stunden ausgeprägte LeTID-Verluste gezeigt. Wie bereits in Abschnitt 4.1.3 gezeigt, verursacht LeTID keine Verluste im kurzwelligen Bereich (300 nm bis 600 nm) der Quanteneffizienz. Die Quanteneffizienz in diesem Wellenlängenbereich wird hauptsächlich durch die Rekombination an der Vorderseite und im Emitter bestimmt. Somit ist der Emitter von LeTID nicht betroffen, wie auch die Auswertung der Rekombinationsströme über die Behandlungszeit in Abbildung 4.36 zeigt. In dieser Abbildung ist zu sehen, dass die Volumenrekombination im Verlauf der Behandlungszeit deutlich ansteigt, auf ca. das Dreifache des initialen Werts. Die Rückseitenrekombination zeigt eine geringe Änderung, die jedoch deutlich kleiner ist als die Ungenauigkeit dieser Analyse.

Aus diesen Untersuchungen lässt sich schließen, dass LeTID hauptsächlich durch Defekte verursacht wird, die sich im Siliziumvolumen befinden. Ob sich auch die Qualität der Rückseite ändert, kann aufgrund der Unsicherheit mit dieser Untersuchung nicht bestimmt werden. Jedoch haben mögliche Änderungen der Rückseitenpassivierung nur einen geringen Anteil an den beobachteten Leistungsverlusten.

### 4.3.2 Hochaufgelöste laterale Defektlokalisierung

In Abschnitt 4.2.3 wurde gezeigt, dass LeTID auf der gesamten Zelle auftritt. Jedoch wurden lokal Unterschiede im Degradationsausmaß an strukturellen Defekten wie zum Beispiel Korngrenzen und im Korninneren beobachtet. In diesem Abschnitt werden das Korninnere und die Korngrenzen genauer untersucht hinsichtlich der Fragestellung, wie sich LeTID-Defekte modellhaft beschreiben lassen.

#### Mikrostrukturelle Untersuchungen der Defektrekombination im Korninneren

Die Innenkornbereiche zeigen die stärkste Degradation (siehe Abschnitt 4.2.3). Deshalb wurde dieser Bereich mit hochauflösenden Methoden genauer untersucht, um festzustellen, ob es sich bei den Defekten um lokalisierbare Präzipitate handelt. Für diese Untersuchungen wurden chemisch polierte Wafer genutzt, aus denen LeTID-anfällige PERC Zellen produziert wurden. Die glattere Oberfläche ist für diese Untersuchungen vorteilhaft, da so die Schwankungen durch Reflexionsunterschiede auf der Oberfläche verringert werden und so auch geringe Unterschiede in der Lebensdauer leichter zu beobachten sind. Vor der LeTID-Behandlung wurde die Zelle für 24 h bei 25 °C beleuchtet (1 Sonne), um einen Einfluss von anderen LID-Effekten auszuschließen. Diese Behandlung hat zu keiner signifikanten Degradation geführt ( $\Delta V_{OC, rel} = 0,03 \%$ ). Anschließend wurde die Solarzelle bei 75 °C einer Beleuchtung von 1 Sonne für 29 h ausgesetzt. Die Zelle zeigte eine deutliche Degradation mit einem relativen Leerlaufspannungsverlust von 5,2 %.

Die externe Quanteneffizienz zeigt die größte Änderung im langwelligen Bereich zwischen 900 nm und 1020 nm, wie bereits in Abschnitt 4.1.3 dargestellt. Bei kürzeren Wellenlängen sind nur geringe Abweichungen zu sehen. Zum Beispiel wird bei 640 nm ein relativer EQE-Verlust von 1,43 % gemessen (siehe Abbildung 4.37).

Zusätzlich wurde die Zelle vor und nach der Degradation mit bildgebenden Verfahren (LBIC und  $\mu$ LBIC) untersucht. Nach der Degradation sind im LBIC bei 960 nm die nicht-dekorierten Korngrenzen deutlich zu erkennen (siehe Abbildung 4.38 (links)). Dieses Erscheinungsbild zeigt, wie auch die Vorbehandlung bei Raumtemperatur, dass die deutliche Reduktion der Volumenlebensdauer durch LeTID hervorgerufen wurde (siehe Kapitel 4.2).

Vor und nach der Degradation wurden  $\mu$ LBIC-Messungen mit einer Laserwellenlänge von 639 nm durchgeführt. Um dieselbe Stelle wiederzufinden, wurde sich an einer dekorierten Korngrenze orientiert. Das Signal der  $\mu$ LBIC-Messungen war an derselben Stelle nach der Degradation um 1,4 % geringer. Jedoch ist vor und nach der Degradation kein

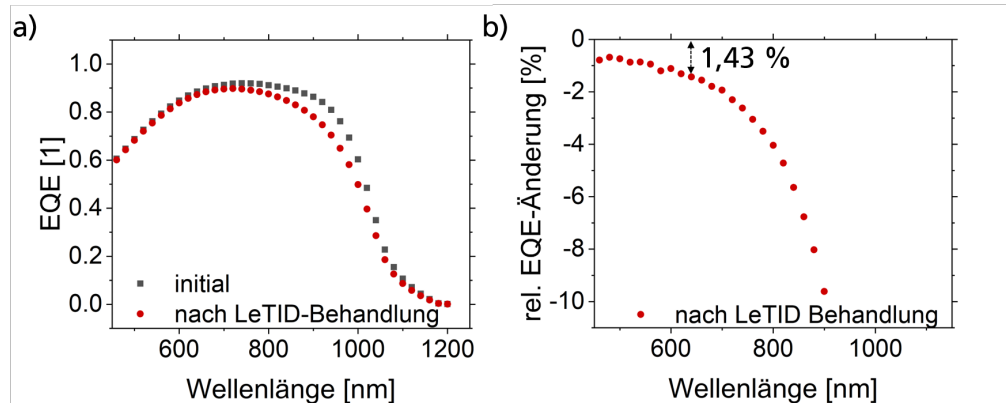


Abbildung 4.37: a) Änderung der Quanteneffizienz in Folge der LeTID-Behandlung. b) Relative Änderung der Quanteneffizienz: Bei 640 nm wird ein relativer EQE-Verlust von 1,45 % beobachtet.

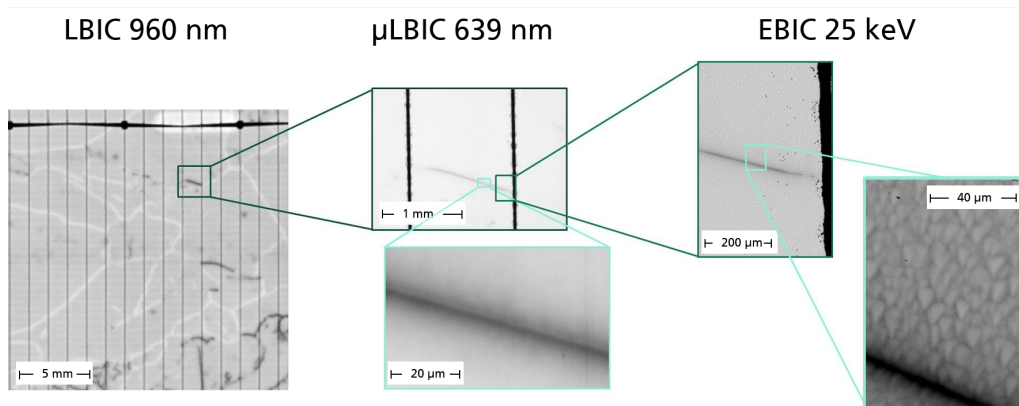


Abbildung 4.38: LBIC,  $\mu$ LBIC und EBIC an polierter Zelle nach Degradation. LeTID-Defekte sind im Korn homogen verteilt. Auch mit hochauflösenden Methoden sind keine lokalen Defekte zu beobachten.

qualitativer Unterschied durch zum Beispiel lokal erhöhte Rekombination zu erkennen. Die LeTID-Defekte scheinen im Korn homogen verteilt zu sein. Es sind keine Defektcluster zu erkennen, die durch die LeTID-Behandlung verursacht wurden (siehe Abbildung 4.38 (Mitte)). Jedoch sind hier auch die nicht-dekorierten Korngrenzen nach der Degradation nicht vom Korninneren zu unterscheiden. Das liegt an der Eindringtiefe des Lasers von  $3,3\ \mu\text{m}$  und den geringen Unterschieden der Degradation in diesen Bereichen. Bei dieser Wellenlänge sind nur deutliche Unterschiede in der Lebensdauer zu erkennen.

Auch EBIC-Messungen in demselben Bereich zeigen keine lokalen Defekte innerhalb des Kornes. Es wurde eine hohe Beschleunigungsspannung von 25 keV gewählt, um Informationen aus dem Siliziumvolumen zu erhalten. Dies entspricht einer Eindringtiefe von ca.  $5\ \mu\text{m}$ . Abbildung 4.38 (rechts) zeigt, dass trotz der chemischen Politur die Oberflächentextur das laterale Erscheinungsbild dominiert. Die lateralen Unterschiede im generierten Strom korrelieren mit der Oberflächenstruktur, die mit SEM detektiert wurde. Es sind keine weiteren lokalen Defekte im Korninneren zu erkennen.

### Hyperspektrale Messung der strahlenden Defektrekombination

Die LeTID-Defekte führen zu einer verstärkten Rekombination im Volumen der Solarzelle. Mit einer Hyperspektralkamera wurde untersucht, ob die Rekombinationsenergie als Defektstrahlung abgegeben wird. Die in diesem Abschnitt gezeigten Ergebnisse wurden bereits in [Meh+19] veröffentlicht.

Diese Untersuchungen wurden an zwei Batches von mc-PERC Zellen aus je drei benachbarten Wafern durchgeführt. Für die Hyperspektralkamera-Messungen wurden die Zellen in unterschiedliche LeTID-Zustände gebracht. Je eine Zelle pro Batch wurde in ihrem initialen Zustand behalten und nicht behandelt (initial). Die zweite Zelle wurde vorab bei 25 °C und einer Sonne beleuchtet, um die FeB-LID- und BO-LID-Defekte zu aktivieren. Dieser LID-Test hatte zu keiner signifikanten Änderung in der Effizienz geführt. Anschließend wurden die Zellen bei erhöhten Temperaturen behandelt. Je eine Zelle wurde bei 75 °C und einer Sonne im Leerlauf für 2,5 h bzw. 112 h behandelt und befindet sich damit im Zustand der leichten bzw. maximalen Degradation (degradiert). Die dritte Zelle je Batch hat den gesamten Degradations-Regenerations-Zyklus durchlaufen (regeneriert). Diese Zellen wurden bei höheren Temperaturen behandelt. Die Zelle aus Batch 1 wurde bei einer Behandlungstemperatur von 100 °C unter Beleuchtung mit einer Sonne im Leerlauf für 105 h beleuchtet. Die Zelle aus Batch 2 wurde bei 115 °C und einer bei einer konstanten Leerlaufspannung ( $V_{OC} = (380 \pm 3)$  mV durch angepasste Beleuchtungsstärke) behandelt.

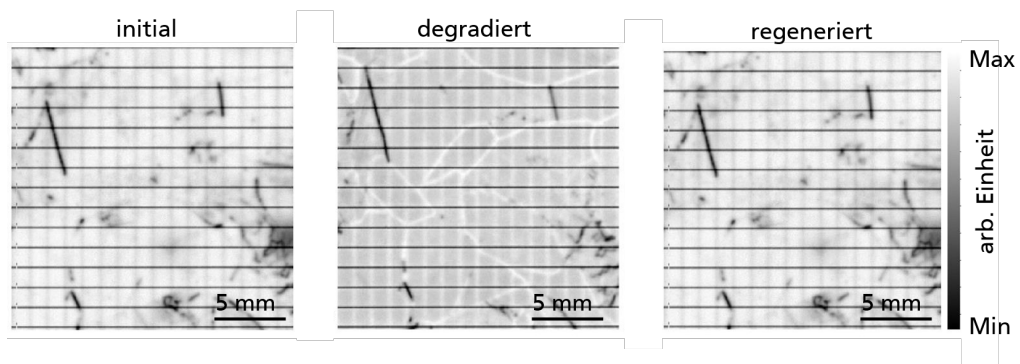


Abbildung 4.39: LBIC-Mapping (IQE 960 nm) an drei Schwesterzellen, eine im initialen Zustand (links), eine im LeTID-degradierten Zustand (Mitte) und eine im regenerierten Zustand (rechts). Die drei Proben haben eine ähnliche Korn- und Defekt-Struktur und sind somit gut vergleichbar. Das Erscheinungsbild zeigt die bekannten Eigenschaften der LeTID-Behandlung mit einer reduzierten Degradation an Korngrenzen und Rückkontakten (vergleiche Abschnitt 4.2.3).

Die Proben aus einem Batch sind aus benachbarten Wafern hergestellt und haben somit eine vergleichbare Kornstruktur (siehe Abbildung 4.39). Im degradierten Zustand sind die Korngrenzen und Rückkontakte mit einer lokal höheren Lebensdauer zu erkennen. Dies ist das typische Erscheinungsbild der LeTID-Behandlung, wie in Abschnitt 4.2.3 gezeigt.

Bei den Untersuchungen mit der Hyperspektralkamera wird die Strahlung mit einer Energie zwischen 0,5 eV und 1,3 eV aufgenommen, das entspricht dem Wellenlängenbereich zwischen 954 nm und 2480 nm. Als Anregungsquelle wurde ein 808 nm Linienlaser genutzt. Die im Folgenden gezeigten Ergebnisse wurden an dem Probensatz von Batch 1 generiert. Qualitativ entsprechen sie den Ergebnissen von Batch 2, daher wird darauf

nicht explizit eingegangen. Die erhöhte Rekombination der degradierten Probe ist an dem deutlich geringeren Signal der Band-zu-Band-Rekombination (BB-Rekombination) bei 1,1 eV zu erkennen (siehe Abbildung 4.40).

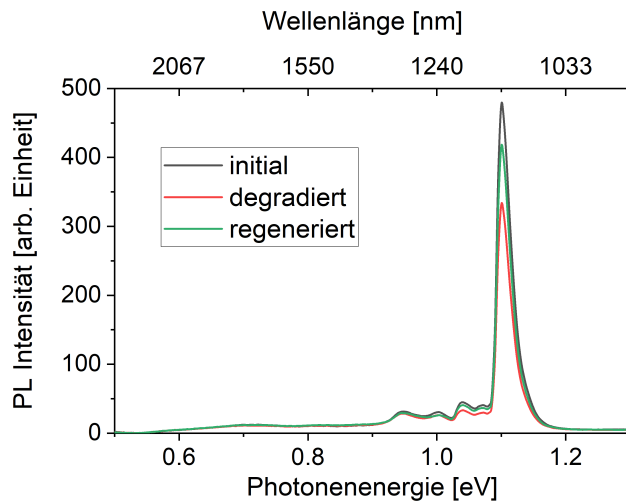


Abbildung 4.40: Photolumineszenz-(PL)Spektrum von drei Schwesterzellen gemittelt über die gesamte Fläche der Zelle. Die drei Zellen befinden sich in unterschiedlichen Zuständen: eine im initialen (schwarz), eine im LeTID-degradierten (rot) und eine im regenerierten (grün) Zustand. Die BB-Rekombination (1,1 eV) und die Defektstrahlung mit einer Energie größer als 0,9 eV sind im degradierten Zustand geringer. Durch LeTID wird keine Defektstrahlung hervorgerufen.

Die höchste Intensität in der Band-zu-Band-Rekombination hat die unbehandelte Probe (initial). Die regenerierte Probe liegt zwischen den beiden anderen Proben. Dieses Ergebnis entspricht den PL-Messwerten der BB-Rekombination und den gemessenen Leerlaufspannungen an den Zellen. Die Leerlaufspannung der Probe im initialen Zustand beträgt 643 mV, die der LeTID-degradierten Probe 622 mV und die der regenerierten Probe 634 mV. Die LeTID-degradierte Probe hat im gesamten untersuchten Spektralbereich von 0,5 eV bis 1,3 eV eine geringere oder gleichwertige strahlende Rekombination verglichen mit den Proben im initialen und regenerierten Zustand. Ab ca. 0,9 eV (bis 1,3 eV) ist die Intensität der Strahlung bei der degradierten und auch der regenerierten Probe geringer als bei der initialen Probe. Im Bereich 0,5 eV bis 0,9 eV ist die Defektstrahlung der drei Proben (initial, degradiert, regeneriert) vergleichbar.

Da LeTID im Korninneren am ausgeprägtesten auftritt und somit in diesem Bereich die meisten Defekte zu vermuten sind, wurden die Hyperspektraluntersuchungen neben der globalen Auswertung in Abbildung 4.40 auch lateral ausgewertet (siehe Abbildung 4.41). In den untersuchten Bereichen sind Bereiche mit einer hohen Lebensdauer und somit auch mit einer hohen BB-Rekombination zu sehen (gelb), aber auch unterschiedliche Arten von Defektrekombinationen. Bereiche mit einer hohen D3/D4 Defektkonzentration sind großflächig auf den Zellen verteilt (magenta). Die Defekte D1 (cyan) und D07 (grün) sind ausschließlich lokal an Korngrenzen zu beobachten. Diese Defekte (D1 und D07) führen zu einer besonders hohen Rekombination bzw. zu einer sehr geringen Lebensdauer, wie im Vergleich zu den IQE-Mappings (LBIC) zu sehen ist (siehe Abbildung 4.41). Die Verteilung der Defekte ändert sich jedoch nicht im Verlauf der durch LeTID



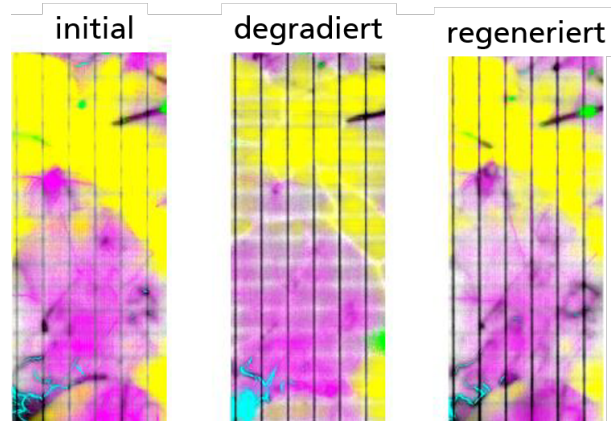


Abbildung 4.41: Überlagerung von IQE-Mapping bei 960 nm und der lokal dominierenden Band-zu-Band-, bzw. Defekt-Strahlung (BB-Rekombination gelb, D3/D4 Magenta, D1 Cyan, D07 Grün - bestimmt mit MCR Analyse von Hyperspektralaufnahmen) an demselben Batch wie in Abbildung 4.40 im initialen, degradierten und regenerierten Zustand. Die lokal dominierende Strahlung ändert sich durch die LeTID-Behandlung nicht.

hervorgehobenen Degradation und Regeneration. Im Korninneren, wo LeTID besonders ausgeprägt ist, tritt keine zusätzliche Defektstrahlung im degradierten Zustand auf.

Diese Untersuchungen zeigen, dass die LeTID-Defekte keine Defektstrahlung mit einer Energie größer als 0,5 eV aussenden. Somit ist zu vermuten, dass die Rekombinationsenergie in Form von Phononen an das Kristallgitter abgegeben wird.

#### Untersuchungen zum Sammlungseffekt an den Korngrenzen

In Abschnitt 4.2.3 wurde gezeigt, dass Korngrenzen und Rückkontakte im Zustand der maximalen Degradation eine höhere Lebensdauer besitzen als das Korninnere. Die in diesem Abschnitt gezeigten lateralen Untersuchungen zeigen nur Momentaufnahmen der Degradation. Da Degradation und Regeneration fließend ineinander übergehen, könnten Aufnahmen zu einem konkreten Zeitpunkt zu falschen Schlussfolgerungen führen, wenn die Reaktionsgeschwindigkeit sich lokal unterscheidet. So könnte zum Beispiel das Minimum der Degradation an strukturellen Defekten zu einem späteren Zeitpunkt erreicht werden und trotzdem genauso ausgeprägt sein wie im Korninneren. Aus diesem Grund wurden die drei interessanten Bereiche Korn, Rückkontakt und Korngrenze zeitaufgelöst untersucht. Für die Untersuchung wurde eine PERC Zelle bei  $(130 \pm 2)^\circ\text{C}$  bei einer konstanten Leerlaufspannung ( $V_{OC} = (371 \pm 3) \text{ mV}$  durch angepasste Beleuchtungsstärke) LeTID-behandelt. Die lokalen EQE-Werte wurden mit LBIC gemessen. Für die Auswertung wurden in diesem Fall die EQE-Daten bei 960 nm benutzt und nicht wie in Abschnitt 4.2.3 das Mapping der effektiven Diffusionslänge, die aus den EQE-Daten bei mehreren Wellenlängen berechnet wird. An diesen EQE-Daten ist die Degradation am deutlichsten zu sehen. So sind Unterschiede im Degradationsverhalten klar zu erkennen.

In Abbildung 4.42 sind die EQE-Werte im Korn, an einem Rückkontakt und an einer nicht-dekorierten Korngrenze zeitaufgelöst zu sehen. Initial besitzen alle drei Bereiche eine ähnliche Quanteneffizienz mit ca. 85 %. Von der Degradation sind die Korninnenbereiche jedoch am stärksten betroffen. Während der gesamten Degradation und Regeneration ist die EQE an den Korngrenzen höher als im Korninneren. Diese beiden Bereiche haben dieselbe Degradationskinetik. Das Minimum wird nach ca. 10 h LeTID-Behandlung erreicht. Die Regeneration läuft an den Korngrenzen etwas langsamer ab als im Korn-

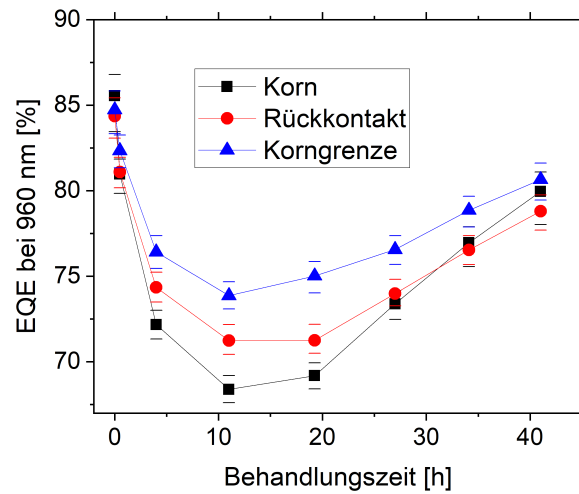


Abbildung 4.42: Externe Quanteneffizienz (EQE) bei 960 nm im Laufe der LeTID-Behandlung bei  $(130 \pm 2)^\circ\text{C}$  bei einer konstanten Leerlaufspannung von  $(371 \pm 3)\text{mV}$  lokal ausgewertet an einer Korngrenze, an einem Rückkontakt und innerhalb eines Korn. Die Fehlerbalken geben die Streuung der Messwerte an. An den Korngrenzen und im Korn hat LeTID dieselbe Reaktionsgeschwindigkeit. Die Degradation und Regeneration an den Rückkontakten ist etwas langsamer. Das EQE-Minimum an Korngrenzen und an Rückkontakten liegt deutlich über dem der Korninnenbereiche.

neren. Die Rückkontakte zeigen eine etwas andere Reaktionsgeschwindigkeit. Das EQE-Minimum wird etwas später erreicht (zwischen 10 und 20 Stunden LeTID-Behandlung) und erst nach 20 h startet die Regeneration. Dennoch ist zu keinem Zeitpunkt die Degradation an den Rückkontakten so stark wie bei dem Degradationsmaximum der Korninnenbereiche.

Diese Ergebnisse zeigen bereits, dass die Regeneration in der gesamten Zelle homogen beginnt. Dies wird durch eine quantitative Analyse der Umgebung der Korngrenzen detailliert untersucht. Mit dem Ziel herauszufinden, ob der Diffusionsprozess zu den Korngrenzen im großen Maßstab (ca.  $100\ \mu\text{m}$ ) während der LeTID-Behandlung oder bereits bei der Zellherstellung auftritt, wurde die Quanteneffizienz senkrecht zu einer Korngrenze zeitaufgelöst aufgenommen und die Halbwertsbreiten des schwächer von LeTID-betroffenen Bereichs im Verlauf der Behandlung bestimmt. Würde die Diffusion im Laufe der LeTID-Behandlung auftreten, so müsste die Breite des weniger von LeTID betroffenen Bereichs um die Korngrenzen während der Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen zunehmen. Die Linienabtastungen während der Degradation und der Regeneration über eine Korngrenze zu verschiedenen Zeiten wird in Abbildung 4.43 verglichen. Das EQE-Intensitätsprofil um die Korngrenze kann, wie bereits in Abschnitt 4.2.3 beobachtet, durch eine Gaußsche Normalverteilung beschrieben werden. Basierend auf dem Fit wurde die Halbwertsbreite (HWB) bestimmt. Während der LeTID-Behandlung liegt die HWB bei ca.  $250\ \mu\text{m}$  und bleibt während der gesamten Degradation und der Regeneration im Rahmen der Fitunsicherheit konstant (siehe Abbildung 4.44).

Somit kann ein weitreichender Diffusionsprozess (ca.  $100\ \mu\text{m}$ ) vom Korn zur Korngrenze oder umgekehrt während der LeTID-Behandlung bei  $130^\circ\text{C}$  als Ursache für die reduzierte Anfälligkeit ausgeschlossen werden.

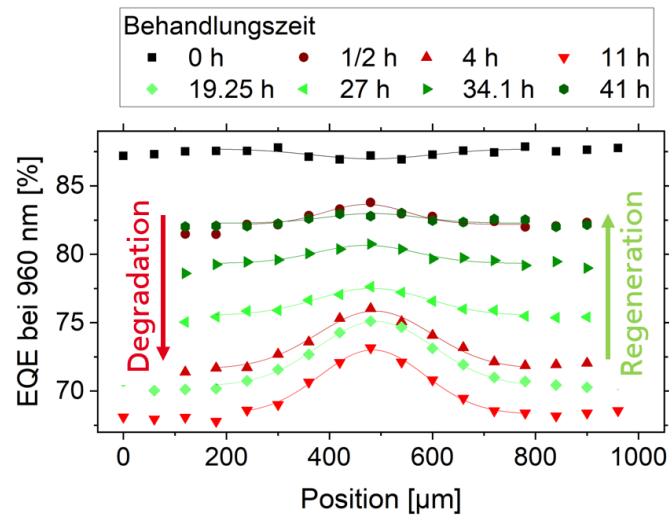


Abbildung 4.43: Linescan über eine nicht mit Verunreinigungen dekorierte Korngrenze im Laufe der LeTID-Behandlung. Die Messpunkte lassen sich mit Gaußkurven (Linien) anpassen.

Als Nächstes wird der Zusammenhang zwischen dem Korngrenzentyp und dem Degradationsausmaß untersucht. Dabei wurde festgestellt, dass nicht alle Korngrenzen das Degradationsausmaß reduzieren. Welche Typen die Degradation mindern, wurde an einem weiteren Probensatz bestimmt, indem die relative Änderung der EQE bei 960 nm in Abhängigkeit vom Korngrenzentyp betrachtet wurde. Der Typ der Korngrenzen wurde an einem Wafer mittels XRD Laue Scan [Leh+14] festgestellt. Ein benachbarter Wafer wurde zur PERC-Solarzelle prozessiert und einer LeTID-Behandlung (bei  $(129 \pm 2)^\circ\text{C}$ , 1 Sonne, im Leerlauf) unterzogen. LBIC-Messungen wurden initial und am Degradationsmaximum nach 4 h durchgeführt. Aus den beiden LBIC-Messungen (initial und degradiert nach 4 h) wurde das Quotientenbild der lokal gemessenen EQE bei 960 nm erstellt. Dafür wurde die EQE, gemessen im degradierten Zustand, durch die initial gemessene EQE geteilt ( $\text{EQE}_{\text{deg}}/\text{EQE}_{\text{ini}}$ ). Das Quotientenbild ist in Abbildung 4.45 links zu sehen. Der Wert 1 bedeutet, an dieser Stelle hat keine Degradation stattgefunden. Je geringer der Wert ist, umso stärker ist an dieser Stelle die Degradation.

Diese Auswertung zeigt ein weiteres Mal deutlich den Unterschied im Degradationsausmaß von Korninnenbereichen und Korngrenzen zum Zeitpunkt der maximalen Degradation. Das Degradationsausmaß ist bei den meisten Korngrenzentypen reduziert. Ausschließlich  $\Sigma 3$ -Korngrenzen (darunter Zwillingkorngrenzen) degradieren ähnlich stark wie Innenkornbereiche. Ein paar  $\Sigma 3$ -Korngrenzen zeigen auch eine reduzierte Degradation. Dabei könnte es sich um  $\Sigma 3$ -Korngrenzen handeln, die keine Zwillingkorngrenzen sind. Jedoch könnten diese Einzelfälle auch auf eine nicht korrekte XRD Laue Scan Bestimmung zurückzuführen sein. Alle anderen Korngrenzen zeigen im Mittel eine schwächere Degradation. Hierbei ist zu beachten, dass die Rekombinationsaktivität einer Korngrenze nicht nur durch die Verkippung der Kristallite (den Sigma-Wert) bestimmt wird, sondern auch durch die Orientierung der Korngrenze relativ zur Orientierung der Kristallite. Das könnte auch die Ursache für die relativ starke Streuung der Ergebnisse sein. Im Mittel steigt die relative EQE mit steigendem Sigma-Wert leicht an (siehe Abbildung

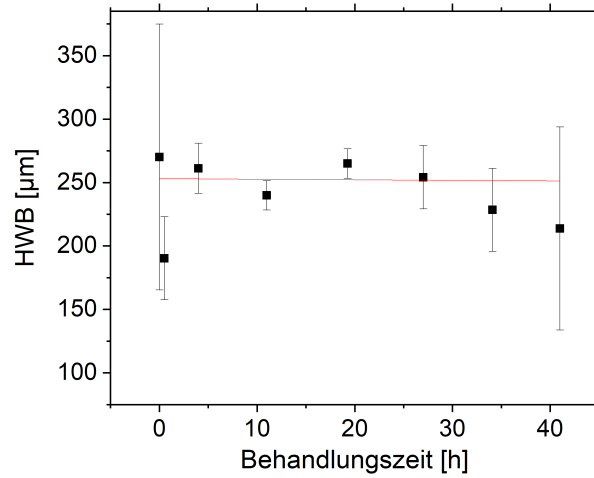


Abbildung 4.44: Halbwertsbreiten der an die Messwerte angepassten Gaußkurven aus Abbildung 4.43. Die Fehlerbalken zeigen den Standardfehler der angepassten Kurven an. Im Verlauf der Behandlungszeit (Degradation und Regeneration) ist keine kontinuierliche Verbreiterung des schwächer von LeTID-betroffenen Bereichs zu beobachten. Dies wird durch die lineare Anpassung (rote Linie) an die bestimmten Halbwertsbreiten deutlich. Die Halbwertsbreite beträgt  $(250 \pm 25) \mu\text{m}$ .

4.45).

Die schwächere Degradation an Korngrenzen mit  $\Sigma > 3$  lässt vermuten, dass an den freien Bindungen der Korngrenzen Defekte gesammelt werden, die bei dem LeTID-Defekt eine Rolle spielen. Um zu bestimmen, ob dieser Einfangprozess im Laufe der LeTID-Behandlung auftritt, wurde die Breite des weniger rekombinationsaktiven Bereichs im Verlauf der Degradation und Regeneration (bei  $(130 \pm 2) ^\circ\text{C}$  und unter Beleuchtung bei einer konstanten Leerlaufspannung ( $V_{\text{OC}} = (371 \pm 3) \text{ mV}$ ) ausgewertet.

Die reduzierte Degradation an der Korngrenze kann mittels einer Gaußkurve beschrieben werden. Im Laufe der Degradation und Regeneration ändert sich die Amplitude, die Halbwertsbreite zeigt jedoch keinen Trend der Verbreiterung und bleibt bei ca.  $250 \mu\text{m}$  (bzw.  $125 \mu\text{m}$  zu jeder Seite). Somit kann man schließen, dass die Verunreinigungen nicht hauptsächlich während der Degradation eingefangen werden, sondern zu einem Großteil schon zuvor während der Herstellung der Solarzelle.

#### **Einfluss der Feuertemperaturen auf die Breite der schwächer von LeTID-betroffenen Korngrenzen**

Die Vermutung, dass LeTID-Verunreinigungen an den Korngrenzen während des Zellprozess eingefangen werden, weist darauf hin, dass der Feuerschritt dabei eine Rolle spielen könnte. Da der Feuerschritt der letzte Hochtemperaturschritt im Zellprozesses ist und beobachtet wurde, dass dieser Schritt LeTID stark beeinflusst, ist es wahrscheinlich, dass in diesem Schritt die Verunreinigungen an den Korngrenzen gesammelt werden. Aus diesem Grund wurden multikristalline PERC Zellen, die bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen gefeuert wurden, untersucht und die Sammlungsbreite um die Korngrenzen dieser Proben bestimmt.

Die Spitzenfeuertemperaturen des Ofens liegen bei den untersuchten Proben zwischen

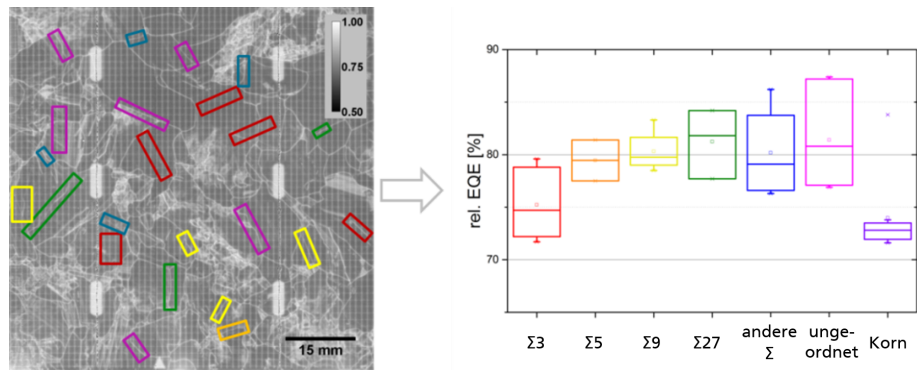


Abbildung 4.45: Links: Abbildung des lokalen Quotienten der EQE (960 nm) nach 4 h Degradation und der initialen EQE (960 nm). Die Korngrenzen sind nach Korngrenztyp farbig markiert. Rechts: Statistische Auswertung der relativen EQE (degradiert/initial) in Abhängigkeit von dem Korngrenztyp. Viele  $\Sigma 3$ -Korngrenzen (darunter Zwillingskorngrenzen) degradieren ähnlich stark wie Innenkornbereiche. Alle anderen Korngrenzen ( $\Sigma > 3$ ) schwächen die Degradation.

740 °C und 860 °C. Die Proben wurden zunächst in vier Teile geteilt. Je ein bis zwei Teilzellen wurden einer LeTID-Behandlung bei  $(75 \pm 2)$  °C und einer Beleuchtung von 1 Sonne für 174 h unterzogen. Die Ergebnisse dieser LeTID-Behandlung wurden bereits in Abschnitt 4.1.5 gezeigt. Dort wurde gezeigt, dass die Degradation nach 174 h sättigt. Die Zellen zeigen eine unterschiedlich ausgeprägte LeTID-Anfälligkeit mit Leistungsverlusten zwischen 6,8 % (740 °C) und 18,3 % (800 °C).

In diesem Abschnitt wird der Einfluss der Feuertemperatur auf das laterale Erscheinungsbild der Proben untersucht. An der Probe, die bei 740 °C gefeuert wurde, ist die reduzierte Degradation an den Korngrenzen nicht zu erkennen. Deshalb wird auf diese Probe nicht weiter eingegangen. Die anderen Proben mit einer Feuertemperatur zwischen 770 °C und 860 °C zeigen das in Abschnitt 4.2.3 beobachtete LeTID-Erscheinungsbild. Nicht-dekorierte Korngrenzen sind schwächer von LeTID betroffen und haben im Degradationsmaximum eine höhere Lebensdauer als die Korninnenbereiche (siehe Abbildung 4.46).

Die Halbwertsbreite der schwächer von LeTID-betroffenen Bereiche um die Korngrenzen wurde an diesen Proben, wie in Abschnitt 4.2.3 beschrieben, bestimmt. Bei den Proben mit höherer Feuertemperatur (zwischen 800 °C und 860 °C) liegen die Mittelwerte in einem ähnlichen Bereich zwischen 268  $\mu\text{m}$  und 277  $\mu\text{m}$  (siehe Abbildung 4.47). Ausschließlich die Probe, die bei 770 °C gefeuert wurde, hat eine etwas größere Halbwertsbreite von im Mittel 312  $\mu\text{m}$ . Jedoch ist die Streuung der auf diese Art bestimmten Halbwertsbreiten an einer Probe verhältnismäßig groß. Das 25 %-Perzentil bzw. 75 %-Perzentil weicht um bis zu 24  $\mu\text{m}$  vom Mittelwert ab. Somit gibt es auch Überschneidungen der Sammlungsbreiten der bei 770 °C, 830 °C und 860 °C gefeuerten Proben, wenn man die Streuung beachtet (siehe Abbildung 4.47).

Diese Untersuchung zeigt, dass die Sammlungsbreite mit steigender Peakfeuertemperatur nicht ansteigt. Der deutlich höhere Mittelwert bei der 770 °C-Probe könnte jedoch ein Hinweis darauf sein, dass die Sammlung im Verlauf des Feuerschritts nicht bei den höchsten Temperaturen erfolgt, sondern beim Abkühlen der Proben. Der Temperaturverlauf des Abkühlprozesses steht bei diesem Versuch nicht zu Verfügung, weshalb diese Vermutung nicht überprüft werden kann.

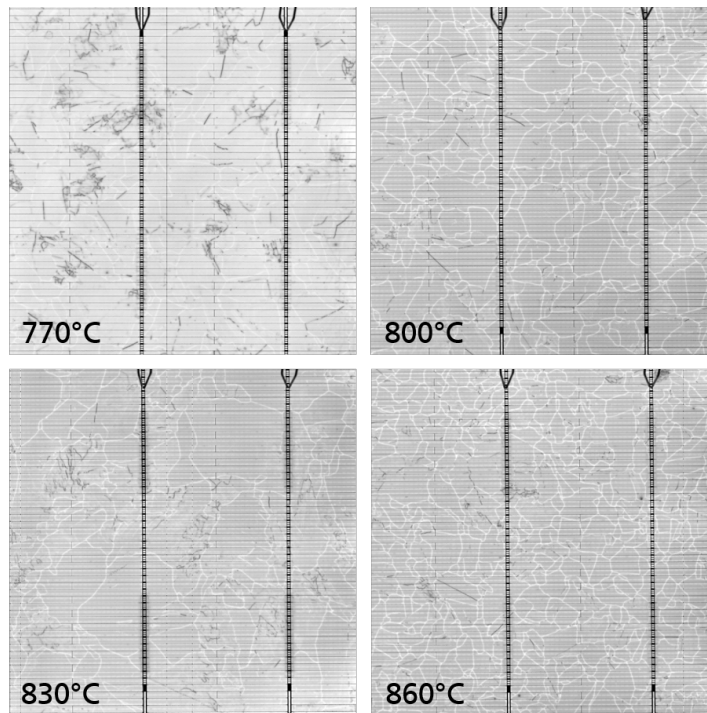


Abbildung 4.46: LBIC-Mapping (EQE 960 nm) von mc-Si PERC-Zellen gefeuert bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen zwischen 770 °C und 860 °C im degradierten Zustand (nach 175 h LeTID-Behandlung). An diesen Proben ist die reduzierte Degradation an den Korngrenzen als helle Linien erkennbar.

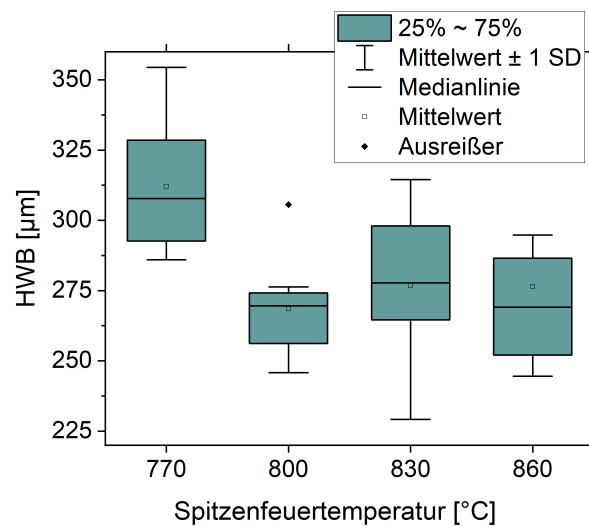


Abbildung 4.47: Halbwertsbreite der schwächer von LeTID-betroffenen Bereiche an Korngrenzen der Proben, die bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen gefeuert wurden. Die Proben mit einer Feuertemperatur zwischen 800 °C und 860 °C besitzen im Mittel eine vergleichbare HWB. Ausschließlich bei der Probe, die bei 770 °C gefeuert wurde, ist der schwächer von LeTID-betroffene Bereich um die Korngrenze breiter.

### 4.3.3 Beschreibung der Sammlung an Korngrenzen mit Hilfe der Diffusionsgleichung

#### Beschreibung der Diffusion zu den Korngrenzen

Die bisherigen Untersuchungen lassen vermuten, dass Verunreinigungen, die LeTID hervorrufen, bei einem Hochtemperaturschritt im Zellprozess an den Korngrenzen gesammelt werden. Dieser Vorgang lässt sich mit der Diffusionsgleichung

$$\frac{\partial}{\partial t} N_D(x, t) = D \frac{\partial^2}{\partial x^2} N_D(x, t) \quad (4.5)$$

beschreiben, wobei  $N_D$  die Dichte der Verunreinigungen am Ort  $x$  zum Zeitpunkt  $t$  ist und  $D$  die Diffusionskonstante. Da eine Korngrenze im Wafer eine Fläche darstellt und hier davon ausgegangen wird, dass jeder Punkt der Korngrenze gleichwertig ist, genügt es hier nur eine Raumdimension senkrecht zu der Korngrenze zu betrachten, wobei die Korngrenze sich am Ort  $x = 0$  befindet. Zusätzlich wird angenommen, dass das Korn die Breite  $d$  hat. Somit befindet sich an der Stelle  $x = d$  die nächste Korngrenze. Die Verunreinigungen werden an den Korngrenzen eingefangen und stehen nicht mehr zur Diffusion zur Verfügung. Aus diesem Modell können die Randbedingungen der Diffusionsgleichung abgeleitet werden:

$$N_D(x, t) = 0, \text{ falls } x \in \{0, d\} \quad (4.6)$$

und

$$N_D(x, 0) = \begin{cases} 0, & \text{falls } x \in \{0, d\} \\ N_{D,0}, & \text{falls } 0 < x < d \end{cases} \quad (4.7)$$

Die erste Randbedingung bedeutet, dass die Verunreinigungen an den Korngrenzen gesammelt werden und nicht mehr zur Diffusion zur Verfügung stehen. Die zweite Randbedingung bedeutet, dass zu Beginn des Sammlungsprozesses (zum Beispiel beim Abkühlen nach einem Hochtemperaturschritt) die Verunreinigungen gleichmäßig verteilt sind. Erst beim Abkühlen bilden sich Defektanhäufungen.

Die Diffusionsgleichung lässt sich durch Separation der Variablen lösen. Es ergeben sich zwei gewöhnliche Differenzialgleichungen:

$$\frac{d}{dt} T(t) + D \cdot \lambda \cdot T(t) = 0 \quad (4.8a)$$

$$\frac{d^2}{dx^2} X(x) + \lambda \cdot X(x) = 0 \quad (4.8b)$$

Daraus ergibt sich unter Berücksichtigung der Randbedingung  $X(0) = 0$ :

$$T(t) = T_0 \cdot \exp(-D \cdot \lambda \cdot t), \text{ mit } T_0 \in \mathbb{R} \text{ und } \lambda \in \mathbb{R} \quad (4.9a)$$

$$X(x) = A \cdot \sin(\sqrt{\lambda} \cdot x), \text{ mit } A \in \mathbb{R} \text{ und } \lambda \in \mathbb{R}_{\geq 0} \quad (4.9b)$$

Aus der Randbedingung 4.6 folgt:

$$\lambda = \frac{n^2 \cdot \pi^2}{d^2}, \text{ mit } n \in \mathbb{N} \quad (4.10)$$

Somit gilt:

$$N_D(x, t) = \sum_{n=1}^{\infty} C_n \cdot \exp\left(-D \cdot \frac{n^2 \cdot \pi^2}{d^2} \cdot t\right) \cdot \sin\left(\frac{n \cdot \pi}{d} \cdot x\right) \quad (4.11)$$

Die zweite Randbedingung 4.7 lässt sich mit Hilfe der Fourierreihe [Jes] der Treppenfunktion erfüllen:

$$C_n = \frac{2 \cdot N_{D,0}}{\pi} \cdot \int_0^\pi \sin(n\xi) d\xi = 2 \cdot N_{D,0} \cdot \frac{1 - (-1)^n}{\pi n}. \quad (4.12)$$

Die laterale Verteilung der Defekte zum Zeitpunkt  $t$  mit Entfernung  $x$  von der Korngrenze ist folglich:

$$N_D(x, t) = 2 \cdot N_{D,0} \cdot \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1 - (-1)^n}{\pi n} \cdot \exp\left(-\frac{n^2 \cdot \pi^2}{d^2} \cdot D \cdot t\right) \cdot \sin\left(\frac{n \cdot \pi}{d} \cdot x\right). \quad (4.13)$$

Zur Veranschaulichung ist der Verlauf dieser Defektverteilung mit zunehmendem Abstand von der Korngrenze in Abbildung 4.48 dargestellt. Dabei wurde die Defektdichte im Korn  $N_{D,0}$  auf 1 normiert. Als Entfernung zur nächsten Korngrenze  $d$  wurden 10 mm gewählt. So wird der hier betrachtete Bereich nur von einer Korngrenze am Ort  $x = 0$  beeinflusst. Die Diffusionskonstante multipliziert mit der Zeit  $Dt$  wurde zwischen  $0,004 \text{ mm}^2$  und  $0,06 \text{ mm}^2$  variiert.

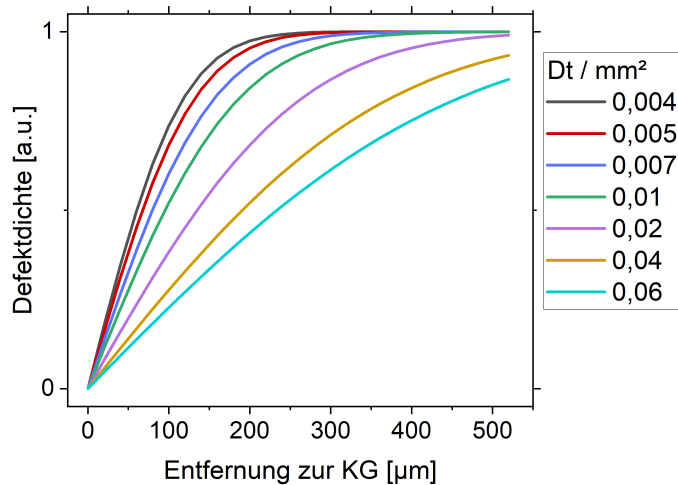


Abbildung 4.48: Aus der Diffusionsgleichung bestimmte Defektdichte über die Entfernung von einer Korngrenze mit  $Dt$  zwischen  $0,004 \text{ mm}^2$  und  $0,06 \text{ mm}^2$ .

Diese theoretisch bestimmte Defektdichte lässt sich auf die bisher experimentell bestimmten Daten übertragen, indem man aus der Defektdichte die Quanteneffizienz bestimmt. Dieser Zusammenhang ergibt sich aus den Formeln 2.1, 2.3 und 3.4. Dabei wird aus der Defektdichte die Lebensdauer und daraus die Diffusionslänge berechnet, woraus die IQE bestimmt wird. Da bei dem in dieser Arbeit benutzten LBIC-System der Laserstrahl  $100 \mu\text{m}$  bis  $200 \mu\text{m}$  breit ist, wurde zusätzlich die IQE über einen  $200 \mu\text{m}$  breiten Bereich gemittelt. Die auf diese Art bestimmte IQE ist in Abbildung 4.49 dargestellt. Es ist zu sehen, dass sich die berechneten Quanteneffizienzen mit einem Gaußfit anpassen lassen, wie es bereits für die experimentellen Daten beobachtet wurde. Diese theoretische Betrachtung zeigt, dass die Fits in Abschnitt 4.2.3 physikalisch sinnvoll sind.

Je größer  $Dt$  ist, umso größer ist die mit dem Gaußfit bestimmte Halbwertsbreite. Die hier betrachteten  $Dt$ -Werte ( $Dt = 0,004 \text{ mm}^2$ ,  $0,005 \text{ mm}^2$ ,  $0,007 \text{ mm}^2$ ,  $0,01 \text{ mm}^2$ ,



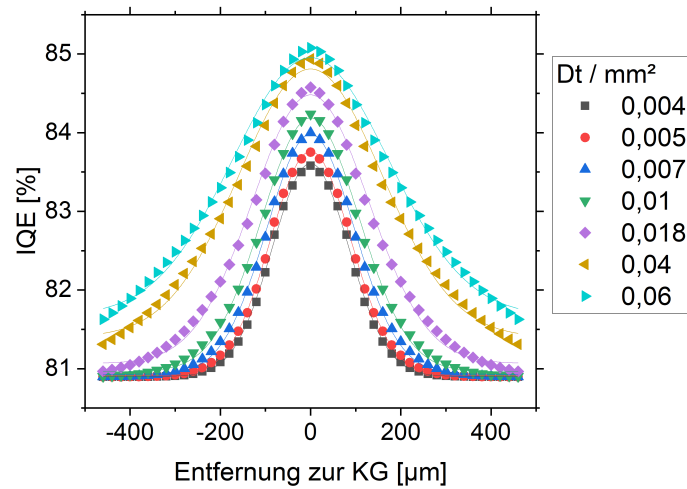


Abbildung 4.49: Interne Quanteneffizienz (Punkte) senkrecht zu einer Korngrenze berechnet aus der in Abbildung 4.48 dargestellten Defektdichte. Die IQE-Daten lassen sich mit Gaußkurven (Linien) anpassen.

0,02 mm<sup>2</sup>, 0,04 mm<sup>2</sup> und 0,06 mm<sup>2</sup>) korrelieren mit den Halbwertsbreiten HWB = 200 µm, 210 µm, 229 µm, 254 µm, 302 µm, 312 µm, 373 µm und 406 µm der Gaußfits. Die in den Abschnitten 4.2.3 und 4.3.2 gemessenen Halbwertsbreiten zwischen 200 µm und 300 µm korrelieren demnach mit  $Dt$ -Werten zwischen 0,004 mm<sup>2</sup> und 0,018 mm<sup>2</sup>.

Berechnet man die Quanteneffizienz mit einer Mittelung über einen 100 µm großen Bereich, erhält man qualitativ die selben Aussagen wie beschrieben (bei einer Mittelung über 200 µm). Die Halbwertsbreiten zwischen 200 µm und 300 µm korrelieren dabei mit  $Dt$ -Werten zwischen 0,007 mm<sup>2</sup> und 0,03 mm<sup>2</sup>.

### Abschätzung des Diffusionswegs von Verunreinigungen während des Feuerschritts

In diesem Abschnitt wird abgeschätzt, welche Verunreinigungen im Siliziummaterial ein solches Erscheinungsbild an den Korngrenzen erzeugen könnten. Dabei wird angenommen, dass die Sammlung während des Abkühlens beim Feuerschritt auftritt. Die Ergebnisse in Abschnitt 4.3.2 deuten darauf hin, dass die Sammlung erst beim Abkühlen der Proben auftritt. Da die Temperaturverläufe während des Feuerschritts der in dieser Arbeit untersuchten Proben nicht bekannt sind, wird der Temperaturverlauf des FFOs (fast firing oven), veröffentlicht in [Ebe+17], genutzt um die Diffusion zu berechnen.

Da bei dem Feuerschritt die Diffusion nicht bei einer konstanten Temperatur erfolgt, muss anstatt der Diffusionskonstante multipliziert mit der Zeit ( $Dt$ ) die über die Zeit integrierte Diffusionskonstante ( $\int D(T(t))Dt$ ) betrachtet werden. Dieses Integral entspricht  $D \cdot t$ , wenn die Temperatur über den betrachteten Zeitraum konstant ist. Zur Konsistenz zum letzten Abschnitt wird die über die Zeit integrierte Diffusionskonstante im Folgenden mit  $Dt$  bezeichnet.

Das Integral  $\int D(T(t))Dt$  wurde numerisch berechnet. Dabei ist der Zusammenhang von Temperatur und Zeit gegeben durch den Temperaturverlauf  $T(t)$  während des Feuerschritts beschrieben in [Ebe+17]. Die temperaturabhängigen Diffusionskonstanten  $D(T)$

stammen aus [Hul99] und [Meh07]. Bei der Abschätzung welche Verunreinigungen in Frage kommen, konzentriert sich die Arbeit auf Wasserstoff, Kupfer, Nickel, Kobalt, Lithium und Eisen, da diese sehr beweglich in Silizium sind. Für diese Verunreinigungen ist die über die Zeit integrierte Diffusionskonstante während des Kühlprozesses des Feuerschritts in Tabelle 4.1 aufgelistet.

Tabelle 4.1: Abschätzung der Diffusion von Verunreinigungen im Silizium während des Kühlprozesses des Feuerschritts

	H	Cu	Ni	Co	Li	Fe
ab 800 °C						
$Dt$ in $\text{mm}^2 \approx$	0,039	0,060	0,009	0,017	0,001	$4,4 \cdot 10^{-4}$
ab 660 °C						
$Dt$ in $\text{mm}^2 \approx$	0,017	0,03	0,004	0,009	$3,5 \cdot 10^{-4}$	$1,4 \cdot 10^{-4}$
ab 620 °C						
$Dt$ in $\text{mm}^2 \approx$	0,013	0,026	0,003	0,008	$2,6 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^{-4}$

Integriert man über den gesamten Kühlprozess von 800 °C bis 200 °C<sup>1</sup> erhält man eine maximale Abschätzung für  $Dt$ , da dabei angenommen wird, dass sich die Verunreinigungen an die Korngrenze binden und der Umkehrprozess ignoriert wird. Aus diesen Daten kann man bereits schließen, dass Lithium und Eisen in Folge des Feuerschritts nicht dieses Erscheinungsbild hervorrufen können, da diese Elemente zu langsam diffundieren. Unter diesen Annahmen kommen Nickel und Kobalt als mögliche Kandidaten in Frage.

Genau genommen treten die Prozesse der Sammlung an Korngrenzen und das Lösen von Korngrenzen zeitgleich auf. Welcher der Prozesse dominiert ist abhängig von der Temperatur. Auch das tatsächlichen Kontaminationsniveau spielt dabei eine wichtige Rolle. Da diese Information nicht zur Verfügung steht, wird im Folgenden angenommen, dass bei LeTID anfälligen mc-Proben sich das Kontaminationsniveau nicht deutlich unterscheidet. Aufgrund dieser Annahme können die hier gemachten Abschätzungen jedoch nur Größenordnungen für  $Dt$  liefern. Zur Abschätzung, bis zu welcher Temperatur die Sammlung dominiert, wird auf die Untersuchungen von Chan et al. verwiesen [Cha+16]. Chan et al. haben in dieser Veröffentlichung gezeigt, dass das LeTID-Ausmaß mittels eines zweiten Feuerschritts reduziert werden kann. Die geringsten Verluste wurden mit einem zweiten Feuerschritt mit Spitzentemperatur von 620 °C und 660 °C beobachtet. Geht man davon aus, dass diese Degradationsreduktion durch die Sammlung von Verunreinigungen an Oberflächen wie Korngrenzen hervorgerufen wird, ist davon auszugehen, dass bei diesen Temperaturen die Sammlung und bei höheren Temperaturen das Lösen dominiert. Dementsprechend wurde die Diffusion der Verunreinigungen berechnet indem nur der Temperaturbereich zwischen 660 °C bzw. 620 °C und 200 °C im Kühlprozess berücksichtigt wurde (siehe Tabelle 4.1 Zeilen 2 und 3). Diese Annahmen deuten darauf hin, dass die Sammlung von Wasserstoff, Kupfer, Nickel oder Kobalt zu den reduzierten Verlusten an den Korngrenzen führt.

#### 4.3.4 Bestimmung des Einflusses metallischer Verunreinigungen

In Abschnitt 4.3.2 wurde untersucht, ob LeTID-Defekte durch eine lokal erhöhte Rekombination nach der Stressbehandlung zu lokalisieren sind. Es konnte keine durch LeTID hervorgerufene lokal erhöhte Rekombination gemessen werden, wie es bei der Entstehung von rekombinationsaktiven metallischen Präzipitaten zu vermuten wäre. Dennoch

<sup>1</sup>Temperaturen unter 200 °C wurden nicht berücksichtigt, da bei der DA-Behandlung keine Verbreiterung des Sammlungsbereichs gemessen wurde (siehe Abschnitt 4.3.5).

besteht die Möglichkeit, dass metallische Verunreinigungen bei der Degradation in Form von Punktdefekten involviert sind. Ein Hinweis darauf ist zum Beispiel, dass LeTID zunächst verstärkt an multikristallinen PERC Zellen, die im Allgemeinen mehr Metalle enthalten, beobachtet wurde. Der Zusammenhang zwischen metallischen Verunreinigungen und LeTID wird in diesem Abschnitt untersucht.

Da bisher noch nicht geklärt ist, welchen Einfluss das Material auf LeTID hat, wurde für diesen Versuch Material aus einem Brick genutzt. Die Metallkonzentration variiert mit der Brickhöhe. Bei dem untersuchten Brick wurde die Kappe nicht zuvor entfernt, weshalb im untersten und obersten Bereich Wafer mit einer hohen Konzentration an Verunreinigungen auftreten, die im industriellen Zellprozess aussortiert würden. Um den Einfluss der Metallkonzentration auf LeTID zu untersuchen, wurden Waferpaare über die Brickhöhe verteilt untersucht. An einem Wafer je Paar wurde mittels ICP-MS die Konzentration von zwanzig Metallen bestimmt, die typischerweise in einem Siliziumwafer zu finden sind (B, Na, Mg, Al, P, Ca, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Ni, Co, Cu, Zn, Ge, Mo, W, K, und As). Der andere Wafer aus dem Waferpaar wurde zu einer PERC Zelle weiterverarbeitet. Die Zellen wurden industriell mit demselben Zellprozess hergestellt, so dass die Unterschiede bei der Degradation Rückschlüsse auf das Material geben. Diese Solarzellen wurden unter Beleuchtung (1 Sonne) im Leerlauf (OC) bei erhöhter Temperatur (130 °C) degradiert.

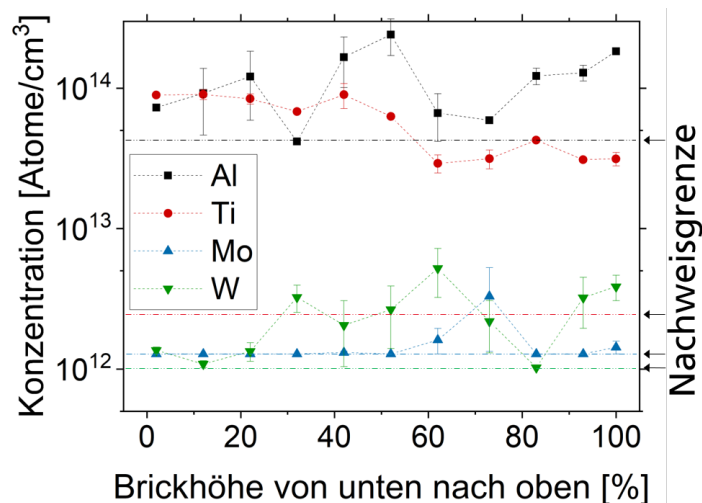


Abbildung 4.50: Aluminium-, Titan-, Molybdän- und Wolframgehalt in multikristallinen Wafern über die Brickhöhe. Im unteren Bereich ist die Molybdän- und Wolframkonzentration gering. Ab ca. einem Drittel bzw. ab der Hälfte der Brickhöhe steigt der Wolfram- bzw. der Molybdängehalt. Die stärkste Molybdän- und Wolframverunreinigung ist bei ca. zwei Drittel der Brickhöhe zu finden. Der Titangehalt ist in der unteren Hälfte am höchsten. Bei der Hälfte sinkt er auf ca. ein Drittel ab und ist in der oberen Hälfte wieder relativ konstant. Der Aluminiumgehalt steigt vom unteren zum oberen Bereich des Bricks an mit einem Einbruch bei der Mitte des Bricks.

Die Metalle, die in der Literatur als potentielle LeTID-Kandidaten vermutet werden, sind in Abbildung 4.50 und 4.51 dargestellt. Titan, Molybdän und Wolfram wurden als mögliche Kandidaten in [Nak+16] diskutiert. Die Molybdänkonzentration in den Wafern ist so gering, dass sie bei fast allen Wafern unter der Nachweisgrenze von  $1,28 \cdot 10^{12}$  Atome/cm<sup>3</sup> liegt. Nur in der oberen Hälfte des Bricks ist an ein paar Wafern ei-

ne leicht erhöhte Konzentration (zwischen  $1,6 \cdot 10^{12}$  Atome/cm<sup>3</sup> und  $3,3 \cdot 10^{12}$  Atome/cm<sup>3</sup>) zu messen. Die Wolframkonzentration liegt im unteren Drittel des Bricks bei  $1 \cdot 10^{12}$  Atome/cm<sup>3</sup> bis  $1,5 \cdot 10^{12}$  Atome/cm<sup>3</sup>. Im restlichen Brick ist die Konzentration etwas höher. Dort schwankt sie zwischen  $2 \cdot 10^{12}$  Atome/cm<sup>3</sup> und  $5 \cdot 10^{12}$  Atome/cm<sup>3</sup>. Der Titangehalt ist ein bis zwei Größenordnungen höher als der von Molybdän und Wolfram. In der unteren Hälfte des Bricks wurden ca.  $9 \cdot 10^{13}$  Titan Atome/cm<sup>3</sup> gemessen, in der oberen Hälfte sinkt der Titangehalt auf ca.  $3 \cdot 10^{13}$  Atome/cm<sup>3</sup>.

Wagner et al. haben Aluminium als potentiellen LeTID-Kandidaten identifiziert. Der Aluminiumgehalt steigt vom unteren zum oberen Bereich des Bricks an. Bei 60 % der Brickhöhe bricht jedoch die Aluminiumkonzentration ein, wodurch die Konzentration im obersten Bereich der in der Mitte befindlichen Konzentration entspricht. Der Aluminiumgehalt liegt bei ca.  $1,2 \cdot 10^{14}$  Atome/cm<sup>3</sup>.

Nickel und Kobalt sind schnell diffundierende Verunreinigungen im Silizium. Diese Metalle kommen laut Bredemeier et al. für LeTID infrage [BWS17b]. Der Verlauf dieser drei Verunreinigungen über die Brickhöhe ist ähnlich. Die stärkste Verunreinigung tritt im unteren Fünftel des Bricks auf. Das Minimum dieser Verunreinigungen wird bei ca. einem Drittel der Brickhöhe erreicht. Danach steigt der Gehalt von Nickel, Kobalt und Kupfer wieder leicht an, wobei die Kobaltkonzentration in diesem Bereich mit Werten bis  $3,6 \cdot 10^{11}$  Atome/cm<sup>3</sup> nahe an der Nachweisgrenze ( $9,1 \cdot 10^{10}$  Atome/cm<sup>3</sup>) liegt und immer wieder unter diese Grenze fällt. Über den gesamten Brick ist der Kobaltgehalt ein bis zwei Größenordnungen geringer als der Nickel- und Kupfergehalt, welche in einer vergleichbaren Konzentration auftreten.

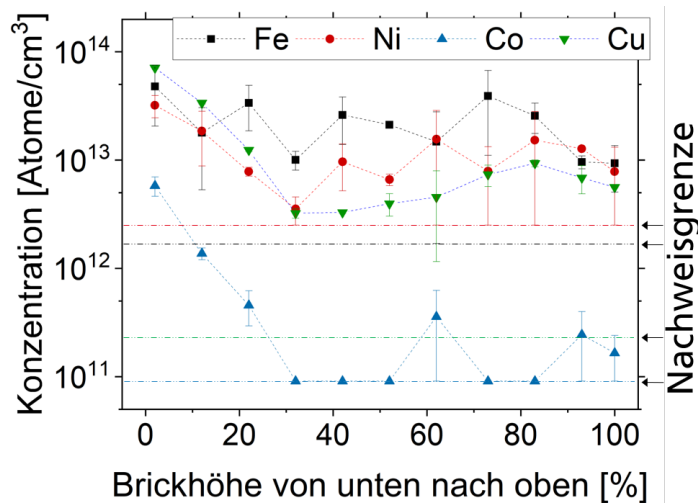


Abbildung 4.51: Eisen-, Nickel-, Kobalt- und Kupfergehalt in multikristallinen Wafern über die Brickhöhe. Die stärkste Verunreinigung befindet sich im unteren Fünftel des Bricks. Das Minimum dieser Verunreinigungen wird bei einem Drittel der Brickhöhe erreicht. Danach steigt der Gehalt dieser Verunreinigungen zunächst wieder leicht an und fällt im obersten Bereich (90 % bis 100 %) wieder ab.

Der Gehalt der restlichen Verunreinigungen ist im Anhang zu finden. Zum Teil ähnelt deren Verlauf den in Abbildung 4.51 gezeigten Verunreinigungen. Auch die Chrom- und Manganverunreinigung ist im unteren Fünftel des Bricks am ausgeprägtesten. Im restlichen Brick schwankt der Chrom- und Mangan Gehalt. Es ist kein Trend zu erkennen. Die Zinkkonzentration ist im unteren und oberen Bereich erhöht. Bei ca. ein Drit-

tel der Brickhöhe ist der Zinkgehalt am geringsten. Bei Phosphor und Natrium wurde eine erhöhte Konzentration im oberen Bereich des Bricks gemessen (bei Phosphor in den oberen 20 % und bei Natrium in den oberen 60 %). Nur die Eisen- und Titankonzentration sinkt vom unteren zum oberen Bereich des Bricks. Dabei schwankt die gemessene Eisenkonzentration um den Wert  $2,5 \cdot 10^{13}$  Atome/cm<sup>3</sup> in den unteren 4/5 des Bricks. Erst in den oberen 10 % des Bricks ist wiederholt eine geringere Eisenkonzentration zu messen. Der Bor- und Germaniumgehalt steigt vom unteren zum oberen Bereich des Bricks. Dabei unterscheiden sich die Konzentrationen dieser Metalle um Größenordnungen. Bor ist als Dotierstoff in sehr hohen Konzentrationen zu finden, im Schnitt  $1,18 \cdot 10^{16}$  Atome/cm<sup>3</sup>. Die durchschnittliche Germaniumkonzentration ist mit  $3,2 \cdot 10^{14}$  Atome/cm<sup>3</sup> fast zwei Größenordnungen geringer. Viele metallische Verunreinigungen (V, Ca, Mg, K, As) zeigen keinen eindeutigen Trend in ihrer Konzentration über die Brickhöhe. Die durchschnittlichen Konzentrationen sind: Vanadium  $1,5 \cdot 10^{13}$  Atome/cm<sup>3</sup>; Calcium  $5,6 \cdot 10^{14}$  Atome/cm<sup>3</sup>; Magnesium  $7,5 \cdot 10^{13}$  Atome/cm<sup>3</sup>; Kalium  $2,7 \cdot 10^{14}$  Atome/cm<sup>3</sup>; und Arsen  $1,3 \cdot 10^{14}$  Atome/cm<sup>3</sup>.

Die PERC Zellen, die aus den benachbarten Wafern hergestellt wurden, wurden sequenziell unter Beleuchtung bei 25 °C und anschließend bei 130 °C behandelt. Zunächst wurden die Proben bei 25 °C und einer Sonne beleuchtet, um die LID-Anfälligkeit bezüglich BO-LID, Fe-LID, Cu-LID und Sponge-LID zu testen. Zelle 1 (aus dem unteren Brickbereich) hat bei diesem Test bereits hohe Effizienzverluste ( $\Delta\eta_{rel} = 3,6$  %,  $\Delta V_{OC, rel} = 0,5$  %) gezeigt. Da im unteren Bereich eine sehr hohe Konzentration an metallischen Verunreinigungen (insbesondere Eisen und Kupfer) vorhanden ist, ist dieses Ergebnis nicht überraschend. Da jedoch die Vergleichbarkeit zu den anderen Zellen durch die deutlich geringere Effizienz nicht mehr gegeben ist, wurde diese Zelle nicht weiter untersucht. Die anderen Zellen haben bei der Vorbehandlung bei 25 °C nur geringe Verluste ( $\Delta\eta_{rel} < 0,5$  %,  $\Delta V_{OC, rel} < 0,1$  %) gezeigt. Diese Zellen wurden einem zweiten Degradationsschritt unterzogen.

Bei 130 °C unter Beleuchtung mit einer Sonne (im Leerlauf) wurden die Zellen einer LeTID-Behandlung unterzogen. Die Zellen zeigen den typischen LeTID-Verlauf mit einer Degradation in den ersten Stunden und anschließender Regeneration (siehe Abbildung 4.52).

Bei den hier untersuchten Zellen aus einem Brick ist das maximale Degradationsausmaß ähnlich. Die Leerlaufspannung degradiert zwischen 6 % und 7 %. Die Leistungsdegradation der Proben liegt zwischen 14,5 % und 16,3 %. Im oberen Drittel des Bricks ist die Degradation etwas schwächer ausgeprägt (siehe Abbildung 4.53). Es gibt nur wenige Metalle, die diesen Verlauf widerspiegeln. Wegen der Segregation steigt die Konzentration vieler Metalle im obersten Bereich an. Nur Eisen und Titan haben im oberen Bereich eine deutlich geringere Konzentration. Da dieser Effekt für Eisen erst in den oberen 10 % ausgeprägt ist, spiegelt nur der Titangehalt den Verlauf des Degradationsausmaßes wieder.

Das Degradationsausmaß unterscheidet sich somit nur leicht bei Wafern aus unterschiedlichen Brickhöhen. Auffällig ist jedoch, dass deutliche Unterschiede bei der Degradations- bzw. Regenerationskinetik zu beobachten sind. Mit steigender Brickhöhe wird das Degradationsmaximum später erreicht. Die Behandlungszeit, bis das Minimum der Leerlaufspannung erreicht wird bzw. die Regeneration einsetzt, steigt vom unteren bis zum oberen Bereich auf das Vierfache an von ca. 1 h auf ca. 4 h (siehe Abbildung 4.54).

Die langsamere Degradation im oberen Brickbereich könnte durch eine geringere Konzentration an Verunreinigungen, die LeTID hervorrufen, ausgelöst werden. In diesem Fall

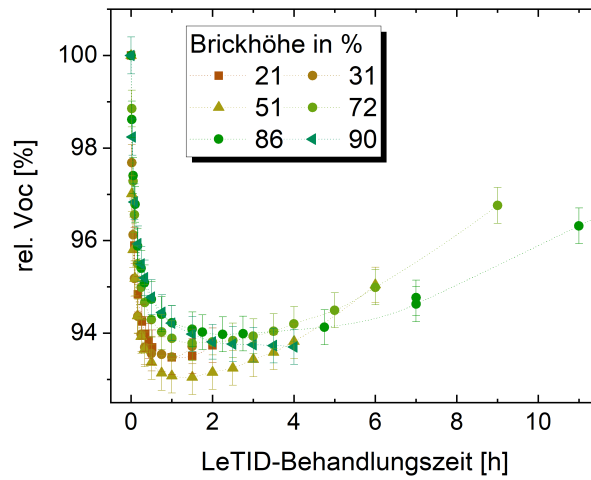


Abbildung 4.52: Änderung der relativen Leerlaufspannung von Proben aus unterschiedlichen Brickhöhen von unten – 21 % der Brickhöhe – nach oben – 90 % der Brickhöhe – während der LeTID-Behandlung bei 130 °C und einer Sonne. Die Zellen zeigen eine ausgeprägte Degradation und Regeneration.

kommt an metallischen Verunreinigungen, wie bereits diskutiert, nur Eisen oder Titan in Frage. Alternativ könnten auch Dotierstoffe im Silizium die Degradation im oberen Brickbereich hemmen. Ein Anstieg der Verunreinigungskonzentration im obersten Bereich des Bricks (in den oberen 20 %) ist bei Phosphor, Bor und Germanium zu sehen. Diese Stoffe könnten die LeTID-Verunreinigungen einfangen und somit die Degradation verlangsamen.

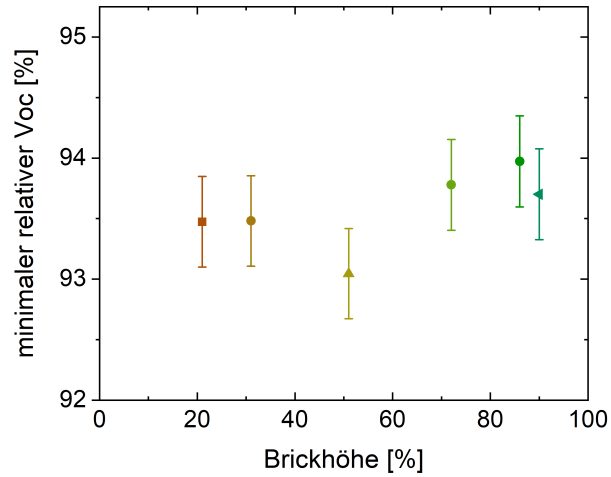


Abbildung 4.53: Minimale relative Leerlaufspannung bei dem Degradations-Regenerationsverlauf über die Brickhöhe. Alle Proben erreichen ein vergleichbares Degradationsniveau zwischen 6 % und 7 % relativem Leerlaufspannungsverlust.

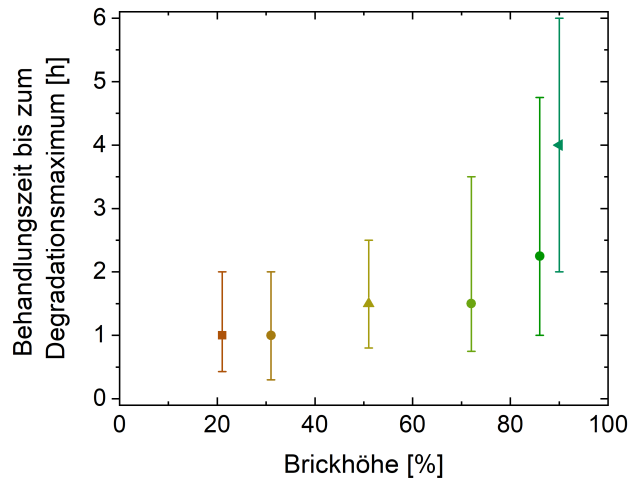


Abbildung 4.54: Behandlungszeit bis das Degradationsmaximum erreicht ist bzw. die Regeneration einsetzt über die Brickhöhe. Die Zeit bis zur maximalen Degradation steigt mit steigender Brickhöhe deutlich an. Vom untersten bis zum obersten Bereich steigt diese Zeit auf das Vierfache an.

### 4.3.5 Sequenzielle LeTID- und DA-Behandlung

In Abschnitt 4.1.5 wurde bereits die Degradation unter Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen (LeTID) mit der Degradation bei hohen Temperaturen ohne Ladungsträgerinjektion (DA) verglichen. Diese Untersuchungen haben gezeigt, dass bei LeTID-anfälligen Proben ein gewisser Zusammenhang zwischen den beiden Behandlungsarten besteht. Jedoch ist das Degradationsausmaß bei der 170 °C-DA-Behandlung deutlich schwächer als bei der LeTID-Behandlung und es ist kein linearer Zusammenhang zwischen den Degradationsausmaßen feststellbar. In diesem Abschnitt werden Ergebnisse gezeigt von sequenziell hintereinander ausgeführten LeTID- und DA-Behandlungen. Diese Untersuchungen helfen dabei zu verstehen, ob diese beiden Behandlungsarten dieselben Defekte beeinflussen, oder ob unterschiedliche Defekte aktiviert werden.

Für die sequenziellen Untersuchungen wurden Zellen aus Wafern aus der Mitte eines Bricks genutzt. Alle Proben haben denselben Zellprozess gesehen, der zu einer erhöhten LeTID-Anfälligkeit führt. Somit ist bei allen Proben mit einer vergleichbaren LeTID-Anfälligkeit zu rechnen. Vor den Untersuchungen bei erhöhten Temperaturen wurden LID-Tests bei Raumtemperatur (25 °C) bei einer Einstrahlung von einer Sonne für 24 h durchgeführt. Diese Behandlung aktiviert die anderen LID-Defekte wie FeB-LID und BO-LID. Die LeTID-Defekte werden von dieser Behandlung nicht beeinflusst, wie in Abschnitt 4.2.2 gezeigt. Nach der 25 °C-Behandlung wurden nur geringe Verluste in den Zellparametern gemessen ( $\Delta V_{OC, rel} < 0,3 \%$ ,  $\Delta I_{SC, rel} < 1,3 \%$ ). Daraus lässt sich schließen, dass diese Proben nicht besonders anfällig auf BO-LID oder FeB-LID sind. Somit kann davon ausgegangen werden, dass die im Folgenden beobachtete Degradation vorwiegend auf LeTID zurückzuführen ist.

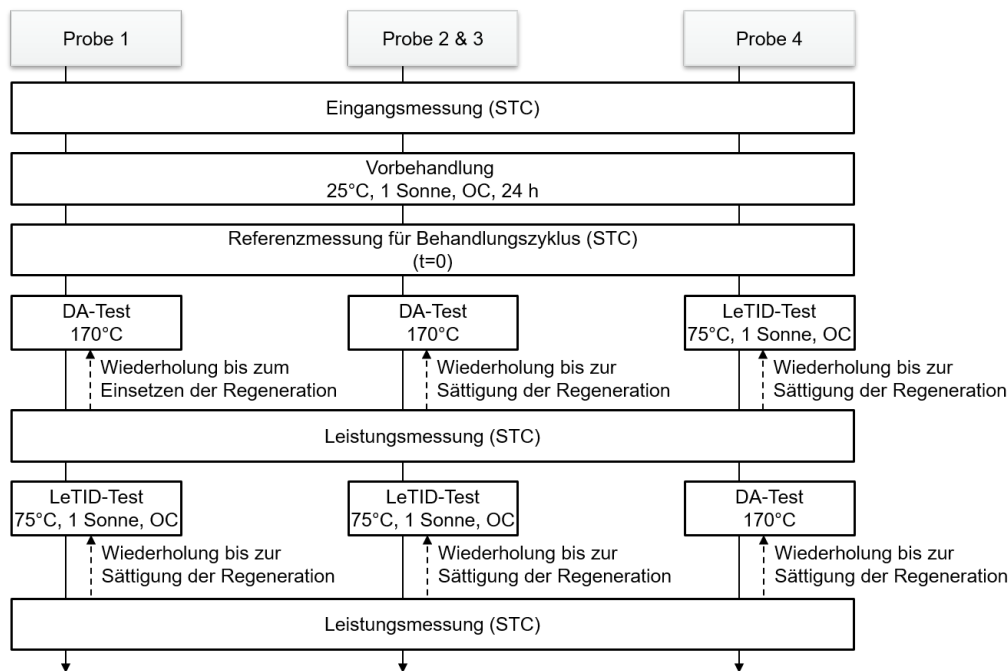


Abbildung 4.55: Behandlungsschema der sequenziellen Untersuchungen.

Für die sequenziellen Untersuchungen wurden drei unterschiedliche Behandlungszyklen genutzt. Zwei Zellen wurden zunächst einer DA-Behandlung bei 170 °C unterzogen.



Eine davon wurde bis zur maximalen Degradation, die andere bis zum erhaltenen DA-Zustand behandelt. Anschließend wurden die Zellen bei LeTID-Bedingungen (75 °C und 1 Sonne im Leerlauf) bis zur Regeneration behandelt. Eine weitere Zelle wurde zunächst einer LeTID-Behandlung unterzogen bis zur Regeneration. Anschließend wurde die Zelle einer DA-Behandlung bei 170 °C bis zur vollständigen Erholung unterzogen. Das Behandlungsschema ist in Abbildung 4.55 zu sehen.

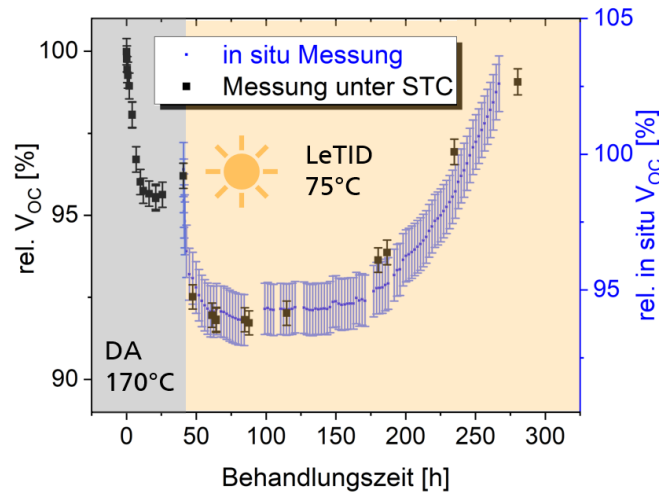


Abbildung 4.56: Sequenzielle Untersuchung (Probe 1): Temperaturbehandlung bei 170 °C bis die maximale Degradation erreicht ist, gefolgt von einer Lichtbehandlung bei 75 °C. Die nachfolgende Lichtbehandlung führt zu einer weiteren Degradation. Die Regeneration bei 75 °C und einer Sonne führt zu einer Deaktivierung der LeTID- und der DA-Defekte.

Abbildungen 4.56, 4.57 und 4.58 zeigen die relativen Verluste der Leerlaufspannungen im Laufe der sequenziellen Behandlung. Hier wird die Leerlaufspannung betrachtet, um das LeTID-Ausmaß zu bewerten, da diese Werte durch In-situ-Messungen bei der LeTID-Behandlung ergänzt werden, die den Degradationsverlauf vervollständigen. Bei der Dunkelbehandlung erreichen die Proben nach 0 h bis 30 h das Degradationsmaximum. Die Leerlaufspannung nimmt in dieser Zeit zwischen 4,5 % und 5,6 % relativ ab. Der Leistungsverlust beträgt zwischen 12 % und 13 %. Die weitere DA-Behandlung führt zu einer Erholung der Zellparameter, wie bereits in Abschnitt 4.1.5 beobachtet. Proben 2 und 3 erreichen bis auf 0,5 % ihre initiale Leerlaufspannung.

Die anschließende LeTID-Behandlung führt bei den drei Proben 1, 2 und 3 zu einer erneuten Degradation (siehe Abbildungen 4.56 und 4.57). Probe 1 verliert weitere 4,7 % der Leerlaufspannung bei der nachfolgenden LeTID-Behandlung, obwohl durch die DA-Behandlung die Lebensdauer bereits reduziert war (siehe Abbildung 4.56). Der gesamte Leistungsverlust beträgt bei dieser Solarzelle 25 %. Die weitere LeTID-Behandlung führt zu einer Regeneration der Leerlaufspannung bis auf 1 % des initialen Werts. Auffällig ist hier, dass auch die bei der DA-Behandlung aktivierten Defekte regeneriert werden.

Auch die Proben 2 und 3 zeigen nach fast vollständiger Erholung (bis auf 0,5 % der initialen Leerlaufspannung) eine erneute Degradation unter anschließender Beleuchtung bei erhöhter Temperatur. Die relative Leerlaufspannungsdegradation beträgt zwischen 5 % (Probe 3) und 7,5 % (Probe 2).

Dieses Ausmaß der Degradation nach DA-Erholung ist vergleichbar mit dem Degra-

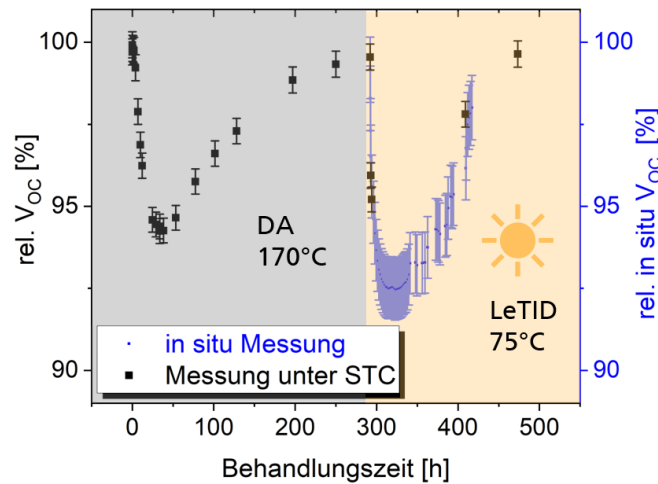


Abbildung 4.57: Sequenzielle Untersuchung (Probe 2): Temperaturbehandlung bei 170 °C bis zur fast vollständigen Erholung, gefolgt von einer Lichtbehandlung bei 75 °C. Die nachfolgende Lichtbehandlung führt zu einer erneuten Degradation.

dationsausmaß der nicht vorbehandelten Zelle (Probe 4). Diese Proben verlieren unter LeTID-Bedingungen ca. 7 % der initialen Leerlaufspannung. Auch die Probe 4, die unter Beleuchtung regeneriert wurde, zeigt bei 170 °C im Dunkeln (DA) erneut eine Degradation. Jedoch ist in diesem Fall die Degradation mit weniger als 3 % Leerlaufspannungsverlust etwas schwächer als die DA-Degradation ohne vorgeschaltete LeTID-Regeneration.

An diesem Probensatz wurde die DA-Behandlung von Proben im LeTID-degradierten Zustand nicht untersucht. Frühere Untersuchungen haben jedoch gezeigt, dass eine DA-Behandlung von LeTID-aktivierten Defekten zu einer temporären (LeTID-instabilen) Erholung der Solarzellparameter führt. Genauere Informationen dazu sind in [Luk+16] veröffentlicht.

### Laterales Erscheinungsbild der DA-Behandlung

Zusätzlich zu Zellparametermessungen wurden laterale Untersuchungen an den sequenziell behandelten Zellen durchgeführt, um den Zusammenhang zwischen einer LeTID- und DA-Behandlung zu ermitteln. Dafür wurden an den hier untersuchten Proben im initialen Zustand, im Degradationsmaximum der ersten Behandlung (LeTID oder DA), im erholten Zustand der ersten Behandlung (LeTID oder DA) und im degradierten Zustand der zweiten Behandlung LBIC-Messungen aufgenommen. In Abbildung 4.59 sind die LBIC-Messungen von Probe 2 zu sehen. Die DA-Behandlung führt zu schwächeren Verlusten an den Korngrenzen B4 und Rückkontakten B3 im Degradationsmaximum (siehe Abbildung 4.59 b), wie es für die LeTID-Behandlung beobachtet wurde (vgl. Abschnitt 4.2.3). Auch die Breite der Zone mit erhöhter Lebensdauer um die Korngrenzen im Degradationsmaximum entspricht mit ca. 260  $\mu\text{m}$  in etwa dem Wert ( $240 \pm 30$ )  $\mu\text{m}$ , der bei LeTID-behandelten Proben desselben Zellherstellers gemessen wurde. Wird die DA-Behandlung im Degradationsmaximum unterbrochen und die Behandlung bei 75 °C und einer Sonne weitergeführt (Probe 1), so bleibt das laterale Erscheinungsbild mit schwächeren Verlusten an Korngrenzen und Rückkontakten während der LeTID-Behandlung

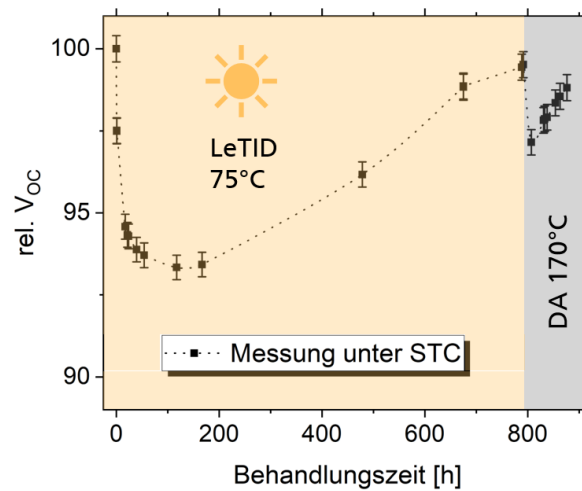


Abbildung 4.58: Sequenzielle Untersuchung (Probe 4): Lichtbehandlung bei 75 °C bis zur fast vollständigen Regeneration, gefolgt von einer Temperaturbehandlung bei 170 °C. Die nachfolgende Temperaturbehandlung führt zu einer weiteren jedoch abgeschwächten Degradation.

erhalten (hier nicht gezeigt).

Nach der vollständigen Erholung bei der DA-Behandlung ist die lokal erhöhte Lebensdauer an den Korngrenzen nicht mehr zu sehen (Abbildung 4.59 c). Überraschend ist, dass bei der anschließenden LeTID-Behandlung die Degradation an Korngrenzen B4 und Rückkontakten B3 vergleichbar mit der Degradation im Korn B1 ist (Abbildung 4.59 d). Bei einer vergleichbaren Degradation der Zellparameter in Abbildung 4.59 b) und d) sind nach der DA-Erholung die nicht dekorierten Korngrenzen elektrisch nicht vom Korninneren zu unterscheiden.

### **Einfluss einer Temperaturbehandlung auf die LeTID-Kinetik**

Auffällig an den sequenziellen Untersuchungen in diesem Abschnitt ist auch, dass die Degradation unter Beleuchtung bei 75 °C (LeTID-Behandlung) deutlich schneller abläuft, wenn zuvor eine DA-Behandlung an der Probe gemacht wurde. In Abbildung 4.60 ist die relative Leerlaufspannung der in diesem Abschnitt untersuchten Proben während der LeTID-Behandlung gezeigt. Die Proben unterscheiden sich zu Beginn der LeTID-Behandlung darin, ob und wie lange eine DA-Behandlung an der Probe durchgeführt wurde. Die Degradations- und Regenerationskinetik ändert sich durch die DA-Behandlung deutlich. So dauert es bei diesen Zellen bis zur maximalen Degradation ohne DA-Vorbehandlung ca. 120 h, mit DA-Degradation ca. 50 h (reduziert auf ca. 2/5 der Zeit) und mit DA-Erholung 7 h bzw. 20 h (reduziert auf 1/17 bzw. 1/6 der Zeit). Dabei korreliert das Degradationsausmaß nicht mit dem Zustand, der durch die DA-Vorbehandlung erreicht wurde. Die Regeneration wird im selben Maß wie die Degradation beschleunigt. Die Zeit, bis die initiale Leerlaufspannung der Probe bis auf 1 % erreicht ist, verkürzt sich von ca. 750 h ohne DA-Vorbehandlung auf 240 h (ca. 1/3) bei DA-Degradation und auf 41,5 h (ca. 1/18) bzw. 150 h (ca. 1/5) bei DA-Erholung. Dabei scheint es für die Beschleunigung nicht so sehr darauf anzukommen, wie lange die Dunkelbehandlung durchgeführt wurde, als viel mehr auf den Zustand, der nach der DA-Behandlung erreicht wurde. Dies

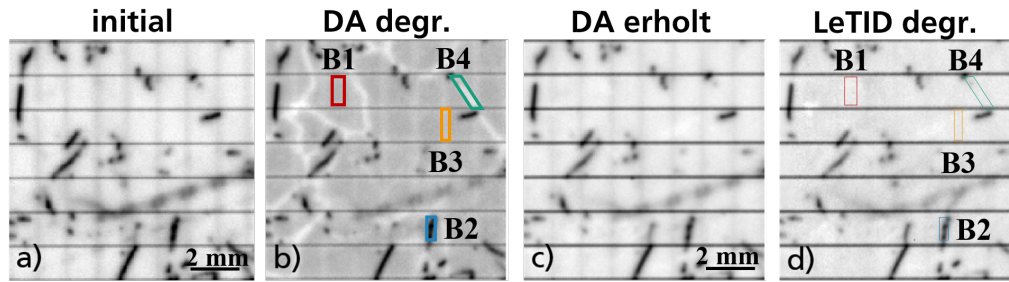


Abbildung 4.59: LBIC-Aufnahmen an Probe 2 in unterschiedlichen Zuständen des DA-LeTID-Zyklus (vgl. Abbildung 4.57). Das laterale Erscheinungsbild im initialen (a), DA-degradierten (b) und DA-erholten Zustand (c) gleicht dem Erscheinungsbild bei der LeTID-Behandlung in Abschnitt 4.2.3. Bei der an die DA-Erholung anschließenden LeTID-Behandlung (75 °C, 1 Sonne) ist das LeTID-Erscheinungsbild anders (d), es ist keine reduzierte Degradation in Form von hellen Linien an den Rückkontakten B3 und den Korngrenzen B4 zu sehen.

wird daran deutlich, dass Probe 2 mit 292 h die längste DA-Behandlung durchlaufen hat, jedoch Probe 3 (161 h DA) deutlich schneller die Degradation und Regeneration durchläuft.

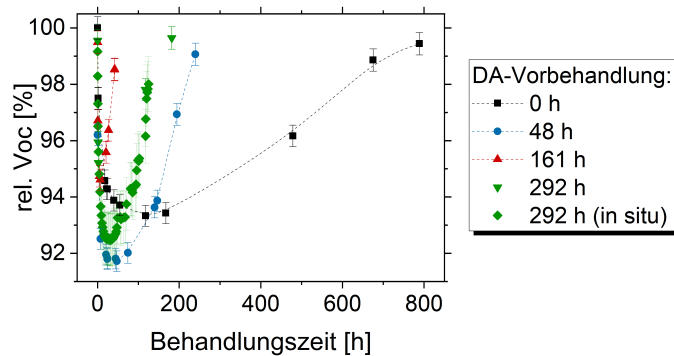


Abbildung 4.60: Einfluss der Dunkelbehandlung (zwischen 0 h und 292 h) auf die anschließende LeTID-Degradation (Beleuchtung mit einer Sonne bei 75 °C). DA-Behandlung beschleunigt die nachgeschaltete LeTID-Zyklus. Die Linien dienen zur Orientierung.

Diese Ergebnisse zeigen, dass LeTID sehr sensitiv auf die thermische Vorgeschichte der Proben reagiert. Eine DA-Vorbehandlung beschleunigt die Degradation unter Ladungsträgerinjektion bei erhöhten Temperaturen. In welchem Maß die Beschleunigung stattfindet, hängt von dem durch die DA-Behandlung erreichten Zustand ab.

Die Untersuchungen in diesem Abschnitt zeigen, dass die Defekte, die bei der LeTID- und bei der DA-Behandlung aktiviert werden, das gleiche Erscheinungsbild haben und sich gegenseitig beeinflussen. So werden die DA-Defekte unter LeTID ausgeheilt und eine DA-Vorbehandlung beeinflusst die Erscheinung und die Kinetik von LeTID. Diese Beobachtungen deuten darauf hin, dass LeTID und DA dieselben Defekte verändern. Die Unterschiede bei den Behandlungen (erneute LeTID-Degradation im DA-Maximum bzw. nach DA-Erholung und erneute DA-Degradation nach LeTID-Regeneration) weisen

jedoch darauf hin, dass die Defekte in unterschiedliche Zustände überführt werden. Diese These wird in Abschnitt 5.3.3 im Zusammenhang mit der Literatur diskutiert.

# 5. Diskussion

Die zu Beginn dieser Arbeit formulierten Fragestellungen lauteten:

- Wie sollte ein beschleunigter Labortest gestaltet sein, um potentielle Verluste durch LeTID im Betrieb abzuschätzen?
- Wie lässt sich LeTID von anderen LID-Mechanismen unterscheiden?
- Welches Defektmodell eignet sich zur Beschreibung von LeTID?

Sie werden in diesem Kapitel wieder aufgenommen und im Hinblick auf die Ergebnisse dieser Arbeit im Zusammenhang mit bisher veröffentlichten Untersuchungen diskutiert.

## 5.1 Vorschlag eines LeTID-Testverfahrens

Das Ziel eines Degradationstests ist es, einerseits die Zuverlässigkeit von Proben vergleichen zu können. Das ist besonders relevant für Zell- und Modulhersteller, um den Zellprozess zu optimieren oder zu entscheiden, in welches Material investiert wird. Andererseits ist ein solcher Test wichtig, um eine Vorhersage treffen zu können, mit welchen Verlusten im Betrieb zu rechnen ist. So können Investoren abschätzen, welche Leistungsverluste im Betrieb zu erwarten sind und damit ihr Investitionsrisiko verringern. Um diesen beiden Ansprüchen gerecht zu werden, ist es wichtig, über die Wertschöpfungskette vergleichbare, reproduzierbare und im Betrieb relevante Testbedingungen zu nutzen.

Die Definition von LeTID-Testbedingungen ist keineswegs trivial. Die Experimente in Kombination mit den Simulationen in Kapitel 4.1 bestätigen, dass LeTID von der Behandlungstemperatur und der Ladungsträgerinjektion bei der Behandlung beeinflusst wird, wie bereits unter anderem in den Veröffentlichungen [Ker+15a; KNS17] gezeigt wurde. Bredemeier et al. haben einen exponentiellen Zusammenhang zwischen der Behandlungstemperatur und der Degradationsgeschwindigkeit festgestellt [BWS17a]. Außerdem wird bei einer höheren Temperatur über 75 °C auch das absolute Degradationsausmaß reduziert (siehe Abschnitt 4.1.6 und [HKM18; Var+19a]). Kwapil et al. haben einen linearen Zusammenhang der Ladungsträgerdichte mit der Reaktionsgeschwindigkeit festgestellt. Auch in dieser Arbeit konnte eine Beschleunigung der Degradation bei höherer Injektion

---

<sup>1</sup>Aus wissenschaftlicher Sicht sind Degradationstests außerdem bedeutend, um Informationen über den Defekt und die Defektbildung zu erhalten. Für diese Untersuchungen ist insbesondere auch die Variation der Behandlungsbedingungen (Temperatur und Injektion) relevant. Auch sind, wie in dieser Arbeit gezeigt wird, sequenzielle Untersuchungen bei unterschiedlichen Bedingungen von Interesse, um verschiedene Mechanismen hintereinander zu aktivieren. Eine Übersicht der Testbedingungen, die in dieser Arbeit genutzt wurden, ist im Anhang A.1 dargestellt. Dieser Abschnitt konzentriert sich jedoch auf Degradationstests, die aus wirtschaftlicher Sicht und wissenschaftlich zum Beispiel zum Vergleich zwischen Laboren von Interesse sind.

beobachtet werden. Der Einfluss auf das Degradationsausmaß ist in dem hier untersuchten Injektionsbereich bis zu einem Sonnen-Äquivalent nicht stark ausgeprägt. Bei einer deutlich höheren Injektion bis zu  $74,5 \text{ kW/m}^2$  haben Liu et al. je nach Temperatur eine Zu- bzw. Abnahme des Degradationsausmaßes beobachtet [Liu+18a]. In Abschnitt 4.3.5 wird gezeigt, dass auch die thermische Vorbehandlung der Proben die LeTID Kinetik verändert, wie es in den Veröffentlichungen [Luk+16; LTH18; Fun+17] diskutiert wurde. Somit müssen diese Parameter bei der Entwicklung eines LeTID-Tests berücksichtigt werden. Des Weiteren ist die Messmethode zur quantitativen Bewertung des Degradationsausmaßes von Bedeutung. So kann mit einer sensitiven Methode wie zum Beispiel der EQE-Messung bei ca. 1000 nm LeTID bereits frühzeitig festgestellt werden, wohingegen bei einer Effizienz- oder Leerlaufspannungsmessung eine leichte Degradation übersehen werden könnte (siehe Abschnitt 4.1.3).

Um reproduzierbare Testbedingungen zu gewährleisten, ist es nötig, den Test unter klar definierten Bedingungen im Labor durchzuführen. Dies bietet auch die Möglichkeit, die Behandlung zu verschärfen, um die Degradation zu beschleunigen. Dabei sollte jedoch darauf geachtet werden, Bedingungen zu untersuchen, welche entlang der Wertschöpfungskette vergleichbare Ergebnisse liefern und welche die potentiellen Verluste in der Praxis aufzeigen.

### 5.1.1 Vergleichbarkeit von Tests entlang der Wertschöpfungskette

Im Feld tritt LeTID im Modulverbund auf. Daher wurde in dieser Arbeit zunächst untersucht, welchen Einfluss der Modulbau und die Modulmaterialien auf die Degradation haben. Dabei ist neben den Verkapselungsmaterialien die thermische Behandlung der Solarzellen bei dem Modulbau (insbesondere beim Löten und Laminieren) von Interesse, da eine Erwärmung die Degradation beeinflussen kann (siehe Abschnitt 4.3.5). In Abschnitt 4.1.1 wurde gezeigt, dass die Degradation von Mini-Modulen und Solarzellen in Ausmaß, Reaktionsgeschwindigkeit und betroffenen Zellparametern vergleichbar ist. Die untersuchten Modulmaterialien verursachen keine erkennbare Änderung des Leistungsverlustes im Laufe der Behandlung. Auch die thermische Behandlung der Solarzellen beim Modulbau hat keinen signifikanten Einfluss auf die Degradation. Dies bestätigt die Schlussfolgerung von Liu et al., dass die Temperaturbehandlung beim Laminationsschritt so kurz ist, dass sie keinen Einfluss auf die anschließende Degradation hat. Dies wurde basierend auf den Untersuchungen des Einflusses einer thermischen Vorbehandlung auf LeTID geschlossen [Liu+18b]. Somit sollten Untersuchungen an Solarmodulen und Solarzellen unter denselben Bedingungen durchgeführt werden, um LeTID zu bewerten. Eine zusätzliche thermische Vorbehandlung der Solarzellen, die den Modulbau simulieren, ist nicht notwendig.

### 5.1.2 Bewertung von LeTID-Behandlungsbedingungen

Der Vergleich der Mini-Modul- und Zell-Degradation wurde bei einer Temperatur von ca.  $75^\circ\text{C}$  durchgeführt. Es wurde diese Temperatur gewählt, da auch im Betrieb von PV-Modulen Temperaturen über  $70^\circ\text{C}$  erreicht werden. Im Feld werden in Deutschland zwar nur Modultemperaturen von bis zu  $60^\circ\text{C}$  erreicht, jedoch sind die Modultemperaturen bei Dachinstallationen und in Wüstenregionen deutlich höher (siehe Abschnitt 2.2). Wie bereits erwähnt ist die Temperatur bei LeTID-Untersuchungen ein besonders wichtiger Faktor. So bestätigen die Untersuchungen in Abschnitt 4.2.2, dass LeTID-Defekte bei  $25^\circ\text{C}$  nicht aktiviert werden. Außerdem führt eine Erhöhung der Behandlungstemperatur zu einer deutlichen Beschleunigung der Degradation (siehe [Ker+15a; BWS17a])

oder Abschnitt 4.1.6). Bei derselben Injektion wird unter einer Temperaturerhöhung von  $75^\circ\text{C}$  auf  $135^\circ\text{C}$  die Degradationszeit (bis zur maximalen Degradation) bereits von über 100 h auf 4 h verkürzt. Gleichzeitig wird auch das Degradationsausmaß bei einer höheren Behandlungstemperatur geringer. Untersuchungen bei verschiedenen Injektionsniveaus geben Anzeichen darauf, dass dieser Effekt bei einer hohen Ladungsträgerinjektion weniger stark ausgeprägt ist. Bei den untersuchten Proben ist der relative Leistungsverlust bei einer Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne unter einer Temperaturerhöhung von  $100^\circ\text{C}$  auf  $135^\circ\text{C}$  um ca. 15 % geringer. Bei einer geringeren Injektion mit nur 0,15 Sonnen wurde bereits bei einer Temperaturerhöhung von  $75^\circ\text{C}$  auf  $95^\circ\text{C}$  der Leistungsverlust um mehr als 24 % reduziert. Dies zeigt, dass bei einem LeTID-Test auf die Wechselwirkung zwischen Temperatur und Injektion bezüglich der Degradation zu achten ist. Da beide Faktoren die Degradation beeinflussen, ist dies nicht überraschend. Für den LeTID-Test bedeutet das, dass bei einem Test, der bei höheren Temperaturen durchgeführt wird, es von Vorteil sein könnte, auch eine höhere Injektion zu wählen, um ein vergleichbares Degradationsausmaß zu erhalten.

Da festgestellt wurde, dass bei einer deutlichen Beschleunigung der Degradation das Degradationsausmaß unterschätzt wird, ist es vorteilhaft, nahe an den tatsächlichen Betriebsbedingungen zu bleiben, um Proben zu untersuchen, deren LeTID-Verhalten noch nicht sehr gut verstanden ist. Daher empfiehlt es sich, die LeTID-Behandlung bei betriebsrelevanten Temperaturen im Bereich zwischen  $50^\circ\text{C}$  und  $75^\circ\text{C}$  und einer Injektion durchzuführen, die sich an der Ladungsträgerdichte der Proben im Betrieb orientieren. Im Betrieb wird das Modul im optimalen Arbeitspunkt (Mpp) betrieben. Die Ladungsträgerdichte ist bei einer Beleuchtung äquivalent zu einer Sonne ( $1000\text{ W/m}^2$  und AM1.5 Spektrum) im optimalen Arbeitspunkt um ca. eine Größenordnung geringer als im Leerlauf. Deshalb muss die Injektion angepasst werden, wenn kein Verbraucher an die Probe angeschlossen ist. Kersten et al. haben vorgeschlagen, den Strom  $I_{\text{SC}} - I_{\text{Mpp}}$  in die Probe zu injizieren [Ker+15a]. Die Simulationen in Abschnitt 4.1.4 zeigen jedoch, dass bei dieser Injektion die Ladungsträgerdichte im Silizium-Volumen leicht unterschätzt wird. Das liegt an den folgenden Faktoren, wie in Abschnitt 4.1.4 ausgeführt wurde:

- Zunahme der Ladungsträgerdichte zur Zellrückseite hin (bei vergleichbarer Ladungsträgerdichte am pn-Übergang) bei dem Betrieb im optimalen Arbeitspunkt: Abweichung im Mittel ca. 25 %
- Degradation der Lebensdauer im Verlauf der LeTID-Behandlung, jedoch keine Anpassung der Injektion: zusätzlich Abweichung im Mittel bis ca. 15 %
- Zellparametermessung bei  $25^\circ\text{C}$ , jedoch Degradation im Betrieb bei  $50^\circ\text{C}$  bis  $75^\circ\text{C}$  (zur genauen Bestimmung der Minoritätsladungsträgerdichte bei der Degradation wäre eine initiale Zellmessung bei  $75^\circ\text{C}$  notwendig): zusätzlich Abweichung ohne Messung bei erhöhter Temperatur im Mittel bis ca. 65 %

Insgesamt ergibt sich damit eine Abweichung in der Ladungsträgerdichte zwischen dem Betrieb im optimalen Arbeitspunkt und der Injektion des Stroms  $I_{\text{SC}} - I_{\text{Mpp}}$  im Mittel über die Probendicke von ca. 100 %. Somit ist für eine vergleichbare Ladungsträgerdichte die Injektion des Stroms  $2 \cdot (I_{\text{SC}} - I_{\text{Mpp}})$  bzw. eine Beleuchtung mit  $2 \cdot (I_{\text{SC}} - I_{\text{Mpp}}) / I_{\text{SC}}$  – Sonnen im Leerlauf zu empfehlen. Der Faktor 2 schafft eine Ladungsträgerdichte, die nahe an den Degradationsbedingungen im Feld liegt, gleichzeitig wird die Degradation dadurch geringfügig beschleunigt.

Wie die Ladungsträger in der Probe erzeugt werden, ist für LeTID nicht ausschlaggebend. Die Versuche in Abschnitt 4.1.5 haben die Ergebnisse von Kersten et al. bestätigt,



dass LeTID unter Strominjektion im Dunkeln vergleichbar ist zu der Degradation unter Beleuchtung bei vergleichbarer Ladungsträgerdichte in der Solarzelle [Ker+15a]. Im Gegensatz dazu unterscheidet sich die Degradation ohne injizierte Ladungsträger bei höheren Temperaturen (DA) deutlich von der Ladungsträger induzierten Degradation bei feldrelevanten Temperaturen (LeTID und CID) (siehe Abschnitt 4.1.5). Das Degradationsausmaß ist bei den untersuchten Proben bei einer DA-Behandlung nur ca. 1/3 des LeTID-Ausmaßes. Bei den untersuchten Proben kann nur mit einer großen Unsicherheit von der DA-Behandlung auf LeTID geschlossen werden. Da LeTID-Proben aus unterschiedlichen Materialien oder von verschiedenen Herstellern außerdem deutliche Unterschiede in der Reaktionsgeschwindigkeit zeigen, muss auch der Zusammenhang von einer DA-Behandlung und LeTID für jeden Probensatz einzeln untersucht werden. Somit eignet sich der DA-Test nicht, um eine Vorhersage über die Verluste im Betrieb zu treffen. Auch sehr hohe Temperaturen unter Ladungsträgerinjektion sollten nicht genutzt werden, da sonst eine Überlagerung der LeTID- und DA-Reaktion beobachtet werden kann. Dabei sind Temperaturen über 130 °C kritisch, die zu einer verstärkten DA-Degradation innerhalb der für LeTID relevanten Zeiträume führen (siehe [LTH18]). Auch in den Veröffentlichungen zu der DA-Behandlung wurde bisher keine direkte Übereinstimmung zwischen dem DA- und dem LeTID-Ausmaß festgestellt [Var+19a; Var+18b]. Jedoch gibt es viele Gemeinsamkeiten dieser beiden Degradationen, wie bereits in Abschnitt 4.3.5 angemerkt. Der Zusammenhang zwischen DA und LeTID wird in Abschnitt 5.3.3 diskutiert.

### 5.1.3 Verfahren zur Bewertung des Degradationsausmaßes

Zuletzt bleibt die Frage, mit welcher Messmethode das LeTID-Ausmaß quantitativ zu bewerten ist. Für eine Risikoabschätzung der potentiellen Verluste im Betrieb ist eine Leistungsmessung im initialen Zustand und im Zustand der maximalen Degradation notwendig. Jedoch können im Verlauf der Degradation auch andere Messmethoden genutzt werden, um den Defektzustand festzustellen. Bei LeTID ist besonders relevant bewerten zu können, ob die Degradation fortläuft, ihr Maximum erreicht hat oder bereits die Regeneration einsetzt, da unter denselben Behandlungsbedingungen die Degradation und Regeneration voranschreiten. In Abschnitt 4.1.3 wurde untersucht, welche quantitativ messbaren Parameter von LeTID betroffen sind. Wie bereits bekannt, wurde festgestellt, dass der Kurzschlussstrom  $I_{SC}$  und die Leerlaufspannung  $V_{OC}$  besonders betroffen sind [Ker+15a]. Die Ergebnisse in Abschnitt 4.1.3 zeigen, dass der Füllfaktor  $FF$  von der Degradation nicht betroffen ist. Dies stimmt nicht mit den Ergebnissen von Kersten et al. [Ker+15a] überein. Die zusätzlichen Verluste im Füllfaktor könnten durch leichte Beschädigungen durch das Handling oder durch eine Alterung der Kontakte zusätzlich zu LeTID hervorgerufen werden.

Die deutliche Degradation des Kurzschlussstroms lässt sich auch bei der Quanteneffizienzmessung beobachten. Besonders ausgeprägt sind die Quanteneffizienzverluste im langwelligen Bereich (950 nm bis 1100 nm). Somit eignet sich der in dieser Arbeit entwickelte EQE-Schnelltest, beschrieben in dem Abschnitt 4.1.3, mit einer Anregung im langwelligen Bereich für eine sensitive In-situ-Analyse des LeTID-Zustandes. Mit einem LeTID-Schnelltest wurde gezeigt, dass mit dieser Messmethode auch bei 75 °C bereits nach wenigen Minuten sehr stark LeTID-anfällige Proben von nicht anfälligen Proben unterschieden werden können. Basierend auf der Idee der Schnell-EQE-Messung im besonders betroffenen Spektralbereich ist im Rahmen dieser Arbeit auch ein Patent für einen LID-Teststand entstanden [THL17].

Eine weitere Möglichkeit LeTID zu bewerten ist eine quantitative Auswertung von EL- oder PL-Aufnahmen. Bei diesen beiden Messmethoden nimmt das Messsignal im Verlauf der Degradation im vergleichbaren Maße ab. Somit eignen sich neben Kurzschlussstrom-

und Leerlaufspannungsmessungen auch besonders die Aufnahme der EQE im langwelligen Bereich oder EL- und PL-Aufnahmen, um den Degradationszustand festzustellen.

#### 5.1.4 Fazit

Zusammenfassend lässt sich die Frage „Wie sollte ein beschleunigter Labortest gestaltet sein, um potentielle Verluste durch LeTID im Betrieb abzuschätzen?“ mit zwei hier empfohlenen Testverfahren beantworten, die an Solarzellen oder Solarmodulen durchgeführt werden können:

1. Das erste Verfahren ist ein Labortest unter Bedingungen, die sich an den Belastungen im Betrieb orientieren, zur quantitativen Risikobewertung des potentiellen Verlustes im Feld:

LID-Behandlung mit In-situ-Messungen des  $I_{SC}$ ,  $V_{OC}$ , EL, PL oder der EQE im langwelligen Bereich (950 nm bis 1100 nm) bis zum Degradationsmaximum bei 75 °C und Ladungsträgerinjektion, entweder unter Beleuchtung mit einer Sonne im optimalen Arbeitspunkt oder unter Beleuchtung im Leerlauf mit  $2 \cdot (I_{SC} - I_{MPP}) / I_{SC} - \text{Sonnen}$  oder durch Strominjektion mit  $2 \cdot (I_{SC} - I_{MPP})$ . Das Degradationsausmaß wird durch die relative Änderung der Effizienz bei der initialen im Vergleich zu der finalen Leistungsmessung unter Standardtestbedingungen bestimmt.

2. Das zweite vorgeschlagene Verfahren ist ein LeTID-Schnelltest zur regelmäßigen Qualitätskontrolle in der Produktion. Für diesen Test ist ein gutes Verständnis der Proben notwendig. Insbesondere sollte die Korrelation zum quantitativen Labortest bekannt sein:

LID-Behandlung bis zur maximalen Degradation bei höherer Temperatur zwischen 95 °C und 130 °C und einer Beleuchtung mit einer Sonne im Leerlauf (bzw. einer Injektion des Stroms  $I_{SC}$ ) mit In-situ-Messung der Schnell-EQE im langwelligen Bereich (950 nm bis 1100 nm), oder der Photo- bzw. Elektro-Lumineszenz.

Beide Testverfahren sind beschleunigte Tests zur Messung der licht- und temperaturinduzierten Degradation an Solarzellen oder Modulen. Auch der erste Test, der sich an den Belastungen im Betrieb orientiert, testet LeTID beschleunigt, da eine Belastung genutzt wird, die im Freifeld nur wenige Minuten im Jahr auftritt. Kersten et al. haben gezeigt, dass ein etwa fünf wöchiger Test bei 75 °C und einer Injektion des Stroms  $I_{SC} - I_{MPP}$  (was zu einer etwas langsameren Degradation führt als der hier gemachte erste Vorschlag) einer Degradation von drei Jahren im Feld in Zypern entspricht [Ker+17]. In Deutschland ist LeTID wegen der niedrigeren Temperaturen im Freifeld noch langsamer. Im Winter ist sogar eine teilweise Erholung der Module zu beobachten [Ker+17]. Dies ist auf die temporäre Erholung bei hoher Ladungsträgerinjektion und niedrigen Temperaturen zurückzuführen, was von Kersten et al. beobachtet [Ker+15b] und durch die Untersuchungen in Abschnitt 4.2.2 bestätigt wurde. Durch die langsamere Degradation und die regelmäßige Erholung wird in kühleren Ländern wie Deutschland das maximale Degradationsniveau möglicherweise nie erreicht. Somit bestimmen die hier vorgeschlagenen LeTID-Tests, mit welchen Verlusten im Freifeld unter Extrembedingungen zu rechnen ist. In gemäßigten Klimaten könnten auch geringere Verluste auftreten.

Die hier empfohlenen Testbedingungen aktivieren nicht nur die LeTID-Defekte, sondern alle bekannten LID-Mechanismen. Um den reinen LeTID-Effekt zu untersuchen, kann eine Behandlung bei Raumtemperatur (25 °C) und Beleuchtung (z.B. einer Sonne) für mindestens 24 h vor der LeTID-Behandlung und/oder nach der LeTID-Behandlung

durchgeführt werden (siehe Abschnitt 4.2.2). Die Trennung von anderen LID-Mechanismen wird im Detail im nächsten Abschnitt diskutiert.

## 5.2 Trennung von LeTID zu anderen LID- Mechanismen

Um die Frage zu beantworten wie man LeTID von anderen LID-Mechanismen unterscheiden bzw. trennen kann, wird in diesem Abschnitt nicht nur auf die entsprechenden Unterschiede eingegangen, sondern auch auf die Gemeinsamkeiten der unterschiedlichen LID-Arten. Dadurch soll insbesondere deutlich werden, wo die Schwierigkeiten der Unterscheidung liegen.

Alle in Abschnitt 2.3 beschriebenen LID-Arten werden im Betrieb durch die Strahlung der Sonne hervorgerufen. Daraus ergibt sich die Bezeichnung „lichtinduzierte Degradation“. Jedoch wird der Leistungsverlust bei allen hier beschriebenen LID-Mechanismen nur indirekt durch das Licht hervorgerufen. Die Erzeugung von Ladungsträgern in der Solarzelle (zum Beispiel unter Beleuchtung) verursacht die Degradation. Alternativ zur Beleuchtung kann die Degradation somit auch durch Strominjektion ausgelöst werden. Auch LeTID wird durch Ladungsträgerinjektion (entweder durch Beleuchtung oder durch eine Strominjektion) hervorgerufen, wie in der Veröffentlichung [Ker+15a] gezeigt und durch die Ergebnisse in Abschnitt 4.1.5 bestätigt.

### 5.2.1 Degradationsgeschwindigkeit

Die LID-Arten unterscheiden sich darin, in welchem Zeitraum sie aktiviert werden. In Tabelle 5.1 ist gegenübergestellt, in welchen Zeiträumen die unterschiedlichen LID-Arten aktiviert werden. Auch bei den einzelnen LID-Typen sind je nach Probenmaterial große Unterschiede in der Reaktionsgeschwindigkeit zu beobachten. Grund dafür sind unterschiedliche Dotierstoffkonzentrationen, da insbesondere die Borkonzentration die Reaktionsgeschwindigkeit bei BO-LID und Cu-LID beeinflusst. Auch bei der Geschwindigkeit der LeTID-Reaktion wurde ein Einfluss der Borkonzentration festgestellt (siehe Abschnitt 4.3.4). Einen noch größeren Einfluss auf die LeTID-Reaktionsgeschwindigkeit hat jedoch die Vorbehandlung und der Zellprozess der Proben, wie in Abschnitt 4.3.5 gezeigt.

Auch das Wafermaterial (mc, Cz oder FZ) hat vermutlich einen großen Einfluss auf die LeTID-Reaktionsgeschwindigkeit. An Cz- und FZ-Material wird zum Teil eine deutliche schnellere Degradation bei erhöhter Temperatur beobachtet [Nie+17a; GHH19]. Da aktuell noch diskutiert wird, ob es sich dabei um denselben Defekt wie in mc-Material handelt und sich diese Arbeit auf mc-Proben konzentriert, wurden andere Materialien hier nicht berücksichtigt. Somit ist die hier gezeigte Gegenüberstellung nur für mc-Solarzellen anwendbar.

Dennoch unterscheidet sich die LeTID-Reaktionsgeschwindigkeit so deutlich von den anderen LID-Arten, dass durch eine Betrachtung der Degradation über die Behandlungszeit auf beteiligte Mechanismen geschlossen werden kann. Dabei ist auf die Behandlungstemperatur zu achten. LeTID ist, so wie BO-LID und Cu-LID, ein temperaturgetriebener Effekt. Mit höherer Temperatur verkürzt sich die Zeit, bis das Degradationsmaximum erreicht ist. Zum Beispiel werden bei einer 130 °C-Behandlung die LeTID-Defekte in einem Zeitraum aktiviert, der vergleichbar ist zu dem Zeitraum, bei dem die BO-Defekte unter einer Temperatur von 25 °C bis 75 °C aktiviert werden.

Sind mehrere Defektarten innerhalb einer Zelle an der Degradation beteiligt, dann ist eine Trennung der Defektarten basierend auf der Reaktionsgeschwindigkeit aktuell nicht

Tabelle 5.1: Gegenüberstellung der Zeiträume, in denen die LID-Defekte aktiviert werden, unter Beleuchtung bei 25 °C, 75 °C und 130 °C und Temperaturbehandlung ohne Ladungsträgerinjektion DA. Die Daten stammen aus [BS06; GM04; ZB90; LS14] sowie den Ergebnissen dieser Arbeit im Vergleich zu den zitierten Veröffentlichungen zu LeTID an mc-Si Material.

	<b>BO-LID</b>	<b>FeB</b>	<b>Cu-LID</b>	<b>LeTID</b>
25 °C	3 bis 30 h	ca. 3 min	ca. 13 h	heilt aus
75 °C	0,2 bis 2,5 h	-	5 bis 60 min	40 bis 1000 h
130 °C	1 bis 15 min	-	2 bis 6 min	1 bis 10 h
DA	heilt aus	3 min – 210 °C	17 h bei 210 °C	ca. 20 h bei 170 °C

möglich. Grund dafür ist, dass LeTID sich nicht mit einem einfachen exponentiellen Fit annähern lässt und dass LeTID bisher noch nicht gut genug verstanden ist. Wie bereits erwähnt, beeinflussen das Material, der Zellprozess und die thermische Vorbehandlung nicht nur das Degradationsausmaß, sondern auch die Reaktionsgeschwindigkeit. Solange dieser Einfluss nicht phänomenologisch verstanden ist, ist eine Trennung basierend auf der Reaktionsgeschwindigkeit nur mit einem sehr aufwendigen kinetischen Modell möglich.

### 5.2.2 Raumtemperaturbehandlung

Zuverlässiger als die oben erwähnten Verfahren einzusetzen ist es, sequenzielle Untersuchungen durchzuführen, um überlagernde LID-Arten zu unterscheiden. Wie bereits erwähnt, haben Ramspeck et al. gezeigt, dass LeTID-Defekte unter Beleuchtung bei Raumtemperatur innerhalb von mehreren 100 h nicht aktiviert werden [Ram+12]. Kersten et al. haben sogar gezeigt, dass aktivierte LeTID-Defekte durch Beleuchtung bei Raumtemperatur wieder in ihren initialen Zustand gelangen [Ker+15b]. Diese Beobachtungen werden durch die Versuche in Abschnitt 4.2.2 bestätigt. Alle anderen hier betrachteten LID-Mechanismen treten unter Beleuchtung bei 25 °C auf (siehe Tabelle 5.1). Bei 25 °C und einer Beleuchtung mit einer Sonne sind bis auf LeTID die hier betrachteten LID-Defekte innerhalb von 24 h zu einem Großteil aktiviert. Eine Degradation bei einer anschließenden Behandlung unter erhöhten Temperaturen ist somit auf LeTID-Defekte zurückzuführen. Jedoch könnte diese Behandlung zu einer Ausheilung der bei 25 °C aktivierten Defekte führen. Zum Beispiel werden BO-Defekte unter Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen regeneriert (siehe Abschnitt 2.3). Dies sollte beachtet werden wenn die 25 °C-Behandlung zu einer signifikanten Degradation geführt hat.

Die Tatsache, dass bereits aktivierte LeTID-Defekte unter Beleuchtung bei 25 °C wieder deaktiviert werden, ermöglicht es, das LeTID-Ausmaß von bereits degradierten Proben zu bestimmen. Dies ist möglich, indem die Proben unter Beleuchtung mit einer Sonne oder einer  $I_{SC}$  Strominjektion bei 25 °C für mindestens 10 h behandelt werden (siehe Abschnitt 4.2.2). Der Leistungsanstieg aufgrund dieser Behandlung entspricht den zuvor durch LeTID-verursachten Verlusten da, wie bereits diskutiert, die Beleuchtung bei 25 °C bei allen anderen LID-Mechanismen zu einer weiteren Degradation führt.

### 5.2.3 Erscheinungsbild

An degradierten Proben kann auch mit bildgebenden Verfahren festgestellt werden, ob LeTID-Defekte zu einem signifikanten Anteil an der Degradation beteiligt sind. Allerdings gibt es auch in der Erscheinung der LID-Defekte viele Gemeinsamkeiten. So tritt die Degradation bei allen hier behandelten LID-Mechanismen großflächig auf der gesamten Solarzelle auf. Dies ist auch bei LeTID der Fall. Es werden keine lokalen Shunts oder

Stellen erhöhter Rekombination erzeugt. Vielmehr nimmt die Ladungsträgerlebensdauer auf der gesamten Zelle gleichmäßig ab (siehe Abschnitt 4.3.2).

Jedoch können auch Unterschiede in der Erscheinung mittels elektrischer Charakterisierungsmethoden wie EL, PL und LBIC festgestellt werden. Das Besondere am LeTID-Erscheinungsbild ist, dass die lokalen Rückkontakte von PERC Zellen und bei multikristallinen Solarzellen die Korngrenzen schwächer von der Degradation betroffen sind als das Innere eines Korns (vergleiche Abschnitt 4.2.3). Dieser Effekt wird im LBIC ab einem Leistungsverlust von ca. 2 % sichtbar (siehe Abschnitt 4.2.3). Ein vergleichbares Erscheinungsbild ist bisher nur bei Proben mit einer hohen Eisenkonzentration bei Fe-LID bekannt. Auch an diesen Proben wurde eine schwächere Degradation an den Korngrenzen und homogene Degradation im Korninneren beobachtet [MTT08]. Basierend auf lateralen Untersuchungen können diese beiden Defekte dennoch unterschieden werden. So ist bei Proben mit einer hohen Eisenkonzentration die Lebensdauer um die Korngrenzen bereits vor der Behandlung höher als im Korn [MTT08]. Des Weiteren kann die Sammlungsbreite um die Korngrenzen bestimmt werden. Die Halbwertsbreite des schwächer von Fe-LID betroffenen Bereichs um die Korngrenze beträgt ca. 1 mm (bestimmt aus den PL Aufnahmen von Macdonald et al. [MTT08]), wohingegen die Halbwertsbreite der LeTID-Defekte in den Abschnitten 4.2.3 und 4.3.2 auf 200  $\mu\text{m}$  bis 350  $\mu\text{m}$  bestimmt wurde. Zusätzlich kann bei einer Probe mit einer hohen Eisenkonzentration eine erhöhte Rekombination an der Korngrenze durch die angehäuften Eisenpräzipitate beobachtet werden [MTT08]. Bei den LeTID-Proben ist im Gegensatz dazu keine erhöhte Rekombination an den Korngrenzen zu sehen (siehe Abschnitt 4.2.3).

Wie bei der Betrachtung der Reaktionsgeschwindigkeit, kann bei lateralen Untersuchungen des Erscheinungsbildes nur bewertet werden, ob LeTID-Defekte einen signifikanten Anteil an der Degradation haben. Es ist jedoch möglich, dass gleichzeitig auch andere LID-Defekte aktiviert wurden und zu einem deutlichen Leistungsverlust geführt haben.

#### 5.2.4 Fazit

Zusammenfassend lässt sich aus dem in diesem Abschnitt Diskutierten schließen, dass LeTID von anderen LID-Mechanismen unterschieden werden kann, indem eine oder mehrere der folgenden Methoden verfolgt werden:

1. Betrachtung der Reaktionsgeschwindigkeit: Dauert die Degradation bei 75 °C und einer Beleuchtung mit einer Sonne über 50 h an, sind vermutlich LeTID-Defekte bei der Degradation involviert.
2. Durchführung von sequenziellen Untersuchungen mit einer Raumtemperaturvorbehandlung bei einer Beleuchtung mit einer Sonne für 24 h und anschließender LeTID-Behandlung unter Beleuchtung bei über 50 °C. Die anderen LID-(nicht LeTID-)Defekte werden bei der Vorbehandlung fast vollständig aktiviert. Bei der anschließenden Behandlung bei über 50 °C werden somit nur noch die LeTID-Defekte zusätzlich aktiviert.
3. Behandlung von degradierten Proben bei 25 °C und einer Beleuchtung mit einer Sonne oder einer  $I_{SC}$  Strominjektion für mindestens 10 h. Diese Behandlung deaktiviert die LeTID-Defekte. Der Leistungsanstieg entspricht den durch LeTID- verursachten Verlusten bei der Degradation.
4. Laterale Untersuchungen der degradierten Proben (bei multikristallinen Solarzellen): Bereiche um die Korngrenzen und zum Teil in der Nähe der Rückkontakte besitzen eine lokal erhöhte Lebensdauer im durch LeTID-degradierten Zustand bei

einem Leistungsverlust von mehr als 2 %. Besonders gut ist dieses laterale Erscheinungsbild mit LBIC zu sehen, aber auch im PL oder EL ist es sichtbar. Die erhöhte Lebensdauer um die Korngrenzen besitzt eine HWB von ca. 200  $\mu\text{m}$  bis 350  $\mu\text{m}$  und an der Korngrenze selbst ist keine erhöhte Rekombination zu sehen.

### 5.3 LeTID-Modellmechanismus

Im letzten Abschnitt wurde diskutiert, wie man LeTID von anderen LID- Mechanismen unterscheiden kann. Neben einigen Gemeinsamkeiten wurden mehrere Unterschiede von LeTID zu anderen bekannten LID-Mechanismen festgestellt. Der LeTID-Defekt unterscheidet sich somit von bereits relativ gut verstandenen LID-Mechanismen. Dies wirft die Frage auf, welcher Defekt LeTID verursacht.

Bisher konnte der für LeTID verantwortliche Defekt nicht vollständig identifiziert werden. In den letzten Jahren wurde in zahlreichen Veröffentlichungen gezeigt, dass das LeTID-Ausmaß mit der Wasserstoffkonzentration in der Probe korreliert [BWS18; Var+18a; Var+18b].

Aktuell werden drei prinzipiell unterschiedliche LeTID-Modelle diskutiert, die den Einfluss von Wasserstoff berücksichtigen:

- Eine Wasserstoff-induzierte Degradation, die durch den Eintrag von Wasserstoff bei dem Feuerschritt ausgelöst wird. Die Regeneration erfolgt durch die Diffusion des Wasserstoffs aus dem Siliziumvolumen zu den Oberflächen der Probe [Cie+18].
- Ein Defektkomplex aus Wasserstoff und einem intrinsischen Kristalldefekt wie zum Beispiel ein interstitielles Siliziumatom oder eine Leerstelle [Nie+17b].
- Ein interstitieller Metalldefekt, der unter Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen und hoher Wasserstoffkonzentration entsteht. Dies geschieht entweder indem sich den Defekt passivierender Wasserstoff von dem Metallatom löst [SBW19], oder indem sich Metall-Silizium-Plättchen auflösen und Metall-Wasserstoff-Paare entstehen [Luk+20]. Die aktivierten Defekte sind mobil und diffundieren zu Oberflächen, oder internen Defekten, wie z.B. Versetzung, Stapelfehler, Korngrenzen, andere Ausscheidungen. Dies führt zur Regeneration von LeTID [SBW19; Luk+20].

Im Folgenden werden die Ergebnisse der in dieser Arbeit vorgestellten Experimente wieder aufgegriffen, Schlussfolgerungen bezüglich eines Defektmodells abgeleitet, bezogen auf die drei LeTID-Modelle diskutiert, und ein eigenes LeTID-Modell vorgestellt.

#### 5.3.1 LeTID-Defektlokalisierung

Der Versuch, den Defekt zu lokalisieren, um ihn mikrostrukturell auf atomarer Ebene zu untersuchen, blieb bisher erfolglos (siehe Abschnitt 4.3.2). Dennoch kann aus den hier präsentierten Ergebnissen bezüglich der Lokalisierung der LeTID-Defekte einiges über den Defekt geschlussfolgert werden. Es wurde in der Tiefe und lateral untersucht, wo sich der Defekt bildet. Die Ergebnisse in Abschnitt 4.3.1 zeigen, dass bei der Degradation hauptsächlich die Volumenlebensdauer reduziert wird. Die Emitterrekombination ist von der LeTID-Behandlung nicht betroffen und die Änderung der Rückseitenrekombination liegt innerhalb der Unsicherheit der genutzten Untersuchungsmethode. Diese Ergebnisse zeigen, dass der Leistungsverlust hauptsächlich durch Defekte im Siliziumvolumen verursacht wird. Dieses Ergebnis wurde von anderen Forschungsgruppen bestätigt

[Nak+16; Var+18a] und gilt heute als allgemein anerkannte Tatsache. Neuere Veröffentlichungen zeigen zusätzlich, dass anschließend an die durch LeTID hervorgerufene Degradation und Regeneration eine weitere Degradation der Oberflächen eintritt. Es wird ein Zusammenhang zu der LeTID-Regeneration vermutet [Che+20]. An Cz-Proben ist diese zweistufige Degradation bereits länger bekannt [Spe+18]. Diese Arbeit konzentriert sich jedoch auf LeTID während der Effekt der Oberflächendegradation, welcher an die LeTID-Regeneration anschließt, nicht untersucht wird.

Lateral tritt LeTID großflächig auf der gesamten Zelle auf. Die Degradation ist weitestgehend homogen. So sind einzelne Defekte mit elektrischen Charakterisierungsmethoden wie  $\mu$ LBIC oder EBIC nicht auflösbar (siehe Abschnitt 4.3.2). Bei diesen Untersuchungen, mit einer lateral sehr hohen Auflösung bis zu wenigen Mikrometern, muss bei den Messeinstellungen ein Kompromiss gemacht werden zwischen einer möglichst hohen Eindringtiefe, um Defekte im Volumen zu sehen, und einer hohen Auflösung, die mit zunehmender Eindringtiefe abnimmt. Bei geringen Eindringtiefen von wenigen  $\mu\text{m}$  ist LeTID bereits schwach zu sehen. Das zeigen die Quanteneffizienzmessungen. So ist bei einer Eindringtiefe von  $3,3\ \mu\text{m}$  (was der Anregungswellenlänge von  $640\ \text{nm}$  entspricht, die bei  $\mu$ LBIC genutzt wird) ein relativer EQE-Verlust von  $1,43\ \%$  der untersuchten Probe zu sehen (vergleiche Abschnitt 4.3.2). Es wurde beobachtet, dass die Zählrate bei der  $\mu$ LBIC-Messung in einem ähnlichen Maß durch die Degradation abgenommen hat. Somit ist anzunehmen, dass die LeTID-Defekte die  $\mu$ LBIC-Messung beeinflussen. Die durchschnittliche Anregungstiefe der Elektronen liegt bei EBIC mit einer Beschleunigungsspannung von  $25\ \text{keV}$  bei  $3,2\ \mu\text{m}$ . Die maximale Anregungstiefe liegt bei ca.  $6\ \mu\text{m}$  (simuliert mit der Casino Software [Dro+07]). Dabei ist zu beachten, dass sich die Tiefenverteilung der erzeugten Elektronen-Loch-Paare bei LBIC (die Verteilung kann dabei mit einem exponentiellen Abfall beschrieben werden) und EBIC (die Verteilung hat die Form einer Anregungsbirne) unterscheidet. Bei beiden Methoden werden Elektronen-Loch-Paare hauptsächlich im Siliziumvolumen nahe des pn-Übergangs erzeugt in Tiefen, wo ein schwacher Einfluss der LeTID-Defekte beobachtet wird. Würde die Degradation durch wenige Präzipitate hervorgerufen, wären lokale Unterschiede in der Lebensdauer stärker zu sehen, als die Verluste gemittelt über einem großen Bereich, wie bei der EQE-Messung ( $2\ \text{cm} \times 2\ \text{cm}$ ). Es sind jedoch keine lokalisierten Defekte mit  $\mu$ LBIC oder EBIC zu beobachten.

Dieses Ergebnis lässt darauf schließen, dass LeTID nicht durch lokal angehäufte Defekte entsteht. Vielmehr handelt es sich bei den LeTID-Defekten um homogen im Korn verteilte Punktdefekte. Auch in den meisten Veröffentlichungen zu LeTID wird davon ausgegangen, dass es sich bei LeTID um Punktdefekte handelt [Bre+16; Nie+17b; Cie+18; SBW19]. Lediglich Deniz et al. haben Nickelpräzipitate nach einer LeTID-Behandlung gefunden [DBB18]. An nicht LeTID-behandelten Proben konnten diese Präzipitate nicht detektiert werden. Allerdings konnte auch kein direkter Zusammenhang zu LeTID bestätigt werden. Deniz et al. haben abgeschätzt, dass sich in den untersuchten LeTID-degradierten Proben ca.  $0,01$  Nickelpräzipitate pro  $\mu\text{m}^3$  befinden [DBB18]. Geht man davon aus, dass die Defekte gleichmäßig über die Höhe im Siliziumvolumen verteilt sind, müssten drei Nickelpräzipitate auf  $10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m}$  mit  $\mu$ LBIC und EBIC messbar sein. Durch die Sammlung der LeTID-Verunreinigungen an den Oberflächen reduziert sich die erwartete Defektkonzentration auf ca.  $15$  Defekte in einem Bereich von  $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$ . Mit  $\mu$ LBIC bzw. EBIC wurde ein Bereich von ca.  $4\ \text{mm}^2$  bzw.  $0,4\ \text{mm}^2$  untersucht. Dabei wurde keine lokal erhöhte Rekombination auf Grund der LeTID-Behandlung detektiert. Somit ist zu vermuten, dass die Nickelpräzipitate unabhängig von LeTID entstanden sind und es sich bei LeTID vielmehr um homogen im Korn verteilte Punktdefekte handelt.

### 5.3.2 LeTID-Defektsammlung an freien Bindungen

An strukturellen Defekten sind Inhomogenitäten der Degradation festzustellen. Im Degradationsmaximum ist bei einer ausgeprägten LeTID-Anfälligkeit die effektive Diffusionslänge (und somit auch die Lebensdauer) an nicht-dekorierten Korngrenzen und lokalen Rückkontakten höher als im Korninneren, obwohl im initialen Zustand die effektive Diffusionslänge an Korngrenzen und Rückkontakten im Vergleich zu dem Korninneren vergleichbar oder sogar geringer ist (siehe Abschnitt 4.2.3).

Dieser Effekt wurde zunächst intensiv diskutiert. Da dieses Phänomen mit grundlegend unterschiedlichen Messmethoden (wie zum Beispiel EL, PL und LBIC) zu beobachten ist, kann ausgeschlossen werden, dass es sich dabei um ein Messartefakt handelt. Auch stand zur Diskussion, ob an den Korngrenzen und Rückkontakten die Degradation langsamer bzw. die Regeneration schneller abläuft. Die Untersuchungen in Abschnitt 4.3.2 zeigen, dass die LeTID-Reaktionsgeschwindigkeit an Korngrenzen und im Korn vergleichbar ist und die Regeneration an Korngrenzen sogar etwas langsamer abläuft. Die Degradation und/oder Regeneration an den Rückkontakten ist etwas langsamer. Dennoch liegt zu jedem Zeitpunkt der LeTID-Behandlung die Quanteneffizienz bei 960 nm (und auch die effektive Diffusionslänge) an Korngrenzen und Rückkontakten messbar höher als bei der maximalen Degradation im Korn (siehe Abschnitt 4.3.2 Abbildung 4.42). Somit ist die Degradation an Korngrenzen und Rückkontakten tatsächlich schwächer ausgeprägt. Dieses Phänomen ist durch eine Sammlung von Verunreinigungen erklärbar, die an dem LeTID-Defekt beteiligt sind, wie es bereits für Eisenverunreinigungen bekannt ist [MTT08]. Untersuchungen zu dem Zusammenhang zwischen dem Korngrentyp und dem Degradationsausmaß in Abschnitt 4.3.2 Abbildung 4.45 haben gezeigt, dass  $\Sigma 3$  Korngrenzen (darunter auch Zwillingskorngrenzen) eine ausgeprägtere Degradation zeigen, zum Teil vergleichbar mit der Degradation im Korn. Dies lässt darauf schließen, dass die Verunreinigungen an Kristallstörungen gesammelt werden.

Da auch an den lokalen Rückkontakten durch die Unterbrechung der Rückseitenpassivierung eine erhöhte Konzentration an Kristallstörungen vorhanden ist, wird vermutet, dass die reduzierte Degradation an den Rückkontakten wie bei Korngrenzen durch die Sammlung an Kristallstörungen hervorgerufen wird. Auch an passivierten Oberflächen tritt der Sammlungseffekt auf, wie Versuche von Bredemeier et al. an unterschiedlich dicken Wafern zeigen [BWS17b]. Es wurde vermutet, dass die Defekte im Laufe des Degradations-Regenerations-Zyklus an den Oberflächen gesammelt werden [BWS17b]. Die Untersuchungen in dieser Arbeit lassen jedoch darauf schließen, dass die Sammlung der Verunreinigungen hauptsächlich während des Zellprozesses auftritt. Dies folgt aus den Tatsachen, dass die LeTID-Regeneration an Korngrenzen sogar etwas langsamer verläuft als im Korn und die Sammlungsbreite um die Korngrenze sich im Verlauf der Behandlung nicht verbreitert (siehe Abschnitt 4.3.2 Abbildung 4.44). Auch Simulationen von Bredemeier et al. zeigen, dass die Diffusion der Defekte zu den Oberflächen nicht ausreicht, um die Dickenabhängigkeit der Degradation zu erklären. Zusätzlich muss angenommen werden, dass die Defektkonzentration in dünnen Wafern deutlich geringer ist [BWS17b].

Die Messergebnisse zum Sammlungseffekt an Korngrenzen lassen sich mit einer Diffusion zu den Grenzflächen im Zellprozess beschreiben, wie die Ergebnisse basierend auf der Diffusionsgleichung in Abschnitt 4.3.3 zeigen. Die gemessenen EQE-Daten passen dabei zu der berechneten Defektverteilung. Die Diffusionskonstante wurde integriert über die Zeit beim Abkühlprozess auf zwischen  $0,004 \text{ mm}^2$  und  $0,03 \text{ mm}^2$  geschätzt. Auf diese Art lassen sich auch die dickenabhängigen Versuche von Bredemeier et al. [BWS17b] und somit die Sammlung an den Waferoberflächen beschreiben (siehe Abbildung 5.1). Für die Anpassung der Messdaten von Bredemeier et al. wurde die in Abschnitt 4.3.3 bestimmte Defektverteilung genutzt, wobei die Dicke  $d$  entsprechend der Versuche von Bredemeier et al. variiert wurde. Die Defektanzahl bei einer gegebenen Probendicke  $d$  wurde durch



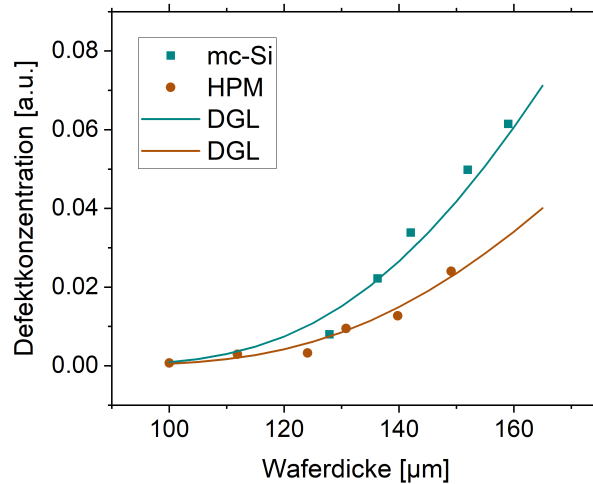


Abbildung 5.1: Dickenabhängigkeit von LeTID beschrieben mit Diffusionsgleichung aus Abschnitt 4.3.3. Messdaten (Punkte) von Bredemeier et al. [BWS17b].

Integration der Defektverteilung von der Vorderseite ( $x = 0$ ) bis zur Rückseite ( $x = d$ ) bestimmt. Dabei wurde für  $Dt$  der Wert  $0,01 \text{ mm}^2$  gewählt, der in Abschnitt 4.3.3 der mittleren Sammlungsbreite an den Korngrenzen von  $250 \mu\text{m}$  zugeordnet wurde. Der Unterschied zwischen den verschiedenen Materialien mc-Si und HPM ergibt sich durch den Normierungsfaktor, der insbesondere durch die Ausgangsdefektkonzentration (vor der Sammlung der Defekte) beeinflusst wird. Die Beobachtung, dass sich die Sammlung an den Waferoberflächen und den Grenzflächen im Kristall (Korngrenzen) mit denselben Diffusionsparametern beschreiben lässt, verstärkt die Annahme, dass die reduzierte Degradation an den Korngrenzen und lokalen Rückkontakten und die Dickenabhängigkeit von LeTID auf dasselbe Phänomen, der Sammlung von an LeTID-beteiligten Verunreinigungen an Kristallstörungen, zurückzuführen sind.

Es ist bekannt, dass der Feuerschritt zur Herstellung eines guten elektrischen Kontaktes maßgebend für das LeTID-Ausmaß ist [Bre+16; Ebe+17]. Da dies auch den letzten Hochtemperaturschritt im Zellprozess darstellt, ist es naheliegend, dass auch hier die Sammlung der an LeTID-beteiligten Verunreinigungen an Korngrenzen und Oberflächen auftritt. Untersuchungen in Abschnitt 4.3.2 zu der Sammlungsbreite bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen zeigen, dass die Breite bei höheren Spitzentemperaturen nicht zunimmt. Dennoch wurden Unterschiede bei den verschiedenen Feuerbedingungen festgestellt. Dies lässt vermuten, dass die Verunreinigungen bei dem Abkühlschritt gesammelt bzw. eingefroren werden und somit die Abkühlrampe eine bedeutende Rolle an Stelle der Maximaltemperatur spielt, was den Beobachtungen von Eberle et al [Ebe+17] entspricht. Es kann jedoch auch nicht ausgeschlossen werden, dass die Sammlung bereits in einem früheren Prozessschritt wie bei der Kristallisation oder bei anderen Zellherstellungsprozessen stattfindet.

### 5.3.3 LeTID-Defektaktivierung

Die Aktivierung von LeTID-Defekten geschieht im Betrieb unter Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen über  $50^\circ\text{C}$ . Wie bereits dargelegt, werden die Defekte dabei durch

die Ladungsträgerinjektion hervorgerufen und auch ohne Ladungsträgerinjektion tritt an LeTID-anfälligen Proben bei noch höheren Temperaturen (ca. 175 °C) eine Degradation (DA) auf (siehe [Che+17] sowie Abschnitte 4.1.5 und 4.3.5). Im Folgenden wird die These aus Abschnitt 4.3.5, dass mit und ohne Ladungsträgerinjektion derselbe Defekt aktiviert wird, dieser jedoch in unterschiedliche Zustände überführt wird, im Zusammenhang mit der Literatur diskutiert.

In zahlreichen Veröffentlichungen wird die These vertreten, dass die LeTID-Behandlung und die DA-Behandlung denselben Defekt aktivieren [Che+17; Var+19a; Var+18b]. Gründe dafür sind, dass das Degradationsausmaß bei DA und LeTID mit steigender Peakfeuertemperatur zunimmt [Che+17] und dass die Shockley-Read-Hall (SRH)-Parameter nach einer DA- und LeTID-Behandlung vergleichbar sind [Var+19a]. Auch die Untersuchungen in Abschnitt 4.1.5 zeigen, dass mit steigender LeTID-Anfälligkeit auch das Ausmaß an DA-Verlusten ansteigt. Die maximalen Verluste sind jedoch bei LeTID deutlich größer als bei der DA-Behandlung. Dies könnte auf unterschiedliche Defekte, mehrere Zustände desselben Defekts oder auch nur auf eine stärkere Temperaturabhängigkeit der Erholung im Vergleich zur Degradation (wodurch das Degradationsmaximum abgeschwächt wird) hinweisen.

Eine weitere Gemeinsamkeit der beiden Degradationsarten ist das laterale Erscheinungsbild, wobei eine schwächere Degradation an Korngrenzen und Rückkontakten zu beobachten ist (vergleiche Abschnitt 4.2.3 und Abschnitt 4.3.5 Abbildung 4.59). All diese Untersuchungen weisen darauf hin, dass derselbe Defekt bei einer DA- und LeTID-Behandlung aktiviert wird. Das Ergebnis, dass vergleichbare SRH-Parameter gemessen werden, weist darauf hin, dass derselbe Defektzustand bzw. ein anderer Defektzustand mit ähnlichen Defektparametern angenommen wird. Dem gegenüber steht die Beobachtung, dass im DA-Degradationsmaximum bei einer anschließenden LeTID-Behandlung eine zusätzliche Degradation auftritt, welche vergleichbar im Ausmaß zu einer Degradation ohne Vorbehandlung ist (vergleiche Abschnitt 4.3.5 Abbildung 4.56). Dies ist ein Hinweis darauf, dass bei der LeTID-Behandlung ein Defektzustand angenommen wird, der zu einer stärkeren Rekombination führt.

Ein klarer Unterschied ist bei den Endzuständen zu beobachten, die bei diesen Behandlungsarten angenommen werden. Die DA-Behandlung resultiert in einem erholten Zustand der Defekte. Die LeTID-Behandlung resultiert in einem regenerierten Zustand der Defekte. Sowohl der erholte als auch der regenerierte Zustand sind rekombinationsinaktiv. So wird die initiale Leerlaufspannung der Proben wiederhergestellt (siehe Abschnitt 4.3.5). Zum Teil werden sogar höhere Lebensdauern erreicht [Var+19a]. Die unter einer DA-Behandlung erholten Zustände sind jedoch nicht LeTID-stabil. Eine nachgestellte LeTID-Behandlung führt zu einer erneuten Degradation, die im Ausmaß vergleichbar ist zu einer Degradation ohne DA-Vorbehandlung (siehe Abschnitt 4.3.5 Abbildung 4.57). Auch eine Probe im LeTID-regenerierten Zustand führt unter einer anschließenden DA-Behandlung zu einer erneuten Degradation, wenn auch in geringerem Maße (siehe Abschnitt 4.3.5 Abbildung 4.58). Dies zeigt, dass die LeTID-Defekte im Dunklen (DA) nicht LeTID-stabilisiert werden und die LeTID-Regeneration die DA-Degradation nicht vollständig verhindert. Somit überführen die LeTID-Regeneration und die DA-Erholung die Defekte in zwei unterschiedliche Zustände. Dabei ist es möglich, dass bei der Dunkelbehandlung (DA) weitere LeTID-Vorprodukte erzeugt werden, wie Fung et al. vorschlagen [Fun+17], oder die DA-Behandlung die LeTID-regenerierten Defekte teilweise destabilisiert.

Ein weiterer Zusammenhang zwischen den beiden Behandlungsarten ist, dass die DA-

Behandlung die Defekte beeinflusst, die unter LeTID-aktiviert werden, und umgekehrt. So werden die unter DA-Behandlung aktivierten Defekte bei einer LeTID-Behandlung regeneriert (siehe Abbildung 4.56 in Abschnitt 4.3.5). Auch die unter einer LeTID-Behandlung aktivierten Defekte werden bei einer DA-Behandlung zum Teil wieder deaktiviert [Luk+16; Fun+17]. Außerdem ändert sich die LeTID-Reaktionsgeschwindigkeit deutlich infolge einer vorgeschalteten DA-Behandlung wie in Abschnitt 4.3.5 und in den Veröffentlichungen [Luk+16; Fun+17; LTH18; Fun+18; Liu+18b; Yli+19] gezeigt. Dabei ist der erreichte Endzustand der DA-Behandlung relevant. Befindet sich die Probe nach der DA-Behandlung im erholten Zustand, so ist die durch LeTID hervorgerufene Degradation und Regeneration um ein Vielfaches schneller als der LeTID-Zyklus ohne Vorbehandlung. Befindet sich die Probe im DA-degradierten Zustand, so ist der nachgestellte LeTID-Zyklus immer noch beschleunigt, jedoch nicht so stark wie nach Erreichung des erholten Zustands.

Auch das Erscheinungsbild der nachgestellten LeTID-Behandlung ändert sich im Anschluss an die DA-Erholung. Trotz vergleichbar ausgeprägter Verluste ist keine reduzierte Degradation an den Korngrenzen zu beobachten (siehe Abschnitt 4.3.5 Abbildung 4.59). Dies ist ein Hinweis darauf, dass die Defekte bzw. erholten Defektzustände bei der Dunkelbehandlung (DA) mehrere 100  $\mu\text{m}$  weit diffundieren können. Dabei werden die LeTID-Defekte nicht an strukturellen Defekten gesammelt, sondern verteilen sich homogen auf der Probe. Auch ist es denkbar, dass die an den Korngrenzen gesammelten LeTID-Defekte sich bei der Dunkelbehandlung lösen und im Korn verteilen.

Somit weisen die in diesem Abschnitt diskutierten Untersuchungen darauf hin, dass derselbe Defekt bei einer DA- und LeTID-Behandlung aktiviert wird. Dabei wird entweder derselbe Defektzustand angenommen, oder wahrscheinlicher der Defekt wird in unterschiedliche Zustände überführt. So lässt insbesondere die ausgeprägtere Beschleunigung der DA-Erholung auf mehr als einen Defektzustand schließen. Bei nur einem Defektzustand könnten die Defekte direkt von dem aktivierten in den regenerierten Zustand übergehen und bei dem DA-degradierten Zustand wäre eine früher einsetzende Regeneration zu vermuten.

Eine längere DA- bzw. LeTID-Behandlung bringt die Defekte in zwei unterschiedliche rekombinationsinaktive Zustände (erholt bei DA-Behandlung und regeneriert bei LeTID-Behandlung).

### 5.3.4 Einfluss des Wafermaterials

Die Untersuchungen der Degradation von Proben aus unterschiedlichen Bereichen eines Bricks in Abschnitt 4.3.4 zeigen, dass unterschiedliche Konzentrationen an metallischen Verunreinigungen im Wafer einen geringen Einfluss auf das LeTID-Ausmaß haben. Die untersuchten Proben, über einen gesamten Brick verteilt, haben nur leichte Unterschiede im maximalen Degradationsausmaß gezeigt. Dieses Ergebnis unterscheidet sich von den Beobachtungen von Kersten et al. [Ker+15a], wo eine deutlich reduzierte Degradation im oberen Viertel eines Bricks beobachtet wurde. Der Grund für diese Unterschiede liegt darin, dass die Reaktionsgeschwindigkeit bei verschiedenen Materialien variiert (siehe Abschnitt 4.3.4 Abbildung 4.54). Kersten et al. haben das Degradationsausmaß nach 24 h betrachtet und nicht das absolute Degradationsmaximum. Somit wird das Degradationsausmaß im oberen Bereich unterschätzt, da die Degradation in diesem Bereich deutlich langsamer abläuft.

Das absolute Degradationsmaximum ist im obersten Bereich des Bricks nur etwas geringer. Einen vergleichbaren Verlauf zeigt die Titankonzentration, die zur Spitze hin abnimmt. Jedoch kann auch dabei nicht ausgeschlossen werden, dass die Degradation bei

diesen Untersuchungen im obersten Bereich unterschätzt wird. Gründe dafür könnten Messunsicherheiten und die langsamere Degradation sein, wodurch eine Überlagerung mit der Regeneration auftritt, die somit relativ zum Degradationszustand gesehen früher einsetzt.

Die deutlich langsamere Degradation im oberen Bereich des Bricks könnte durch eine geringere Konzentration eines LeTID-Defektpartners hervorgerufen werden. Da sich jedoch das Degradationsausmaß kaum ändert, ist dieser Zusammenhang eher auszuschließen. Die Degradation könnte stattdessen durch ein temporäres Einfangen von einem Defektpartner gehemmt werden. Zur Spitze hin steigt vor allem die Borkonzentration an, da Bor einen Segregationskoeffizienten kleiner als eins besitzt und als Dotierstoff dessen Konzentration besonders hoch ist. Dies lässt vermuten, dass ein oder mehrere Defektpartner von Boratomen eingefangen werden. Dieser Zusammenhang wurde bisher noch nicht diskutiert. Jedoch könnten Degradationsunterschiede, bei denen ein unterschiedliches Degradationsausmaß vermutet wurde, auf die Reaktionsgeschwindigkeit zurückzuführen sein, wie es bereits für die brickhöhenabhängigen Untersuchungen diskutiert wurde. So haben Niewelt et al. auf FZ-Wafer nach einer Behandlung unter Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen eine kreisförmige Struktur bei einem Mapping der Lebensdauer beobachtet [Nie+17b]. Es ist bekannt, dass die Verteilung der Dotierstoffe eine vergleichbare Struktur zeigt [Lim+13]. Somit könnte diese Struktur auch durch eine lokal unterschiedliche Reaktionsgeschwindigkeit entstehen und die Probe könnte sich lokal in unterschiedlichen Degradationszuständen befinden.

### 5.3.5 Diskussion der bisherigen LeTID-Defektmodelle

Als Diskussionsgrundlage für die LeTID-Defektmodelle sind in Tabelle 5.2 relevante Beobachtungen und die daraus gezogenen Schlussfolgerungen zusammengefasst. Aus der bisherigen Diskussion der in dieser Arbeit gezeigten Untersuchungen können die Punkte 1. bis 8. gefolgert werden. Des Weiteren sind in der Tabelle wichtige Erkenntnisse für das Defektmodell aus der aktuellen Literatur ergänzt (Punkte 9. bis 15.).

Die ersten beiden Punkte der Tabelle 5.2 beziehen sich auf die Untersuchungen zu der Lokalisierung der Defekte. Aus diesen Untersuchungen folgt, dass es sich bei LeTID um Punktdefekte im Siliziumvolumen handelt. Die Punkte 3. bis 6. beziehen sich auf die Defektaktivierung und die Zustände, die eingenommen werden können. Hieraus kann gefolgert werden, dass es sich bei LeTID um einen mehrstufigen Prozess handelt, bei dem vermutlich mehrere rekombinationsaktive und mindestens drei rekombinationsinaktive Zustände eingenommen werden können.

Der siebte Punkt aus Tabelle 5.2 behandelt den Einfluss des Wafermaterials. Es wurde beobachtet, dass Proben aus dem oberen Bereich des Bricks langsamer degradieren. Dabei wurde eine Korrelation zur Borkonzentration festgestellt. Hieraus kann gefolgert werden, dass Akzeptorniveaus LeTID-Defektpartner temporär einfangen. Die Punkte 8., 9. und 10. behandeln das Sammeln der LeTID-Defekte bzw. eines Defektpartners und die damit verbundene dauerhafte Reduktion der Degradation. Dabei sind die Punkte 8. und 10. vermutlich auf denselben Effekt zurückzuführen, nämlich die Sammlung an Kristallstörungen. Die Beobachtungen in 11. bis 13. zeigen deutlich, dass Wasserstoff direkt oder indirekt an der Degradation beteiligt ist. Auch die Punkte 7. bis 10. lassen sich erklären, wenn man annimmt, dass Wasserstoff ein Defektpartner ist. So ist bekannt, dass die Diffusion von Wasserstoff durch das Einfangen an Akzeptorniveaus limitiert wird und dass Wasserstoff an Kristallstörungen gesammelt wird [Hul99]. Die letzten beiden Punkte (14. und 15.) sind relevant für die Fragestellung, welche weiteren Defektpartner neben Wasserstoff in Frage kommen. Die Tatsache, dass auch Proben aus Cz- und FZ-Material eine Volumendegradation unter Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen zeigen, ist ein

Tabelle 5.2: Beobachtungen und Schlussfolgerungen zum LeTID-Defektmodell.

	<b>Beobachtungen</b>	<b>Schlussfolgerungen</b>
1.	Im Korn homogene Abnahme der Lebensdauer	Punktdefekte
2.	Erhöhte Volumenrekombination	Defekte im Siliziumvolumen
3.	Degradation und Regeneration tritt bei erhöhten Temperaturen und Ladungsträgerinjektion auf	Mehrere Defektzustände werden nacheinander angenommen
4.	Temporäre Erholung der Zellparameter nach Degradation unter Ladungsträgerinjektion bei 25 °C	Thermisch aktivierter Prozess
5.	DA- und LeTID-Behandlung führen zu einer Degradation (viele Gemeinsamkeiten, auch Unterschiede)	Möglicherweise mehrere rekombinationsaktive Defektzustände
6.	Nach Erholung der DA-Behandlung degradieren die Proben beschleunigt bei einer LeTID-Behandlung	Mindestens 3 rekombinationsinaktive Zustände: Initial, DA-erholt, LeTID-regeneriert
7.	Langsamere Degradation von Proben aus dem oberen Brickbereich	Akzeptorniveaus fangen LeTID-Defektpartner temporär ein
8.	Im Vergleich höhere Lebensdauer an Korngrenzen (HWB $\approx 250 \mu\text{m}$ ) und lokalen Rückkontakten	Sammlung von H, Cu, Ni oder Co an Kristallstörungen
9.	Temperatur-Nachbehandlung schwächt Degradationsausmaß [Che+17]	Temperaturen um ca. 500 °C lassen Defektpartner zu Senken diffundieren
10.	Solarzellen aus dünnen Wafern sind weniger betroffen [BWS17b]	Sammlung von LeTID-Defekten an der Waferoberfläche
11.	Degradationsausmaß korreliert mit Wasserstoffkonzentration im Silizium [Var+18a; BWS18; Var+19b]	Wasserstoff ist ein Defektpartner
12.	Mit steigender Spitzenfeuertemperatur steigt das Degradationsausmaß [Bre+16]	Unter hohen Temperaturen diffundiert Wasserstoff aus der SiN-Passivierschicht in das Si-Volumen
13.	Kühlrampe bei Feuerschritt beeinflusst Degradationsausmaß [Ebe+17]	reduzierte Wasserstoffkonzentration bei langsamer Kühlrampe
14.	Betroffene Materialien p-Typ multi, Cz und FZ und n-Typ [Fer+17; Nie+17b]	LeTID wird durch intrinsische Defekte oder Verunreinigungen verursacht, die bei dem Herstellungsprozess in die Zelle gelangen
15.	P-Getterschritt reduziert Degradationsausmaß [SZH18; SBW19]	Ein Defektpartner befindet sich bereits vor der SiN-Passivierung im Wafer

Hinweis darauf, dass LeTID durch intrinsische Defekte oder Verunreinigungen verursacht wird, die beim Herstellungsprozess in die Zelle gelangen. Dass das LeTID-Ausmaß durch den Phosphor-Getterschritt reduziert wird ist ein Hinweis darauf, dass es neben Wasserstoff einen LeTID-Defektpartner gibt, der sich bereits vor der SiN-Passivierung in dem Material befindet. Naheliegend sind dabei schnell diffundierende Metalle, die bei den P-Getterschritt aus dem Material herausdiffundieren.

Der Punkt 15. ist somit bisher der einzige direkte Hinweis darauf, dass neben Wasserstoff ein weiterer Defektpartner an LeTID beteiligt ist. Jedoch wird auch diese Schlussfolgerung in Frage gestellt. Skorka et al. haben angemerkt, dass das Gettering die Versetzungsdichte verringert, wodurch die nach dem Feuerschritt zur Verfügung stehende Wasserstoffkonzentration im Silizium geändert werden könnte [SZH18]. Diese These widerspricht jedoch der Interpretation der Beobachtungen 8. und 10., dass an Kristallstörungen LeTID-Defektpartner gesammelt werden. Somit sollte eine Verringerung der Versetzungsdichte bei dem Gettering zu einem Degradationsanstieg führen.

Neben Punkt 15. sprechen auch die bisherigen Untersuchungen zu Wasserstoff in Silizium dafür, dass ein weiterer Defektpartner an LeTID beteiligt ist und es sich nicht um einen reinen Wasserstoffdefekt handelt, wie von Ciesla et al. vorgeschlagen [Cie+18]. Das Verhalten von Wasserstoff in Silizium ist bereits intensiv untersucht. Es sind zahlreiche Zustände bekannt, die von Wasserstoff in Silizium angenommen werden können. Atomarer Wasserstoff befindet sich in p-dotiertem Material hauptsächlich im Zustand  $H^+$ . Interstitieller Wasserstoff besitzt zwar Defektniveaus in der Bandlücke bei  $E_C - 0,175$  eV und  $E_C - 0,65$  eV [Kol+18], jedoch ist die Konzentration an atomarem Wasserstoff bei den untersuchten Temperaturen eher gering.  $H^+$  ist in Silizium sehr beweglich ( $D \approx 1 \cdot 10^{-10}$  cm<sup>2</sup>/s bei Raumtemperatur) und bindet sich an andere Wasserstoffatome oder Fehlstellen, wie zum Beispiel an freie Siliziumbindungen und Dotierstoffe [PCB91]. Somit wäre eine große Anzahl an interstitiellen Wasserstoffatomen unter Raumtemperatur im Dunkeln nicht stabil. Die LeTID-Defekte hingegen verändern ihren Zustand ohne Ladungsträgerinjektion bei Raumtemperatur auch über längere Zeiträume nicht (siehe Abschnitt A.2). Somit kann interstitieller Wasserstoff als LeTID-Defekt ausgeschlossen werden.

Auch Bor-Wasserstoff-Paare sind nicht für LeTID verantwortlich. Bei einem deutlichen Anstieg der Bor-Wasserstoff-Paare würde der Widerstand der Probe ansteigen, was zu Verlusten führen könnte. Jedoch wurde bei LeTID kein Anstieg des Widerstands beobachtet (siehe Abschnitt 4.1.3). Auch Weiser et al. haben gezeigt, dass die Konzentration an Akzeptor-Wasserstoff-Paaren während einer Behandlung unter Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen tendenziell abnimmt und somit als mögliche Wasserstoffquelle dient und nicht den LeTID-Defekt darstellt [Wei+20].

In hohen Konzentrationen treten molekularer Wasserstoff  $H_2$  und Wasserstoffdimer  $H_2^*$  in Siliziumwafer auf. Diese beiden Wasserstoff-Paare sind jedoch nicht rekombinationsaktiv [Kol+18]. Es ist somit zu vermuten, dass ein weiterer Partner bei der Degradation beteiligt ist. Um welchen Stoff es sich dabei handelt und wie der Defekt im Detail aussieht, kann nach derzeitigem Stand der Forschung nur spekuliert werden. Theorien gehen davon aus, dass neben Wasserstoff eine metallische Verunreinigung [SBW19; Luk+20] oder intrinsische Kristalldefekte wie Leerstellen im Siliziumgitter oder interstitielle Siliziumatome [Nie+17b] an dem Defekt beteiligt sind. Wie die Beteiligung von intrinsischen Kristalldefekten im Detail aussehen könnte, wurde in [Nie+17b] nicht dargestellt. Dass Leerstellen oder interstitielle Siliziumatome den Ausgangszustand der LeTID-Defekte darstellen ist auszuschließen, da diese Zustände bereits zu einer erhöhten Rekombination führen [Hul99].

Das Model von Schmidt et al. unterscheidet sich prinzipiell von den anderen Modellen, da angenommen wird, dass Wasserstoff nur indirekt bei LeTID beteiligt ist [SBW19]. Es

wird angenommen, dass bei dem Feuerschritt rekombinationsinaktive Metall-Wasserstoff-Paare entstehen. Bei der LeTID-Behandlung löst sich der Wasserstoff, wodurch rekombinationsaktive interstitielle Metallatome im Material entstehen. Die Notwendigkeit von Wasserstoff wird dadurch erklärt, dass sich die Metallatome ohne erhöhte Wasserstoffkonzentration zu Präzipitaten zusammenfinden und nicht im Material verteilt sind. Dieses Modell erklärt den Einfluss von Wasserstoff aus den Punkten 11. bis 13. in Tabelle 5.2, jedoch können mit diesem Modell die Beobachtungen der sequenziellen Behandlungen (Punkte 5. und 6.) nicht erklärt werden. Auch der Einfluss der Dotierung auf die Reaktionsgeschwindigkeit (Punkt 7.) ist mit diesem Modell nicht abgedeckt. Außerdem wurde am Beispiel von Molybdän gezeigt, dass sich Metall-Wasserstoff-Paare unter Beleuchtung bei erhöhten Temperaturen bilden [Mul+18] und nicht wie hier angenommen auflösen. Auch ist bekannt, dass es Metall-Wasserstoff-Paare gibt, die rekombinationsaktiv sind.

Diese Eigenschaften von Metall-Wasserstoff-Paaren werden in dem in Kooperation mit Werner Bergholz entwickelten Modell berücksichtigt. Im Detail wird dieses Modell im folgenden Abschnitt dargestellt.

### 5.3.6 Erweiterung der LeTID-Modellvorstellung

Zur Erweiterung der bisherigen Modellvorstellung wurde zunächst ausgewertet welche Zustände die LeTID-Defekte einnehmen können. Da es wie bei BO-LID einen initialen, einen degradierten und einen regenerierten Zustand gibt (Punkt 3. in Tabelle 5.2), wurde bei den bisherigen Modellen das 3-Zustandsmodell von Herguth et al. genutzt, welches für BO-Defekte entwickelt wurde [Her+06]. Dieses Zustandsmodell wurde von Fung et al. durch einen zusätzlichen Zustand „Reservoir“ erweitert, welcher bei einer DA-Behandlung langsam in den initialen Zustand übergeht [Fun+18].

Die Schlussfolgerungen aus den sequenziellen Behandlungen (zusammengefasst in den Punkten 5. und 6. in Tabelle 5.2) zeigen, dass eine Erweiterung des Bor-Sauerstoff-3-Zustandsmodells erforderlich ist, um den LeTID-Defekt zu beschreiben. In Abbildung 5.2 ist ein solches um mehrere rekombinationsaktive und einen zusätzlichen erholten Zustand erweitertes Modell dargestellt. Nur mit der Erweiterung des erholten Zustands können die Beobachtungen der sequenziellen DA-LeTID-Behandlung beschrieben werden. Bei dem hier gezeigten Zustandsmodell ist ein zusätzliches Reservoir von initialen Zuständen nicht aufgenommen. Es kann nicht ausgeschlossen werden, dass ein solches Reservoir existiert. Jedoch können die Beobachtungen von Fung et al. auch beschrieben werden, indem man annimmt, dass der regenerierte Zustand bei der DA-Behandlung destabilisiert wird. Geht man davon aus, dass es sich bei dem regenerierten Zustand um Präzipitate handelt, so kann die Abnahme des Degradationsausmaßes bei wiederholter DA-Behandlung [Fun+18] erklärt werden, indem sich bei der Temperaturbehandlung kleinere Präzipitate lösen und größere erhalten bleiben bzw. wachsen (siehe [Web99]). Bei wiederholten DA-LeTID-Zyklen gibt es immer weniger kleine Präzipitate, die aufgelöst werden.

Das erweiterte Zustandsmodell berücksichtigt die beobachteten Übergänge bei verschiedenen Behandlungsschritten, Punkte 3. bis 6. in Tabelle 5.2. Wie diese im Detail aussehen könnten, wird im Folgenden dargestellt.

Zum aktuellen Zeitpunkt kann nur spekuliert werden, welcher Defektpartner neben Wasserstoff an der Degradation beteiligt ist und wie der Defekt mikrostrukturell aussieht. Dass die Defektsammlung das Degradationsausmaß reduziert (Punkt 15.), ist ein Hinweis darauf, dass ein schnell diffundierendes Metall ein Defektpartner ist. Es ist bekannt, dass Metalle in Verbindung mit Wasserstoff elektrisch aktive Defekte in Silizium bilden können [SKW15; KWL99; Shi+99]. Dabei können ein oder mehrere Wasserstoffatome beteiligt sein. Am Beispiel von Titan wurde von Scheffler et al. beobachtet, dass

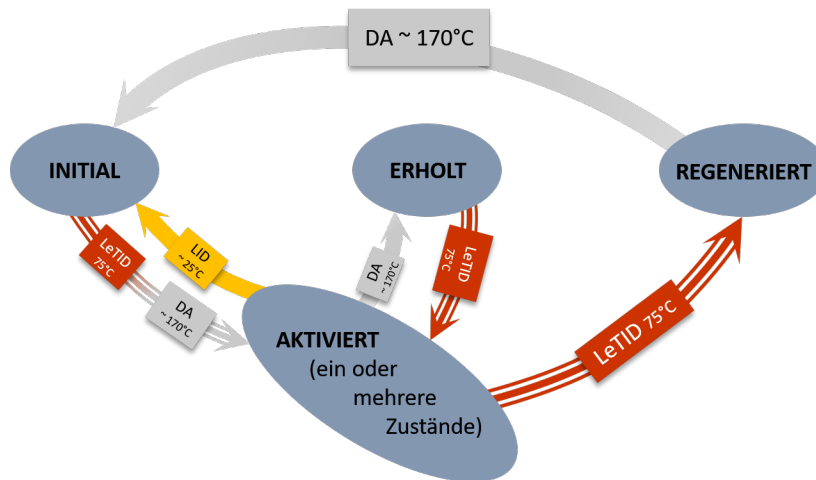


Abbildung 5.2: Mehrstufiges Zustandsmodell zur Beschreibung von LeTID.

$\text{TiH}_n$  mit  $n \in \{1, 2, 3\}$  rekombinationsaktive Defekte in Silizium bildet. Hingegen  $\text{TiH}_4$  ist rekombinationsinaktiv [SKW15]. Diese Defekte wurden von Scheffler et al. nur in n-Typ- und nicht in p-Typ-Silizium beobachtet. Diese Beobachtung wird auf den in p-Typ-Silizium identischen positiv geladenen Zustand von Wasserstoff und Titan zurückgeführt, wodurch sich die beiden Verunreinigungen abstoßen. Jedoch ändert sich unter Ladungsträgerinjektion der Ladungszustand von Wasserstoff zu einem größeren Anteil an neutralem und negativ geladenem Wasserstoff [Kol+18]. Somit ist denkbar, dass sich unter Ladungsträgerinjektion auch in p-Typ-Silizium  $\text{TiH}$ -Paare bilden. Gleiche Überlegungen gelten auch für schnell diffundierende Metalle wie Kupfer und Nickel, die in Verbindung mit Wasserstoff rekombinationsaktive Defekte in Silizium bilden [KWL99; Shi+99]. Am Beispiel von Molybdän konnte die Bildung von Metall-Wasserstoff-Paaren experimentell gezeigt werden. Es wurde beobachtet, dass sich unter Ladungsträgerinjektion bei erhöhten Temperaturen Molybdän-Wasserstoff-Paare in p-Typ-Silizium bilden. Dabei wurde jedoch keine erhöhte Rekombination aufgrund dieser Paare festgestellt [Mul+18]. Somit sind Molybdän-Wasserstoff-Paare als Ursache für LeTID auszuschließen.

Die Beobachtung, dass sich Metall-Wasserstoff-Paare unter Ladungsträgerinjektion bei erhöhter Temperatur bilden (am Beispiel von Molybdän), und die Kenntnis, dass Metall-Wasserstoff-Paare rekombinationsaktiv sein können (am Beispiel von Titan, Kupfer und Nickel), legen es jedoch nahe, dass ein solcher Komplex für LeTID verantwortlich sein könnte.

Basierend auf dieser Idee wurden die bisherigen Modelle erweitert. In der Modellerweiterung wird angenommen, dass die rekombinationsaktiven Defekte Metall-Wasserstoff-Paare mit einem bis drei Wasserstoffatomen sind. Die rekombinationsinaktiven Zustände sind Metall-Silizid-Plättchen  $\text{MSi}_2$ , wie in [Luk+20] vorgeschlagen, H-B-Paare bzw. molekularer Wasserstoff (initialer Zustand),  $\text{MH}_4$ -Paare (erholter Zustand) und Metallpräzipitate an Kristallstörungen (regenerierter Zustand) (siehe Abbildung 5.3).

Diese Modellvorstellung beruht auf dem in Kooperation mit Werner Bergholz entwickelten Modell [Luk+20]. Das in [Luk+20] beschriebene Modell wurde erweitert, indem neben  $\text{MH}$ -Paaren auch Metall-Wasserstoff-Paare mit mehr als einem Wasserstoffatom ( $\text{MH}_n$  mit  $n \in \{1, 2, 3\}$ ) als aktivierte Defekte in Frage kommen. Außerdem wurde das Modell um den erholteten Zustand aus rekombinationsinaktiven  $\text{MH}_4$ -Paaren erweitert, was die unterschiedlichen Zustände erklärt, die bei der Langzeit-LeTID- bzw. DA-Behandlung erreicht werden.



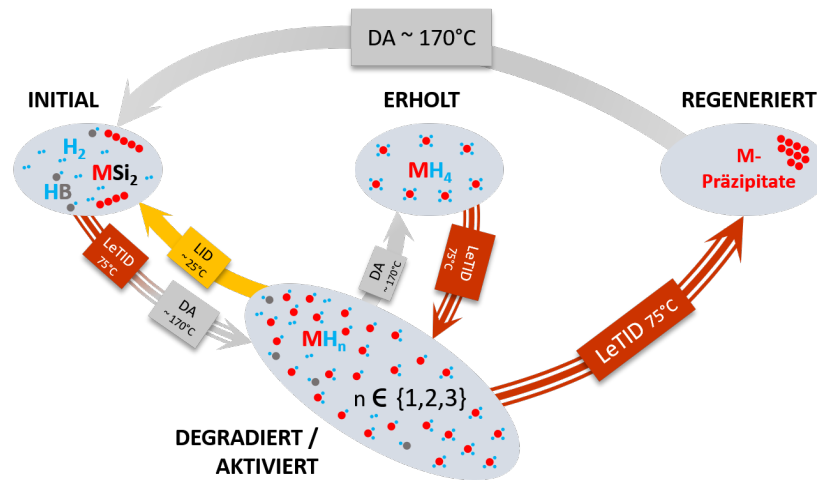


Abbildung 5.3: Schematische Darstellung des LeTID-Modells basierend auf der Bildung von Metall-Wasserstoff-Paaren.

Das Model in Abbildung 5.3 erfüllt fast alle Punkte in Tabelle 5.2. So handelt es sich bei den Metall-Wasserstoff-Paaren um rekombinationsaktive Punktdefekte (1.) im Silizium-Volumen (2.). Es können mehrere aktive Defektzustände  $MH_n$  mit  $n \in \{1, 2, 3\}$  (3. und 5.) und drei verschiedene rekombinationsinaktive Zustände (6.) angenommen werden. Es wird vermutet, dass zur Bildung der aktiven Defekte eine erhöhte Temperatur notwendig ist (3.), da eine gewisse Energie erforderlich ist, um mit Unterstützung von Wasserstoff Metallionen aus den Metall-Silizid-Plättchen zu lösen. Diese Vermutung beruht auf der Beobachtung, dass Metall-Silizid-Plättchen unter erhöhter Temperatur ihre Struktur verändern [Sch+00]. Des Weiteren wurde von Vyvenko et al. in p-Typ Silizium beobachtet, dass sich Nickel-Silizid-Präzipitate angeregt durch eine Hydrogenierung auflösen [Vyv+05]. Der Umkehrprozess unter Beleuchtung bei Raumtemperatur (4.) kann an dieser Stelle nicht erklärt werden. Im hier vorgestellten Modell wird angenommen, dass sich unter Beleuchtung bei Raumtemperatur Metall-Wasserstoff-Paare trennen und Metall-Silizid-Plättchen entstehen. Dieser Vorgang wurde bisher jedoch nicht beobachtet.

Die Punkte 7. bis 13. aus Tabelle 5.2 sind in diesem Modell erfüllt, da angenommen wird, dass Wasserstoff direkt an dem Defekt beteiligt ist. Dass eine Degradation bei erhöhten Temperaturen an p-Typ multi, Czochralski und Float Zone beobachtet wurde (14.) wird erklärt, indem angenommen wird, dass schnell diffundierende Metalle bei dem Zellherstellungsprozess in das Wafermaterial gelangen. n-Typ Silizium ist weniger stark von der Degradation betroffen, da Metall-Wasserstoff-Paare in n-Typ bereits ohne Ladungsträgerinjektion gebildet werden [SKW15]. Durch die Beteiligung der schnell diffundierenden Metalle ist auch der Punkt 15. erfüllt, da die Metallkonzentration bei dem Phosphor-Getterschritt reduziert wird.

Da der Phosphor-Getterschritt auch die Kristallstruktur verändern kann, müssen auch Leerstellen als Defektpartner in Betracht gezogen werden. Ein vergleichbares Modell, wie in Abbildung 5.3 dargestellt, könnte auch die Beteiligung von Leerstellen anstelle von Metallen beschreiben. Wie bei Metall-Wasserstoff-Paaren ist auch für Leerstellen-Wasserstoff-Paare relevant, wie viele Wasserstoffatome an der Verbindung beteiligt sind. Leerstellen-Wasserstoff-Paare mit einem bis drei Wasserstoffatomen ( $VH_n$  mit  $n \in \{1, 2, 3\}$ ) bilden rekombinationsaktive Defektniveaus in Silizium.  $VH_4$  hingegen ist rekombinations-

inaktiv [Fer00]. Die Leerstellen-Wasserstoff-Paare ( $VH_n$  mit  $n \in \{1, \dots, 4\}$ ) sind wie die LeTID-Defekte bei Raumtemperatur stabil [Hul99]. Somit könnten die aktivierten Zustände, der erholte Zustand und der regenerierte Zustand wie in Abbildung 5.3 nur mit Leerstellen anstelle von Metallen als Defektpartner beschrieben werden. Jedoch gibt es aktuell keine Erklärung wie der initiale Zustand bei der Annahme von Leerstellen als Defektpartner aussehen könnte. Auch ohne die Verbindung zu Wasserstoff sind Leerstellen  $V$  und Leerstellenpaare  $V_2$  rekombinationsaktiv [Hul99]. Dass sich Siliziumatome bei geringen Temperaturen wie  $75^\circ\text{C}$  aus dem Kristallgitter lösen und Leerstellen entstehen, ist nicht bekannt.

## 6. Zusammenfassung

Der Begriff lichtinduzierte Degradation (LID) bezeichnet Defekte in Solarzellen, welche aufgrund von Beleuchtung zu Leistungsverlusten führen. Mehrere solcher Mechanismen sind bekannt, welche unter Ladungsträgerinjektion (durch Beleuchtung oder durch Strominjektion) aktiviert werden. Dazu gehört unter anderem die lichtinduzierte Degradation bei erhöhter Temperatur (light and elevated temperature induced degradation – LeTID). Im Rahmen dieser Arbeit wurde dieser Degradationsmechanismus untersucht und Beiträge zum Verständnis der Einflussfaktoren und des LeTID-Defekts erbracht.

Eingangs wurden die folgenden zentralen Fragestellungen aufgestellt: 1) Wie sollte ein beschleunigter Labortest gestaltet sein, um potentielle Verluste durch LeTID im Betrieb abzuschätzen? 2) Wie lässt sich LeTID von anderen LID-Mechanismen unterscheiden? 3) Welches Defektmodell eignet sich zur Beschreibung von LeTID? Auf diese Fragestellungen wurde der Fokus der Arbeit gerichtet und sie wurden im Rahmen der Diskussion beantwortet.

Für die Entwicklung eines beschleunigten reproduzierbaren LeTID-Tests wurden der Einfluss des Probenmaterials (Zelle oder Modul), die Messmethode zur Bestimmung des Degradationsausmaßes, die Wahl der Behandlungsmethode (Beleuchtung, Bestromung oder reine Temperaturbehandlung), sowie der Einfluss der Behandlungsbedingungen untersucht. Basierend auf diesen Untersuchungen wurde geschlussfolgert, dass die Behandlung von Zellen und Modulen gleichwertig ist. Es wird empfohlen, dass sich ein Labortest zur quantitativen Risikobewertung des potentiellen Verlustes im Feld an extremen Belastungen im Betrieb orientieren sollte. Dementsprechend sollte der Test bei 75 °C und Ladungsträgerinjektion, entweder unter Beleuchtung mit einer Sonne im optimalen Arbeitspunkt oder durch Strominjektion mit  $2 \cdot (I_{SC} - I_{MPP})$  durchgeführt werden. Da die Verfolgung des optimalen Arbeitspunkts bei Zellen nicht üblich ist, ist dabei auch eine Beleuchtung im Leerlauf mit  $2 \cdot (I_{SC} - I_{MPP}) / I_{SC} - \text{Sonnen}$  eine gleichwertige Alternative. Diese Bedingungen liegen nahe an extremen Betriebsbedingungen. Bei deutlich höheren oder niedrigeren (unter 50 °C) Temperaturen wird das Degradationsausmaß unterschätzt. Bei dem Test sind In-situ-Messungen des  $I_{SC}$ ,  $V_{OC}$ , EL, PL oder der EQE im langwelligen Bereich (950 nm bis 1100 nm) und eine Behandlung bis zum Degradationsmaximum zu empfehlen. Zur Bestimmung des Degradationsausmaßes sollte die relative Änderung der Effizienz bei der initialen im Vergleich zu der finalen Leistungsmessung unter Standardtestbedingungen betrachtet werden.

Für regelmäßige Qualitätskontrollen können auch Schnelltests bei höherer Temperatur und Ladungsträgerinjektion durchgeführt werden. Dafür wird eine Behandlung bei 95 bis 130 °C und einer Beleuchtung mit einer Sonne im Leerlauf (bzw. einer Injektion des Stroms  $I_{SC}$ ) mit In-situ-Messung der Schnell-EQE im langwelligen Bereich (950 nm bis 1100 nm) oder der Photo- bzw. Elektro-Lumineszenz vorgeschlagen. Um das Degradationsausmaß der Proben dabei nicht zu unterschätzen, sollte bei diesem Test die Korrelation zu dem quantitativen Labortest bei 75 °C und reduzierter Ladungsträgerinjektion

bekannt sein.

Die Resultate bezüglich des Einflusses der Behandlungsbedingungen fließen aktuell im Rahmen des WIPANO-Projekts LeTID-Norm in eine weltweit gültige Norm ein. Im Rahmen dieses Projekts ist eine VDE-Anwendungsregel (auszugsweise dargestellt im Anhang A.3) und ein Entwurf für eine IEC-Norm entstanden. Dies ermöglicht, dass zur Bestimmung der LeTID-Anfälligkeit alle Zell- und Modulhersteller ein vergleichbares Testverfahren nutzen. So können verschiedene Materialien verglichen werden. Außerdem ist eine weitreichende Anwendung des in der Norm definierten Testverfahrens zu erwarten, wodurch weniger LeTID-anfällige Module zum Einsatz kommen.

Zur Trennung von LeTID gegenüber anderen LID-Mechanismen wurden bekannte Unterschiede, wie die unterschiedliche Kinetik und das Verhalten unter Beleuchtung bei Raumtemperatur überprüft. Es wurde bestätigt, dass die Aktivierung der LeTID-Defekt im Vergleich zu den anderen bekannten Defekten deutlich langsamer von statten geht. Dies gilt auch, wenn man die deutlichen Unterschiede in der LeTID-Reaktionsgeschwindigkeit je nach Probenmaterial und Vorbehandlung der Proben berücksichtigt. Um in der Lage zu sein, LeTID bezüglich der Degradationsgeschwindigkeit von anderen LID-Mechanismen zu unterscheiden, wurden Reaktionsgeschwindigkeiten verschiedener LID-Mechanismen bei typischen Behandlungsbedingungen gegenübergestellt. Des Weiteren wurde bestätigt, dass Zellen mit einer ausgeprägten LeTID-Anfälligkeit unter Beleuchtung bei 25 °C keine Effizienzverluste größer der Messungenauigkeit zeigen. Bereits degradierte Proben haben bei dieser Behandlung sogar einen Effizienzgewinn gezeigt. Über das bereits Bekannte hinaus wurde gezeigt, dass auch dieser Effizienzgewinn auf die generierten Ladungsträger zurückzuführen ist. Aus den Beobachtungen wurde geschlossen, dass eine Behandlung unter Ladungsträgerinjektion vor oder nach der Behandlung bei erhöhter Temperatur eine Möglichkeit ist, die Mechanismen zu unterscheiden und auch zu trennen.

Zusätzlich wurde zum ersten Mal beobachtet, dass LeTID ein sehr charakteristisches Erscheinungsbild hat, welches bei den anderen LID-Mechanismen bisher nicht beobachtet wurde. Damit kann bei Proben, welche ausgeprägte Leistungsverluste in Folge einer Lichtbehandlung gezeigt haben, ohne zusätzliche Behandlung abgeleitet werden, ob LeTID bei der Degradation eine relevante Rolle gespielt hat.

Die Besonderheiten von LeTID wurden das erste Mal im Rahmen dieser Arbeit systematisch zusammengestellt. Dies bietet eine Grundlage, um bei der Versuchsplanung und bei bereits degradierten Proben den Einfluss von LeTID bewerten zu können. Damit ist es möglich unter Umständen notwendige Vermeidungsstrategien anzugehen.

Die dritte Fragestellung zur modellhaften Beschreibung von LeTID konnte bisher nicht abschließend geklärt werden. Dennoch liefert diese Arbeit eine Vielzahl von Beiträgen zu einem besseren Verständnis des Defekts. Aus den sequenziellen DA- und LeTID-Untersuchungen wurde geschlussfolgert, dass es mehrere rekombinationsaktive und -inaktive Zustände des LeTID-Defekts geben muss. Darauf basierend wurde in dieser Arbeit eine Erweiterung des bisher angenommenen 3-Zustandsmodell vorgestellt.

Eine direkte Korrelation des LeTID-Ausmaßes zu den metallischen Verunreinigungen im Silizium-Wafer wurde in dieser Arbeit nicht beobachtet. Stattdessen ist mittlerweile unumstritten, dass eine erhöhte Wasserstoffkonzentration an der Degradation beteiligt ist. Auch zentrale Beobachtungen in dieser Arbeit sind durch die Beteiligung von Wasserstoff erklärbar, wie die reduzierte Degradation an Korngrenzen und lokalen Rückkontakten und die verlangsamte Degradation im oberen Bereich eines Bricks. Dennoch wurde auf Grund von Literaturrecherche ein reiner Wasserstoffdefekt ausgeschlossen. Stattdessen wurde ein eigenes Modell vorgeschlagen, welches den Einfluss von Wasserstoff im Zusammenhang mit den experimentellen Ergebnissen berücksichtigt. Dabei wird ange-

nommen, dass es sich bei den aktiven Defekten um Metall-Wasserstoff-Paare handelt. Mit diesem Modell ist es möglich, die bisherigen Beobachtungen des LeTID-Defekts zu erklären. Doch auch Leerstellen-Wasserstoff-Paare konnten nicht ausgeschlossen werden.

## 7. Ausblick

Fast zeitgleich mit dieser Arbeit wird auch der Entwurf einer LeTID-Testnorm fertiggestellt, in welche Ergebnisse dieser Arbeit eingeflossen sind. Dies ist ein wichtiger Schritt zur vergleichbaren Detektion LeTID-anfälliger Zellen und Module. Es ist zu erwarten, dass in Folge dieser Norm LeTID-Tests weitverbreitet angewandt werden. Somit wird sich die Anzahl der Installationen von LeTID-anfälligen Modulen mit größer drei Prozent Leistungsverlust deutlich reduzieren lassen.

Der nächste Schritt ist es, von den Ergebnissen der Labortests auf die Verluste im Feld zu schließen. Der in dieser Arbeit vorgeschlagene LeTID-Test gibt zwar eine Abschätzung, mit welchen Verlusten im Betrieb maximal zu rechnen ist, der zeitliche Verlauf und auch die Stärke der Ausprägung sind jedoch von dem Standort abhängig. Erste Aktivitäten in diese Richtung haben bereits begonnen (siehe [Pan+19]). Dabei wird jedoch die Erholung unter Ladungsträgerinjektion bei geringen Temperaturen noch nicht berücksichtigt. Somit sind für ein zuverlässiges Modell zur Übertragung der Labortests auf die Verluste im Feld detaillierte Untersuchungen der Erholung und ein umfangreicher Vergleich zu Freifelddaten in verschiedenen Klimaten relevant.

Ein weiterer Punkt, der nicht abschließend geklärt werden konnte, ist, welcher Defekt die erhöhte Rekombination bei LeTID verursacht. Die Veröffentlichungen der letzten Jahre haben den Fokus auf Defekte gelenkt, welche in Zusammenhang mit Wasserstoff stehen. Diese Defekte wurden daraufhin im Verlauf der LeTID-Behandlung betrachtet [Wei+20; Wal+20]. In diesen Arbeiten wurden reine Wasserstoffdefekte, bzw. Wasserstoff-Akzeptor-Paare betrachtet. Der verantwortliche Defekt konnte nicht gefunden werden. Die Ergebnisse dieser Arbeit in Kombination mit denen aus Veröffentlichungen weisen darauf hin, dass Metall-Wasserstoff-Paare LeTID verursachen könnten. Zur Überprüfung dieser Hypothese sind Untersuchungen notwendig, die genauere Informationen zu elektrisch aktiven Defekten liefern, wie zum Beispiel Deep-Level Transient Spectroscopy (DLTS). Jedoch ist der in dieser Arbeit genutzte Probensatz nicht für diese Untersuchungen geeignet, weil sich in multikristallinem Material sehr viele sich überlagernde Defekte befinden. Da auch bei Cz- und FZ-Material mit wenig Defekten eine Degradation bei erhöhter Temperatur beobachtet wurde, sind DLTS-Messungen zunächst an diesem Probenmaterial ein vielversprechender Ansatz.

# A. Anhang

## A.1 Übersicht der in dieser Arbeit genutzten Testbedingungen

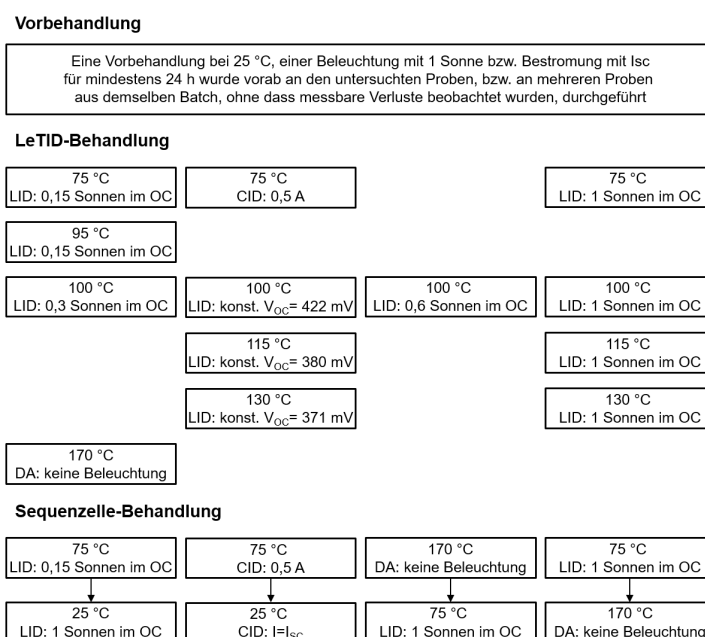


Abbildung A.1: Übersicht der in dieser Arbeit genutzten Testbedingungen: Die angegebenen Bedingungen sind die geplanten Bedingungen. Zum Teil kam es durch Temperaturschwankungen bzw. Schwankungen in der Injektion zu Abweichungen.

## A.2 Stabilität der LeTID-Defekte

Eine allgemein akzeptierte Tatsache, die jedoch selten in Veröffentlichungen behandelt wird, ist, dass LeTID-Defekte bei einer Lagerung im Dunkeln bei Raumtemperatur ihren Zustand nicht ändern. In Abschnitt 4.2.2 ist bereits gezeigt, dass sogar bei einer Lichtbehandlung bei Raumtemperatur keine Degradation auftritt, wohingegen im degradierten Zustand unter Beleuchtung die Defekte rekombinationsinaktiv werden. Werden die degradierten Proben jedoch im Dunkeln bei Raumtemperatur gelagert ändert sich der Zustand nicht. Dies ist beispielhaft an zwei Proben in Abbildung A.2 gezeigt.

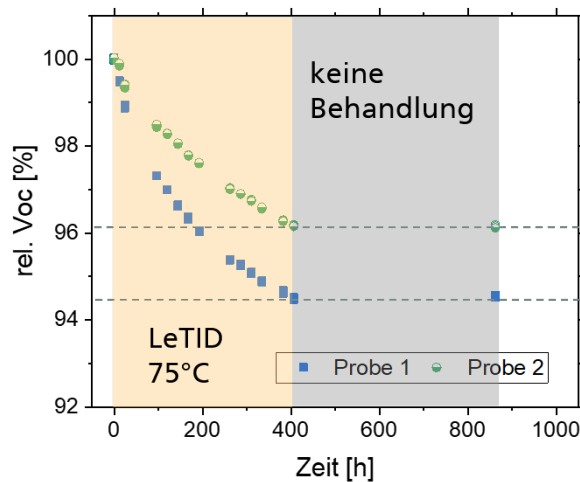


Abbildung A.2: Relative Leerlaufspannung von zwei hier beispielhaft gewählten Proben im Verlauf einer LeTID-Behandlung (Probe 1: Beleuchtung mit 0,15 Sonnen und einer Temperatur von  $(75 \pm 2)^\circ\text{C}$ ; Probe 2: Bestromung mit 0,5 A und einer Temperatur von  $(75 \pm 3,5)^\circ\text{C}$ ) gefolgt von einer ähnlich langen Dunkellagerung bei Raumtemperatur. Ohne Licht und Temperaturbehandlung bleibt Leerlaufspannung auf demselben Niveau.

## A.3 Auszug aus dem Entwurf der VDE-Anwendungsregel

Auszug aus dem Entwurf der VDE-AR-E 2126-4-100, Ausgabe November 2020, für die angemeldete limitierte Auflage wiedergegeben mit Genehmigung 132.021 des VDE Verband der Elektrotechnik Elektronik Informationstechnik e.V.. Für weitere Wiedergaben oder Auflagen ist eine gesonderte Genehmigung erforderlich. Maßgebend für das Anwenden der Normen und VDE-Anwendungsregeln sind deren Fassungen mit dem neuesten Ausgabedatum, die bei der VDE VERLAG GMBH, Bismarckstr. 33, 10625 Berlin, [www.vde-verlag.de](http://www.vde-verlag.de), erhältlich sind.



## 4.2 Spezifikation für die Durchführung des LeTID-Tests

### 4.2.1 Allgemeines

Der LeTID-Test wird in mehreren Stufen durchgeführt. Er ist so konstruiert, dass die Testzeit kurz gehalten und der Aufwand minimiert wird. Daher werden schnell durchzuführende Schritte vor zeitaufwendigeren platziert und der Test kann beendet werden, sobald eine Regeneration eintritt. Eine weitere flankierende Maßnahme zur Kosten- und Aufwandreduktion ist ein mehrstufiges Testprinzip.

**ANMERKUNG** Diese Vorgehensweise ist analog zu bewährten Verfahrensweisen bei Tests von Bauelemente der Mikroelektronik. Damit wird das Ziel verfolgt, die vergleichsweise hohen Kosten für Tester Betriebszeit zu reduzieren, ohne dabei wesentlich an Testabdeckung zu verlieren.

### 4.2.2 Spezifikation der Prüfaufbauten

Für die Durchführung des LeTID-Tests (Schritt 4) einschließlich des LID-Vortests und der Konditionierung für den LeTID-Test (Schritt 3) sind Prüfaufbauten notwendig. Um den LeTID-Test durchführen zu können, müssen die Prüfaufbauten die folgenden Spezifikationen erfüllen.

Für Solarmodule als Prüflinge muss eine Klimakammer zur Verfügung stehen, die auch unter Strominjektion bis zum Kurzschlussstrom ( $I_{SC}$ ) der Probe eine Modultemperatur von 25 °C bis 75 °C bis auf  $\pm 5$  °C, in Modulmitte gemessen, genau halten kann. Zusätzlich soll für jedes parallel zu testende Modul als Prüfling ein Netzteil zur Verfügung stehen, welches eine Strominjektion bis zum  $I_{SC}$  des zu testenden Prüfling ermöglicht. Die Stromstärke muss bis auf  $\pm 10$  % genau einstellbar sein.

**ANMERKUNG** Werden mehrere Module mit demselben  $I_{SC}$  beziehungsweise mit demselben  $2 * (I_{SC} - I_{MPP})$  in Reihe geschaltet, sind weniger Netzteile notwendig.

Für Solarzellen als Prüflinge sollte ein temperierter Probentisch zur Verfügung stehen, der eine Probentemperatur von 25 °C bis 75 °C bis auf  $\pm 5$  °C genau halten kann. Alternativ kann auch eine Klimakammer genutzt werden. Die Ladungsträgerinjektion kann durch Bestromung oder durch Beleuchtung der Probe erfolgen.

Bei einer Bestromung soll für jede parallel zu testende Solarzelle als Prüfling ein Netzteil zu Verfügung stehen, welches eine Strominjektion bis zum  $I_{SC}$  des zu testenden Prüfling ermöglicht. Die Stromstärke muss bis auf  $\pm 10$  % genau einstellbar sein.

Bei einer Beleuchtung muss die Lichtquelle mindestens die Anforderungen eines Sonnensimulators mit der Klassifikation CCC nach DIN EN 60904-9 (VDE 0126-4-9):2008-07 erfüllen. Es muss eine Beleuchtungsstärke von 150 W/m<sup>2</sup> bis auf  $\pm 10$  % genau einstellbar sein. Die zeitliche Instabilität der Bestrahlungsstärke von maximal 10 % muss dabei über die gesamte Behandlungszeit von mindestens 3 Wochen gegeben sein.

Für Module und Solarzellen ist außerdem ein Datenlogger je Prüfling für die Messung der Dunkelspannung (bzw. der Leerlaufspannung bei einer Beleuchtung von Solarzellen) zu empfehlen.

### 4.2.3 Schritt 1: Festlegung der Stichprobe und Dokumentation

Nach Erfahrung aus fast allen bekannten Untersuchungen von LeTID, kann die Streuung der LeTID-Sensitivität innerhalb eines Produktionsloses erheblich sein. Deshalb ist es nötig, eine repräsentative Anzahl von Prüflingen zu testen:

- Bei dem Test von Solarzellen sind je Produktionslos 15 Zellen nach dem Zufallsprinzip auszuwählen und gleichzeitig mit 5 Referenzzellen, die während der LeTID-Behandlung dunkel gelagert werden, zu testen,
- Da gängige Solarmodule aus mehr als 60 oder mehr Zellen bestehen, sind hier drei Module und ein Referenzmodul, das während der LeTID-Behandlung dunkel gelagert wird, ausreichend.

Alle Prüflinge müssen bei der Entnahme der Stichprobe eine eindeutige Probennummer erhalten, für jeden Prüfling muss der Hersteller (Klarname oder Kodierung), der Modell-/Handelsname (Klarname oder

## — Entwurf —

### E VDE-AR-E 2126-4-100:2020-11

Kodierung), und die Losnummer und/oder Seriennummer, aus denen die Stichproben gezogen wurden in einer Weise dokumentiert werden, die den Anforderungen einer Qualitätsaufzeichnung nach DIN EN ISO 9001:2015 genügt. Außerdem sollte falls vorhanden ein technisches Datenblatt als Anlage angefügt werden. Alternativ muss eine informelle Produktbeschreibung mit den Informationen zur Größe, dem Gewicht, und bei Modulen die Anzahl und Fläche der Zellen erstellt werden.

Das Vorgehen und die Behandlung zur Bestimmung von LeTID sollten unabhängig davon sein, ob Solarzellen oder Module untersucht werden, um konsistente Testresultate entlang der Wertschöpfungskette zu erhalten.

#### 4.2.4 Schritt 2: Vorcharakterisierung, Messung M1

Vor dem eigentlichen Degradationstest müssen für die Prüflinge und die Referenzprüflinge, im Anschluss an einer Dunkellagerung von mindestens 4 h, eine Charakterisierung der I (V) Kennlinien unter STC-Bedingungen durchgeführt werden, aus denen die Solarzell- bzw. Modulparameter für die Leerlaufspannung  $V_{OC}$ , den Kurzschlussstrom  $I_{SC}$ , die Spannung im optimalen Arbeitspunkt  $V_{MPP}$ , der Strom im optimalen Arbeitspunkt  $I_{MPP}$ , der Füllfaktor FF und die Effizienz  $\eta$  zu ermitteln sind.

Der Test muss nach den Vorgaben von DIN EN 60904-1 (VDE 0126-4-1).2007-07 durchgeführt werden.

ANMERKUNG Für eine Basisdotierung von etwa  $2 \times 10^{15}$  Bor je  $\text{cm}^3$  (entspricht ungefähr  $7 \Omega \cdot \text{cm}$ ) reicht eine Dunkellagerung von 4 h nicht. Empfohlen werden in diesem Fall 12 h. PERC-Module liegen üblicherweise in einem deutlich niedrigeren Widerstandsbereich als  $7 \Omega \cdot \text{cm}$ .

#### 4.2.5 Schritt 3: LID-Vortest und Konditionierung für den LeTID-Test, Messung M2

Für eine zuverlässige Ermittlung der LeTID-Sensitivität muss zunächst der LID-Beitrag erfasst werden und sichergestellt werden, dass die Prüflinge bezüglich LID stabil sind bzw. muss die Restbetroffenheit quantifiziert werden. Dazu sind die Prüflinge bei  $T = 25 \text{ °C} \pm 5 \text{ °C}$  für 24 h bevorzugt mit CID (mit  $I_{SC}$  aus Messung M1) zu bestromen.

Für Solarzellen als Prüflinge gilt zusätzlich, dass sie alternativ auch mit  $1000 \text{ W/m}^2$  beleuchtet werden können. Da die BO-Degradation ab einer Injektion  $> 100 \text{ W/m}^2$  relativ unabhängig von der Injektion ist, kann bei der Durchführung mittels Beleuchtung auch eine niedrigere Einstrahlung gewählt werden, wenn dies im Labor bevorzugt wird [2].

Die Messung M2 muss im Anschluss an einer Dunkellagerung von mindestens 4 h bei STC-Bedingungen durchgeführt werden. Aus den Ergebnissen können die Änderungen der vier Solarzell- bzw. Modulparameter ermittelt werden.

Die Referenzen dienen dazu, eine mögliche Flasherdrift zu identifizieren und zu quantifizieren.

ANMERKUNG Für eine Basisdotierung von etwa  $2 \times 10^{15}$  Bor je  $\text{cm}^3$  (entspricht ungefähr  $7 \Omega \cdot \text{cm}$ ) reicht eine Dunkellagerung von 4 h nicht. Empfohlen werden in diesem Fall 12 h. PERC-Module liegen üblicherweise in einem deutlich niedrigeren Widerstandsbereich als  $7 \Omega \cdot \text{cm}$ .

#### 4.2.6 Schritt 4: LeTID-Test, Messungen M3 bis M5

Der LeTID-Test muss bei einer erhöhten Temperatur von  $75 \text{ °C} \pm 5 \text{ °C}$  durchgeführt werden. Die Behandlung bei dieser Temperatur ermöglicht es, die Degradation innerhalb von wenigen Wochen zu bewerten. Gleichzeitig weichen die Stressfaktoren für die Beschleunigung der Degradation nicht zu stark von den Feldbedingungen ab. Somit ist das Ausmaß der Degradation repräsentativ für das Verhalten im Betrieb unter extremen Bedingungen. Systematische Untersuchungen der Beschleunigung der LeTID-Kinetik implizieren, dass bei zu hoher Testtemperatur das LeTID-Maximum nicht erreicht wird, da die Regeneration schon deutlich vor Erreichen des Degradationsmaximums so stark einsetzt, dass sie nicht mehr vernachlässigbar ist.

Bei den LeTID-Testverfahren müssen die Prüflinge in einen Zustand gebracht werden, der in Bezug auf die Ladungsträgerdichte dem Betrieb im optimalen Arbeitspunkt „Maximum Power Point“ (MPP) entspricht. Dazu

## — Entwurf —

E VDE-AR-E 2126-4-100:2020-11

sollen die Prüflinge bevorzugt mit CID ( $I_{CID} = 2 * (I_{SC} - I_{MPP}) \pm 5\%$ ) bestromt werden. Für Solarzellen gilt zusätzlich, dass alternativ die Prüflinge auch mit einer Bestrahlungsstärke von  $150 \text{ W/m}^2$  im Leerlauf beleuchtet werden können.

Es wird empfohlen, bei der LeTID-Behandlung in situ die Spannung der Probe zu messen (Dunkelspannung bei CID, Leerlaufspannung bei der Behandlung unter Beleuchtung). Diese Messungen ermöglichen eine Beurteilung in welchem Zustand (Degradation, Degradationsmaximum oder Regeneration) sich die Probe befindet und können so einen früheren Abbruch der Messungen vor der Vollendung der dreiwöchigen Testzeit ermöglichen. Die Spannungsmessung wird durch die Temperatur des Prüflings beeinflusst und muss daher zur Referenztemperatur von  $75 \text{ °C}$  Temperatur-korrigiert werden. Die Temperaturkorrektur muss entsprechend der Gleichung:

$$V'_{insitu} = V_{insitu} + \beta \cdot (75 \text{ °C} - T_{Probe}) \quad (1)$$

berechnet werden. Dabei ist  $V'_{insitu}$  die temperaturkorrigierte Spannung,  $V_{insitu}$  die in situ gemessene Spannung,  $\beta$  der Temperaturkoeffizient der Leerlaufspannung für den Prüfling und  $T_{Probe}$  die gemessene Probentemperatur. Um das Rauschen der Strommessung zu verringern, muss der stundenweise Mittelwert  $\bar{V}'_{insitu}$  der temperaturkorrigierten Spannung  $V'_{insitu}$  berechnet werden. Das Minimum der stundenweisen Mittelwerte wird mit  $\bar{V}'_{min}$  bezeichnet.

Nach je einer Woche (160 h) Behandlungszeit muss die Degradation unterbrochen werden, um nach einer Dunkellagerung von mindestens 4 h die Zell- bzw. Modulparameter unter STC-Bedingungen zu messen (M3 bis M5). Die LeTID-Behandlung muss insgesamt über drei Zyklen fortgesetzt werden. Falls bei M3 bis M5 das Minimum der Dunkelspannungsmessung  $\bar{V}'_{min}$  bereits vor dem Ende der Behandlung erreicht wurde, darf der Test bereits nach diesem 160 h Zyklus beendet werden.

ANMERKUNG Aus praktischen Gründen wurde der 160 h Zyklus gewählt, damit ein vollständiger Messzyklus (bestehend aus der Bestromung, Dunkellagerung und Messung) in  $168 \text{ h} = 1 \text{ Woche}$  abgeschlossen ist.

Für die Beurteilung der LeTID-Betroffenheit muss die Effizienz vor (M2) und nach (M3 bis M5) dem LeTID-Test mittels der Gleichung (2) verglichen werden. Ein Rückgang der Effizienz um mehr als 3 % relativ (dabei darf für die Reproduzierbarkeit der Messung des Labors maximal ein Fehler von 1 % berücksichtigt werden) gilt als „Fail“. Bei weniger als 3 % Rückgang innerhalb der ersten 3 Zyklen des LeTID-Tests gilt der Test als „Pass“.

$$\Delta\eta = \frac{\eta_{M3 \text{ bis } M5} - \eta_{M2}}{\eta_{M2}} \quad (2)$$

ANMERKUNG Wenn die LeTID-Betroffenheit möglichst schnell quantifiziert werden soll (mit reduzierten Anforderungen an Präzision und Genauigkeit, da insbesondere bei deutlicher Beschleunigung die beobachteten Maximalwerte der Degradation signifikant geringer ausfallen können), kann die Degradation beschleunigt werden, indem eine höhere Temperatur  $\geq 75 \text{ °C}$  und/oder eine höhere Injektion ( $I_{CID} \geq 2 * (I_{SC} - I_{MPP})$ ) bzw.  $E \geq 150 \text{ W/m}^2$ ) bei der Behandlung genutzt werden. Es ist sehr zu empfehlen, bei einer solchen beschleunigten Behandlung in situ Messung durchzuführen und den Test gegebenenfalls früher abzubrechen, wenn das Minimum erreicht wurde (d.h.  $\bar{V}'_{min}$  wurde nicht am Ende der Behandlung erreicht). Bei dieser Methode müssen die Testbedingungen firmenintern oder in einem bi- oder multilateralen Geschäftsverhältnis zwischen den Geschäftspartnern vereinbart werden. Eine „Pass“- bzw. „Fail“-Bewertung des Tests wird dabei aber nicht vergeben.

Die gesamte Testsequenz ist in Bild 1 dargestellt.

## — Entwurf —

E VDE-AR-E 2126-4-100:2020-11

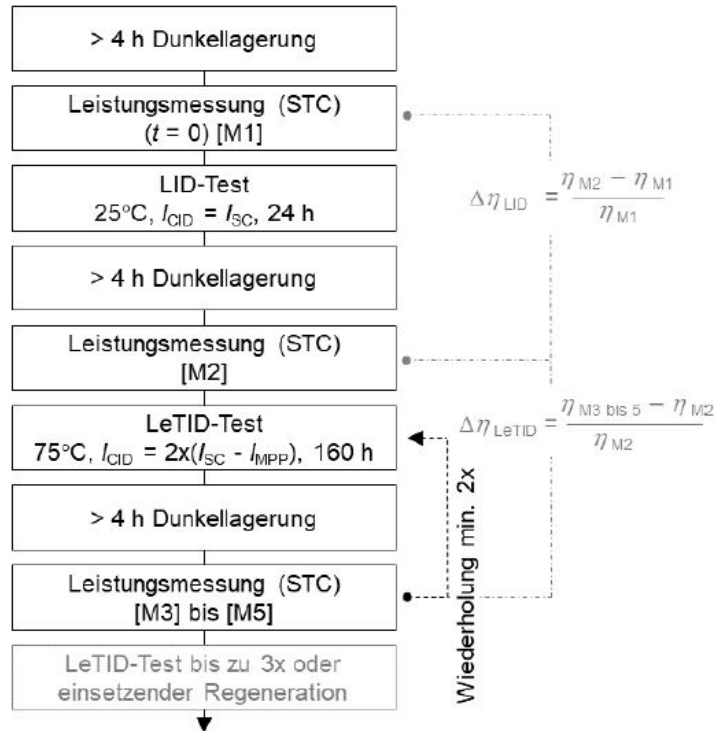


Bild 1 – Testsequenz LeTID-Norm

## 4.2.7 Schritt 5: Dokumentation der Ergebnisse

Die Ergebnisse müssen in einer Tabelle und als Graphik wie in den Fallbeispielen in Anhang B dokumentiert werden.

## 1) Allgemeine Informationen

Folgende Informationen müssen zur Verfügung gestellt werden:

- Hersteller (Klarname oder Kodierung);
- Modell- / Handelsname (Klarname oder Kodierung);
- Anzahl der Prüflinge;
- Losnummer und/oder Seriennummer;
- Technisches Datenblatt als Anlage, falls vorhanden. Wenn nicht vorhanden, eine informelle Produktbeschreibung, u.a. Größe, Gewicht, Anzahl und Fläche der Zellen bei Modulen.

Ein Beispiel für ein Format für die Angaben findet sich in Anhang A.

## 2) Informationen zu den Testbedingungen

Folgende Informationen müssen dokumentiert werden:

- Messtemperaturen für die einzelnen Messungen M1 bis M5 und während der Stresstests;
- Beleuchtungsstärke für die Messungen M1 bis M5;
- Bestromungsstärke für Stresstests mit Bestromung (falls zutreffend);

**— Entwurf —**

E VDE-AR-E 2126-4-100:2020-11

- Beleuchtungsstärke für Stresstests mit Beleuchtung (falls zutreffend).

**Messung M1: Vorcharakterisierung**

Die Dokumentation der Vorcharakterisierung erfolgt anhand der Messgrößen wie in Tabelle A.2 gezeigt.

**Messung M2: LID-Test**

- 1) Tabelle mit den Einzelwerten der Prüflinge.
- 2) Tabelle mit der relativen Effizienzänderung (M1 zu M2) der Prüflinge, Darstellung als Boxplot (ab 5 Prüflingen).

**Messung M3 bis M5: LeTID-Test**

- 1) Tabelle mit den Einzelwerten der Effizienzen der Prüflinge inklusive einer Spalte, in der angegeben wird, ob das Minimum im LeTID-Test erreicht wurde.
- 2) Bild mit relativer Änderung des Mittelwerts der Effizienz (M1 zu M2 bis M5) nach 24 h Bestromung bzw. Beleuchtung bei 25 °C (LID-Test) und anschließender Bestromung bzw. Beleuchtung bei 75 °C zur LeTID-Bestimmung.

ANMERKUNG Wenn bei M5 das Minimum der Effizienz noch nicht erreicht ist, können ggf. weitere Messzyklen von je einer Woche hinzugefügt werden.

— **Entwurf** —

E VDE-AR-E 2126-4-100:2020-11

**Anhang B**  
(informativ)**Fallbeispiel****B.1 Angenommene Ausgangslage für die Fallbeispiele**

Ein Hersteller von Solarzellen erwägt aus strategischen Gründen die Einphasung von mc-Si Wafern zweier Hersteller A und B, und Cz-Si Wafer von Hersteller C. Hersteller A hat 2 Wafertypen (1A, 2A) zum Test bei dem Zellhersteller angeboten. Hersteller B bietet einen mc-Si Wafertypen (1B) und Hersteller C einen Cz-Si Wafertypen (1C) an.

Der Solarzellenhersteller führt zur Risikoabsicherung einen LID- und LeTID-Test für die zu qualifizierenden mc-Silizium Rohwafer von Hersteller A und B auf Zellebene durch. Aus den gefertigten Solarzellen mit Cz-Si Rohwafern von Hersteller C wird ein LID- und LeTID-Test auf Modulebene durchgeführt.

Die Prüflinge setzen sich in den Fallbeispielen wie folgt zusammen:

- 1) je 15 Wafer je neuem zu qualifizierendem mc-Si Wafertyp (1A, 2A und 1B) → Fallbeispiel 1;
- 2) Modultest mit Solarzellen aus Cz-Si Wafertyp (1C) → Fallbeispiel 2

**B.2 Ergebnisse der Messungen**

Die relative Änderung der Zelleffizienz der mc-Solarzellen von Hersteller A und B durch den LID-Test bei 25 °C und einer Bestrahlungsstärke von 150 W/m<sup>2</sup> nach 24 h ist in Bild B1 dargestellt.

Bild B2 zeigt die relative Änderung der Zelleffizienz im Verlauf des LeTID-Tests für je 3 der getesteten Solarzellen.

Bild B3 zeigt den LID-Test auf Modulebene mit Solarzellen aus Wafertyp 1C bei 25 °C und einer Bestromung im  $I_{SC}$  für 24 h. Der anschließende LeTID-Test desselben Moduls bei 75 °C und einer Bestromung im MPP ( $I_{CID} = 2 * (I_{SC} - I_{MPP})$ ) mit mehrmaligen Zwischenauslesung nach 160 h ist in Bild B4 dargestellt.

**Fallbeispiel 1: Solarzellentest****Charakterisierung der Solarzellen mit verschiedenen mc-Si Rohwafern (Messungen M1, M2 bis M7):**

- die 3 mc-Si Wafertypen zeigen alle eine relative BO-bedingte Degradation zwischen 1,4% und 2,3% (Bild B1);
- die Solarzellen aus dem Werkstoff 2A zeigen eine relative LeTID-Sensitivität zwischen 11,5 % und 15 %;
- die Solarzellen aus dem Werkstoff 1B zeigen eine relative LeTID-Sensitivität zwischen 6 % und 11 %. Somit sind diese beiden Zelltypen bei dem LeTID-Test durchgefallen (Bild B2).

— Entwurf —

E VDE-AR-E 2126-4-100:2020-11

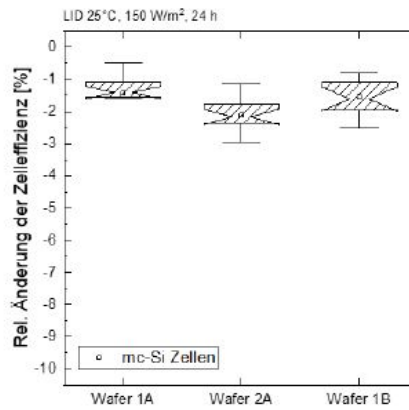


Bild B.1 – Relative Änderung der Zelleffizienz (M1 zu M2) nach 24 h Beleuchtung mit 150 W/m² bei 25 °C (LID-Test)

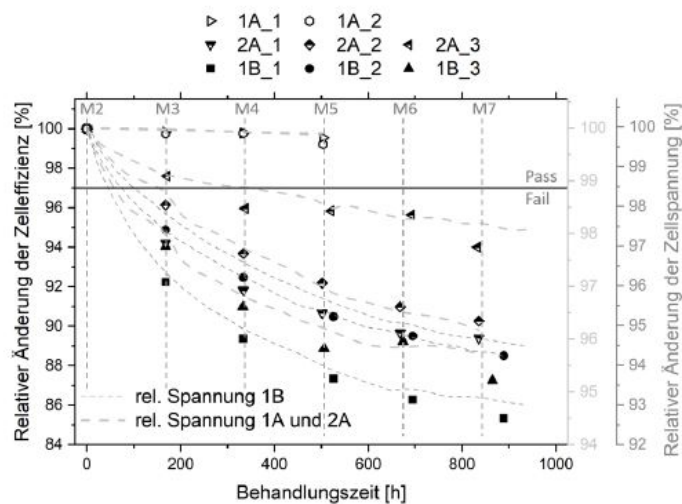


Bild B.2 – Relative Änderung der Zelleffizienz (M2 bis M7) und der Zellspannung im Verlauf der LeTID-Behandlung bei 75 °C mit Ladungsträgerinjektion entsprechend dem Betrieb im MPP (Linien – dunkelgrau für Wafertyp A und hellgrau für Wafertyp B)

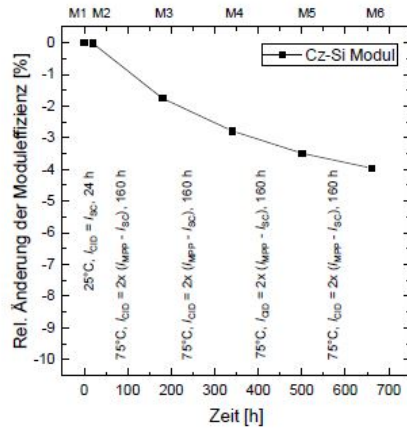
Fallbeispiel 2: Modultest

Charakterisierung der Cz-Si Rohwafer 1C im Modultest (Messungen M1, M2 bis M6):

- der Cz-Si Wafertyp 1C zeigt auf Modulebene im LID-Vortest keine BO-bedingte Degradation (Bild B.3);
- im anschließenden LeTID-Test degradiert die Modulleistung nach 3 Wochen bis zu 3,5 %<sub>rel</sub>.

## — Entwurf —

E VDE-AR-E 2126-4-100:2020-11



**Bild B.3 – Relative Änderung der Moduleffizienz (M1 zu M2 bis M6) nach 24 h Bestromung bei 25 °C im  $I_{SC}$  (LID-Test) und anschließender Bestromung bei 75 °C im MPP zur LeTID-Bestimmung**

### B.3 Bewertung der Fallbeispiele

- 1) Die Solarzellen aus Rohwafern 2A und 1B zeigen eine unterschiedliche LeTID-Betroffenheit und sind im LeTID-Test durchgefallen. Die Solarzellen 1A haben den Test bestanden.
- 2) Die Modulerggebnisse von Hersteller C zeigen, dass der LeTID-Test nicht bestanden ist. Im vorangegangenen LID-Test tritt keine Degradation der Moduleffizienz auf.



# Literatur

- [BFO12] Ingunn Burud, Andreas Flø und Espen Olsen. „On the origin of inter band gap radiative emission in crystalline silicon“. In: *AIP Advances* 2: 042135 (Dez. 2012). DOI: [10.1063/1.4766588](https://doi.org/10.1063/1.4766588).
- [Bra] Torsten Brammer. *LED'S SIMULATE THE SUN. – der SINUS-220: Qualität Made in Germany*. WAVELABS Solar Metrology Systems GmbH. URL: <https://wavelabs.de/produkt/sinus-220-features>. accessed: 08/2020.
- [Bre+16] Dennis Bredemeier, Dominic Walter, Sandra Herlufsen und Jan Schmidt. „Lifetime degradation and regeneration in multicrystalline silicon under illumination at elevated temperature“. In: *AIP Advances* 6: 035119 (März 2016). DOI: [10.1063/1.4944839](https://doi.org/10.1063/1.4944839).
- [BS06] Karsten Bothe und Jan Schmidt. „Electronically activated boron–oxygen–related recombination centers in crystalline silicon“. In: *Journal of Applied Physics* 99: 013701 (Jan. 2006). DOI: [10.1063/1.2140584](https://doi.org/10.1063/1.2140584).
- [BWS17a] Dennis Bredemeier, Dominic Walter und Jan Schmidt. „Light- induced lifetime degradation in high-performance multicrystalline silicon: Detailed kinetics of the defect activation“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 173: 2 (Aug. 2017). DOI: [10.1016/j.solmat.2017.08.007](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2017.08.007).
- [BWS17b] Dennis Bredemeier, Dominic Walter und Jan Schmidt. „Possible Candidates for Impurities in mc-Si Wafers Responsible for Light- Induced Lifetime Degradation and Regeneration“. In: *Solar RRL* 2 (1 Dez. 2017), S. 2–5. DOI: [10.1002/solr.201700159](https://doi.org/10.1002/solr.201700159).
- [BWS18] Dennis Bredemeier, Dominic Walter und Jan Schmidt. „Lifetime degradation in multicrystalline silicon under illumination at elevated temperature: Indications for the involvement of hydrogen“. In: *AIP Conference Proceedings*. Bd. 1999: 130001. Aug. 2018. DOI: [10.1063/1.5049320](https://doi.org/10.1063/1.5049320).
- [CB97] D. 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, S. 207–210. DOI: [10.1109/PVSC.1997.654065](https://doi.org/10.1109/PVSC.1997.654065).
- [Cep] Cepheiden. *File:Rekombinationsarten (Übersicht).svg*. Wikimedia. URL: [https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Rekombinationsarten\\_\(%C3%9Cbersicht\).svg](https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Rekombinationsarten_(%C3%9Cbersicht).svg). accessed: 09/2020.
- [Cha+16] Catherine Chan, David Payne, Brett Hallam, Malcolm Abbott, Tsun Fung, Alison Wenham, Budi Tjahjono und Stuart Wenham. „Rapid Stabilization of High-Performance Multicrystalline P-type Silicon PERC Cells“. In: *IEEE JOURNAL OF PHOTOVOLTAICS* (Nov. 2016), S. 1473–1479. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2016.2606704](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2016.2606704).

- [Che+17] Daniel Chen, Moonyong Kim, Bruno Vicari Stefani, Brett Hallam, Malcolm Abbott, Catherine Chan, Ran Chen, David Payne, Nitin Nampalli, Alison Ciesla, Tsun Fung, Kyung Kim und Stuart Wenham. „Evidence of an identical firing-activated carrier-induced defect in monocrystalline and multicrystalline silicon“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 172 (Aug. 2017), S. 293–300. DOI: [10.1016/j.solmat.2017.08.003](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2017.08.003).
- [Che+20] Daniel Chen, Phillip Hamer, Moonyong Kim, Catherine Chan, Alison Ciesla, Fiacre Rougieux, Yuchao zhang, Malcolm Abbott und Brett Hallam. „Hydrogen-induced degradation: Explaining the mechanism behind light- and elevated temperature-induced degradation in n- and p-type silicon“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 207: 110353 (Apr. 2020). DOI: [10.1016/j.solmat.2019.110353](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.110353).
- [Cie+18] Alison Ciesla, Stuart Wenham, Ran Chen, Catherine Chan, Daniel Chen, Brett Hallam, David Payne, Tsun Fung, Moonyong Kim, Shaoyang Liu, Sisi Wang, Kyung Kim, Aref Samadi, Chandany Sen, Carlos Vargas Castrillon, Utkarshaa Varshney, Bruno Vicari Stefani, Phillip Hamer, Gabrielle Bourret-Sicotte und Malcolm Abbott. „Hydrogen-Induced Degradation“. In: *Conference Proceedings of the 2018 IEEE 7th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC)*. IEEE, Juni 2018, S. 1–8. DOI: [10.1109/PVSC.2018.8548100](https://doi.org/10.1109/PVSC.2018.8548100).
- [Cra74] R.L. Crabb. „Photon Induced Degradation of Electron and Proton Irradiated Silicon Solar Cells“. In: *Nuclear Science, IEEE Transactions on* 20 (Jan. 1974), S. 243–249. DOI: [10.1109/TNS.1973.4327402](https://doi.org/10.1109/TNS.1973.4327402).
- [CS75] D.J. Curtin und R.L. Statler. „Review of Radiation Damage to Silicon Solar Cells“. In: *IEEE Transactions on Aerospace and Electronic Systems* AES-11.4 (Juli 1975), S. 499–513. DOI: [10.1109/TAES.1975.308112](https://doi.org/10.1109/TAES.1975.308112).
- [DBB18] Hakan Deniz, Jan Bauer und Otwin Breitenstein. „Nickel Precipitation in Light and Elevated Temperature Degraded Multicrystalline Silicon Solar Cells“. In: *Solar RRL* 2: 1800170 (Juli 2018). DOI: [10.1002/solr.201800170](https://doi.org/10.1002/solr.201800170).
- [DDD13] Marco D’Orazio, Costanzo Di Perna und Elisa Di Giuseppe. „Performance Assessment of Different Roof Integrated Photovoltaic Modules under Mediterranean Climate“. In: *Energy Procedia* 42 (Dez. 2013), S. 183–192. DOI: [10.1016/j.egypro.2013.11.018](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2013.11.018).
- [DIN08] DIN. *Photovoltaische Einrichtungen – Teil 9: Leistungsanforderungen an Sonnensimulatoren (IEC 60904-9:2007); Deutsche Fassung EN 60904-9:2007*. Beuth Verlag, Berlin, Juli 2008.
- [Dro+07] Dominique Drouin, Alexandre Couture, Dany Joly, Xavier Tastet, Vincent Aimez und Raynald Gauvin. „CASINO V2.42 – A Fast and Easy-to-use Modeling Tool for Scanning Electron Microscopy and Microanalysis Users“. In: *Scanning* 29 (Mai 2007), S. 92–101. DOI: [10.1002/sca.20000](https://doi.org/10.1002/sca.20000).
- [Ebe+17] Rebekka Eberle, Wolfram Kwopil, Florian Schindler, Stefan Glunz und Martin Schubert. „Firing temperature profile impact on light induced degradation in multicrystalline silicon“. In: *Energy Procedia* 124 (Sep. 2017), S. 712–717. DOI: [10.1016/j.egypro.2017.09.082](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.082).
- [Fah+14] Christian Fahrland, Yvonne Ludwig, Friederike Kersten und Kai Petter. „Sponge LID — A new degradation mechanism“. In: *Conference Proceedings of the IEEE 40th Photovoltaic Specialist Conference, PVSC 2014*. Juni 2014. DOI: [10.1109/PVSC.2014.6925400](https://doi.org/10.1109/PVSC.2014.6925400).

- [FE16] Benjamin Figgis und Ahmed Ennaoui. „PV Operating Conditions and Yield in Qatar“. In: Mai 2016. DOI: [10.13140/RG.2.2.18933.06880](https://doi.org/10.13140/RG.2.2.18933.06880).
- [Fer+17] F. Fertig, R. Lantzsch, A. Mohr, M. Schaper, M. Bartzsch, D. Wissen, F. Kersten, A. Mette, S. Peters, J. Eidner A. and Cieslak, K. Duncker, M. Jung-hänel, E. Jarzembowski, M. Kauert, B. Faulwetter-Quandt, D. Meißner, B. Reiche, S. Geißler, S. Hörnlein, C. Klenke, L. Niebergall, A. Schönmann, A. Weihrauch, F. Stenzel, A. Hofmann, T. Rudolph, A. Schwabedissen, M. Gundermann, M. Fischer, J.W. Müller und D.J.W. Jeong. „Mass production of p-type Cz silicon solar cells approaching average stable conversion efficiencies of 22 %“. In: *Energy Procedia* 124 (Sep. 2017), S. 338–345. DOI: [10.1016/j.egypro.2017.09.308](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.308).
- [Fer00] Antonio Ferreira-Resende. „An ab initio study of deep-level defects in silicon“. Diss. University of Exeter, Exeter, United Kingdom, 2000.
- [FIZ] FIZ-Karlsruhe. *Laser Fired Contact Prozess*. FIZ Karlsruhe - Leibniz-Institut für Informationsinfrastruktur GmbH. URL: <http://www.bine.info//publikationen/publikation/solarzellen-mit-laser-bearbeiten/laser-fired-contact-prozess>. accessed: 08/2020.
- [FKR14] Fabian Fertig, Karin Krauß und Stefan Rein. „Light-induced degradation of PECVD aluminium oxide passivated silicon solar cells“. In: *physica status solidi (RRL) – Rapid Research Letters* 9999 (Dez. 2014). DOI: [10.1002/pssr.201409424](https://doi.org/10.1002/pssr.201409424).
- [Fun+17] Tsun Fung, Catherine Chan, Brett Hallam, David Payne, Malcolm Abbott und Stuart Wenham. „Impact of annealing on the formation and mitigation of carrier-induced defects in multi-crystalline silicon“. In: *Energy Procedia* 124 (Sep. 2017), S. 726–733. DOI: [10.1016/j.egypro.2017.09.087](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.087).
- [Fun+18] Tsun Fung, Moonyong Kim, Daniel Chen, Catherine Chan, Brett Hallam, Ran Chen, David Payne, Alison Ciesla, Stuart Wenham und Malcolm Abbott. „A four-state kinetic model for the carrier-induced degradation in multicrystalline silicon: Introducing the reservoir state“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 184 (Sep. 2018), S. 48–56. DOI: [10.1016/j.solmat.2018.04.024](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2018.04.024).
- [GHH19] Alexander Graf, Axel Herguth und Giso Hahn. „Determination of BO-LID and LeTID related activation energies in Cz-Si and FZ-Si using constant injection conditions“. In: *AIP Conference Proceedings* 2147: 140003.1 (2019). DOI: [10.1063/1.5123890](https://doi.org/10.1063/1.5123890). eprint: <https://aip.scitation.org/doi/pdf/10.1063/1.5123890>. URL: <https://aip.scitation.org/doi/abs/10.1063/1.5123890>.
- [Glu+01] Stefan Glunz, Stefan Rein, Wilhelm Warta, J. Knobloch und W. Wettling. „Degradation of carrier lifetime in Cz-Si solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 65 (Jan. 2001), S. 219–229. DOI: [10.1016/S0927-0248\(00\)00098-2](https://doi.org/10.1016/S0927-0248(00)00098-2).
- [GM04] L.J. Geerligs und Daniel Macdonald. „Dynamics of light-induced FeB dissociation in crystalline silicon“. In: *Applied Physics Letters* 85 (Dez. 2004), S. 5227–5229. DOI: [10.1063/1.1823587](https://doi.org/10.1063/1.1823587).
- [Han+18] Hamed Hanifi, David Dassler, Klemens Ilse, Rico Meier, Jens Schneider, Matthias Ebert und Christian Hagedorf. „Potentials in Optimization of PV Modules for Desert Applications“. In: *PV Days 2018*. Halle (Saale), 2018.

- [HB] Christiana Honsberg und Stuart Bowden. *pv education.org*. URL: <https://www.pveducation.org>. accessed: 08/2020.
- [Her+06] Axel Herguth, Gunnar Schubert, Martin Kaes und Giso Hahn. „Avoiding boron – oxygen related degradation in highly boron doped Cz silicon“. In: *Conference Proceedings of the 21st European Photovoltaic Solar Energy Conference, Dresden, Germany, WIP Renewable Energies, Munich*. 2006, S. 530–537.
- [HH11] Axel Herguth und Giso Hahn. „Kinetics of the boron–oxygen related defect in theory and experiment“. In: *Journal of Applied Physics* 108: 114509 (Jan. 2011). DOI: [10.1063/1.3517155](https://doi.org/10.1063/1.3517155).
- [HKM18] Axel Herguth, Philipp Keller und Noemi Mundhaas. „Influence of temperature on light induced phenomena in multicrystalline silicon“. In: *AIP Conference Proceedings*. Bd. 1999, 130007. Aug. 2018. DOI: [10.1063/1.5049326](https://doi.org/10.1063/1.5049326).
- [Hul99] Robert Hull, Hrsg. *Properties of Crystalline Silicon*. University of Virginia, USA: INSPEC, The Institution of Electrical Engineers, 1999. ISBN: 0 85296 933 3.
- [Jen+18a] Mallory Jensen, Ashley Morishige, Sagnik Chakraborty, Romika Sharma, Hannu Laine, Barry Lai, Volker Rose, Amanda Youssef, Erin Looney, Sarah Wieghold, Jeremy Poindexter, Juan-Pablo Correa-Baena, Tahina Felisca, Hele Savin, Joel Li und Tonio Buonassisi. „Solubility and Diffusivity: Important Metrics in the Search for the Root Cause of Light– and Elevated Temperature–Induced Degradation“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 8 (März 2018), S. 448–455. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2018.2791411](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2018.2791411).
- [Jen+18b] Mallory Jensen, Annika Zuschlag, Sarah Wieghold, Daniel Skorka, Ashley Morishige, Giso Hahn und Tonio Buonassisi. „Evaluating root cause: The distinct roles of hydrogen and firing in activating light– and elevated temperature–induced degradation“. In: *Journal of Applied Physics* 124: 085701.8 (2018). DOI: [10.1063/1.5041756](https://doi.org/10.1063/1.5041756). URL: <https://doi.org/10.1063/1.5041756>.
- [Jes] Harald O. Jeschke. *Fourierreihe und Fouriertransformation*. URL: [http://www.physics.okayama-u.ac.jp/jeschke\\_homepage/E4/kapitel1\\_2up.pdf](http://www.physics.okayama-u.ac.jp/jeschke_homepage/E4/kapitel1_2up.pdf). (accessed: 22.02.2021).
- [Ker+15a] Friederike Kersten, Peter Engelhart, Hans–Christoph Ploigt, Andrey Stekolnikov, Thomas Lindner, Florian Stenzel, Matthias Bartzsch, Andy Szpeth, Kai Petter, Johannes Heitmann und Joerg Mueller. „Degradation of multicrystalline silicon solar cells and modules after illumination at elevated temperature“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 142 (Juni 2015), S. 83–86. DOI: [10.1016/j.solmat.2015.06.015](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2015.06.015).
- [Ker+15b] Friederike Kersten, Peter Engelhart, Hans-Christoph Ploigt, Florian Stenzel, Kai Petter, Thomas Lindner, Andy Szpeth, Matthias Bartzsch, Andrey Stekolnikov, Maximilian Scherff, Johannes Heitmann und Joerg Mueller. „A new Light Induced Volume Degradation Effect of mc–Si Solar Cells and Modules“. In: *Conference Proceedings of the 31 European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*. Sep. 2015.
- [Ker+17] Friederike Kersten, Fabian Fertig, Kai Petter, Bernhard Klöter, Evelyn Herzog, Matthias Strobel, Johannes Heitmann und Joerg Mueller. „System performance loss due to LeTID“. In: *Energy Procedia* 124 (Sep. 2017), S. 540–546. DOI: [10.1016/j.egypro.2017.09.260](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.260).

- [KNS17] Wolfram Kwapil, Tim Niewelt und Martin Schubert. „Kinetics of carrier-induced degradation at elevated temperature in multicrystalline silicon solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 173 (Juni 2017), S. 80–84. DOI: [10.1016/j.solmat.2017.05.066](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2017.05.066).
- [Kol+18] I. Kolevatov, P. Weiser, E.V. Monakhov und B. Svensson. „Interaction Between Hydrogen and Vacancy Defects in Crystalline Silicon“. In: *physica status solidi (a)* 216: 1800670 (Dez. 2018). DOI: [10.1002/pssa.201800670](https://doi.org/10.1002/pssa.201800670).
- [Kra+15] Karin Krauß, Fabian Fertig, Dorothee Menzel und Stefan Rein. „Light-induced Degradation of Silicon Solar Cells with Aluminiumoxide Passivated Rear Side“. In: *Energy Procedia* 77 (Aug. 2015), S. 599–606. DOI: [10.1016/j.egypro.2015.07.086](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2015.07.086).
- [KWL99] S Knack, J Weber und H Lemke. „Copper-hydrogen complexes in silicon“. In: *Physica B: Condensed Matter* s 273–274 (Dez. 1999), S. 387–390. DOI: [10.1016/S0921-4526\(99\)00486-X](https://doi.org/10.1016/S0921-4526(99)00486-X).
- [KZ] Wolfram Kwapil und Annika Zuschlag. *SolarLIFE Projekt Homepage*. URL: <https://solarlife-projekt.de/>. (accessed: 01.09.2020).
- [Leh+14] Toni Lehmann, Matthias Trempa, Elke Meissner, Markus Zschorsch, Christian Reimann und Jochen Friedrich. „Laue scanner: A new method for determination of grain orientations and grain boundary types of multicrystalline silicon on a full wafer scale“. In: *Acta Materialia* 69 (Mai 2014), S. 1–8. DOI: [10.1016/j.actamat.2014.01.050](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.01.050).
- [LHT16] Tabea Luka, Christian Hagendorf und Marko Turek. „Multicrystalline PERC solar cells: Is light-induced degradation challenging the efficiency gain of rear passivation?“ In: *Photovoltaics International* 32 (Okt. 2016), S. 43–48.
- [Lim+13] Siew Lim, Maxime Forster, Xinyu Zhang, Jens Holtkamp, Martin Schubert, Andres Cuevas und Daniel Macdonald. „Applications of Photoluminescence Imaging to Dopant and Carrier Concentration Measurements of Silicon Wafers“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 3 (Apr. 2013). DOI: [10.1109/JPHOTOV.2012.2228301](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2012.2228301).
- [Liu+18a] Shaoyang Liu, Catherine Chan, Daniel Chen, Moonyong Kim, Chandany Sen, Utkarshaa Varshney, Brett Hallam, Malcolm Abbott, Stuart Wenham und David Payne. „Investigation of temperature and illumination dependencies of carrier-induced degradation in p-type multi-crystalline silicon“. In: *AIP Conference Proceedings*. Bd. 1999, 130014. Aug. 2018. DOI: [10.1063/1.5049333](https://doi.org/10.1063/1.5049333).
- [Liu+18b] Shaoyang Liu, David Payne, Carlos Vargas Castrillon, Daniel Chen, Moonyong Kim, Chandany Sen, Utkarshaa Varshney, Ziv Hameiri, Catherine Chan, Malcolm Abbott und Stuart Wenham. „Impact of dark annealing on the kinetics of light- and elevated-temperature-induced degradation“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 8 (Nov. 2018), S. 1494–1502. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2018.2866325](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2018.2866325).
- [LS14] Jeanette Lindroos und Hele Savin. „Formation kinetics of copper-related light-induced degradation in crystalline silicon“. In: *Journal of Applied Physics* 116: 234901 (Dez. 2014). DOI: [10.1063/1.4904197](https://doi.org/10.1063/1.4904197).
- [LS16] Jeanette Lindroos und Hele Savin. „Review of light-induced degradation in crystalline silicon solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 147 (Apr. 2016), S. 115–126. DOI: [10.1016/j.solmat.2015.11.047](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2015.11.047).

- [LTH18] Tabea Luka, Marko Turek und Christian Hagendorf. „Defect formation under high temperature dark-annealing compared to elevated temperature light soaking“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 187 (Dez. 2018), S. 194–198. DOI: [10.1016/j.solmat.2018.06.043](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2018.06.043).
- [Luk+15] Tabea Luka, Stefan Eiternick, Steffen Frigge, Christian Hagendorf, Heiko Mehlich und Marko Turek. „Investigation of Light Induced Degradation of Multi-Crystalline PERC Cells“. In: *Conference Proceedings of the 31 European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*. 2015, S. 826–828. DOI: [10.4229/EUPVSEC20152015-2BV.8.12](https://doi.org/10.4229/EUPVSEC20152015-2BV.8.12).
- [Luk+16] Tabea Luka, Stephan Großer, Christian Hagendorf, Klaus Ramspeck und Marko Turek. „Intra-grain versus grain boundary degradation due to illumination and annealing behavior of multi-crystalline solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 158 (Juni 2016). DOI: [10.1016/j.solmat.2016.05.061](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2016.05.061).
- [Luk+17a] Tabea Luka, Marko Turek, Stephan Großer und Christian Hagendorf. „Light induced degradation – defect gettering at grain boundaries“. In: *Conference Proceedings of the 33 European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*. 2017, S. 413–417. DOI: [10.4229/EUPVSEC20172017Ü2CO.11.2](https://doi.org/10.4229/EUPVSEC20172017Ü2CO.11.2).
- [Luk+17b] Tabea Luka, Marko Turek, Christian Kranert, Stephan Großer und Christian Hagendorf. „Microstructural investigation of LID sensitive mc-PERC solar cells“. In: *Energy Procedia* 124 (Sep. 2017), S. 759–766. DOI: [10.1016/j.egypro.2017.09.080](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.080).
- [Luk+20] Tabea Luka, Friederike Kersten, Matthias Pander, Max Koentopp, Marko Turek, Werner Bergholz und Thomas Pernau. „Towards a test standard of light and elevated temperature-induced degradation“. In: *PV Power Plant Technology and Business* 23 (Mai 2020), S. 51–56.
- [Meh+19] Torbjørn Mehl, Tabea Luka, Dominik Lausch, Ingunn Burud und Espen Olsen. „Study of changes in PL spectrum from defects in PERC solar cells with respect to LeTID“. In: *AIP Conference Proceedings*. Bd. 2147: 020008. Aug. 2019. DOI: [10.1063/1.5123813](https://doi.org/10.1063/1.5123813).
- [Meh07] Helmut Mehrer, Hrsg. *Diffusion in Solids. Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007. ISBN: 978-3-540-71486-6. DOI: [10.1007/978-3-540-71488-0](https://doi.org/10.1007/978-3-540-71488-0).
- [Mer20] Konrad Mertens, Hrsg. *Photovoltaik – Lehrbuch Zu Grundlagen, Technologie Und Praxis*. München: Hanser, 2020. ISBN: 978-3-446-46404-9.
- [MTT08] Daniel Macdonald, Joseph Tan und Thorsten Trupke. „Imaging interstitial iron concentrations in boron-doped crystalline silicon using photoluminescence“. In: *Journal of Applied Physics* 103: 073710 (Apr. 2008). DOI: [10.1063/1.2903895](https://doi.org/10.1063/1.2903895).
- [Mul+18] Jack Mullins, Vladimir P. Markevich, Matthew P. Halsall und Anthony R. Peaker. „Evidence for Molybdenum-Hydrogen Bonding in p-Type Silicon upon Annealing under Illumination“. In: *Phys. Status Solidi A* 216: 1800611 (Okt. 2018). DOI: [10.1002/pssa.201800611](https://doi.org/10.1002/pssa.201800611).
- [Nak+16] Kenta Nakayashiki, Jasmin Hofstetter, Ashley Morishige, Tsu-Tsung Li, David Berney Needleman, Mallory Jensen und Tonio Buonassisi. „Engineering Solutions and Root-Cause Analysis for Light-Induced Degradation in p-Type Multicrystalline Silicon PERC Modules“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 6 (Mai 2016), S. 1–9. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2016.2556981](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2016.2556981).

- [Nie+17a] Tim Niewelt, Wolfram Kwapil, Marisa Selinger, Armin Richter und Martin Schubert. „Long – Term Stability of Aluminum Oxide Based Surface Passivation Schemes Under Illumination at Elevated Temperatures“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 7.5 (2017), S. 1197–1202. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2017.2713411](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2017.2713411).
- [Nie+17b] Tim Niewelt, Florian Schindler, Wolfram Kwapil, Rebekka Eberle, Jonas Schön und Martin Schubert. „Understanding the light–induced degradation at elevated temperatures: Similarities between multicrystalline and floatzone p–type silicon“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* (Nov. 2017). DOI: [10.1002/pip.2954](https://doi.org/10.1002/pip.2954).
- [Pan+18] Matthias Pander, Marko Turek, Jan Bauer, Tabea Luka, Christian Hagendorf, Matthias Ebert und Ralph Gottschalg. „Benchmarking Light and Elevated Temperature Induced Degradation (LeTID)“. In: *Conference Proceedings of the 35th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*. Sep. 2018. DOI: [10.4229/35thEUPVSEC20182018-5CV.1.46](https://doi.org/10.4229/35thEUPVSEC20182018-5CV.1.46).
- [Pan+19] Matthias Pander, Tabea Luka, Bengt Jaeckel, Jan Bauer, David Daßler, Matthias Ebert, Marko Turek und Christian Hagendorf. „Prediction of Potential Power/Yield Loss from LeTID Susceptible Modules“. In: *Conference Proceedings of the 36th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*. Sep. 2019.
- [PCB91] S.J. Pearton, J.W. Corbett und J.T. Borenstein. „Hydrogen diffusion in crystalline semiconductors“. In: *Physica B: Condensed Matter* 170 (Apr. 1991), S. 85–97. DOI: [10.1016/0921-4526\(91\)90109-R](https://doi.org/10.1016/0921-4526(91)90109-R).
- [Pre20] Rolf Preuß. *ICP–MS*. LUMITOS AG. 1997 – 2020. URL: <https://www.chemie.de/lexikon/ICP-MS.html>. accessed: 08/2020.
- [pvt] pv-tools. *LASSIE Manual – Loss Analysis of Silicon Solar cells by IQE Evaluation*. pv-tools GmbH. Hefehof 31 · D-31785 Hameln.
- [pvt13] pv-tools. *User Manual LOANA Solar Cell Analysis System, Version 09.2013*. pv-tools GmbH. Hefehof 31 · D-31785 Hameln, 2013.
- [Ram+12] Klaus Ramspeck, Sebastian Zimmermann, Henning Nagel, Axel Metz, Yvonne Gassenbauer, Bernhard Birkmann und Albrecht Seidl. „Light Induced Degradation of Rear Passivated mc–Si Solar Cells“. In: *Proc. 27th Eur. Photovoltaic Solar Energy Conf.* (Jan. 2012), S. 861–865. DOI: [10.4229/27thEUPVSEC2012-2D0.3.4](https://doi.org/10.4229/27thEUPVSEC2012-2D0.3.4).
- [SAH97] Jan Schmidt, Armin Aberle und Rudolf Hezel. „Investigation of carrier lifetime instabilities in CZ–grown silicon“. In: *Conference Record of the IEEE Photovoltaic Specialists Conference*. Jan. 1997, S. 13–18. ISBN: 0-7803-3767-0. DOI: [10.1109/PVSC.1997.653914](https://doi.org/10.1109/PVSC.1997.653914).
- [SBW19] Jan Schmidt, Dennis Bredemeier und Dominic Walter. „On the Defect Physics Behind Light and Elevated Temperature–Induced Degradation (LeTID) of Multicrystalline Silicon Solar Cells“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 9 (Nov. 2019), S. 1497–1503. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2019.2937223](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2019.2937223).
- [Sch+00] W. Schröter, V. Kveder, M. Seibt, H. Ewe, H. Hedemann, F. Riedel und A. Sattler. „Atomic structure and electronic states of nickel and copper silicides in silicon“. In: *Materials Science and Engineering: B* 72.2 (2000), S. 80–86. ISSN: 0921 – 5107. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5107\(99\)00499-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5107(99)00499-7). URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921510799004997>.

- [Sel+16] Marisa Selinger, Wolfram Kwapil, Florian Schindler, Karin Krauß, Fabian Fertig, Bernhard Michl, Wilhelm Warta und Martin C. Schubert. „Spatially Resolved Analysis of Light Induced Degradation of Multicrystalline PERC Solar Cells“. In: *Energy Procedia* 92 (Aug. 2016), S. 867–872. DOI: [10.1016/j.egypro.2016.07.095](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2016.07.095).
- [Shi+99] M. Shiraiishi, J.-U Sachse, H. Lemke und J. Weber. „DLTS analysis of nickel–hydrogen complex defects in silicon“. In: *Materials Science and Engineering B–advanced Functional Solid–state Materials* 58 (Feb. 1999), S. 130–133. DOI: [10.1016/S0921-5107\(98\)00280-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5107(98)00280-3).
- [SKW15] L. Scheffler, Vl. Kolkovsky und J. Weber. „Identification of titanium–hydrogen complexes with up to four hydrogen atoms in silicon“. In: *Journal of Applied Physics* 117: 085707 (Feb. 2015). DOI: [10.1063/1.4913524](https://doi.org/10.1063/1.4913524).
- [Spe+18] David Sperber, Anton Schwarz, Axel Herguth und Giso Hahn. „Bulk and Surface-Related Degradation in Lifetime Samples Made of Czochralski Silicon Passivated by Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposited Layer Stacks“. In: *physica status solidi (a)* 215: 1800741.24 (2018). DOI: [10.1002/pssa.201800741](https://doi.org/10.1002/pssa.201800741). eprint: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.1002/pssa.201800741>. URL: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/pssa.201800741>.
- [Spo+17] Kai Sporleder, Kati Hübener, Kai Petter, Christian Kranert, Tabea Luka und Marko Turek. „Light induced degradation: kinetic model and grain boundary impact on sponge–LID“. In: *Energy Procedia* 124 (Sep. 2017), S. 174–179. DOI: [10.1016/j.egypro.2017.09.316](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.316).
- [SZH18] Daniel Skorka, Annika Zuschlag und Giso Hahn. „Firing and gettering dependence of effective defect density in material exhibiting LeTID“. In: *AIP Conference Proceedings*. Bd. 1999: 130015. Aug. 2018. DOI: [10.1063/1.5049334](https://doi.org/10.1063/1.5049334).
- [Tau95] Roma Tauler. „Multivariate Curve Resolution Applied to Second Order Data“. In: *Chemometrics and Intelligent Laboratory Systems* 30 (Nov. 1995), S. 133–146. DOI: [10.1016/0169-7439\(95\)00047-X](https://doi.org/10.1016/0169-7439(95)00047-X).
- [THL17] Marko Turek, Christian Hagendorf und Tabea Luka. „Method and device for testing solar cells or solar modules for ageing resistance“. US-Pat. EP3182582 (A1). 21. Juni 2017.
- [Var+18a] Carlos Vargas, Kyung Kim, Gianluca Coletti, David Payne, Catherine Chan, Stuart Wenham und Ziv Hameiri. „Carrier–induced degradation in multicrystalline silicon: Dependence on the silicon nitride passivation layer and hydrogen released during firing“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 8 (März 2018), S. 413–420. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2017.2783851](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2017.2783851).
- [Var+18b] Utkarshaa Varshney, Shaoyang Liu, Daniel Chen, Moonyong Kim, Chandany Sen, Malcolm Abbott, David Payne, Stuart Wenham, Bram Hoex und Catherine Chan. „Influence of dielectric passivation layer thickness on LeTID in multicrystalline silicon“. In: *Conference Proceedings of the 2018 IEEE 7th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC)*. 2018, S. 363–367. DOI: [10.1109/PVSC.2018.8547618](https://doi.org/10.1109/PVSC.2018.8547618).
- [Var+19a] Carlos Vargas Castrillon, Gianluca Coletti, Catherine Chan, David Payne und Ziv Hameiri. „On the impact of dark annealing and room temperature illumination on p–type multicrystalline silicon wafers“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 189 (Jan. 2019), S. 166–174. DOI: [10.1016/j.solmat.2018.09.018](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2018.09.018).



- [Var+19b] Utkarshaa Varshney, Malcolm Abbott, Alison Ciesla, Daniel Chen, Shaoyang Liu, Chandany Sen, Moonyong Kim, Stuart Wenham, Bram Hoex und Catherine Chan. „Evaluating the Impact of SiNx Thickness on Lifetime Degradation in Silicon“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 9.3 (2019), S. 601–607. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2019.2896671](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2019.2896671).
- [Vyv+05] O.F. Vyvenko, N.V. Bazlov, M.V. Trushin, A.A. Nadolinski, M. Seibt, W. Schröter und G. Hahn. „Impact of Hydrogenation on Electrical Properties of NiSi<sub>2</sub> Precipitates in Silicon“. In: *Gettering and Defect Engineering in Semiconductor Technology XI*. Bd. 108. Solid State Phenomena. Trans Tech Publications Ltd, Okt. 2005, S. 279–284. DOI: [10.4028/www.scientific.net/SSP.108-109.279](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.108-109.279).
- [Wal+20] Dominic Walter, Dennis Bredemeier, Robert Falster, Vladimir V. Voronkov und Jan Schmidt. „Disappearance of Hydrogen-Boron-Pairs in Silicon during Illumination and Its Relevance to Lifetime Degradation and Regeneration Effects in Solar Cells“. In: *Proceedings of the 37th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition* (Sep. 2020), S. 140–144. DOI: [10.4229/EUPVSEC20202020-2A0.5.1](https://doi.org/10.4229/EUPVSEC20202020-2A0.5.1).
- [Web99] Robert Weber. „Präzipitation von SiO<sub>2</sub> in Silizium nach einer Sauerstoff-Hochdosisimplantation“. Diss. Fakultät Mathematik und Naturwissenschaften der Technischen Universität Dresden, 1999.
- [Wei+20] Philip Weiser, Eduard Monakhov, Halvard Haug, Marie Syre Wiig und Rune Søndena. „Hydrogen-related defects measured by infrared spectroscopy in multicrystalline silicon wafers throughout an illuminated annealing process“. In: *Journal of Applied Physics* 127: 065703 (Feb. 2020). DOI: [10.1063/1.5142476](https://doi.org/10.1063/1.5142476).
- [Wür00] Peter Würfel, Hrsg. *Physik der Solarzellen*. Springer Spektrum, 2000. ISBN: 978-3-8274-0598-2.
- [Yli+19] Marko Yli-Koski, Michael Serué, Chiara Modanese, Henri Vahlman und Hele Savin. „Low-temperature dark anneal as pre-treatment for LeTID in multicrystalline silicon“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 192 (Apr. 2019), S. 134–139. DOI: [10.1016/j.solmat.2018.12.021](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2018.12.021).
- [ZB90] Guenther Zoth und Werner Bergholz. „A fast, preparation-free method to detect iron in silicon“. In: *Journal of Applied Physics* 67 (Juli 1990), S. 6764–6771. DOI: [10.1063/1.345063](https://doi.org/10.1063/1.345063).

# Eigene Publikationen und Konferenzbeiträge

## Publikationen in referierten Journalen

1. Tabea Luka, Stefan Eiternick and Marko Turek. *Rapid testing of external quantum efficiency using LED solar simulators*. Energy Procedia, Volume **77**, 113-118 (2015).
2. Tabea Luka, Stephan Großer, Christian Hagendorf, Klaus Ramspeck and Marko Turek. *Intra-grain versus grain boundary degradation due to illumination and annealing behavior of multi-crystalline solar cells*. Solar Energy Materials and Solar Cells **158**, 43–49 (2016).
3. Tabea Luka, Marko Turek, Stephan Großer and Christian Hagendorf. *Microstructural identification of Cu in solar cells sensitive to light-induced degradation* Phys. Status Solidi RRL **11** (2), 1600426 (2017).
4. Tabea Luka, Marko Turek, Christian Kranert, Stephan Großer and Christian Hagendorf. *Microstructural investigation of LID sensitive mc-PERC solar cells* Energy Procedia **124**, 759-766 (2017).
5. Kai Sporleder, Kati Hübener, Kai Petter, Christian Kranert, Tabea Luka and Marko Turek. *Light Induced Degradation of Solar Cells from High-Performance Multicrystalline Silicon*. Energy Procedia **124**, 174-179 (2017).
6. Tabea Luka, Marko Turek and Christian Hagendorf. *Defect formation under high temperature dark-annealing compared to elevated temperature light soaking*. Solar Energy Materials and Solar Cells **187**, 194–198 (2018).
7. Felix Frühauf, Pietro Altermatt, Tabea Luka, Torbjørn Mehl, Hakan Deniz and Ottwin Breitenstein *Injection intensity-dependent recombination at various grain boundary types in multicrystalline silicon solar cells*. Solar Energy Materials and Solar Cells **180**, 130-137 (2018).
8. Pietro Altermatt, Zhen Xiong, QiuXiang He, Deng Weiwei, Feng Ye, Yang Yang, Yifeng Chen, ZhiQiang Feng, Pierre Verlinden, Anyao Liu, Daniel Macdonald, Tabea Luka, Dominik Lausch, Marko Turek, Christian Hagendorf, Hannes Wagner-Mohnsen, Jonas Schön, Wolfram Kwapil, Felix Frühauf, Thorsten Trupke. *High-performance p-type multicrystalline silicon (mc-Si): Its characterization and projected performance in PERC solar cells*, Solar Energy **175**, 68-74 (2018).

9. Marko Turek, Kai Sporleder and Tabea Luka. *Spectral characterization of solar cells and modules using LED-based solar simulators*. Solar Energy Materials and Solar Cells **194**, 142–147 (2019).

### Konferenzbeiträge

1. Tabea Luka, Stefan Eiternick, Steffen Frigge, Christian Hagendorf and Marko Turek. *Investigation of light-induced degradation of multi-crystalline PERC cells*. PC-conference Proceedings of the 31 European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, 826 - 828 (2015).
2. Kai Sporleder, Tabea Luka, Stefan Eiternick, Steffen Frigge, Kati Hübener, Kai Petter, Roland Scheer and Marko Turek. *Light Induced Degradation of Solar Cells from High-Performance Multicrystalline Silicon*. Conference Proceedings of the 32nd European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, 883 - 885 (2016).
3. Tabea Luka, Marko Turek, Stephan Großer and Christian Hagendorf. *Light induced degradation - defect gettering at grain boundaries* Conference Proceedings of the 33 European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, 413-417 (2017).
4. Matthias Pander, Marko Turek, Jan Bauer, Tabea Luka, Christian Hagendorf, Matthias Ebert and Ralph Gottschalg. *Benchmarking Light and Elevated Temperature Induced Degradation (LeTID)* Conference Proceedings of the 35th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition (2018).
5. Matthias Pander, Marko Turek, Jan Bauer, Tabea Luka, Christian Hagendorf, Matthias Ebert and Ralph Gottschalg. *Prediction of Potential Power/Yield Loss from LeTID Susceptible Modules* Conference Proceedings of the 36th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition (2019).
6. Torbjørn Mehl, Tabea Luka, Dominik Lausch, Ingunn Burud, and Espen Olsen. *Study of Changes in PL Spectrum from Defects in PERC Solar Cells with Respect to LeTID*. AIP Conference Proceedings **2147**, 020008, 2019.
7. Tabea Luka, Kai Sporleder, David Hevisov, Jan Bauer, Stefan Eiternick, Stephan Großer and Marko Turek. *Long-Term Stability of HJT Solar Cells under Illumination and UV Exposure* Conference Proceedings of the 37 European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, 413-417 (2020).
8. Stephan Großer, Tabea Luka, Clemens Pöplau, Stefan Eiternick, Susanne Richter and Marko Turek. *Spectral Multi-Scale Characterization to Assess the Impact of Metallization Bleeding* Conference Proceedings of the 37 European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, 305-307 (2020).

### Sonstige Publikationen

1. Tabea Luka, Christian Hagendorf and Marko Turek. *Multicrystalline PERC solar cells: Is light-induced degradation challenging the efficiency gain of rear passivation?*. Photovoltaics International, Volume **32**, 43-48 (2016).
2. Marko Turek, Christian Hagendorf and Tabea Luka. *Method and device for testing solar cells or solar modules for ageing resistance*. Patent EP3182582 (A1) (2017).

3. Tabea Luka, Friederike Kersten, Matthias Pander, Max Koentopp, Marko Turek, Werner Bergholz and Thomas Pernau. *Towards a test standard of light and elevated temperature induced degradation*. PV Power Plant Technology and Business **23**, 51-56 (2020).

# Lebenslauf

## Persönliche Daten

Name: Tabea Luka  
Geburtsdatum: 22.07.1988  
Geburtsort: Oberwaltersdorf (Österreich)  
Familienstand: ledig  
Staatsangehörigkeit: österreichisch

## Berufstätigkeit

seit 10/2017 Wissenschaftliche Mitarbeiterin an der Hochschule Anhalt, Köthen  
seit 07/2014 Wissenschaftliche Mitarbeiterin am Fraunhofer-Center für Silizium-Photovoltaik CSP, Halle (Saale)  
01/2014–06/2014 Softwareentwicklerin bei der adesso AG, Dortmund  
10/2009–12/2013 Tutorin insbesondere für Analysis, lineare Algebra, Algebra und Kryptographie an der Universität Duisburg-Essen

## Hochschulausbildung

seit 07/2014 Promotionsstudium Physik, Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg  
08/2011–09/2013 Master-Studium der Mathematik an der Universität Duisburg-Essen in Essen (Note 1,2)  
10/2008–07/2011 Bachelor-Studium der Mathematik an der Universität Duisburg-Essen in Essen (Note 1,3)

## Auslandsaufenthalte

09/2012–01/2013 Erasmus Studium in Chambéry, Frankreich  
08/2005–06/2006 High-School-Jahr in Ridgefield (WA), USA

# Eidesstattliche Erklärungen

## **Erklärung über die selbständige Anfertigung der Arbeit**

Hiermit erkläre ich, dass ich meine Arbeit selbständig und ohne fremde Hilfe verfasst, andere als die von mir angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und die den benutzten Werken wörtlich oder inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

## **Erklärung über Vorstrafen und Ermittlungsverfahren**

Hiermit erkläre ich, dass gegen mich keinerlei Vorstrafen vorliegen und kein Ermittlungsverfahren eingeleitet ist.

## **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.

Halle (Saale), den 12. März 2021

Tabea Luka

# Danksagung

Rückblickend auf die letzten Jahre, in denen ich mich mit dieser Arbeit beschäftigt habe, wird mir bewusst, wie viel Unterstützung ich von allen Seiten erhalten habe, um meine Dissertation anfertigen zu können.

Zunächst möchte ich mich bei Prof. Dr. Ralf Wehrspohn für die Betreuung dieser Arbeit und den stets positiven Zuspruch bedanken.

Prof. Dr. Norbert Bernhard möchte ich für die Betreuung an der Hochschule Anhalt im Rahmen der Projekte StrukturSolar II und LeTID-Norm danken, wodurch es mir ermöglicht wurde, mich auch nach Auslaufen des Projekts SolarLife weiterhin intensiv mit meinem Promotionsthema zu beschäftigen.

Prof. Dr. Roland Scheer möchte ich danken, dass er mir nicht nur die Grundlagen von Solarzellen beigebracht hat, sondern mich darüber hinaus auch bei formalen Fragen zum Promotionsstudium an der Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg unterstützt hat.

Dr. Otwin Breitenstein möchte ich für die zahlreichen, sehr geschätzten Diskussionen, so wie für die hilfreichen Kommentare zu meiner Dissertation danken.

Besonderer Dank geht auch an Prof. Dr. Werner Bergholz, der in den letzten Jahren sehr viel mit mir über LeTID diskutiert hat, wodurch sich letztendlich auch das in dieser Arbeit vorgestellte Modell gefestigt hat. Zusätzlich bin ich sehr dankbar über seine wertvollen Kommentare zu meiner Dissertation.

Für die finanzielle Unterstützung danke ich dem Bundesministerium für Wirtschaft und Energie (im Rahmen der Projekte SolarLife und LeTID Norm) und dem Bundesministerium für Bildung und Forschung (im Rahmen des Projekts StrukturSolar II). Darüber hinaus danke ich den Mitgliedern des SolarLife Konsortiums und des LeTID-Norm Konsortiums für die anregenden Diskussionen und die zur Verfügung gestellten Proben.

Ein ganz großer Dank geht an meine Arbeitskollegen am Fraunhofer CSP und besonders an die Kollegen aus der Gruppe Diagnostik und Metrologie. Dr. Christian Hagedorf und Dr. Marko Turek danke ich für die konstruktiven Diskussionen sowie die fachliche Betreuung dieser Arbeit. Stefan Eiternick hat mich enorm bei der Durchführung der Experimente unterstützt. Ich möchte mich auch bei Dr. Stephan Großer für die Beratung bei Fragestellungen zur Mikrostruktur bedanken. Des Weiteren danke ich Cornelia Dietze dafür, dass sie mir geholfen hat, Darstellungen optisch zu verbessern. Ein ganz herzlicher Dank geht an meine lieben Bürokollegen Kai Sporleder und Dr. Susanne Richter dafür, dass sie immer ein offenes Ohr hatten und mich besonders in der letzten Phase der Promotion sehr motiviert haben.

Dr. Torbjørn Mehl von der norwegischen Universität für Umwelt- und Biowissenschaften (NMBU) danke ich für die Durchführung und Auswertung der hyperspektralen Photo-Lumineszenz-Messungen.

Ein riesengroßer Dank geht an Dr. Jan Bauer, Clemens Pöplau, Stefanie Wahl, Janina Hamzic und Linda Oswald fürs Korrekturlesen dieser Arbeit.

Meinen Arbeitskollegen und Mitstreitern Dr. Rico Meier, Franziska Hönig, Dr. Magdalena Jablonska, Dr. Volker Naumann, Dr. Klemens Ilse und Dr. Hamed Hanifi, die mittlerweile gute Freunde geworden sind, danke ich für die Diskussionen und die jahrelange Motivation.

Das Wertvollste habe ich mir für den Schluss aufgehoben. Ein ganz liebevoller Dank geht an meine Familie. Insbesondere danke ich meinen Eltern, die mich stets bei allem, was ich machen wollte und noch darüber hinaus unterstützt haben. Mein Freund Marcus hat mich nicht nur privat, sondern auch ungemein bei Problemen mit LaTeX, an denen ich vermutlich verzweifelt wäre, unterstützt. Ich möchte auch meiner Tochter Caja danken, die es mir nicht immer leicht gemacht hat, mit der Dissertation voranzukommen, jedoch hat sie dafür gesorgt, dass mir nie langweilig wird und mir in den letzten Jahren sehr viel Freude bereitet.