

# Entwicklung und Charakterisierung hocheffizienter MWT-PERC-Solarzellen aus p-dotiertem, kristallinem Silicium

## Dissertation

der Mathematisch-Naturwissenschaftlichen Fakultät  
der Eberhard Karls Universität Tübingen  
zur Erlangung des Grades eines  
Doktors der Naturwissenschaften  
(Dr. rer. nat.)

vorgelegt von  
**Benjamin Thaidigsmann**  
aus Tübingen

Tübingen  
2013

Tag der mündlichen Qualifikation: 25.07.2013  
Dekan: Prof. Dr. Wolfgang Rosenstiel  
1. Berichterstatter: Prof. Dr. Heinz Clement  
2. Berichterstatter: Prof. Dr. Gerhard Willeke  
3. Berichterstatter: Prof. Dr. Holger Reinecke

# Inhaltsverzeichnis

<b>Abstract</b>	<b>1</b>
<b>Kurzzusammenfassung</b>	<b>2</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>3</b>
1.1 Hintergrund . . . . .	3
1.2 Physikalische Grundlagen zur Funktionsweise von Solarzellen . . . . .	4
1.3 Theoretisch und praktisch erreichbarer Wirkungsgrad, Zellkonzepte . . . . .	6
1.4 Stand von Wissenschaft und Technik . . . . .	9
1.4.1 Forschung . . . . .	9
1.4.2 Industrielle Fertigung . . . . .	11
1.5 Motivation für MWT-PERC-Solarzellen . . . . .	12
1.6 Zielsetzung der Arbeit . . . . .	14
<b>2 Publikationen der kumulativen Dissertation</b>	<b>15</b>
<b>3 Ergebnisse und Diskussion</b>	<b>19</b>
3.1 Entwicklung eines Herstellungsprozesses . . . . .	19
3.1.1 Kombination des MWT- und des PERC-Ansatzes . . . . .	19
3.1.2 Vereinfachte Zellstruktur: das HIP-MWT-Konzept . . . . .	21
3.1.3 Weitere Vereinfachung: das HIP-MWT+-Konzept . . . . .	22
3.2 Optimierung einzelner Prozessschritte . . . . .	22
3.2.1 Durchkontaktierung . . . . .	22
3.2.2 Rückseitenpassivierung . . . . .	27
3.2.3 Lokale Kontaktierung der Basis . . . . .	30
3.3 Entwicklung des Wirkungsgrads . . . . .	32
3.4 Modellierung und Charakterisierung . . . . .	36
3.4.1 Relevante Verlustmechanismen . . . . .	36
3.4.2 Basis- und Rückseitenrekombination . . . . .	37
3.4.3 Rekombination an lokalen Rückseitenkontakten . . . . .	42
3.4.4 Rekombination und Leckströme in HIP-MWT+-Solarzellen . . . . .	45
3.4.5 Serienwiderstandsverluste . . . . .	49
3.4.6 Separation der Kurzschlussstrom-Verlustpfade . . . . .	52
3.5 Verhalten bei negativer Vorspannung . . . . .	55
3.5.1 Teilabschattung von Modulen . . . . .	55

3.5.2	Einfluss des rückseitigen n-Kontakts . . . . .	56
3.5.3	Zellintegrierte Bypassfunktionalität . . . . .	61
3.5.4	Langzeitstabilität . . . . .	63
3.6	Modulintegration . . . . .	66
<b>4</b>	<b>Ausblick</b>	<b>69</b>
	<b>Symbolverzeichnis</b>	<b>71</b>
	<b>Abkürzungsverzeichnis</b>	<b>75</b>
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>77</b>
	<b>Danksagung</b>	<b>99</b>
	<b>Curriculum Vitae</b>	<b>101</b>
<b>A</b>	<b>Relevante Publikationen</b>	<b>109</b>
A.1	MWT-PERC-Solarzellen aus Cz-Silicium (2010) . . . . .	110
A.2	Synergieeffekte zwischen MWT- und PERC-Ansatz (2012) . . . . .	115
A.3	HIP-MWT: Vereinfachung der MWT-PERC-Struktur (2011) . . . . .	121
A.4	Hocheffiziente HIP-MWT-Solarzellen aus FZ-Silicium (2011) . . . . .	127
A.5	Optimierte Rückwärtsstabilität bei HIP-MWT-Solarzellen aus mc-Silicium (2011) . . . . .	131
A.6	Manipulation des Verhaltens unter Rückwärtsbelastung (2011) . . . . .	136
A.7	Integration neuartiger Vorderseitenmetallisierung (2011) . . . . .	139
A.8	Verlustanalyse und Abschätzung des Effizienzpotenzials (2012) . . . . .	143
A.9	Ansätze zur industriellen Herstellung (2012) . . . . .	150
A.10	FTC: Ein neuartiges Konzept zur lokalen Kontaktausbildung (2013) . . . . .	157
A.11	Kontaktausbildung zwischen Siebdruck-Silber und Silicium, zellintegrierte Bypassfunktionalität (2013) . . . . .	164



## Abstract

This thesis presents the development of high-efficiency solar cells with crystalline p-type silicon base. An industrially applicable structure was developed that combines the advantages of surface passivation with those of a rear contact cell structure. The structure is called Metal Wrap Through Passivated Emitter and Rear Cell (MWT-PERC). The conversion efficiency of the fabricated solar cells was increased successively during several development cycles. The resulting efficiency gain compared to conventional solar cells is  $\Delta\eta \approx 1.5\%$  or  $8\%$  relative. The developed simplifications of cell structure and process sequence allow for a cost effective production of MWT-PERC solar cells. Specific characterisation and optimisation of the contact configuration and the reverse bias behaviour ensures reliable operation after module encapsulation.

MWT specific losses may arise especially from the vias and the rear n-type contacts. Therefore, these areas were investigated in detail and optimised during the development of the process sequence and the implementation of simplifications. When using appropriately adapted processes, MWT related losses are negligible. The maximum conversion efficiency for large area solar cells achieved within this work is  $18.2\%$  for cast multicrystalline silicon,  $20.2\%$  for monocrystalline Czochralski-grown silicon and  $20.6\%$  for monocrystalline float-zone silicon base material. Based on a detailed characterisation of the fabricated solar cells, a model was implemented that allows for predicting the efficiency after integrating technological improvements. The conversion efficiency of industrially manufactured MWT-PERC devices with monocrystalline p-type silicon base is expected to exceed  $21\%$  in the medium term. If the formation of recombination active boron-oxygen complexes is suppressed, the expected conversion efficiency increases to more than  $21.5\%$ .

Besides the development of the MWT-PERC structure itself, novel ideas that are of general interest have been developed. A concept for integrated bypass areas in silicon solar cells has been established. The resulting bypass functionality has the ability to increase the power output of a partly shaded module and, in addition, eliminates the danger of hot-spot formation due to uncontrolled reverse breakdown. A second newly developed concept allows for the formation of local rear contacts during contact firing by applying a special fire-through paste. In contrast to currently established rear contact technologies, this approach requires neither structuring of the passivation layer nor local laser firing of the rear aluminium layer.

The present thesis is the first comprehensive work on MWT-PERC devices. Its findings contribute decisively to the further development of highly efficient and industrially producible silicon solar cells. The developed improvements in contact formation and surface passivation are not only relevant for MWT structures but also for solar cells with conventional contact configuration.

## Kurzzusammenfassung

Diese Arbeit beschreibt die Entwicklung hocheffizienter, kristalliner Siliciumsolarzellen mit p-dotierter Basis. Es wurde eine industriell umsetzbare Zellstruktur entwickelt, welche die Vorteile rückseitiger Kontaktierung mit denen der Oberflächenpassivierung vereint und Metal Wrap Through Passivated Emitter and Rear Cell (MWT-PERC) genannt wird. In mehreren Entwicklungszyklen wurde die Effizienz kontinuierlich gesteigert. Der erzielte Effizienzvorteil gegenüber herkömmlichen Solarzellen beträgt  $\Delta\eta \approx 1,5\%$  bzw.  $8\%$  relativ. Die eingeführten Vereinfachungen der Struktur und der Herstellungssequenz ermöglichen eine kostengünstige industrielle Produktion der MWT-PERC-Solarzellen. Der zuverlässige Betrieb nach Moduleinkapselung wurde durch spezifische Untersuchungen und Optimierungen der Kontaktkonfiguration und des Verhaltens unter Rückwärtsspannung sichergestellt.

Insbesondere im Bereich der MWT-spezifischen Durchkontaktierungen sowie an den rückseitigen n-Kontakten können Verluste auftreten. Diese kritischen Punkte wurden gezielt untersucht und im Zuge der Entwicklung von Struktur und Herstellungssequenz optimiert. Bei Verwendung angepasster Prozesse und Kontaktgeometrien sind die MWT-spezifischen Verluste nahezu vernachlässigbar. Die erreichten Wirkungsgrade für großflächige Solarzellen betragen  $18,2\%$  für multikristallines Silicium,  $20,2\%$  für monokristallines Czochralski-Silicium und  $20,6\%$  für monokristallines Floatzone-Silicium. Auf Basis einer detaillierten Charakterisierung wurde ein Modell zur Abschätzung von Wirkungsgradsteigerungen bei Integration technologischer Fortschritte entwickelt. Für MWT-PERC-Solarzellen aus p-dotiertem Silicium wird mittelfristig ein Wirkungsgrad von über  $21\%$  erwartet. Dieser Wert steigt auf über  $21,5\%$ , sofern die Ausbildung von Bor-Sauerstoff-Komplexen verhindert wird.

Neben der reinen Zellentwicklung wurden im Rahmen der Arbeit auch weiterführende Ideen erarbeitet und untersucht. So wurde die Grundlage für eine fortschrittliche, zellintegrierte Bypassfunktionalität geschaffen, welche die Verluste in einem teilabgeschatteten Photovoltaikmodul verringert und zudem die Gefahr einer lokalen Überhitzung beseitigt. Eine weitere Neuentwicklung ermöglicht die lokale Kontaktausbildung an der Solarzellenrückseite während des Kontaktfeuerprozesses mittels lokal applizierter, durchfeuernder Pasten. Diese Alternative zu den bislang verfügbaren Kontaktierungsverfahren erfordert weder eine Strukturierung der Passivierungsschicht, noch ein lokales Laserlegieren der rückseitigen Aluminiumschicht.

Die vorliegende Dissertation ist die erste umfassende Arbeit zu MWT-PERC-Solarzellen. Die Erkenntnisse und das entwickelte Zellkonzept leisten einen maßgeblichen Beitrag zur Effizienzsteigerung und Kostensenkung bei der industriellen Herstellung kristalliner Siliciumsolarzellen. Die entwickelten Verbesserungen in Metallisierung und Passivierung sind zudem auf herkömmlich kontaktierte Solarzellen übertragbar.

# 1 Einleitung

## 1.1 Hintergrund

Innerhalb des letzten Jahrzehnts hat sich die netzgekoppelte Photovoltaik (PV) aufgrund angepasster gesetzlicher Rahmenbedingungen insbesondere in Deutschland zu einem wichtigen Bestandteil der Stromversorgung entwickelt. Im Jahr 2012 betrug der PV-Anteil an der deutschen Nettostromerzeugung rund 5 % [Bur13]. Weltweit wuchs die installierte Nennleistung von 1,4 GW im Jahr 2000 auf heute ungefähr 100 GW [Mas12]. Mit einer Nennleistung von 32 GW Ende 2012 [Bur13] haben die in Deutschland installierten Anlagen dabei den größten Anteil an der globalen PV-Kapazität. Die PV-Stromproduktion deckt in Deutschland einen Großteil der mittäglichen Spitzenlast ab, wie in Abbildung 1.1 ersichtlich ist. Diese Korrelation mit dem Lastverlauf wirkt sich positiv auf die Netzstabilität aus und ermöglicht einen weiteren Ausbau des PV-Anteils auch ohne den Zubau zusätzlicher Speicherkraftwerke [Bra08; Wir13].

Die wachsende Anzahl an PV-Installationen hat zu einer deutlichen Absenkung der Systempreise geführt. Aufgrund von Skaleneffekten und hohem Konkurrenzdruck sank der Marktpreis von Photovoltaikmodulen allein innerhalb der letzten drei Jahre um ca. 70 % [Sol13]. Da mit sinkenden Systempreisen ein wirtschaftlicher Betrieb von PV-Anlagen in immer mehr Regionen möglich ist [Baz13], kann von einem anhaltenden Wachstum des PV-Markts ausgegangen werden. So wird bis 2016 mit einer global installierten PV-Leistung von bis zu 340 GW gerechnet [Mas12].

Neben wirtschaftlichen Aspekten ist die verstärkte Nutzung der Sonnenenergie auch ökologisch relevant. Die Photovoltaik trägt mit einem CO<sub>2</sub>-Vermeidungsfaktor von knapp 700 g/kWh [Bun12] zur Verringerung der CO<sub>2</sub>-Emissionen bei und leistet so einen wichtigen Beitrag zum Klimaschutz. Die energetische Amortisationszeit für PV-Systeme liegt je nach Sonneneinstrahlung zwischen ein und zwei Jahren [Fra12]. Bei einer mittleren Betriebszeit von über 20 Jahren ermöglichen PV-Anlagen somit eine nachhaltige und emissionsarme Stromproduktion. Zudem enthalten Module aus kristallinen Siliciumsolarzellen keine giftigen Substanzen, lediglich in der Metallisierung und den Zellverbindern werden geringe Mengen des Schwermetalls Blei verwendet [Wir13]. Inzwischen sind jedoch auch bleifreie Alternativen verfügbar [Cud10; Ver12].

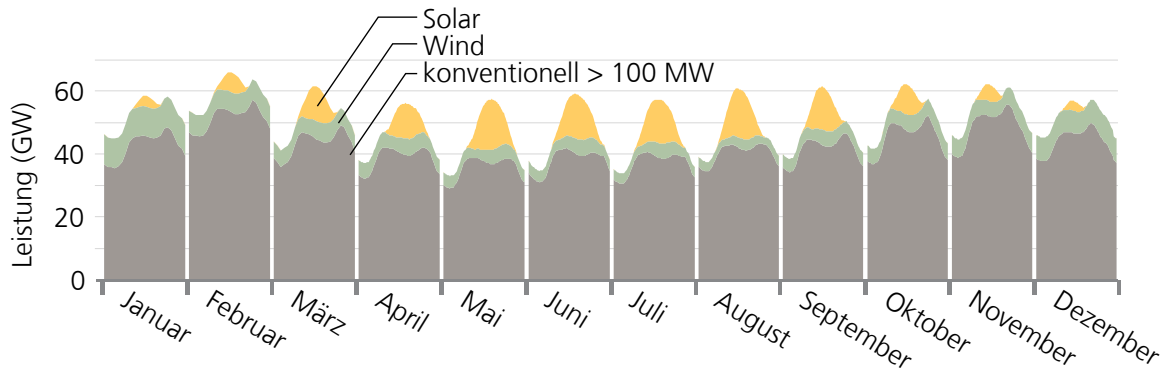


Abbildung 1.1: Monatsmittelwerte des Tagesverlaufs von PV- und Windstromleistung sowie der Leistung konventioneller Kraftwerke mit einer Nennleistung über 100 MW im Jahr 2012 (aus [Bur13]).

## 1.2 Physikalische Grundlagen zur Funktionsweise von Solarzellen

Die Funktionsweise von Solarzellen beruht auf der Nutzung des photovoltaischen Effekts zur Umwandlung von Licht in elektrische Energie. In Halbleitern sind Leitungs- und Valenzband durch die Bandlücke  $E_g$  getrennt. Durch gezieltes Einbringen von Fremdatomen, die sogenannte Dotierung, wird die Aufteilung der Elektronen auf diese Bänder beeinflusst. Eine Dotierung mit Akzeptoratomen der Dichte  $N_A$  erzeugt gegenüber dem intrinsischen Fall mit der Ladungsträgerdichte  $n_i$  zusätzliche unbesetzte Zustände im Valenzband, äquivalent erhöht eine Dotierung mit Donatoratomen der Dichte  $N_D$  die Ladungsträgerkonzentration im Leitungsband. Sofern die thermische Energie  $k_B T$  größer als der Abstand zwischen Dotierniveau und Leitungs- oder Valenzband ist, sind nahezu alle Dotieratome ionisiert und die Ladungsträgerkonzentration ändert sich genau entsprechend der Dotierstoffdichte.

Das Verhältnis zwischen Ladungsträger- und Dotierstoffdichte lässt sich allgemein anhand der Ladungsneutralität

$$n_e + N_A = n_h + N_D \quad (1.1)$$

( $n_e$ : Dichte besetzter Zustände im Leitungsband,  $n_h$ : Dichte unbesetzter Zustände im Valenzband) und dem Massenwirkungsgesetz  $n_h \cdot n_e = n_i^2$  berechnen [Sze07, S. 22]. Für eine Dotierung mit Donatoratomen gilt  $n_e \approx N_D$ . Ein so dotierter Halbleiter wird als n-dotierter Halbleiter oder kurz n-Halbleiter bezeichnet. Für p-dotierte Halbleiter gilt analog  $n_h \approx N_A$ . Aufgrund der stark erhöhten Ladungsträgerdichte ist der spezifische Widerstand  $\rho$  in dotierten Halbleitern deutlich geringer als in intrinsischen Halbleitern.

Da unbesetzte Zustände im Valenzband einen teilchenartigen Charakter aufweisen, werden sie auch als Defektelektronen oder Löcher bezeichnet. Der jeweils überwiegenderen Teilchenart in dotierten Halbleitern, also den Elektronen im Leitungsband oder den Löchern im Valenzband, wird der Begriff Majoritätsladungsträger zugeordnet, während die jeweils andere Teilchenart als Minoritätsladungsträger bezeichnet wird. Die Ladungsträgerverteilung in Valenz- und Leitungsband lässt sich für die in Solarzellen relevanten Temperaturen und Dotierstoffdichten näherungsweise anhand der Fermiverteilung mit der Fermienergie

$$E_F = \begin{cases} E_C + k_B T \ln \left( \frac{N_D}{N_C} \right) & \text{für n-Dotierung} \\ E_V - k_B T \ln \left( \frac{N_A}{N_V} \right) & \text{für p-Dotierung} \end{cases} \quad (1.2)$$

beschreiben ( $E_C$ : niedrigstes Energieniveau im Leitungsband,  $E_V$ : höchstes Energieniveau im Valenzband,  $N_{C,V}$ : äquivalente Zustandsdichte des Leitungs- bzw. Valenzbands) [Sze07, S. 25 ff.].

Grenzen in einem Halbleiter n- und p-dotierte Bereiche aneinander, entsteht eine Raumladungszone (RLZ). Die Majoritätsladungsträger diffundieren aufgrund ihres Konzentrationsüberschusses in den jeweils entgegengesetzt dotierten Bereich, bis der dadurch entstehende elektrische Potenzialgradient eine weitere Ausbreitung der RLZ unterbindet und sich ein Gleichgewicht des elektrochemischen Potenzials einstellt [Wür08, S. 117].

Die Funktionsweise von Solarzellen basiert nun auf der lichtinduzierten Änderung der Ladungsträgerverteilung. Absorbierte Photonen regen, sofern ihre Energie größer als die Bandlücke des Halbleiters ist, Elektronenübergänge vom Valenz- ins Leitungsband an, was gleichbedeutend mit der Erzeugung von Minoritätsladungsträgern ist. Diese Minoritätsladungsträger diffundieren durch den Halbleiter, bis sie rekombinieren oder in der Raumladungszone, angetrieben vom elektrochemischen Potenzialgradienten, in den entgegengesetzt dotierten Bereich gelangen. Dort erhöhen sie als Majoritätsladungsträger die Ladungsträgerkonzentration gegenüber dem Gleichgewichtszustand im unbeleuchteten Fall und erzeugen so zwischen p-dotiertem und n-dotiertem Bereich eine elektrische Spannung. Über Anschlussklemmen kann der Überschuss an Majoritätsladungsträgern einem externen Verbraucher zugeführt werden, dem Halbleitersystem wird dann elektrische Leistung entnommen. Diesen Effekt der Umwandlung von Licht in elektrische Energie macht man sich in Solarzellen zunutze.

Wichtige Kenngrößen von Solarzellen sind die Leerlaufspannung  $V_{OC}$ , die Kurzschlussstromdichte  $j_{SC}$  sowie der Wirkungsgrad

$$\eta = \frac{P_{MPP}}{G \cdot A_{cell}}, \quad (1.3)$$

der als Quotient aus Leistung  $P_{MPP}$  am Arbeitspunkt maximaler Leistung (MPP) und eingestrahelter Leistung – dem Produkt aus Bestrahlungsstärke  $G$  und Zellfläche  $A_{cell}$  –

definiert ist. Die Leistung am MPP ist über den Füllfaktor

$$FF = \frac{P_{\text{MPP}}}{j_{\text{SC}} \cdot V_{\text{OC}}} \quad (1.4)$$

mit dem Produkt aus Kurzschlussstromdichte und Leerlaufspannung verknüpft. Die relevanten Verlustmechanismen lassen sich in Serienwiderstandsverluste, Rekombinationsverluste und optische Verluste einteilen. Serienwiderstandsverluste verringern hauptsächlich den Füllfaktor, während optische Verluste vor allem die Kurzschlussstromdichte senken. Erhöhte Rekombination wirkt sich sowohl auf den Kurzschlussstrom als auch auf die Leerlaufspannung negativ aus. Das primäre Ziel der Solarzellenentwicklung ist die Minimierung dieser Verluste und die damit verbundene Steigerung des Solarzellenwirkungsgrads. Da ein höherer Wirkungsgrad mit einer Erhöhung des Stromertrags einhergeht, können so die Stromgestehungskosten gesenkt werden.

### 1.3 Theoretisch und praktisch erreichbarer Wirkungsgrad, Zellkonzepte

Das auf der Erde auftreffende und für den Betrieb von Solarzellen relevante Sonnenspektrum deckt einen breiten Wellenlängenbereich ab. Der theoretisch erreichbare Wirkungsgrad von Solarzellen wird hauptsächlich dadurch limitiert, dass nur ein kleiner Teil der Photonen eine Energie im Bereich der Bandlücke des Solarzellenmaterials aufweist. Photonen, deren Energie nicht zur Anregung von Minoritätsladungsträgern ausreicht, tragen nicht zur Stromgeneration bei. Gleichzeitig wird bei Photonen, die Ladungsträgerübergänge anregen, die Differenz zwischen Photonenenergie und Bandlücke in Wärme umgewandelt und ist somit ebenfalls nicht als elektrische Leistung nutzbar – dieser Verlustmechanismus wird als Thermalisierung bezeichnet.

In Abbildung 1.2 ist das Sonnenspektrum und exemplarisch der davon in kristallinen Siliciumsolarzellen nutzbare Anteil dargestellt. Der Berechnung des nutzbaren Anteils liegt die vereinfachende Annahme zugrunde, dass alle Photonen mit einer Energie von mindestens 1,12 eV (Bandlücke von Silicium bei 300 K [Sze07, S. 789]) absorbiert werden und je Photon eine Energie von 1,12 eV nutzbar ist.

Die ideale Bandlücke für Solarzellen – ein Kompromiss aus hoher Absorptionsrate und geringen Thermalisierungsverlusten – wurde in mehreren Arbeiten berechnet, die publizierten Werte liegen zwischen 1,1 eV und 1,4 eV [Sho61; Hen80; Tie84; Swa05]. Kristallines Silicium ist mit einer Bandlücke von 1,12 eV somit als Ausgangsmaterial zur Solarzellenherstellung sehr gut geeignet. Zudem ist es als zweithäufigstes Element der Erdkruste für menschliche Maßstäbe praktisch unbegrenzt verfügbar.

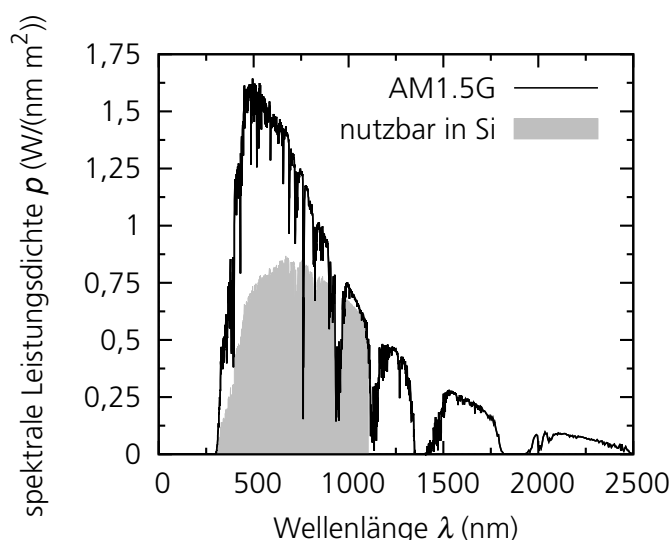


Abbildung 1.2: Sonnenspektrum (AM1.5G laut IEC60904-3 Ed. 2, 2008) und nutzbarer Anteil in kristallinen Siliciumsolarzellen mit einer Bandlücke von 1,12 eV.

Der Quotient aus nutzbarem Anteil für kristallines Silicium und der Gesamtleistung des Spektrums in Abbildung 1.2 beträgt 49 % bei Integration bis zu einer Wellenlänge von 4000 nm. Im thermodynamischen Gleichgewicht gibt die Solarzelle jedoch stetig auch Energie ab, weshalb der theoretisch erreichbare Wirkungsgrad kleiner ist. Shockley und Queisser haben auf Basis thermodynamischer Gleichgewichtsbetrachtungen und der Annahme, dass ausschließlich strahlende Rekombination stattfindet, eine maximale Effizienz von 30 % für eine Bandlücke von 1,1 eV bei Beleuchtung mit einem Schwarzkörperspektrum mit 6000 K errechnet [Sho61]. Übertragen auf das AM1.5G-Spektrum entspricht dies einer Effizienz von 33 % [Tie84; Swa05]. Berücksichtigt man zusätzlich die Tatsache, dass in Solarzellen auch nichtstrahlende Rekombination, insbesondere Auger-Rekombination, stattfindet, erhält man eine theoretische Maximaleffizienz von 29 % [Ker02b] für Solarzellen aus kristallinem Silicium und das AM1.5G-Spektrum.

Die in der Praxis erreichbare Effizienz von Solarzellen wird durch eine Vielzahl weiterer Verlustmechanismen verringert [Swa05] und hängt sowohl von der Qualität der eingesetzten Materialien als auch von den verfügbaren Technologien ab. Vorhersagen zum praktisch erreichbaren Maximum sind daher stark fehlerbehaftet. Green hat 1984 einen Wert von 25 % veröffentlicht. 2005 wurde von Swanson die bereits 1961 von Shockley und Queisser genannte praktische Obergrenze von 26 % [Sho61] wieder aufgegriffen und bestätigt [Swa05]. Der höchste bislang experimentell erreichte Wirkungsgrad kristalliner Siliciumsolarzellen für unkonzentriertes Sonnenlicht beträgt 25,0 % [Gre13] und liegt damit bereits nahe am vorhergesagten praktischen Maximum. Der Großteil der derzeit kommerziell erhältlichen kristallinen Siliciumsolarzellen weist jedoch einen Wirkungsgrad von deutlich unter 20 % auf.

Das Stapeln mehrerer Solarzellen mit unterschiedlicher Bandlücke zur Verringerung der Thermalisierungsverluste sowie die Erhöhung der Lichtleistung durch Konzentration sind Möglichkeiten, das theoretische Effizienzlimit zu erhöhen [Vos80]. Das von Vos analog zur Rechnung von Shockley und Queisser ermittelte Effizienzlimit für solche Stapelsolarzellen liegt bei 68 % für unkonzentriertes und 86 % für konzentriertes Sonnenlicht [Vos80]. In der Praxis wurden mit Stapelsolarzellen bereits Wirkungsgrade von 37,7 % bei unkonzentrierter Sonneneinstrahlung und 44 % bei 947-fach konzentriertem Sonnenlicht erreicht [Gre13]. Die Herstellung dieser Solarzellen, die typischerweise auf Verbundhalbleitern der dritten und fünften Hauptgruppe basieren, ist jedoch sehr aufwändig. Ihr Einsatz ist daher bislang auf Konzentratoranwendungen für Gebiete mit hoher direkter Sonneneinstrahlung begrenzt. Alternativ können optische Strukturen eingesetzt werden, die das Spektrum über Photonenkonversion modifizieren und so den erreichbaren Wirkungsgrad erhöhen. Theoretische Berechnungen liefern für unkonzentrierte Sonneneinstrahlung eine maximale Effizienz von 47,6 % bei Hochkonversion von Photonen mit niedriger Energie [Tru02b] sowie 39,6 % bei Umwandlung hochenergetischer Photonen auf Energien im Bereich der Bandlücke [Tru02a].

Die Dünnschichttechnologie ist eine Alternative zur Verwendung kristalliner Halbleitermaterialien, die auf der gleichzeitigen Erzeugung vieler Solarzellen auf einem Substrat mittels chemischer oder physikalischer Abscheidemethoden basiert. Aufgrund der monolithischen Verschaltung und der großflächigen Produktion können mit diesem Verfahren prinzipiell niedrige Herstellungskosten erreicht werden [Abe09]. Durch den Einsatz direkter Halbleiter wie z. B.  $\text{Cu(In,Ga)Se}_2$  können trotz geringer Absorberschichtdicken im Bereich weniger Mikrometer hohe Absorptionsraten erzielt werden. Veröffentlichungen zeigen Wirkungsgrade von bis zu 20,3 % [Jac11; Gre13].

Neben anorganischen Halbleitern können auch organische Materialien zur Solarzellenherstellung verwendet werden. Organische Solarzellen basieren auf Molekülstrukturen und besitzen kein Kristallgitter [Wöh91]. Vorteilhaft sind die potenziell niedrigen Herstellungskosten [Ser11], nachteilhaft die teilweise stark ausgeprägte Degradation bei Beleuchtung [Tan12]. Die höchste bislang in Laborexperimenten erreichte Effizienz beträgt 11,1 % [Gre13]. Farbstoffsolarzellen sind elektrochemische Bauelemente, in denen Lichtabsorption und Stromgeneration räumlich getrennt sind. Sie zeichnen sich ebenfalls durch geringe Herstellungskosten aus [Grä03]. Der derzeit höchste bekannte Wirkungsgrad liegt bei 11,9 % [Gre13].

Eine weitere Alternative zu derzeit gängigen Solarzellenmaterialien bietet der Einsatz selbstorganisierender Quantenpunktsysteme [Bim99]. Da sich die Bandstrukturen und Rekombinationseigenschaften solcher Systeme gezielt manipulieren lassen, besteht die Möglichkeit, die Thermalisierungsverluste ähnlich wie beim Einsatz von Stapelsolarzellen zu reduzieren, wodurch der mögliche Wirkungsgrad auf 66 % steigt [Noz02]. Die prinzipielle Realisierbarkeit von Quantenpunktsolarzellen wurde mit einer experimentell erreichten Effizienz von 7 % bereits demonstriert [Ip12].



## 1.4 Stand von Wissenschaft und Technik

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit der Entwicklung kristalliner Siliciumsolarzellen. In den folgenden Unterabschnitten wird der hierfür relevante Stand von Wissenschaft und Technik im Bereich im Jahr 2009 dargelegt – sowohl für die Forschung als auch für die industrielle Fertigung.

### 1.4.1 Forschung

Im Jahr 1989 wurde von Blakers et al. eine Solarzellenstruktur<sup>1</sup> mit dem Namen Passivated Emitter and Rear Cell (PERC) vorgeschlagen, die im Gegensatz zu herkömmlichen Solarzellen eine passivierte Rückseite statt eines vollflächig einlegierten Aluminiumkontakts aufweist [Bla89]. Die Kontaktierung der Basis erfolgt über lokale Kontakte, der Flächenanteil dieser Kontakte beträgt in der von Blakers et al. veröffentlichten Zelle lediglich 0,8 %. Aus der Rückseitenpassivierung ergeben sich zwei Vorteile. Einerseits wird die interne Reflexion gegenüber einlegiertem Aluminium deutlich erhöht, andererseits verringert sich die Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit (ORG)  $S = r/\Delta n$ , die als Verhältnis aus Rekombinationsrate  $r$  und Minoritätsträgerdichte  $\Delta n$  an der Oberfläche definiert ist.

Das PERC-Konzept wurde im Laufe der Jahre weiterentwickelt und an industrielle Herstellungsverfahren angepasst. Zur lokalen Kontaktierung kommen unterschiedliche Verfahren zum Einsatz. Sowohl das Öffnen der Passivierungsschicht vor Aufbringen der Metallisierung [Pre00; Ago05] als auch die nachträgliche Kontaktierung durch Laserlegieren [Sch01] sind industriell anwendbar. Dennoch waren zu Beginn der Arbeit an der vorliegenden Dissertation keine nach dem PERC-Konzept hergestellten Solarzellen kommerziell erhältlich. Die von Forschungsinstituten veröffentlichten Ergebnisse zeigen für kleinflächige PERC-Zellen aus hochwertigem Floatzone-Silicium (FZ-Si) mit einer Kantenlänge von unter 5 cm Wirkungsgrade von deutlich über 20 % [Sch08a; Hof09], während für industrierelevante Kantenlängen von über 10 cm bei Verwendung von Cz-Silicium (Cz-Si) Wirkungsgrade von 18 % bis 19 % erreicht wurden [Gau09; Pra09].

Die Reduktion der von der Vorderseitenmetallisierung abgeschatteten Fläche ist eine weitere Möglichkeit, die Solarzelleneffizienz zu erhöhen. Dies wird in Rückseitenkontaktsolarzellen ausgenutzt. Bei Emitter-Wrap-Through-Solarzellen (EWT) [Gee93] und Rückseitenkontaktsolarzellen mit rückseitigem p-n-Übergang (Back Contact Back Junction, BCBJ) [Sch75] befindet sich auf der lichtzugewandten Zellvorderseite keine

---

<sup>1</sup>Der Begriff „Solarzelle“ bezieht sich im Folgenden ausschließlich auf kristalline Siliciumsolarzellen.

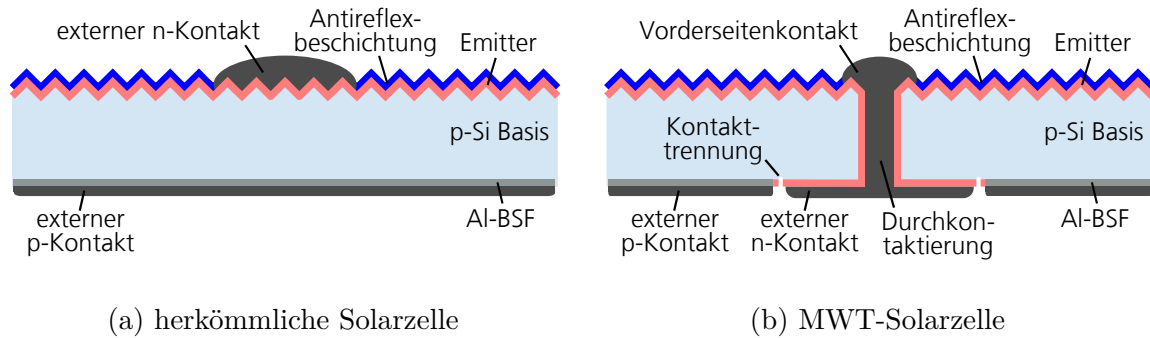


Abbildung 1.3: Schematischer Querschnitt (a) einer herkömmlichen Solarzelle und (b) einer MWT-Solarzelle.

metallische Kontaktstruktur, die gesamte Zellfläche steht somit für den Lichteinfall zur Verfügung. Der Herstellungsprozess solcher Solarzellen ist jedoch aufgrund der ineinandergreifenden Metallkontakte an der Zellrückseite und der nötigen Strukturierung des Emitters im Vergleich zu herkömmlichen Solarzellen ungleich komplexer. Zudem steigen bei BCBJ-Zellen mit rückseitigem p-n-Übergang die Anforderungen an Materialqualität und Oberflächenpassivierung.

Auch bei herkömmlichen Solarzellen besteht die Möglichkeit, die Abschattung der Zellvorderseite durch die externe Verschaltung zu verringern. Ein von Schneider et al. 2006 erstmals vorgestelltes Verfahren verwendet eine Vielzahl an Drähten zur Verschaltung der Zellen, weshalb die Busbars entfallen können. Der runde Querschnitt verringert zudem die effektive optische Breite der Drähte signifikant [Sch06a]. Nachteilig ist bei diesem Ansatz die erschwerte Kontaktierung der Solarzellen während der Kennliniennmessung sowie die weiterhin bestehende Notwendigkeit, eine Verbindung zwischen Vorder- und Rückseite zweier benachbarter Zellen in einem Modul herzustellen.

Einen alternativen Ansatz zur Verringerung der Abschattung bei gleichzeitig zuverlässiger Messbarkeit und rein rückseitiger Kontaktierung stellt das Metal-Wrap-Through-Konzept (MWT) dar, das 1998 von Kerschaver et al. veröffentlicht wurde [Ker98]. MWT-Solarzellen unterscheiden sich von herkömmlichen Solarzellen dadurch, dass die vorderseitigen Kontaktfinger nicht auf Busbars, sondern über metallisierte Durchkontaktierungen auf die Rückseite geführt werden. So wird eine rein rückseitige Verschaltung möglich, der Zellaufbau entspricht ansonsten jedoch dem herkömmlicher Solarzellen. Abbildung 1.3 zeigt den Querschnitt von herkömmlichen und MWT-Solarzellen im Vergleich. Am Fraunhofer ISE wurde das MWT-Konzept im Rahmen der Dissertation von F. Clement untersucht und weiterentwickelt [Cle09a]. Gegenüber herkömmlichen Solarzellen wurde ein Effizienzvorteil<sup>2</sup> von  $\Delta\eta = 0,5\%$  erreicht [Cle09b].

<sup>2</sup>Effizienzunterschiede (sowie Unterschiede in anderen relativen Größen) werden im Folgenden als Differenz in absoluten Prozentpunkten angegeben, was durch ein  $\Delta$  vor der jeweiligen Messgröße ausgedrückt wird.

Zusätzliche Prozessschritte für die Umsetzung des MWT-Ansatzes sind lediglich das Bohren der Löcher für die Durchkontaktierungen sowie eine Kontakttrennung zwischen n- und p-Gebiet auf der Solarzellenrückseite. Die mit einer Basis aus multikristallinem Silicium (mc-Si) erreichte maximale Effizienz lag 2009 bei  $\eta = 16,7\%$  [Cle09a]. Die von Nakatani et al. mit einer Kombination aus MWT-Konzept und fortschrittlicher Plasmatexturierung der Vorderseite des mc-Si-Materials erreichte Effizienz liegt mit  $18,3\%$  nochmals höher [Nak07].

Bereits 2006 wurden von Dross et al. MWT-Solarzellen mit Passivierungsschicht unter den rückseitigen Metallkontakten präsentiert [Dro06]. Im darauffolgenden Jahr wurde ein Effizienzvorteil von  $\Delta\eta = 0,8\%$  für MWT-Solarzellen mit Passivierungsschicht gegenüber herkömmlichen MWT-Solarzellen genannt, die mit mc-Si-Basismaterial erreichte Maximaleffizienz lag bei  $16,2\%$  [Dro07]. Dies zeigt, dass die Kombination des MWT-Ansatzes mit der Oberflächenpassivierung des PERC-Ansatzes vorteilhaft ist. Im Folgenden wird für diesen kombinierten Zelltyp der Oberbegriff MWT-PERC verwendet. Weitere, auf die Ergebnisse von Dross et al. aufbauende Publikationen zur Weiterentwicklung des MWT-PERC-Konzepts sind nicht bekannt.

Einen ähnlichen Ansatz zur Kombination der MWT-Technologie mit Oberflächenpassivierung stellt das erstmals von Romijn et al. veröffentlichte Aspire-Konzept dar [Rom07]. Die Rückseitenpassivierung wird dabei jedoch nicht, wie bei den zuvor bekannten PERC- bzw. MWT-PERC-Ansätzen, von einer großflächigen Aluminiumschicht bedeckt, sondern nur von einer Aluminium-Gitterstruktur. Dieses Kontaktgitter durchdringt während des Kontaktfeuerschritts die Passivierungsschicht und stellt so, analog zur Kontaktierung der Vorderseite, den Kontakt zur Basis her. Das homogene Einlegieren des Aluminiums wird jedoch durch die Passivierungsschicht erschwert, weshalb die präsentierten Solarzellen einen verringerten Füllfaktor aufweisen [Rom08].

### 1.4.2 Industrielle Fertigung

Der Großteil der derzeit hergestellten kristallinen Siliciumsolarzellen besitzt eine  $\text{SiN}_x$ -Antireflexschicht und eine texturierte Vorderseite für verbesserten Lichteinfall, einen thermisch diffundierten, Phosphor-dotierten Emitter<sup>3</sup>, eine mit Bor p-dotierte Basis und im Siebdruckverfahren erzeugte Vorder- und Rückseitenkontakte [Goe97] (vgl. Abbildung 1.3a). Der rückseitige Aluminiumkontakt dieser in der vorliegenden Arbeit als „herkömmlich“ bezeichneten Solarzelle wird in einem Hochtemperaturschritt in die p-dotierte Basis einlegiert und erzeugt dabei eine stark p-dotierte Schicht, das sogenannte Aluminium-Back-Surface-Field (Al-BSF). In diesem Hochtemperaturschritt

---

<sup>3</sup>Als Emitter wird in Solarzellen typischerweise unabhängig von der Dotierung die oberflächennahe, hochdotierte Schicht bezeichnet, an welche die RLZ angrenzt.

findet auch die Kontaktausbildung zwischen Emitter und Vorderseitenmetallisierung statt [Sch06b].

Die Vorderseitenmetallisierung besteht aus Kontaktfingern mit einer Breite von  $\lesssim 100 \mu\text{m}$ , die auf Stromsammelschienen, sogenannte Busbars, geführt werden. Diese Busbars dienen der externen Verschaltung der Zellen und weisen eine Breite von rund 1,5 mm auf. Bei einer typischen Konfiguration mit drei Busbars und einer Zellkantenlänge von 156 mm bedecken die Busbars knapp 3 % der aktiven Zellfläche. Als Basismaterial wird sowohl mc-Si als auch monokristallines Czochralski-Silicium (Cz-Si) mit einer mittleren Dicke von 180  $\mu\text{m}$  eingesetzt, der Marktanteil beider Kristallsorten ist momentan ungefähr gleich groß [Fra12].

Der mittlere Wirkungsgrad industriell gefertigter, kristalliner Siliciumsolarzellen lag im Jahr 2009 zwischen  $\approx 15\%$  und  $\approx 17\%$  [Swa07; Cañ09; Fra12]. Zellstrukturen mit höherem Wirkungsgradpotenzial werden von den Firmen Sanyo und Sunpower eingesetzt und kommerziell vertrieben. In der sogenannten HIT-Solarzelle von Sanyo werden amorphe Schichten zur Ausbildung des p-n-Übergangs eingesetzt, dies resultiert in Wirkungsgraden von über 22 % [Mis11]. Sunpower stellt BCBJ-Solarzellen her und erreicht damit ebenfalls Wirkungsgrade über 22 % [Mul06].

## 1.5 Motivation für MWT-PERC-Solarzellen

MWT-Solarzellen weisen aufgrund des niedrigen Flächenanteils der Vorderseitenmetallisierung eine gegenüber herkömmlichen Solarzellen um rund 3 % erhöhte Kurzschlussstromdichte auf. Dies stellt den Hauptvorteil gegenüber herkömmlichen Solarzellen dar und ermöglicht den zuvor genannten Effizienzgewinn von  $\Delta\eta = 0,5\%$  [Cle09b]. Eine Herausforderung stellt jedoch die Ausgestaltung des rückseitigen n-Kontakts dar. Hier zeigen sich sowohl erhöhte Rekombinationsraten im Bereich der Kontakttrennung als auch Leckströme zwischen n-Metallisierung und p-Basis, weshalb der Füllfaktor von MWT-Solarzellen verringert sein kann [Cle09a, S. 170 ff.].

PERC-Solarzellen zeigen im Vergleich zu herkömmlichen Solarzellen eine bessere Nutzung des eingestrahlten Lichts durch optimierten Lichteinfang sowie niedrigere Rekombinationsverluste [Glu07]. Aufgrund der lokalen Kontaktierung entstehen zwar zusätzliche Serienwiderstandsverluste, in Summe kann dennoch ein Wirkungsgradgewinn von knapp  $\Delta\eta = 1\%$  realisiert werden [Sch08b]. Während bei herkömmlichen Solarzellen der rückseitige Emitter durch das Einlegieren des Aluminiumkontakts überkompensiert wird, ist bei PERC-Solarzellen eine Strukturierung des Emitters erforderlich, so dass dieser ausschließlich an der Vorderseite angeordnet ist. Hierfür können Diffusionsbarrierschichten oder Rückätzverfahren eingesetzt werden.

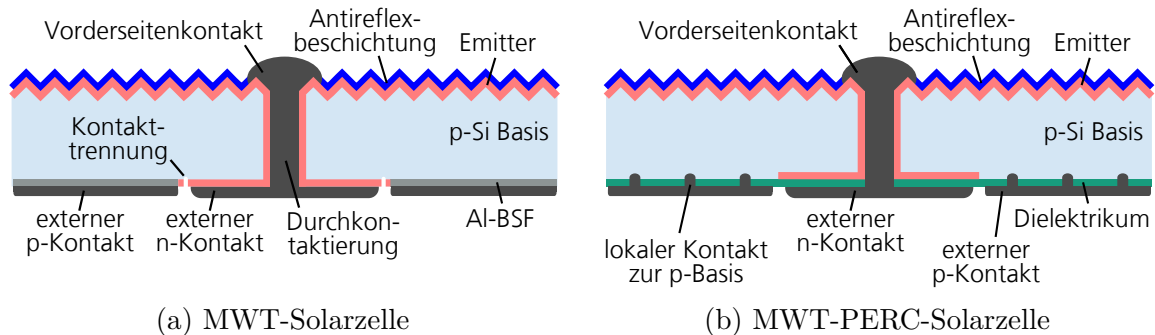


Abbildung 1.4: Schematischer Querschnitt (a) einer MWT-Solarzelle und (b) einer MWT-PERC-Solarzelle mit dielektrischer Rückseitenpassivierung.

Durch die Kombination von MWT und PERC können die zuvor genannten Vorteile beider Ansätze in einer Zellstruktur vereint werden. Die resultierende MWT-PERC-Struktur ist in Abbildung 1.4 der herkömmlichen MWT-Struktur gegenübergestellt. Unter der Annahme, dass sich die Wirkungsgradvorteile beider Ansätze addieren lassen, kann eine um  $\Delta\eta \approx 1,5\%$  höhere Effizienz als bei herkömmlichen Solarzellen erwartet werden.

Über die Vereinigung der einzelnen Vorteile beider Strukturen hinaus lassen sich spezifische Nachteile teilweise sogar eliminieren. So wird bei der Herstellung von PERC-Solarzellen zur Vorderseitenkontaktierung typischerweise eine Silberpaste per Siebdruck aufgebracht, die die Antireflexschicht während des anschließenden Kontaktfeuerschritts durchdringt und den Emitter kontaktiert. In den Kontaktbereichen steigt die Rekombinationsrate an. Da Kontaktfinger und Busbars in einem Prozessschritt mit derselben Paste gedruckt werden, ist die kontaktierte Fläche unnötig groß und die Gesamtrekombinationsrate wird durch die Busbars erhöht. Bei MWT-PERC-Solarzellen kann dagegen eine angepasste Paste für die rückseitigen n-Kontakte verwendet werden, die die Passivierungsschicht nicht durchdringt und daher die Rekombinationsrate nicht erhöht. Dies stellt einen Vorteil sowohl gegenüber PERC-Solarzellen – aufgrund der verringerten Vorderseitenkontaktfläche – als auch gegenüber MWT-Solarzellen – aufgrund der Vermeidung von Leckströmen [Dro06] – dar.

Die auf die Nennleistung bezogenen Kosten für die Installation von PV-Systemen sinken mit steigender Zelleffizienz aufgrund des geringeren Flächenbedarfs. Daher bietet die gegenüber herkömmlichen Solarzellen höhere Zelleffizienz, die für die MWT-PERC-Struktur erwartet wird, zusätzliches Kosteneinsparpotential. Abgesehen von ökonomischen Gesichtspunkten bietet der Umstieg auf eine MWT-Kontaktierung eine größere Flexibilität in der Ausgestaltung des Vorderseitenkontaktgitters, was die Produktion von Solarzellen mit homogenerem und ästhetisch ansprechenderem Erscheinungsbild ermöglicht [Rom08; Hei09].

## 1.6 Zielsetzung der Arbeit

Der mittlere Wirkungsgrad industriell hergestellter Solarzellen aus kristallinem Silicium liegt deutlich unter dem theoretisch erreichbaren Wirkungsgrad. Wie zuvor gezeigt, existieren Ansätze für höhereffiziente Solarzellen. Diese sind jedoch mit erheblichem Mehraufwand in der Produktion verbunden. Das Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung großflächiger, industriell herstellbarer MWT-PERC-Solarzellen mit kristalliner, p-dotierter Siliciumbasis, die ein hohes Effizienzpotenzial aufweisen und somit die Lücke zwischen erreichbarem und tatsächlichem Wirkungsgrad verkleinern, dabei die Prozesskomplexität jedoch nur minimal erhöhen. Geeignete, industriell relevante Prozesssequenzen sollen dabei sowohl für mono- als auch für multikristallines Basismaterial entwickelt und erprobt werden. Die begleitende Charakterisierung und Modellierung der Solarzellen dient der Vertiefung des Verständnisses für die Struktur und ermöglicht es, die zentralen Verlustmechanismen zu identifizieren.

Kritische Punkte wie die Rekombination im Bereich der Durchkontaktierungen, der Einfluss der rückseitigen n-Kontakte auf den Serienwiderstand sowie die Anordnung der Rückseitenkontakte für eine zuverlässige und verlustarme externe Verschaltung sollen im Rahmen von Simulationen und Experimenten bearbeitet werden. Die Auswahl geeigneter Passivierungsschichtsysteme sowie die zuverlässige Isolation der Durchkontaktierungen und der rückseitigen n-Kontakte gegenüber der p-Basis sind ebenfalls zentrale Aspekte hinsichtlich der Minimierung von Leckströmen. Wichtig für eine zuverlässige Modulintegration ist zudem das Verhalten der Zellen bei extern anliegender negativer Spannung. Dieser Betriebszustand kann bei Teilabschattung von Photovoltaikmodulen auftreten und bei unkontrolliertem Stromfluss innerhalb der Zelle zu lokaler Überhitzung führen. Untersuchungen zum Rückwärtsverhalten der entwickelten Solarzellen sind daher von großer Bedeutung für die Langzeitstabilität der Solarzellen und der daraus hergestellten Module.

Die entwickelten MWT-PERC-Solarzellen sollen mit geeigneten Referenzsolarzellen verglichen werden, um Vorteile und eventuelle Nachteile des Konzepts identifizieren zu können. Nach der Entwicklung eines Basisaufbaus, der auf existierenden Konzepten zur Rückseitenpassivierung aufbaut und diese in bestehende MWT-Strukturen integriert, sollen alternative Strukturen erarbeitet werden, die eine vereinfachte Herstellung ermöglichen. Darüber hinaus ist eine Integration neuartiger Technologien zur Steigerung des Wirkungsgradpotenzials durchzuführen. Hierfür kommen beispielsweise eine selektive Emitterhochdotierung im Bereich der Vorderseitenkontakte, neuartige Metallisierungsansätze und thermische Oxidationsprozesse zur Oberflächenpassivierung in Frage. Zur Bewertung der erzielten Ergebnisse sind jeweils geeignete Charakterisierungsverfahren auszuwählen und anzuwenden.

## 2 Publikationen der kumulativen Dissertation

Die im Rahmen der vorliegenden Dissertation entstandenen Ergebnisse wurden größtenteils in Fachzeitschriften mit Peer-Review-Verfahren veröffentlicht. Der thematische Zusammenhang zwischen den relevanten Veröffentlichungen sowie deren Bedeutung für die Weiterentwicklung der MWT-Solarzellen mit Oberflächenpassivierung werden in diesem Kapitel zusammengefasst. Die genannten Publikationen sind in Anhang A (Seite 109 ff.) abgedruckt.

Die Veröffentlichung „Combining the advantages of wrap through metallization and rear surface passivation into industrial MWT-PERC devices“ [Tha10] (*Proceedings EU PVSEC*, 2010, s. Anhang A.1) zeigt die ersten am Fraunhofer ISE hergestellten MWT-PERC-Solarzellen sowie eine quantitative Analyse der Kurzschlussstromverluste anhand von Quanteneffizienz- und Reflexionsdaten. Die maximale Effizienz der 120  $\mu\text{m}$  dünnen Cz-Si-Solarzellen liegt bei 18,6 %.

Gegenüber einer alleinigen Umsetzung des MWT-Ansatzes oder der Oberflächenpassivierung führen prozesstechnologische und strukturbedingte Synergieeffekte beim MWT-PERC-Konzept zu ökonomischen Vorteilen bei der Herstellung sowie zu Effizienzvorteilen, die die Summe der erwarteten Einzelgewinne übersteigen. Die Veröffentlichung „Synergistic Effects of Rear-Surface Passivation and the Metal Wrap Through Concept“ [Tha12a] (*IEEE Journal of Photovoltaics*, 2012, s. Anhang A.2) zeigt dies anhand von Solarzellen, die aus hochreinem FZ-Si hergestellt wurden und eine maximale Effizienz von 20,2 % aufweisen.

Zusätzliche Vorteile bei der Herstellung aufgrund eines vereinfachten Aufbaus bietet die im Rahmen dieser Dissertation entwickelte High-Performance Metal Wrap Through (HIP-MWT)-Struktur, die in „HIP-MWT: A simplified structure for metal wrap through solar cells with passivated rear surface“ [Tha11a] erstmals veröffentlicht wurde (*Energy Procedia*, 2011, s. Anhang A.3). Die Charakterisierung der 100  $\mu\text{m}$  dünnen Solarzellen aus mc-Si förderte ein durch die Vereinfachung hervorgerufenen verändertes Verhalten bei Anlegen einer Rückwärtsspannung zu Tage, welches in weiterführenden Untersuchungen und Publikationen eingehend analysiert wurde.

Der Übertrag des HIP-MWT-Ansatzes auf monokristallines Silicium wurde in „Large-area p-type HIP-MWT silicon solar cells with screen printed contacts exceeding 20% efficiency“ [Tha11b] (*physica status solidi (RRL) – Rapid Research Letters*, 2011, s. Anhang A.4) veröffentlicht. Die Integration selektiver Emitterstrukturen sowie einer kurzen thermischen Oxidation zur Passivierung von Emitter und Basis ermöglichte mit FZ-Si-Basismaterial eine maximale Effizienz von 20,2% – zum Zeitpunkt der Veröffentlichung ein Rekordwert für großflächige Solarzellen aus p-dotiertem Silicium.

Eine signifikante Verbesserung der Stabilität unter Rückwärtsbelastung wurde durch Optimierung des dielektrischen Passivierungsschichtstapels an der Solarzellenrückseite erreicht und in „HIP-MWT - A New Cell Concept for Industrial Processing of High-Performance Metal Wrap Through Silicon Solar Cells“ [Tha11c] (*Proceedings EU PVSEC*, 2011, s. Anhang A.5) präsentiert. Die in diesem Experiment mit mc-Si-Basismaterial erreichte Effizienz beträgt  $\eta = 18,2\%$  – ein Effizienzvorteil von  $\Delta\eta \approx 1,5\%$  gegenüber industrietypischen Solarzellen mit Standardkontaktierung.

Der Überlapp zwischen rückseitigem n-Kontakt und p-Basis in HIP-MWT-Solarzellen ermöglicht eine gezielte Beeinflussung des Stromflusses unter Rückwärtsbelastung. Diese Tatsache kann genutzt werden, um zellintegrierte Bypassbereiche zu erzeugen und ist prinzipiell auch auf Solarzellen mit herkömmlicher Kontaktierung übertragbar. Die Veröffentlichung „Manipulation of the Reverse Bias Behaviour of Silicon Solar Cells“ [Tha11d] (*Technical Digest PVSEC*, 2011) in Anhang A.6 zeigt die ersten Experimente zur Auswahl geeigneter dielektrischer Schichten.

MWT-Solarzellen sind aufgrund der nicht benötigten vorderseitigen Lötkontaktflächen sehr gut für die Integration neuartiger Metallisierungskonzepte geeignet. Ein Ansatz zur Verringerung der Abschattung sowie der Leitungswiderstände ist der Einsatz extrudierter Kontaktfinger. Die in Anhang A.7 abgedruckte Veröffentlichung mit dem Titel „20% Efficient Passivated Large-Area Metal Wrap Through Solar Cells on Boron-Doped Cz Silicon“ [Loh11b] (*IEEE Electron Device Letters*, 2011) zeigt einen Effizienzvorteil von  $\Delta\eta = 0,5\%$  für MWT-PERC-Solarzellen mit extrudierten Kontaktfingern gegenüber Referenzzellen mit herkömmlichen, im Siebdruckverfahren erzeugten Kontaktfingern. Der erzielte Spitzenwirkungsgrad liegt bei 20,6% für FZ-Si-Basismaterial und 20,1% für Cz-Si-Basismaterial im ausgeheilten Zustand.

Eine quantitative Bewertung der verschiedenen Verlustpfade wurde exemplarisch an diesen hocheffizienten monokristallinen MWT-PERC-Solarzellen durchgeführt und in „Loss analysis and efficiency potential of p-type MWT-PERC solar cells“ [Tha12b] (*Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2012, s. Anhang A.8) veröffentlicht. Das dabei entwickelte Modell erlaubt eine Abschätzung der erreichbaren Effizienz, die sich für weiter optimierte Herstellungsprozesse ergibt. Für großflächige Solarzellen aus industriell verfügbarem p-Silicium werden unter Berücksichtigung der lichtinduzierten Degradation [Bot05] stabile Effizienzwerte von mindestens 21% erwartet.



---

Aufbauend auf den Erkenntnissen der vorausgehenden Experimente wurden Ansätze zur Massenfertigung von HIP-MWT-Solarzellen aus industriell verfügbarem Cz-Si erarbeitet. Die Veröffentlichung „The Path to Industrial Production of Highly Efficient Metal Wrap Through Silicon Solar Cells“ [Tha12c] (*Green*, 2012, s. Anhang A.9) beschreibt großflächige, monokristalline HIP-MWT-Solarzellen mit einer Maximaleffizienz von 20,2%, die ausschließlich auf industriellen Anlagen prozessiert wurden. Durch den Einsatz von sauerstoffarmem, magnetisch gezogenem Cz-Si (mCz-Si) wurde eine gegenüber herkömmlichen Solarzellen deutlich verringerte lichtinduzierte Degradation erreicht.

Laserlegieren (Laser-Fired Contacts, LFC) [Sch01] ist das derzeit am Fraunhofer ISE vorherrschende Verfahren zur lokalen Kontaktausbildung zwischen p-Basis und rückseitiger Aluminiumschicht bei Solarzellen mit Rückseitenpassivierung. Als alternative Rückseitenkontaktierungsmethode wurde das Konzept der lokal durchfeuernden Kontakte (Fire-Through Contacts, FTC) entwickelt und in „Fire-through contacts—a new approach to contact the rear side of passivated silicon solar cells“ [Tha13a] (*Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2013, s. Anhang A.10) veröffentlicht. Es basiert ausschließlich auf Siebdrucktechnologie und ermöglicht die Ausbildung der lokalen Kontakte während des ohnehin zur Vorderseitenkontaktierung benötigten Kontaktfeuerschritts.

Das Verhalten von Solarzellen unter Rückwärtsbelastung ist von zentraler Bedeutung für die Modulintegration, da eine Teilabschattung von Modulen zur Negativpolung einzelner Solarzellen führen kann. Weisen die Solarzellen ein instabiles Rückwärtsverhalten auf, kann eine starke Wärmeentwicklung die Delamination der Module verursachen oder schlimmstenfalls zum Modulbrand führen [Fer11]. Wie bereits in der Veröffentlichung in Anhang A.6 dargestellt, besteht insbesondere bei HIP-MWT-Solarzellen die Möglichkeit, den an der Rückseite vorhandenen Metall-Halbleiter-Kontakt gezielt als kontrolliertes Durchbruchgebiet auszubilden und so das Risiko unkontrollierter Durchbrüche zu minimieren. Eine grundlegende Untersuchung der für solche zellintegrierten Bypassbereiche relevanten Kontaktausbildung zwischen Silberpasten und p-dotiertem Silicium findet sich in der Veröffentlichung „Characterization and modeling of screen-printed metal insulator semiconductor tunnel junctions for integrated bypass functionality in crystalline silicon solar cells“ [Tha13b] (*Journal of Applied Physics*, 2013, s. Anhang A.11).



# 3 Ergebnisse und Diskussion

In diesem Kapitel werden einzelne Ergebnisse der Dissertation diskutiert sowie Hintergründe zu den in Anhang A abgedruckten Veröffentlichungen dargelegt, so dass diese besser in den Gesamtzusammenhang eingeordnet werden können. Der erste Teil des Kapitels behandelt die Herstellung von MWT-PERC-Solarzellen sowie die Optimierung einzelner Prozessschritte. Im zweiten Teil wird der Einfluss verschiedener Parameter auf den Solarzellenwirkungsgrad untersucht und eine quantitative Bewertung unterschiedlicher Verlustmechanismen sowie eine ausführliche Untersuchung des Rückwärtsverhaltens präsentiert. Abschließend wird die Integration der entwickelten Solarzellen in Module erläutert.

## 3.1 Entwicklung eines Herstellungsprozesses

### 3.1.1 Kombination des MWT- und des PERC-Ansatzes

Eine große Herausforderung bei der Kombination des MWT-Ansatzes mit Oberflächenpassivierungskonzepten ist die Strukturierung des Emitters. Bei herkömmlichen Solarzellen mit vollflächig einlegiertem Aluminiumkontakt (Al-BSF) findet während des Kontaktfeuerprozesses unter dem Aluminiumkontakt eine Überkompensation des beidseitig erzeugten Emitters statt. Bei Einsatz einer Rückseitenpassivierung muss der Emitter dagegen über andere Methoden nach der Diffusion<sup>1</sup> entfernt oder die Diffusion im p-Kontaktbereich mittels Barrierenschichten gezielt unterdrückt werden. Speziell bei MWT-Solarzellen ist dabei zu beachten, dass auch auf der Rückseite im Bereich der n-Kontakte ein Emitter zur Isolation gegenüber der p-Basis benötigt wird [Cle09b], weshalb nasschemische Einseitenätzverfahren zur Kontakttrennung [Ren09] für herkömmliche MWT-Solarzellen nicht verwendet werden können.

Zunächst wurden daher Herstellungsprozesse mit einseitigen Diffusionsbarrierenschichten verfolgt, die vor der Diffusion durch maskiertes Rückätzen oder Laserablation im Bereich der n-Kontakte geöffnet wurden. Im Falle von monokristallinem Basismaterial

---

<sup>1</sup> „Diffusion“ bezeichnet in dieser Arbeit eine Rohrofendiffusion mit gasförmiger Dotierstoffquelle.

können dafür thermisch gewachsene  $\text{SiO}_2$ -Schichten verwendet werden, die zudem als Texturmaske und in der fertigen Solarzelle als Passivierungsschicht dienen [Bir09; Mac12, S. 47 ff.]. Dieser sogenannte FediO-Ansatz (feucht gewachsenes, dickes Oxid) eignet sich aufgrund der flexiblen Möglichkeiten zur Ausgestaltung der Diffusionsgebiete und einer synergetischen Nutzung einzelner Prozessschritte sehr gut zur Herstellung von MWT-PERC-Solarzellen (vgl. Anhang A.1).

Gegenüber der ursprünglichen Verwendung der FediO-Passivierungsschicht in Kombination mit aufgedampftem Aluminium wurde im Rahmen dieser Arbeit eine geeignete  $\text{SiN}_x$ -Schutzschicht ausgewählt und auf das Oxid aufgebracht (vgl. Abbildung 3.1a). Dies ermöglicht den Einsatz von Siebdruckverfahren mit anschließendem Kontaktfeuern zur Erzeugung der Aluminium-Rückseitenkontakte. So werden aufwändige Strukturierungsschritte für den Rückseitenkontakt, wie sie für MWT-Solarzellen mit aufgedampfter Aluminiumschicht benötigt würden, vermieden. Der vollständige Basisprozess für passivierte MWT-Solarzellen aus monokristallinem Silicium ist in Anhang A.1 dargestellt.

Für multikristallines Basismaterial ist eine alternative Herstellungssequenz nötig, da die Diffusionslänge in mc-Si durch Oxidationsprozesse bei Temperaturen oberhalb von  $900^\circ\text{C}$  aufgrund der hohen Fremdstoffkonzentration im Bereich der Korngrenzen stark absinkt [Sch04; Sch05]. Die Erzeugung geeigneter thermischer  $\text{SiO}_2$ -Schichten mit einer Dicke von  $\approx 250\text{ nm}$  [Bir09] bei Temperaturen unterhalb von  $900^\circ\text{C}$  würde jedoch mehrere Stunden in Anspruch nehmen [Dea65] und ist daher ökonomisch nicht sinnvoll. Aus diesem Grund wurde eine Prozesssequenz mit  $\text{SiO}_x$ -Diffusionsbarriere entwickelt, die per chemischer Gasphasenabscheidung bei niedrigen Temperaturen erzeugt werden kann [Nic82, S. 743].

Vor der Abscheidung der Diffusionsbarriere wird die rückseitige Textur typischerweise in einem nasschemischen Ätzschritt mittels einer  $\text{HF}/\text{HNO}_3$ -Lösung entfernt, um die Rekombination zu verringern und die interne Reflexion zu erhöhen. Diese Rückseitenpolitur hat in Experimenten mit  $\text{AlO}_x$ -Passivierung und multikristallinem Basismaterial zu einer Effizienzsteigerung um mehr als  $\Delta\eta = 0,3\%$  geführt. Bei  $\text{SiO}_2$ -Passivierung und monokristallinem Basismaterial wurde von Schwab et al. eine noch höhere Steigerung beobachtet [Sch13]. In Anhang A.3 ist die vollständige Prozesssequenz für passivierte MWT-Solarzellen aus multikristallinem Silicium dargestellt.

Die präsentierten Prozesssequenzen für passivierte MWT-Solarzellen mit mono- und multikristallinem Basismaterial stellen jeweils Basissequenzen dar, die auf vielfältige Weise abgewandelt und erweitert werden können. So ist beispielsweise eine einseitige nasschemische Emitterrückätze [Cor12] eine möglicherweise ökonomisch vorteilhafte Alternative zur Verwendung von Diffusionsbarrierschichten. Zudem können selektiv hochdotierte Emittter zur Verringerung der Rekombinationsverluste und des Kontaktwiderstandes integriert [Jäg09; Röd10; Jäg11] sowie alternative Verfahren zur Metal-

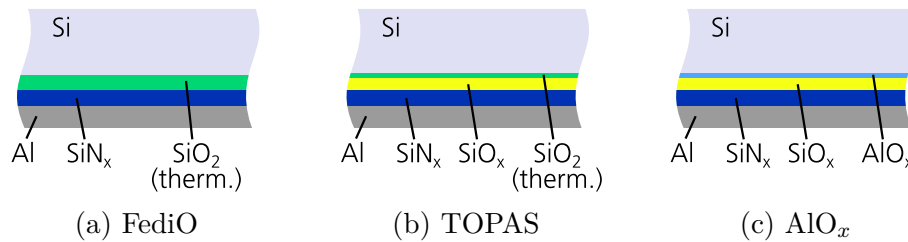


Abbildung 3.1: Gegenüberstellung der in dieser Arbeit verwendeten Passivierungsschichtstapel (FediO: feucht gewachsenes, dickes Oxid, TOPAS: Thermal Oxide Passivated All Sides, s. Text). Die Gesamtschichtdicke der Stapel liegt bei ca. 200 nm, die einzelnen Schichten weisen eine Dicke von 10 nm bis 100 nm auf.

lisierung [Met07; Spe10; Loh11a] und diverse Ansätze zur Oberflächenpassivierung eingesetzt werden. Abbildung 3.1 zeigt verschiedene Schichtsysteme, die im Rahmen dieser Arbeit für die Oberflächenpassivierung verwendet wurden. Das sogenannte TOPAS-Konzept (Thermal Oxide Passivated All Sides) basiert auf einem kurzen thermischen Oxidationsschritt zur simultanen Passivierung von Solarzellenvorder- und -rückseite [Mac10b] und ist wie die AlO<sub>x</sub>-Passivierung [Sai09] sowohl für mono- als auch für multikristallines Basismaterial geeignet.

### 3.1.2 Vereinfachte Zellstruktur: das HIP-MWT-Konzept

Da die Erzeugung strukturierter Emitterbereiche auf der Zellrückseite mit großem Aufwand verbunden ist, stellt die Vereinfachung des Zellaufbaus und des Herstellungsprozesses einen Schwerpunkt dieser Arbeit dar. Abbildung 3.2a zeigt den aus der Kombination von MWT-Solarzellen und der PERC-Struktur resultierenden ursprünglichen MWT-PERC-Aufbau. Im Rahmen mehrerer Entwicklungszyklen wurde eine vereinfachte Struktur entwickelt (Abbildung 3.2b), bei der die rückseitige Passivierungsschicht den n-Kontaktbereich gegenüber der p-dotierten Basis isoliert. Somit kann auf einen Emitter im Bereich der rückseitigen n-Kontakte verzichtet werden.

Entgegen der anfangs vorherrschenden Meinung treten in dieser vereinfachten Struktur keine erhöhten Leckströme auf, sofern angepasste Passivierungsschichtstapel und geeignete Silberpasten eingesetzt werden (vgl. Abschnitt 3.5.2). Die neu entwickelte, vereinfachte Struktur wurde unter der Bezeichnung HIP-MWT veröffentlicht (vgl. Anhang A.3, A.4 und A.5). In einer ökonomischen Betrachtung der gesamten Prozesskette erweist sich das HIP-MWT-Konzept als vorteilhaft sowohl gegenüber herkömmlichen Solarzellen mit ganzflächig einlegiertem Aluminium-Rückseitenkontakt als auch gegenüber passivierten Solarzellen mit konventioneller Kontaktierung [Nol12].

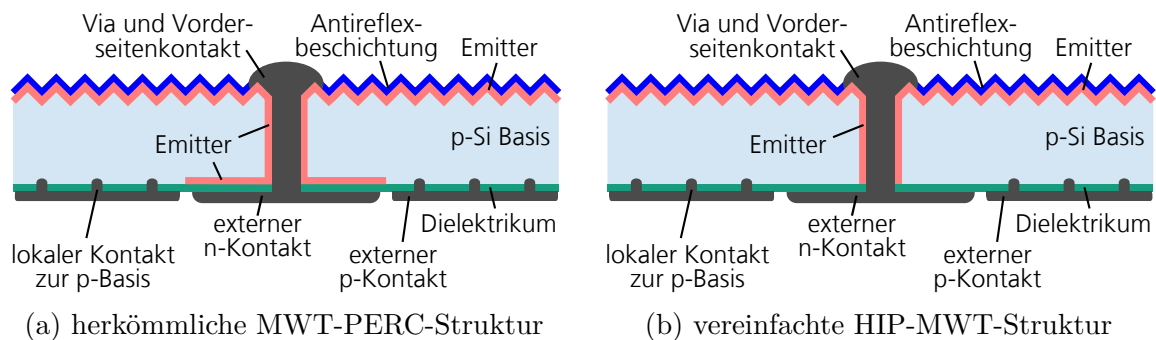


Abbildung 3.2: (a) Ursprüngliche MWT-PERC-Struktur und (b) vereinfachte HIP-MWT-Struktur ohne rückseitigen Emitterbereich. Das Dielektrikum muss bei HIP-MWT-Solarzellen neben der Oberflächenpassivierung auch die elektrische Isolation zwischen Basis und externem n-Kontakt sicherstellen.

### 3.1.3 Weitere Vereinfachung: das HIP-MWT+-Konzept

Wie sich in Abschnitt 3.2.1 zeigt, können die Durchkontaktierungen bei unzureichender nasschemischer Nachbehandlung hohe rekombinative Verluste durch inhomogene Emitterdiffusion und freiliegende p-n-Übergänge an den Innenwänden verursachen. Abhängig von der verwendeten Prozesssequenz kann eine geeignete nasschemische Nachbehandlung jedoch zusätzlichen Aufwand bedeuten und so ökonomische Nachteile mit sich bringen. Eine Weiterentwicklung der HIP-MWT-Struktur umgeht dieses Problem, indem der Emitter ausschließlich auf der Vorderseite ausgebildet wird. Dadurch entfällt das Problem inhomogener Emitterdiffusion in den Durchkontaktierungen gänzlich. Der Einfluss der Durchkontaktierungen beschränkt sich somit auf eine minimale Erhöhung der Rekombination in der Basis sowie den Rekombinationsbeitrag der durchdrungenen Raumladungszone am oberen Rand der Durchkontaktierungen. Abbildung 3.3 zeigt eine Gegenüberstellung der HIP-MWT-Struktur und der weiterentwickelten Struktur, die im Folgenden als HIP-MWT+ bezeichnet wird.

## 3.2 Optimierung einzelner Prozessschritte

### 3.2.1 Durchkontaktierung

Die zuverlässige Verbindung des Vorderseitenkontaktgitters mit den rückseitigen Kontaktflächen über Durchkontaktierungen, sogenannte Vias, ist eine zentrale Aufgabe bei der Entwicklung von MWT-Solarzellen. Der im Rahmen der Dissertation von

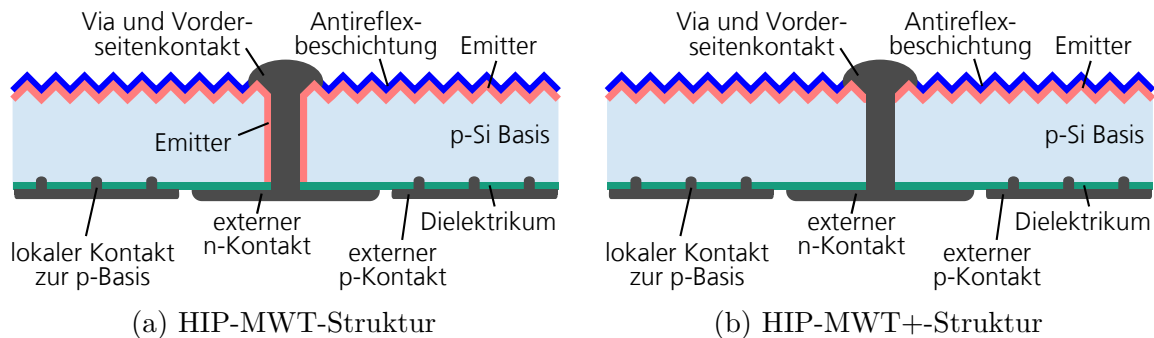


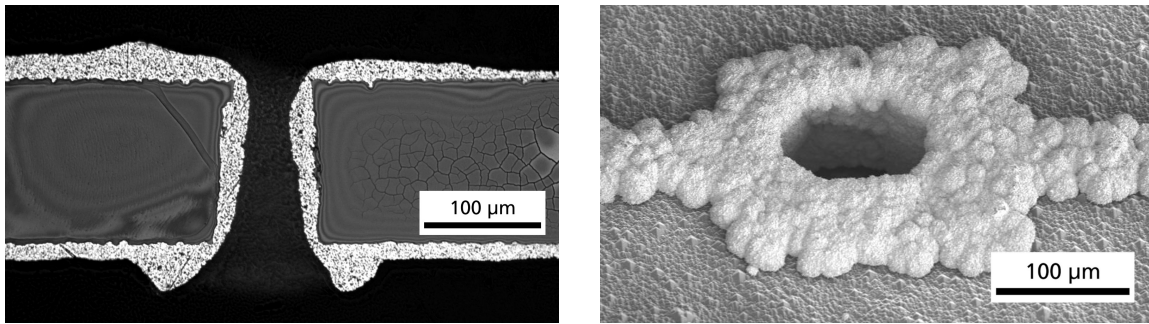
Abbildung 3.3: (a) HIP-MWT-Struktur mit und (b) weiter vereinfachte HIP-MWT+-Struktur ohne Emitter in den Durchkontaktierungen.

Clement [Cle09a, S. 139 ff.] entwickelte Durchkontaktierungsprozess auf Basis der Siebdrucktechnologie ermöglicht eine ökonomische Erzeugung niederohmiger Vias und dient in der vorliegenden Arbeit als Grundlage.

Vor dem Hintergrund hoher Silber-Materialkosten [Gre11] werden seit einigen Jahren verstärkt auch galvanische Abscheidungsverfahren für die Vorderseitenmetallisierung untersucht, die aufgrund höherer Materialdichte eine deutliche Materialersparnis und darüber hinaus Effizienzvorteile versprechen [Glu08; Kra10]. MWT-Solarzellen sind aufgrund der nicht vorhandenen Vorderseitenlötkontakte und der dadurch niedrigeren Anforderungen an die Haftung der Kontaktstrukturen sehr gut für die Integration galvanischer Vorderseitenmetallisierungsverfahren geeignet, sofern eine ausreichende Haftung der rückseitigen n-Kontakte zur externen Verschaltung sichergestellt ist.

Im Rahmen einer Diplomarbeit wurde die Integration galvanischer Vorderseitenmetallisierung in den MWT-Herstellungsprozess untersucht und so die Grundlage für die Umsetzung weiterer effizienzsteigernder und ressourcenschonender Ansätze gelegt. Neben der Vorderseitenmetallisierung ist auch eine galvanische Abscheidung der Durchkontaktierung möglich. Der hierfür entwickelte Prozess ermöglicht die Erzeugung von Vias mit mittleren Widerständen von  $R_{\text{via}} < 2 \text{ m}\Omega$  [Loh11a]. Vergleichbare Widerstände werden auch mit der Siebdrucktechnologie erzielt [Cle10]. In Abbildung 3.4 sind exemplarisch Vias mit Siebdruckmetallisierung und galvanischer Metallisierung dargestellt.

Die von Clement et al. verwendete Prozesssequenz [Cle09a; Cle09b] sieht das Laserbohren der Vias vor der nasschemischen Texturierung vor. Dies stellt aufgrund des Oberflächenabtrags ein vollständiges Entfernen des Laserschadens sowie des entstehenden Silicium-Auswurfs [Min08] sicher. In Abbildung 3.5 ist exemplarisch ein lasergebohrtes Loch vor und nach der Behandlung mit Kalilauge dargestellt. Bei der Herstellung der passivierten HIP-MWT-Solarzellen ist diese Prozessreihenfolge nur möglich, wenn Diffusionsbarrierschichten eingesetzt werden, die vor der Texturierung



(a) Querschliff nach Siebdruckmetallisierung (b) Aufsicht auf galvanische Via-Metallisierung

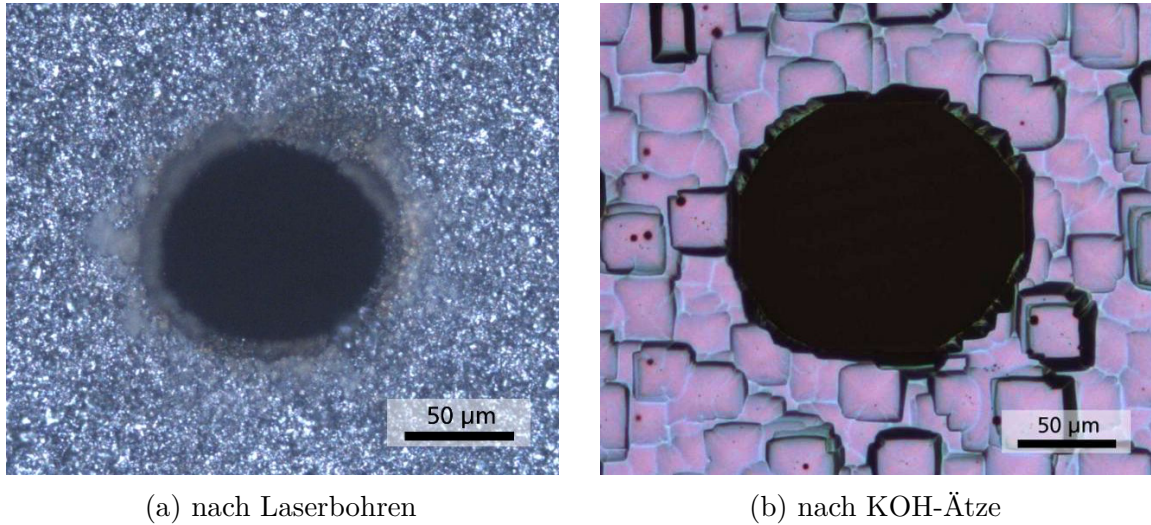
Abbildung 3.4: (a) Querschliff einer Siebdruck-Durchkontaktierung (Lichtmikroskop), (b) Aufsicht auf eine galvanisch erzeugte Durchkontaktierung (REM).

aufgebracht werden. Dies ist beispielsweise beim FediO-Ansatz (vgl. Abschnitt 3.1) der Fall. Die Löcher können dann nach Aufbringen der Diffusionsbarriere und vor der Texturierung erzeugt werden. Somit ist eine definierte Dotierung während der Phosphordiffusion auch an den Innenwänden der Löcher sichergestellt.

Bei der Herstellung von HIP-MWT-Solarzellen aus mc-Si wird die Diffusionsbarrierschicht erst nach der Texturierung aufgebracht (vgl. Anhang A.5). Ein Bohren der Löcher vor der Texturierung hätte somit undefinierte Bedingungen an den Lochinnenwänden zur Folge, da die in diesem Fall eingesetzte Diffusionsbarriere möglicherweise auch an Teilen der Innenwände abgeschieden würde. Aus diesem Grund wurde eine Prozesssequenz erarbeitet, die das Bohren der Durchkontaktierungslöcher nach der Texturierung und vor der Diffusion erlaubt. Hierzu wurde direkt im Anschluss an den Laserbohrprozess eine nasschemische Reinigungssequenz – die sogenannte SC1/SC2-Reinigung – eingesetzt, die den Lochbohrschaden entfernt, die Diffusionsbarriere jedoch nicht schädigt (vgl. Anhang A.5). Weiterführende Experimente zeigen, dass anstatt der aufwändigen SC1/SC2-Reinigungssequenz auch eine kurze Nachbehandlung der Wafer mit verdünnter Kalilauge zur Entfernung des Lochbohrschadens eingesetzt werden kann.

Die in Anhang A.4 dargestellten Ergebnisse bestätigen die Notwendigkeit einer nasschemischen Nachbehandlung, sofern die Vias direkt vor der Emitterdiffusion erzeugt werden. Die untersuchten HIP-MWT-Solarzellen weisen einen um  $\Delta pFF = 0,6\%$  verringerten Pseudofüllfaktor gegenüber herkömmlich prozessierten MWT-PERC-Solarzellen auf. Dies ist auf den in der verwendeten Herstellungssequenz fehlenden Reinigungsschritt zur Entfernung des Lochbohrschadens bzw. des Silicium-Auswurfs und die damit verbundene ungleichmäßige Emitterdiffusion an den Lochinnenwänden zurückzuführen.





(a) nach Laserbohren

(b) nach KOH-Ätze

Abbildung 3.5: Lichtmikroskopaufnahmen eines Lochs zur MWT-Durchkontaktierung (a) direkt nach dem UV-Laserbohrprozess sowie (b) nach der Behandlung mit Kalilauge.

Eine solche ungleichförmige Ausbildung des Emitters hat unpassivierte Bereiche der Raumladungszone an der Siliciumoberfläche mit erhöhter Rekombination zur Folge, die sich mit einer erhöhten Dunkelsättigungsstromdichte  $j_{02}$  der zweiten Diode im Zweiodenmodell [Wol63] beschreiben lässt und einen negativen Einfluss auf den Füllfaktor  $FF$  hat [McI01, S. 25 ff.]. Nach Kühn kann ein linearer Zusammenhang zwischen  $j_{02}$  und dem Flächenanteil von Raumladungszonenbereichen an der Oberfläche angenommen werden [Küh00, S. 71 ff.]. Überträgt man dies auf MWT-Solarzellen, ist der durch inhomogene Diffusion in den Vias verursachte  $j_{02}$ -Anteil

$$j_{02,\text{via}} \propto \frac{N_{\text{via}}}{A_{\text{cell}}} = n_{\text{via}} \quad (3.1)$$

proportional zur Via-Dichte  $n_{\text{via}}$ . Hierbei bezeichnet  $A_{\text{cell}}$  die Zellfläche und  $N_{\text{via}}$  die Via-Anzahl. Für den zuvor genannten Füllfaktorunterschied von  $\Delta pFF = 0,6\%$  aufgrund mangelhafter Nachbehandlung der Vias ergibt die analytische Modellierung einen Wert von  $j_{02,\text{via}} = n_{\text{via}} \cdot 4,4 \text{ nA}$ . Bei MWT-PERC-Strukturen mit Emitter im Via muss daher besonderes Augenmerk auf die Entfernung der Rückstände des Laserbohrprozesses gelegt werden. Der weiterentwickelte High-Performance Metal Wrap Through+ (HIP-MWT+)-Ansatz verzichtet hingegen auf einen Emitter an den Via-Innenwänden und ist daher gegenüber Lochbohrschäden unempfindlich (vgl. Abschnitt 3.1.3 und 3.4.4).

Um die erfolgreiche Emitterdiffusion an den Via-Innenwänden für eine entsprechend angepasste Prozesssequenz nachzuweisen, wurde ein Querschliff eines Vias erzeugt und einer Mikrostrukturanalyse unterzogen. Die untersuchte HIP-MWT-Zelle besteht aus

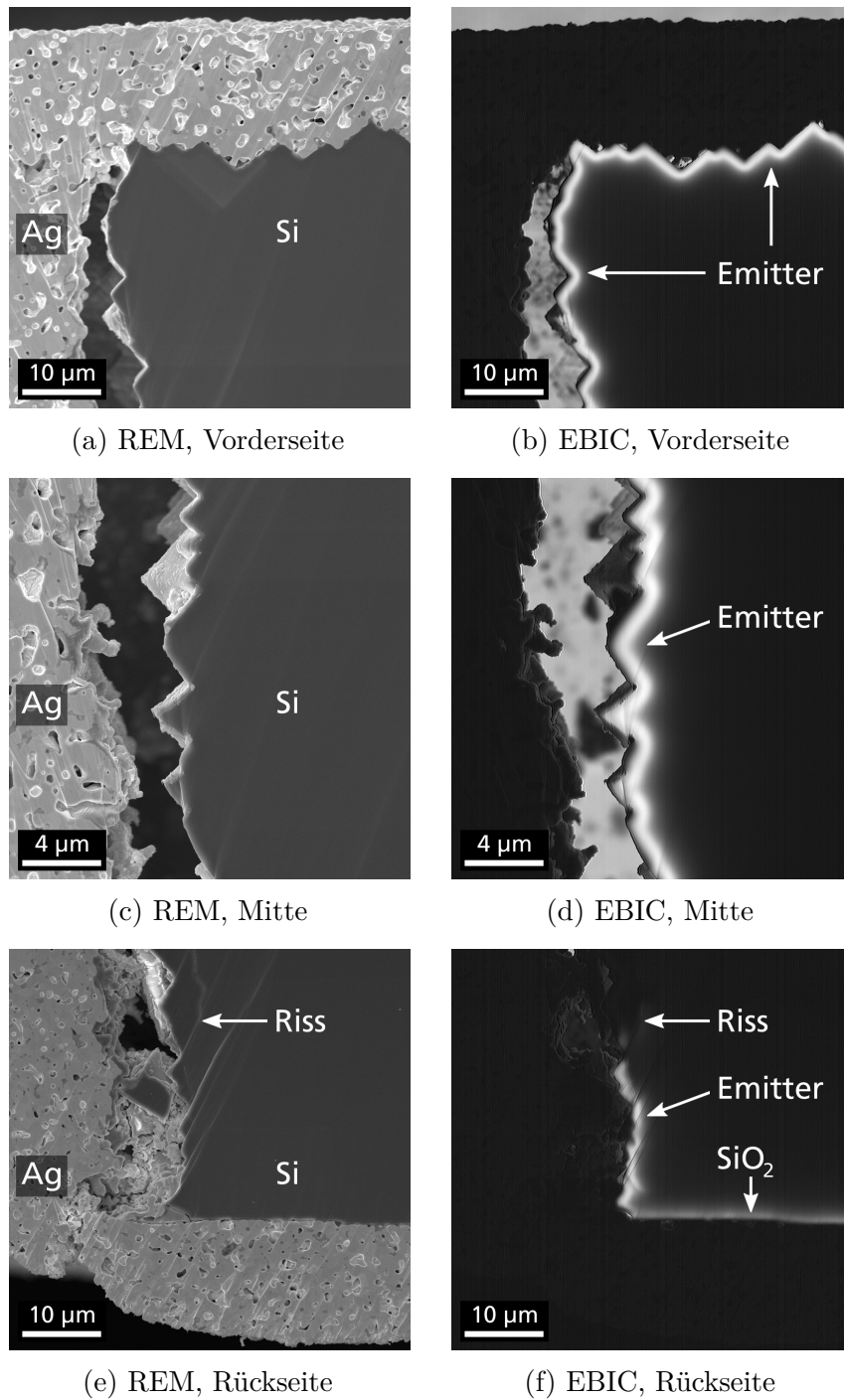


Abbildung 3.6: REM-Aufnahmen sowie korrespondierende Verteilung des elektronenstrahlinduzierten Stromsignals EBIC an unterschiedlichen Positionen eines HIP-MWT-Vias. Der mit „Riss“ bezeichnete Defekt in (e) und das dadurch fehlende Stromsignal an der Via-Innenfläche in (f) ist auf die Probenpräparation zurückzuführen. Zu beachten ist die abweichende Skalierung von (c) und (d).

monokristallinem Cz-Si mit einem spezifischen Basiswiderstand von  $\rho = 2,2 \Omega \text{ cm}$  und weist eine FediO-Rückseitenpassivierung auf (vgl. Abschnitt 3.1). Die Vias wurden nach der Erzeugung einer einseitigen Diffusionsbarriere gebohrt und im anschließenden Texturierungsschritt von Lochbohrschäden befreit.

Abbildung 3.6 zeigt Aufnahmen, die mittels eines Rasterelektronenmikroskops (REM) erzeugt wurden. Dargestellt ist sowohl das direkte REM-Signal als auch das elektronenstrahlinduzierte Stromsignal (EBIC), das eine Detektion der Raumladungszone ermöglicht [Lea82]. Am vorder- und rückseitigen Via-Austritt sowie in dem dazwischen liegenden Bereich ist ein EBIC-Signal an der Via-Innenfläche ersichtlich. Lediglich in der Aufnahme des rückseitigen Via-Austritts in Abbildung 3.6f verhindert ein präparationsbedingter Defekt teilweise die Stromextraktion, weshalb im oberen Teil der Abbildung kein Signal an der Via-Innenfläche erkennbar ist. An der Zellrückseite wurde die Ausbildung eines Emitters durch eine 180 nm dicke Diffusionsbarriere aus thermisch gewachsenem Oxid während der Phosphordiffusion unterbunden. Dennoch ist dort ein Signal sichtbar. Eine Erklärung hierfür könnte die Ausbildung eines Inversionskanals durch ortsfeste positive Ladungen an der Grenzfläche zur thermisch gewachsenen  $\text{SiO}_2$ -Schicht sein [Dea67], der mit der Raumladungszone im Bereich des Vias verbunden ist. Dies würde die Einsammelwahrscheinlichkeit für die injizierten Elektronen an der Zellrückseite erhöhen und so einen Anstieg des EBIC-Signals verursachen. Die Aufnahmen weisen darauf hin, dass die Erzeugung eines durchgängigen Emitters an den Via-Innenflächen nach Entfernung des Lochbohrschadens im Texturierungsschritt möglich ist.

#### 3.2.2 Rückseitenpassivierung

Das in Abschnitt 3.1 beschriebene FediO-Konzept bietet den Vorteil, die Rückseite gleichzeitig sowohl zu passivieren als auch schon während der Texturierung und Diffusion zu maskieren. Die Passivierungsfunktion ist damit jedoch auf die Solarzellenrückseite begrenzt. Mit dem 2010 von Mack et al. vorgestellten TOPAS-Ansatz [Mac10b] steht ein Verfahren zur Verfügung, das sowohl die Solarzellenrückseite als auch den Emitter auf der Vorderseite simultan mit einer 5 nm bis 20 nm dicken thermischen Oxidschicht passiviert. Das Oxid wird dabei in einer trockenen Sauerstoffatmosphäre erzeugt. Abgesehen von ökonomischen Vorteilen ist dieser Ansatz aufgrund einer Umverteilung der Emitterdotieratome während des Oxidationsprozesses [Gro64] sehr gut zur Herstellung hocheffizienter Solarzellen geeignet, da die resultierende Emitterstruktur eine deutlich verringerte Rekombinationsrate aufweist. Dies spiegelt auch die niedrige Emittersättigungsstromdichte von  $j_{0e} = 160 \text{ fA/cm}^2$  wider [Mac10b]. Abhängig von der verwendeten Vorderseitenkontaktierungstechnologie kann zusätzlich eine selektive Hochdotierung im Bereich der Kontaktfinger zur Verringerung des Kontaktwiderstandes eingesetzt werden [Jäg09].

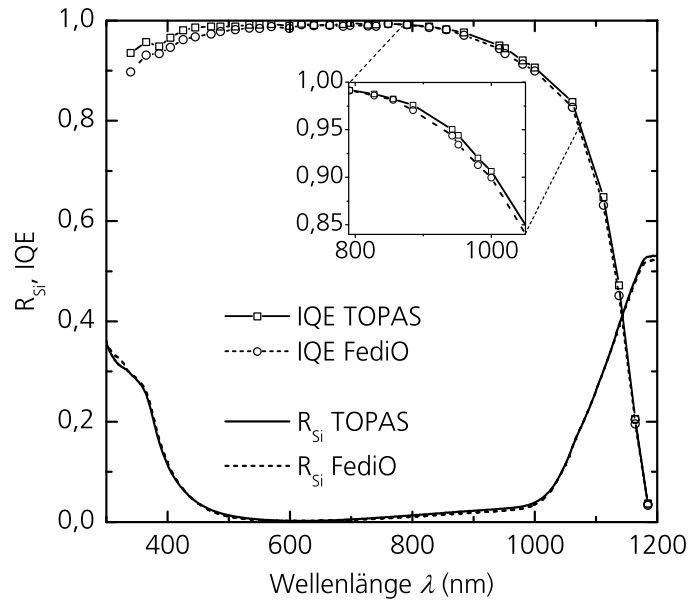


Abbildung 3.7: Vergleich der differentiellen IQE und der Vorderseitenreflexion  $R_{Si}$  ohne Metallisierungsanteil [Tha09] je einer HIP-MWT-Solarzelle aus FZ-Si ( $\rho = 0,5 \Omega \text{ cm}$ ) mit FediO- und TOPAS-Rückseitenpassivierung. Die Vorderseite beider Zellen wurde identisch prozessiert. Die Abweichungen der IQE im kurzwelligen Bereich sind auf Schwankungen der Emitterqualität zurückzuführen.

Im Rahmen eigener Experimente wurde der TOPAS-Ansatz in MWT-Solarzellen integriert. Dazu wurde ein geeigneter, per plasmaunterstützter chemischer Gasphasenabscheidung (PECVD) abgeschiedener Schutzschichtstapel entwickelt, der die Rückseitenpassivierung während des Kontaktfeuerschrittes schützt. Dies ermöglicht den Einsatz der Siebdrucktechnologie zur kostengünstigen Herstellung eines strukturierten p-Rückseitenkontakts anstatt der zuvor verwendeten aufgedampften Aluminiumschicht. Um dediziert die Passivierungswirkung der dünnen, trocken gewachsenen TOPAS-SiO<sub>2</sub>-Schicht und der feucht gewachsenen FediO-SiO<sub>2</sub>-Schicht [Mac10a] vergleichen zu können, wurden zwei Gruppen von HIP-MWT-Solarzellen parallel prozessiert. Für beide Gruppen wurde anfangs der FediO-Prozess mit feucht gewachsenem, dickem Oxid auf der Solarzellenrückseite angewendet, um gleiche Ausgangsbedingungen sicherzustellen. Nach der Emitterdiffusion wurden alle Solarzellen mit der TOPAS-Prozessesequenz fertiggestellt.

Der Unterschied beider Gruppen liegt darin, dass bei einer Gruppe die feucht gewachsene SiO<sub>2</sub>-Schicht vor der zweiten Oxidation in konzentrierter Flusssäure entfernt wurde, so dass die Rückseite dieser Gruppe nicht mit einer feucht gewachsenen SiO<sub>2</sub>-Schicht, sondern mit der trocken gewachsenen SiO<sub>2</sub>-Schicht des TOPAS-Ansatzes bedeckt ist. Der Unterschied in der SiO<sub>2</sub>-Schichtdicke wurde anschließend durch eine

zusätzlich abgeschiedene PECVD-SiO<sub>x</sub>-Schicht ausgeglichen. Die aufgrund der parallelen Prozessierung beider Gruppen identische Vorderseitenstruktur ermöglicht einen direkten Vergleich der Passivierungswirkung beider SiO<sub>2</sub>-Typen. In Anhang A.4 ist der vollständige Herstellungsprozess für beide Gruppen erläutert, die Zellen mit FediO-Rückseite werden dort mit „HIP-MWT“ bezeichnet, die Zellen mit TOPAS-Rückseite mit „HIP-MWT II“.

Abbildung 3.7 zeigt die interne Quanteneffizienz (IQE) beider Passivierungskonzepte im Vergleich. Eine Analyse der IQE im langwelligen Bereich ermöglicht eine quantitative Bewertung der jeweiligen Rückseitenpassivierungsqualität. Nach Fischer et al. lässt sich die effektive Diffusionslänge  $L_{\text{eff}}$  bei Kurzschlussbetrieb (SC) iterativ aus den Quanteneffizienzdaten extrahieren [Fis02]. Eine Auswertung der Quanteneffizienzdaten für Wellenlängen von 600 nm bis 900 nm ergibt die in Tabelle 3.1 spezifizierten Werte für  $L_{\text{eff}}$ . Die effektive Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit (ORG)

$$S_{\text{eff,rear}} = \frac{\frac{L_{\text{eff}}}{L} \tanh\left(\frac{W}{L}\right) - 1}{L \tanh\left(\frac{W}{L}\right) - L_{\text{eff}}} D \gamma_{\text{inj}}^{-1} \quad (3.2)$$

an der Rückseite bei Leerlaufbetrieb (OC) ergibt sich daraus nach Fischer [Fis03, S. 8] und Wolf et al. [Wol10] unter Berücksichtigung der Diffusionskonstanten  $D$ , der Diffusionslänge  $L$ , der Zelldicke  $W$  sowie des Injektionsfaktors  $\gamma_{\text{inj}}$ , der die verringerte Minoritätsladungsträgerdichte  $\Delta n$  während der Quanteneffizienzmessung im Kurzschluss erfasst. Für das im Experiment verwendete FZ-Si mit einem spezifischen Basiswiderstand von  $\rho = 0,5 \Omega \text{ cm}$  kann ausschließlich intrinsische Rekombination angenommen werden, was einer Diffusionslänge von  $L = 1289 \mu\text{m}$  bei  $\Delta n = 5 \cdot 10^{14} / \text{cm}^3$  entspricht. Die Abhängigkeit des Injektionsfaktors  $\gamma_{\text{inj}} = S_{\text{eff,SC}} / S_{\text{eff,rear}}$  von der Akzeptorkonzentration  $N_{\text{A}}$  bei SiO<sub>2</sub>-Passivierung wurde von Wolf et al. als linear angenommen [Wol10]. Für  $\rho = 0,5 \Omega \text{ cm}$  ergibt sich

$$\gamma_{\text{inj}} = 1,67 + N_{\text{A}} \cdot 3,89 \cdot 10^{-17} \text{ cm}^3 = 2,91. \quad (3.3)$$

Tabelle 3.1 enthält neben der effektiven ORG auch Werte für die Passivierung ohne lokale Kontakte,  $S_{\text{pass}}$ . Diese Daten wurden unter Annahme typischer Rekombinationsparameter der lokalen LFC-Kontakte aus der effektiven ORG  $S_{\text{eff,rear}}$  mittels der analytischen Simulationssoftware Pitchmaster (Version 6.02, vgl. Abschnitt 3.4.3) berechnet.

Die Extraktion der ORG aus Quanteneffizienzdaten hat gegenüber der Herstellung von Teststrukturen den Vorteil, dass die Solarzelle selbst untersucht wird und somit systematische Abweichungen zwischen Teststruktur und Zelle vermieden werden, ist jedoch aufgrund der geringen Anzahl an IQE-Messpunkten ebenfalls mit Fehlern behaftet. Die zeitgleiche Prozessierung und Messung der beiden Solarzellenarten unter gleichen Bedingungen ermöglicht dennoch einen direkten Vergleich der Passivierungsansätze.

Tabelle 3.1: Gegenüberstellung der effektiven Diffusionslänge  $L_{\text{eff}}$ , der effektiven Rückseiten-ORG  $S_{\text{eff,rear}}$ , der ORG im passivierten Bereich  $S_{\text{pass}}$  sowie der mittleren Leerlaufspannung  $V_{\text{OC}}$  für FediO- und TOPAS-Rückseitenpassivierung,  $\rho = 0,5 \Omega \text{ cm}$ .  $L_{\text{eff}}$  extrahiert aus IQE (Abbildung 3.7),  $S_{\text{eff,rear}}$  und  $S_{\text{pass}}$  analytisch für Leerlaufbetrieb aus  $L_{\text{eff}}$  berechnet.  $V_{\text{OC}}$  gemessen an vier (FediO) bzw. sechs (TOPAS) Proben. Fehlerangaben beziehen sich auf die Standardabweichungen der Messpunkte. Die mit Index  $x$  bezeichneten Schichten wurden per PECVD abgeschieden.

Rückseitenpassivierung	$L_{\text{eff}}$ ( $\mu\text{m}$ )	$S_{\text{eff,rear}}$ ( $\text{cm/s}$ )	$S_{\text{pass}}$ ( $\text{cm/s}$ )	$V_{\text{OC}}$ ( $\text{mV}$ )
FediO 100 nm $\text{SiO}_2$ , 100 nm $\text{SiN}_x$	$722 \pm 36$	$133 \pm 9$	$48 \pm 9$	$655 \pm 2$
TOPAS 10 nm $\text{SiO}_2$ , 90 nm $\text{SiO}_x$ , 100 nm $\text{SiN}_x$	$824 \pm 33$	$111 \pm 5$	$27 \pm 5$	$661 \pm 1$

Die Analyse zeigt, dass die TOPAS-Rückseite mit dünner, trocken gewachsener  $\text{SiO}_2$ -Schicht der FediO-Rückseite hinsichtlich der Oberflächenpassivierungsqualität überlegen ist. Die niedrigere ORG im passivierten Bereich  $S_{\text{pass}}$  erklärt jedoch die im Experiment erzielte, um 6 mV höhere Leerlaufspannung  $V_{\text{OC}}$  (vgl. Tabelle 3.1) der TOPAS-Passivierung nur teilweise. Die analytische Modellierung mittels der zuvor genannten ORG-Daten ergibt einen  $V_{\text{OC}}$ -Gewinn von 1 mV für die TOPAS-Rückseitenpassivierung. Der Grund hierfür liegt möglicherweise in einer unterschiedlichen Injektionsabhängigkeit beider Passivierungsansätze, was mit einem angepassten Injektionsfaktor  $\gamma_{\text{inj}}$  in Gleichung 3.2 berücksichtigt werden müsste. Hierauf deuten auch beleuchtungsabhängige Quanteneffizienzmessungen hin, die für die TOPAS-Passivierung eine stärkere Abhängigkeit der Quanteneffizienz bei  $\lambda = 1000 \text{ nm}$  von der Einstrahlungsstärke zeigen. Zudem ist die Leerlaufspannung auch von der Emitterqualität abhängig, die in Abbildung 3.7 sichtbare Abweichung der IQE im kurzwelligen Bereich weist auf unterschiedliche Rekombinationsraten im Emitter aufgrund von Prozessschwankungen hin.

### 3.2.3 Lokale Kontaktierung der Basis

Die Verringerung der Kontaktfläche zwischen Silicium-Basis und rückseitigem Metallkontakt ist der zentrale Ansatz des PERC-Konzepts. Die zu diesem Zweck eingesetzte dielektrische Passivierungsschicht kann zur lokalen Kontaktierung vor der Metallisierung – beispielsweise mittels Laserablation [Pre00] – geöffnet oder nach der Metallisierung lokal durchdrungen werden [Sch01]. Die Öffnung der Passivierungs-

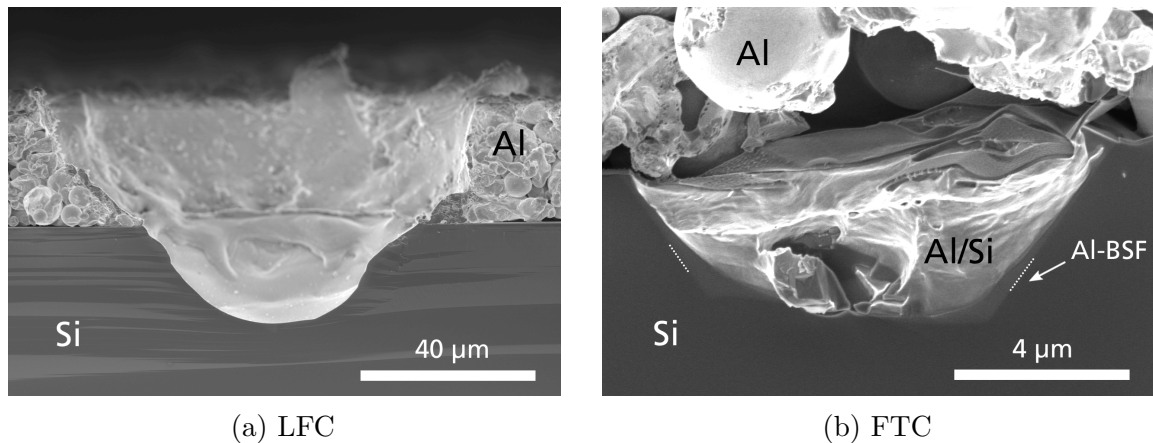


Abbildung 3.8: Querschnitte von (a) LFC- und (b) FTC-Kontakten (REM-Aufnahmen). Zu beachten ist die unterschiedliche Skalierung der Aufnahmen.

schicht vor Metallisierung wird unter dem Namen industrial PERC (i-PERC) [Ago05] insbesondere vom belgischen Mikroelektronikforschungszentrum imec weiterentwickelt und vermarktet, während die Kontaktierung nach der Metallisierung mittels des LFC-Verfahrens sowohl für Siebdruckkontakte als auch für aufgedampfte Metallschichten hauptsächlich am Fraunhofer ISE erforscht und vermarktet wird [Nek09]. Industriell wird die LFC-Kontaktierung unter anderem von Q-Cells eingesetzt [Eng11].

Ein im Rahmen dieser Arbeit entwickelter alternativer Ansatz zur Erzeugung lokaler Kontakte, das sogenannte FTC-Konzept (*fire-through contact*, durchfeuernder Kontakt), basiert ausschließlich auf herkömmlicher Drucktechnologie (vgl. Anhang A.10). In einem ersten Druckschritt wird lokal eine spezielle FTC-Aluminiumpaste auf die passivierte Rückseite appliziert. Anschließend erfolgen alle weiteren Druckschritte, auch die übliche rückseitige Aluminiumschicht wird erzeugt. An der Rückseite bedeckt somit eine großflächige Aluminiumschicht die lokal durchfeuernden FTC-Kontakte. Während des Kontaktfeuerschritts reagieren die in der FTC-Paste enthaltenen Oxide analog zur Vorderseitenkontaktausbildung [Hör10] mit der dielektrischen Schicht und ermöglichen so die direkte Kontaktierung der Basis ohne weitere Prozessschritte.

In Abbildung 3.8 sind REM-Aufnahmen von LFC- und FTC-Kontakten dargestellt. Im Unterschied zum lasergefeuerten Kontakt ist unter dem FTC-Kontakt ein aluminiumdotierter Bereich, das Al-BSF sichtbar, welches die Rekombination am Metallkontakt verringert [Mül11]. Die laterale Ausdehnung des Kontakts ist jedoch deutlich kleiner als die des LFC-Kontakts, was zu erhöhten Serienwiderstandsbeiträgen führt und auf das frühe Entwicklungsstadium des Ansatzes sowie nicht-optimierte Aluminiumpasten zurückzuführen ist. In den bislang durchgeführten Experimenten konnte gezeigt werden, dass im Vergleich zu einem vollflächigen Al-BSF-Kontakt eine deutlich höhere

Leerlaufspannung und Kurzschlussstromdichte erzielt werden kann. Für eine volle Ausschöpfung des Effizienzpotenzials und die Verringerung der Serienwiderstandsbeiträge ist jedoch weiterführende Forschung nötig (vgl. Anhang A.10). Weitere Ergebnisse, die teilweise im Rahmen einer Bachelorarbeit entstanden sind, finden sich in einer Veröffentlichung von Kick et al. [Kic12]. Jüngste Untersuchungen zeigen erste Erfolge in der Anpassung der Aluminiumpasten, wodurch eine homogenere Al-BSF-Ausbildung unter den Kontakten sowie niedrigere Kontaktwiderstände erzielt werden können [Nav13].

Der Vorteil des FTC-Verfahrens besteht vor allem darin, dass zur Kontaktierung und für den lateralen Stromtransport unterschiedliche Pastensysteme verwendet werden, was im Gegensatz zu i-PERC und LFC eine gezielte Optimierung des lokalen Einlegierungsprozesses ermöglicht. So können beispielsweise Silicium- oder Bor-haltige Additive zur Verbesserung der Al-BSF-Ausbildung eingesetzt werden, ohne, dass die Leitfähigkeit des flächigen Aluminiumkontakts beeinflusst wird. Unter ökonomischen Gesichtspunkten ist zu beachten, dass im Vergleich zu den bislang gängigen Ansätzen i-PERC und LFC keine zusätzliche Technologie wie Laserablation oder Laserlegieren in die Herstellungssequenz integriert werden muss.

## 3.3 Entwicklung des Wirkungsgrads

Viele Fragestellungen bezüglich der Solarzellenoptimierung lassen sich nur schwer durch Experimente mit Teststrukturen beantworten. Aus diesem Grund wurden im Rahmen dieser Arbeit in zahlreichen Durchläufen Solarzellen aus mono- und multikristallinem Silicium hergestellt, um den Einfluss einzelner Prozess- oder Strukturvariationen zu untersuchen. Nicht immer war die Erhöhung des Wirkungsgrads das Ziel. Der in den Abbildungen 3.10 und 3.11 dargestellte Verlauf der in einzelnen Experimenten erzielten Solarzellenkenngrößen gibt dennoch einen Eindruck der stetigen Wirkungsgradsteigerung und -stabilisierung aufgrund verschiedener Optimierungen des Herstellungsprozesses.

Insbesondere am Verlauf des Füllfaktors  $FF$  ist eine kontinuierliche Verbesserung erkennbar. Dies ist unter anderem auf Optimierungen beim Durchkontaktierungsprozess sowie bei der Rückseitenpassivierung und der damit verbundenen verbesserten Ausbildung der LFC-Kontakte zurückzuführen. Zusätzlich wurde die Geometrie der rückseitigen n-Kontakte zur Minimierung des Serienwiderstands schrittweise optimiert. Ein signifikanter Einfluss des Basismaterials zeigt sich im direkten Vergleich der jeweils parallel prozessierten Gruppen aus Cz-Si und FZ-Si bzw. mCz-Si in den Experimenten  $H$ ,  $J$  und  $L$ . Der positive Einfluss einer selektiven Emitterdotierung wird am Verlauf der Leerlaufspannung  $V_{OC}$  der Solarzellen aus monokristallinem Silicium deutlich, dort wurde ab Experiment  $G$  die Emitterstruktur des TOPAS-Konzepts eingesetzt.



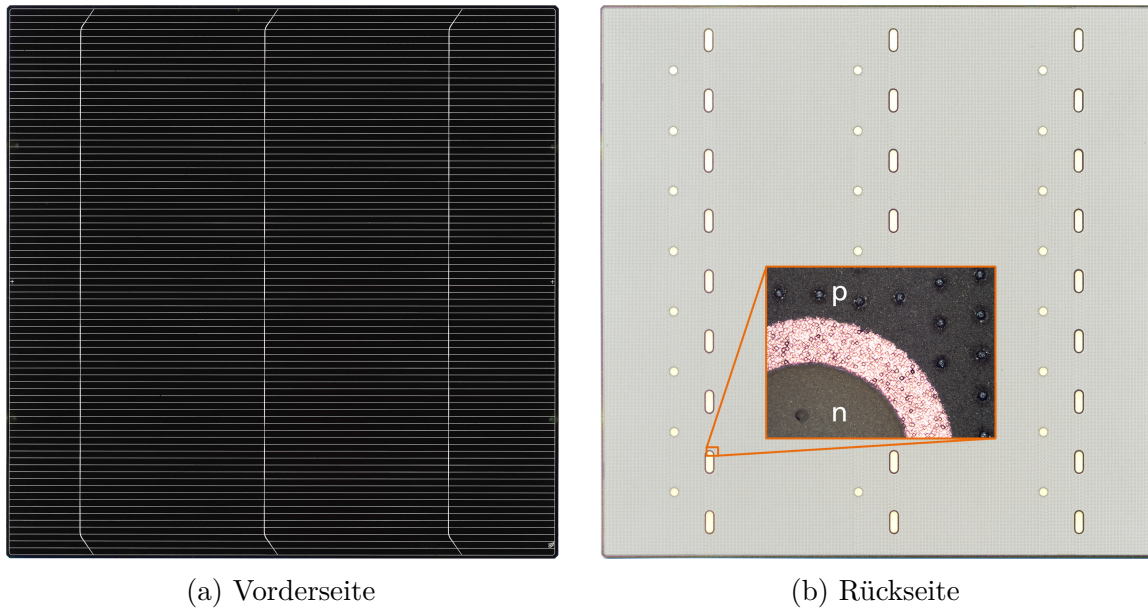


Abbildung 3.9: (a) Vorder- und (b) Rückseite einer HIP-MWT-Solarzelle mit 156 mm Kantenlänge. An der Vorderseite werden die Kontaktfinger über drei schmale Pseudobusbars mit den Vias verbunden, welche an der Rückseite auf die ovalen externen n-Kontakte geführt werden. Neben jeder n-Kontaktreihe sind runde p-Kontaktflächen angeordnet. Die Vergrößerung zeigt den Ausschnitt einer n-Kontaktfläche mit Via (dunkler Punkt neben „n“) sowie die p-Metallisierung mit LFC-Kontakten.

Der höchste erreichte Wirkungsgrad von  $\eta = 20,6\%$  (vgl. Anhang A.7) in Experiment *H* stellte zum Zeitpunkt der Veröffentlichung einen Weltrekord für großflächige Solarzellen (125 mm Kantenlänge) aus p-Silicium dar. Ermöglicht wurde dies unter anderem durch die Integration extrudierter Vorderseitenkontaktfinger [Spe10]. Die Kombination dieses sogenannten Dispense-Verfahrens mit dem MWT-Ansatz ist besonders vorteilhaft, da im Gegensatz zu herkömmlich kontaktierten Solarzellen kein zusätzlicher Druckschritt zur Erzeugung der vorderseitigen Lötkontaktflächen (Busbars) benötigt wird.

Schablonendruck ist ein weiteres Verfahren, das die Erzeugung homogener Kontaktfinger mit hoher Leitfähigkeit bei gleichzeitig geringer Abschattung ermöglicht [Heu10]. In Experiment *L* wurde die Vorderseitenmetallisierung per Schablonendruck durchgeführt, wodurch eine enge Effizienzverteilung erzielt wurde. Der Spitzenwert von  $\eta = 20,2\%$  ist der bislang höchste Wirkungsgrad, der am Fraunhofer ISE für großflächige Solarzellen mit industrietypischer Kantenlänge erreicht wurde. Eine ausführliche Darstellung der Ergebnisse findet sich in Anhang A.9. Die für diese Solarzellen verwendete Kontaktgeometrie wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit entwickelt, Vorder- und Rückseite sind in Abbildung 3.9 dargestellt. Die Kontaktanordnung ermöglicht eine einfache Verschaltung nach Drehung jeder zweiten Zelle um  $180^\circ$  (vgl. Abschnitt 3.6).

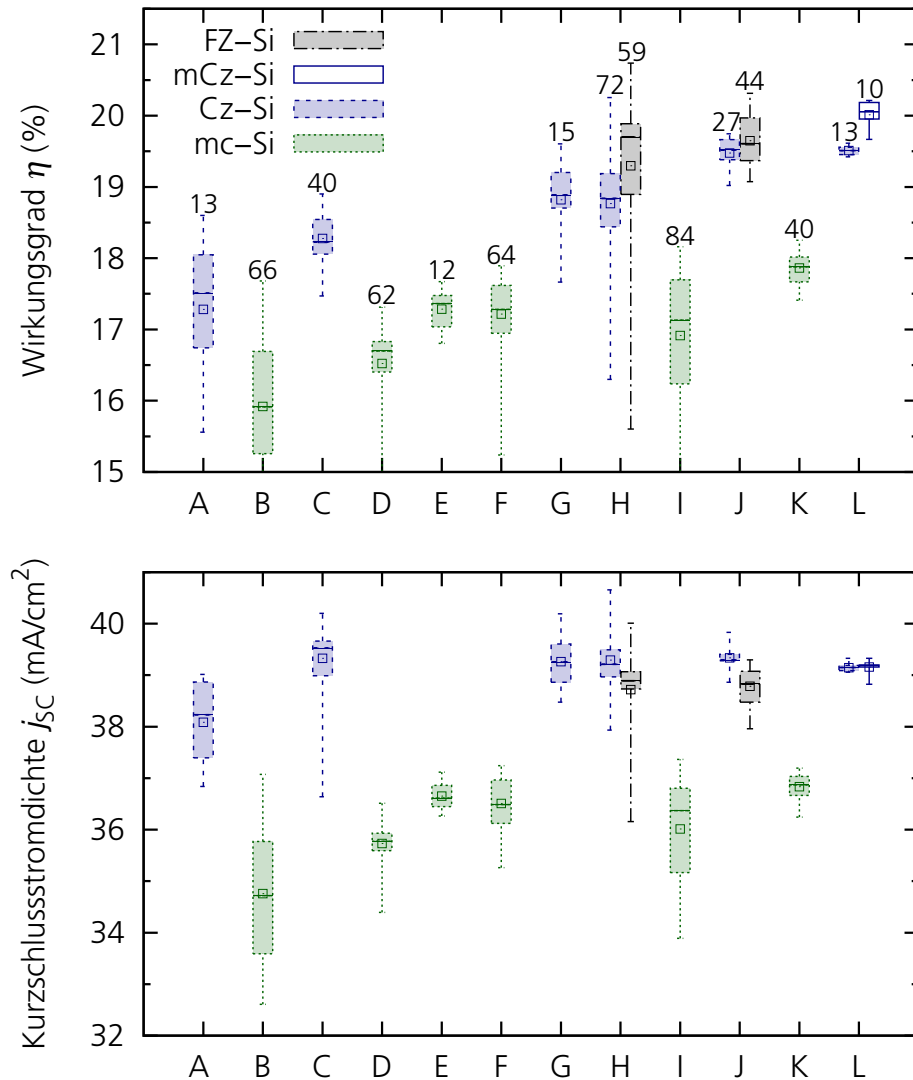


Abbildung 3.10: Entwicklung der Solarzellenkenngrößen Wirkungsgrad  $\eta$  und Kurzschlussstromdichte  $j_{sc}$  aus ausgewählten MWT-PERC-Experimenten (A–L) des Dissertationszeitraums. Alle Solarzellen wurden aus Siliciumwafern mit  $\geq 125$  mm Kantenlänge hergestellt. Dargestellt sind Minimum und Maximum (Whisker), Quartile (Boxen), Median (Querstrich) und Mittelwert (Quadrat) sowie die Probenanzahl. „mCz-Si“ bezeichnet magnetisch gezogenes Cz-Si. Leerlaufspannung  $V_{OC}$  und Füllfaktor  $FF$  sind in Abbildung 3.11 dargestellt.

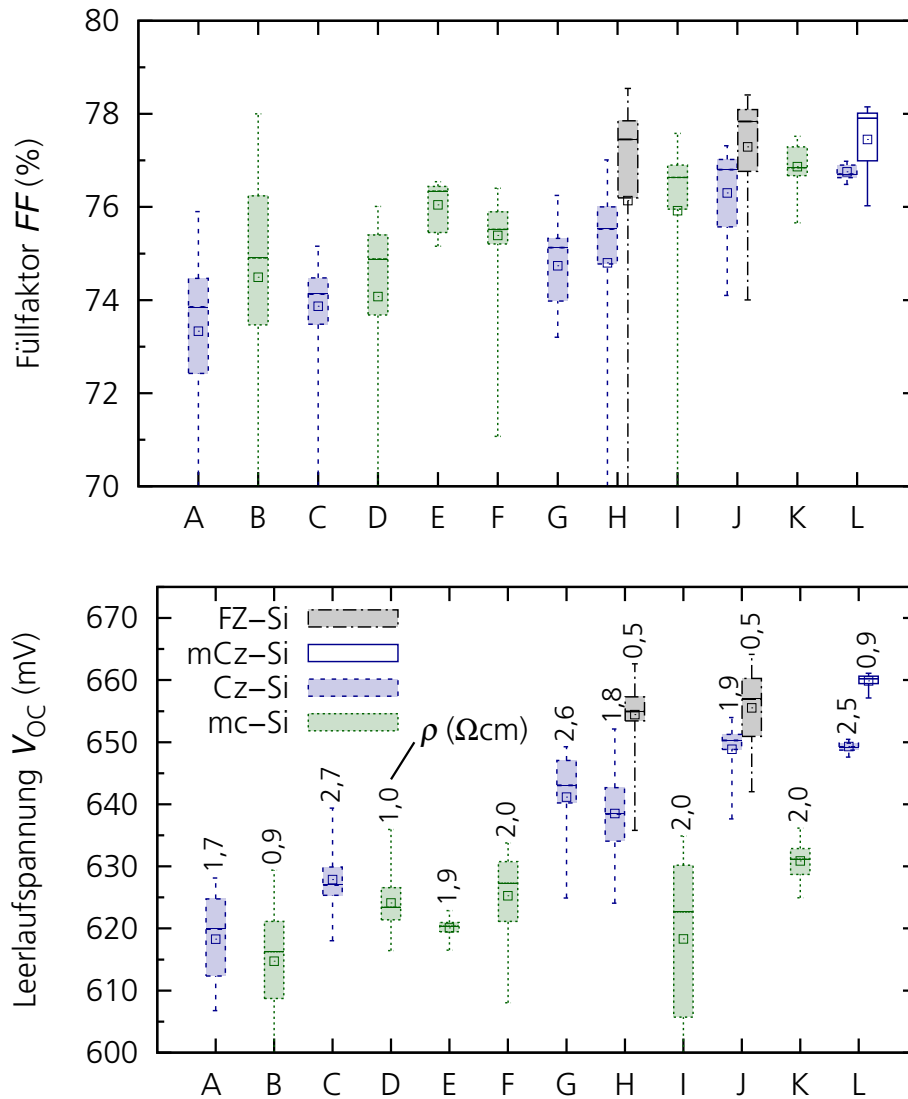


Abbildung 3.11: Füllfaktor  $FF$  und Leerlaufspannung  $V_{OC}$  ergänzend zu den in Abbildung 3.10 dargestellten Solarzellenkenngrößen. Im  $V_{OC}$ -Schaubild ist zusätzlich der spezifische Basiswiderstand  $\rho$  angegeben. Dicke der Solarzellen:  $110\ \mu\text{m}$  (A),  $130\ \mu\text{m}$  (B),  $90\ \mu\text{m}$  (D) und  $160\ \mu\text{m}$  bis  $180\ \mu\text{m}$  in den übrigen Experimenten.

## 3.4 Modellierung und Charakterisierung

### 3.4.1 Relevante Verlustmechanismen

Die für kristalline Siliciumsolarzellen relevanten Verlustmechanismen lassen sich in optische Verluste, Serienwiderstandsverluste und rekombinatorische Verluste aufteilen. In Abbildung 3.12 sind einzelne Verlustmechanismen, insbesondere MWT-spezifische Verluste, schematisch dargestellt. Zusätzlich können Leckströme, sogenannte Shunts, auftreten, die hauptsächlich den Füllfaktor verringern. Durch die Wahl geeigneter Prozessparameter und Materialien lässt sich die Ausbildung von Shunts jedoch soweit unterbinden, dass die Effizienz nicht signifikant beeinflusst wird. Die Auswirkungen dieses Verlustmechanismus werden daher im Folgenden nicht näher betrachtet.

Zu den wichtigsten Rekombinationsmechanismen zählen die Rekombination in der Basis und an der Rückseite. Ihr Einfluss auf den Solarzellenwirkungsgrad wird in Abschnitt 3.4.2 näher betrachtet. Aufgrund der lokalen Rückseitenkontaktierung wird die Rückseitenrekombination sowohl von der Qualität der Passivierungsschicht als auch von der Rekombination an den lokalen Kontakten selbst beeinflusst. Die Berechnungen in Abschnitt 3.4.3 zeigen, dass insbesondere eine Verringerung der Rekombination an den LFC-Kontakten Potenzial zur weiteren Wirkungsgradsteigerung bietet. Die rückseitigen n-Kontaktflächen können bei Wahl einer geeigneten Siebdruckpaste bei der Beurteilung der Gesamtrekombination vernachlässigt werden.

Im Vergleich zu passivierten Solarzellen mit herkömmlicher Kontaktierung ist die Vorderseitenkontaktfläche bei MWT-Solarzellen kleiner, weshalb Rekombinationsverluste im Emitter in den metallisierten Bereichen [Hoe12] verringert sind. Abgesehen von der niedrigeren Vorderseitenkontaktfläche unterscheidet sich der Einfluss des Emitters auf die Effizienz nicht von herkömmlich kontaktierten Solarzellen. Wie in Abschnitt 3.3 dargestellt, wirkt sich die Implementierung optimierter Emitterstrukturen vor allem auf die Leerlaufspannung positiv aus und ermöglicht so die Herstellung von Solarzellen mit Spitzenwirkungsgraden (vgl. Anhang A.4 und A.7).

Nicht ausreichende Nachbehandlung der Vias kann bei MWT-PERC-Solarzellen mit Emitter im Via zu deutlichen Verlusten durch erhöhte Rekombination führen, wie in Abschnitt 3.2.1 gezeigt. Die Entfernung des Lochbohrschadens vor der Emitterdiffusion muss daher sichergestellt werden. Für das weiterentwickelte HIP-MWT+-Konzept ist eine Via-Nachbehandlung dagegen nicht erforderlich, wie Berechnungen in Abschnitt 3.4.4 zeigen.

Die im Rahmen dieser Arbeit hergestellten Solarzellen besitzen mindestens 50 Vias mit mittleren Widerständen von unter  $5\text{ m}\Omega$ , was bei einer Zell-Kantenlänge von  $125\text{ mm}$

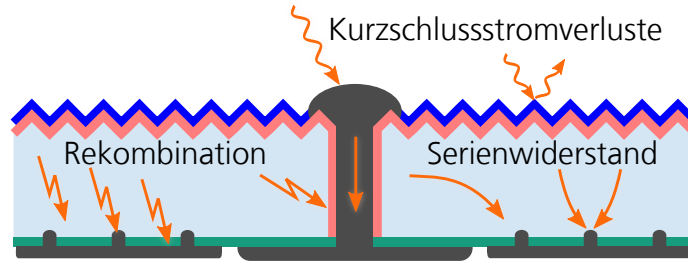


Abbildung 3.12: Überblick über ausgewählte Verlustmechanismen. Neben diversen optischen Kurzschlussstromverlusten treten in MWT-Solarzellen mit passivierten Oberflächen unter anderem (v.l. n. r.) Rekombination in der Basis, an den lokalen Kontakten, an der Rückseitenpassivierung und an den Vias sowie Serienwiderstandsverluste in der Durchkontaktierung, durch lateralen Stromfluss und aufgrund der lokalen Kontaktierung auf.

einem vernachlässigbaren Serienwiderstandsbeitrag von  $\lesssim 0,02 \Omega/\text{cm}^2$  entspricht. Der Einfluss der lateralen Strompfade im Bereich der rückseitigen n-Kontaktflächen auf den Gesamt-Serienwiderstand ist dagegen signifikant und wird in Abschnitt 3.4.5 ausführlich diskutiert.

Die Verringerung der Abschattungsverluste ist einer der Hauptvorteile von rückseitig kontaktierten Solarzellen. Dennoch verursacht das Vorderseitenkontaktgitter bei MWT-Solarzellen den größten Kurzschlussstromverlustbeitrag. Für eine weitere Erhöhung der Kurzschlussstromdichte ist daher die Reduktion der Kontaktfingerbreite essenziell. Darüber hinaus bietet die Verringerung von Rekombinationsverlusten an der Rückseite eine Möglichkeit zur Effizienzsteigerung, wie die quantitative Bewertung der unterschiedlichen Verlustpfade in Abschnitt 3.4.6 zeigt.

### 3.4.2 Basis- und Rückseitenrekombination

Die Effizienz industriell hergestellter Siliciumsolarzellen wird maßgeblich von der Rekombination an der Zellrückseite beeinflusst. Insbesondere bei dünnem Basismaterial mit hoher Minoritätsladungsträgerlebensdauer  $\tau_b$  hat die Rückseitenrekombination einen starken Einfluss. Daher ist die Verringerung der Oberflächenrekombination bei entsprechend hoher Reinheit des Basismaterials ein zentraler Ansatzpunkt zur Wirkungsgradsteigerung. Die effektive Rückseiten-ORG  $S_{\text{eff,rear}}$  wirkt sich direkt auf die effektive Diffusionslänge

$$L_{\text{eff}} = L \frac{1 + \frac{L S_{\text{eff,rear}}}{D} \tanh\left(\frac{W}{L}\right)}{\frac{L S_{\text{eff,rear}}}{D} + \tanh\left(\frac{W}{L}\right)} \quad (3.4)$$

und damit auf die Basis-Dunkelsättigungsstromdichte

$$j_{0b} = \frac{qDn_i^2}{L_{\text{eff}}N_A} \quad (3.5)$$

aus [Fis03, S. 8] ( $L$ : Diffusionslänge,  $D$ : Diffusionskonstante,  $W$ : Zelldicke,  $q$ : Elementarladung,  $n_i$ : intrinsische Ladungsträgerkonzentration,  $N_A$ : Akzeptordichte). Anhand des Zweidiodenmodells [Goe97, S. 94] lässt sich damit der Einfluss auf die Kennlinie berechnen. Dabei ist jedoch zu beachten, dass das Zweidiodenmodell die Abhängigkeit der Rekombinationsrate von der Minoritätsladungsträgerdichte, wie sie in realen Solarzellen auftritt [Mac00], nicht berücksichtigt. Die dadurch entstehenden Abweichungen beeinflussen hauptsächlich den Füllfaktor  $FF$ . Trotz dieser Vereinfachung ist das Zweidiodenmodell sehr gut geeignet, um die grundlegenden Zusammenhänge in Solarzellen zu beschreiben und mit überschaubarem Aufwand Parameteroptimierungen durchzuführen. Für die Leerlaufspannung gilt näherungsweise

$$V_{\text{OC}} = \frac{k_B T}{q} \ln \left( \frac{j_{\text{SC}}}{j_{01}} \right) \quad (3.6)$$

mit Kurzschlussstromdichte  $j_{\text{SC}}$  und Dunkelsättigungsstromdichte  $j_{01} = j_{0e} + j_{0b}$  ( $j_{0e}$ : Emitter-Dunkelsättigungsstromdichte).

Wie aus den Gleichungen 3.4 und 3.5 ersichtlich, hat die Diffusionslänge

$$L = \sqrt{D\tau_b} \quad (3.7)$$

und damit die Basis-Minoritätsladungsträgerlebensdauer  $\tau_b$  bei typischen Zelldicken  $W$  von 100  $\mu\text{m}$  bis 200  $\mu\text{m}$  ebenfalls einen Einfluss auf die Gesamtrekombination. Bei hochwertigem FZ-Si ist  $\tau_b$  nahezu ausschließlich von der Dotierstoffkonzentration und damit vom spezifischen Basiswiderstand  $\rho$  abhängig. Diese rein intrinsische Rekombination lässt sich mit hoher Genauigkeit parametrisieren [Ker02a]. Aus Kostengründen wird in der Solarzellenfertigung jedoch meist Cz-Si oder mc-Si eingesetzt, die Rekombination ist bei diesen Materialien stark vom Herstellungsprozess und dem Grad der Verunreinigung [Hau11], sowie bei mc-Si von der Versetzungs- und Korngrenzendichte abhängig [Mic12].

Ein zusätzlicher Effekt, der die Basis-Minoritätsladungsträgerlebensdauer  $\tau_b$  in monokristallinem Cz-Si mit Bor-Dotierung herabsetzt, ist die lichtinduzierte Degradation (LID) aufgrund der Ausbildung von Bor-Sauerstoff-Komplexen mit erhöhter Rekombinationsaktivität [Bot05]. Die Verringerung der Sauerstoffkonzentration durch magnetfeldunterstützte Kristallisation [Hos85] sowie der Einsatz von Gallium statt Bor als p-Dotierstoff sind Möglichkeiten, die LID zu verringern oder sogar vollständig zu unterdrücken. In Anhang A.9 wird der Einsatz solcher alternativer Materialien zur Produktion von MWT-PERC-Solarzellen untersucht. Aufgrund des geringeren

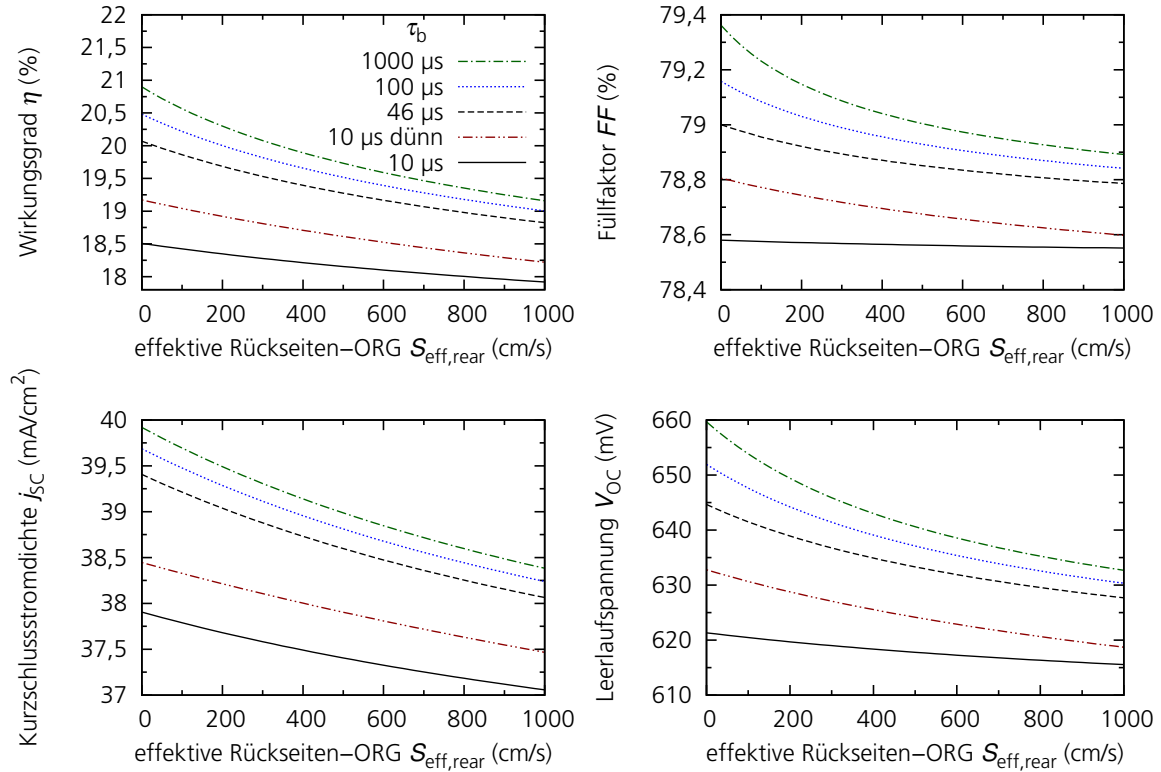


Abbildung 3.13: Mit PC-1D (Version 5.9) berechnete Solarzellenkenndaten in Abhängigkeit der Basis-Minoritätsträgerlebensdauer  $\tau_b$  sowie der effektiven Rückseiten-ORG  $S_{\text{eff,rear}}$  für monokristalline Siliciumsolarzellen mit alkalischer Texturierung,  $\text{SiN}_x$ -Antireflexschicht und den in Tabelle 3.2 spezifizierten Parametern. Für die mit „10  $\mu\text{s}$  dünn“ bezeichnete Kurve wurde die Zelldicke von 150  $\mu\text{m}$  auf 70  $\mu\text{m}$  verringert.

Sauerstoffgehalts spielt Bor-Sauerstoff-bedingte LID in mc-Si eine untergeordnete Rolle. Es gibt jedoch Hinweise darauf, dass in PERC-Solarzellen aus mc-Si weitere, bislang unbekannte Degradationsmechanismen aktiv sind [Ram12].

Zur Veranschaulichung der Zusammenhänge ist in Abbildung 3.13 exemplarisch die Abhängigkeit der Solarzellenkenndaten von  $S_{\text{eff,rear}}$  für verschiedene Basis-Minoritätsträgerlebensdauern  $\tau_b$  dargestellt. Die Kurven wurden mit der Solarzellensimulationssoftware PC-1D [Clu97] (Version 5.9) berechnet. PC-1D löst die Gleichungen für den eindimensionalen Transport der Ladungsträger numerisch mittels einer Finite-Elemente-Methode [Bas96] und berücksichtigt für die Berechnung der tiefenabhängigen Generationsrate die Oberflächentextur mittels eines Facettenmodells [Bas90]. Der Simulation liegen die in Tabelle 3.2 angegebenen typischen Parameter, ein Fehlerfunktions-Emitterdotierprofil und experimentell ermittelte Daten für die Reflexion

Tabelle 3.2: Basis-Parametersatz für die in diesem Kapitel verwendeten Simulationen. Der Eintrag PC-1D bzw. PM gibt an, ob die Daten in der numerischen Simulationssoftware PC-1D [Clu97] oder der analytischen Simulationssoftware Pitchmaster (PM) [Wol10] eingesetzt werden.

Simulation	Parameter	Wert
PC-1D, PM	Abschattung durch Vorderseitenkontaktgitter	4 %
PC-1D, PM	Serienwiderstandsbeitrag Vorderseitenkontakt	0,5 $\Omega$ cm <sup>2</sup>
PC-1D, PM	spezifischer Basiswiderstand $\rho$	1 $\Omega$ cm
PC-1D, PM	Zelldicke $W$	150 $\mu$ m
PC-1D	Emittertiefe	350 nm
PC-1D	interne Rückseitenreflexion $\rho_{\text{rear}}$	95 % spiegelnd
PC-1D	interne Vorderseitenreflexion $\rho_{\text{front}}$	94 % diffus
PC-1D	Oberflächendotierkonzentration $N_{\text{surf}}$	1,12 $\cdot 10^{20}$ /cm <sup>3</sup>
PM	Emitter-Dunkelsättigungsstromdichte $j_{0e}$	150 fA/cm <sup>2</sup>
PM	Dunkelsättigungsstromdichte der zweiten Diode im Zweidiodenmodell $j_{02}$	5 nA/cm <sup>2</sup>
PM	interstitielle Sauerstoffkonzentration $[O_i]$	4,5 $\cdot 10^{17}$ /cm <sup>3</sup>
PM	$j_{\text{SC}}$ -Verlust Emitter $\Delta j_{\text{SC,emitter}}$	0,2 mA/cm <sup>2</sup>
PM	ORG an den Metallkontakten $S_{\text{met}}$	7000 cm/s
PM	ORG im passivierten Bereich $S_{\text{pass}}$	10 cm/s
PM	Radius des kontaktierten LFC-Bereichs $r_{\text{contact}}$	45 $\mu$ m
PM	Radius des rekombinationsaktiven LFC-Bereichs $r_{\text{recomb}}$	70 $\mu$ m



des Zwischenfingergebiets  $R_{Si}$  monokristalliner Solarzellen zugrunde. Eine zusätzliche Simulation wurde bei  $\tau_b = 10 \mu\text{s}$  für eine von  $150 \mu\text{m}$  auf  $70 \mu\text{m}$  verringerte Zelldicke durchgeführt. Abbildung 3.13 soll die grundlegenden Einflüsse der Rekombination demonstrieren, den dargestellten Kurven liegen daher jeweils konstante Werte für  $\tau_b$  zugrunde. Injektionsabhängige Rekombinationsmechanismen, wie sie in Solarzellen aus Cz-Si auftreten können [Sch99; Bot05], sind nicht berücksichtigt.

Grundsätzlich steigt der Wirkungsgrad  $\eta$  mit größerer Basis-Minoritätsladungsträgerlebensdauer  $\tau_b$  und geringerer effektiver Rückseiten-ORG  $S_{\text{eff,rear}}$ . Der Einfluss von  $S_{\text{eff,rear}}$  auf den Wirkungsgrad  $\eta$  ist bei niedriger Materialqualität, also geringem  $\tau_b$ , deutlich schwächer ausgeprägt als bei hohem  $\tau_b$ , da die Minoritätsladungsträgerdichte  $\Delta n$  an der Rückseite mit kleinerer Diffusionslänge  $L$  abnimmt. Die in der Simulation verwendete maximale Basis-Minoritätsladungsträgerlebensdauer von  $\tau_b = 1000 \mu\text{s}$  stellt einen Sättigungswert dar, die Effizienzsteigerung bei weiterer Erhöhung von  $\tau_b$  ist vernachlässigbar. Andererseits lässt sich eine sehr niedrige Materialqualität durch eine Reduktion der Zelldicke ausgleichen. Die dadurch verringerte Lichteinkopplung wird durch geringere Rekombination in der Basis überkompensiert, in Summe steigt der Wirkungsgrad, wie die Rechnung für eine  $70 \mu\text{m}$  dünne Zelle in Abbildung 3.13 zeigt.

In Abbildung 3.14a ist der Zusammenhang zwischen Zelldicke  $W$  und optisch generierter Stromdichte  $j_{\text{gen}}$  dargestellt. Die Verringerung der Generationsrate bei kleinerer Zelldicke ist direkt an die Absorptionseigenschaften von Silicium gekoppelt. Bei  $T = 300 \text{ K}$  liegt die erste indirekte Bandlücke in Silicium bei  $1,12 \text{ eV}$  [Sze07, S. 789] bzw.  $\lambda = 1107 \text{ nm}$  und die erste direkte Bandlücke bei  $3,2 \text{ eV}$  [Raj79] bzw.  $\lambda = 387 \text{ nm}$ . Aufgrund dieser Tatsache wird der größte Teil des Sonnenspektrums in Silicium nur schwach absorbiert, die Eindringtiefe bei  $\lambda = 1000 \text{ nm}$  liegt mit  $\alpha_{\text{Si}}^{-1} = 156 \mu\text{m}$  [Gre08] schon im Bereich typischer Solarzellendicken – aus diesem Grund gewinnt die Verspiegelung der Solarzellenrückseite mit abnehmender Dicke  $W$  an Bedeutung. Da bislang keine Methoden bekannt sind, um Licht in Siliciumsolarzellen vollständig einzufangen, bedeutet dies auch, dass eine verringerte Zelldicke automatisch mit einer verringerten Generationsrate und damit einer verringerten lichtgenerierten Stromdichte  $j_{\text{gen}}$  einhergeht.

Abbildung 3.14b zeigt die Abhängigkeit des Wirkungsgrads  $\eta$  von der Zelldicke  $W$  und der Basis-Minoritätsladungsträgerlebensdauer  $\tau_b$  über einen breiten Parameterbereich. Die Simulation zeigt für eine MWT-PERC-Solarzelle mit  $\tau_b = 10 \mu\text{s}$  bei Verringerung der Zelldicke von  $150 \mu\text{m}$  auf  $70 \mu\text{m}$  eine um  $\Delta\eta = 0,6 \%$  höhere Effizienz. Dieser Vorteil verschwindet aufgrund der Einkopplungsverluste jedoch schon bei einer Lebensdauer von  $\tau_b \approx 50 \mu\text{s}$  vollständig, bei  $\tau_b = 100 \mu\text{s}$  ergibt sich sogar ein Effizienznachteil von  $\Delta\eta \approx -0,2 \%$ . Die Solarzellendicke muss daher immer unter Berücksichtigung der Materialqualität sowie der Silicium-Materialkosten und der technologischen Möglichkeiten zur Verarbeitung dünner Zellen angepasst werden.

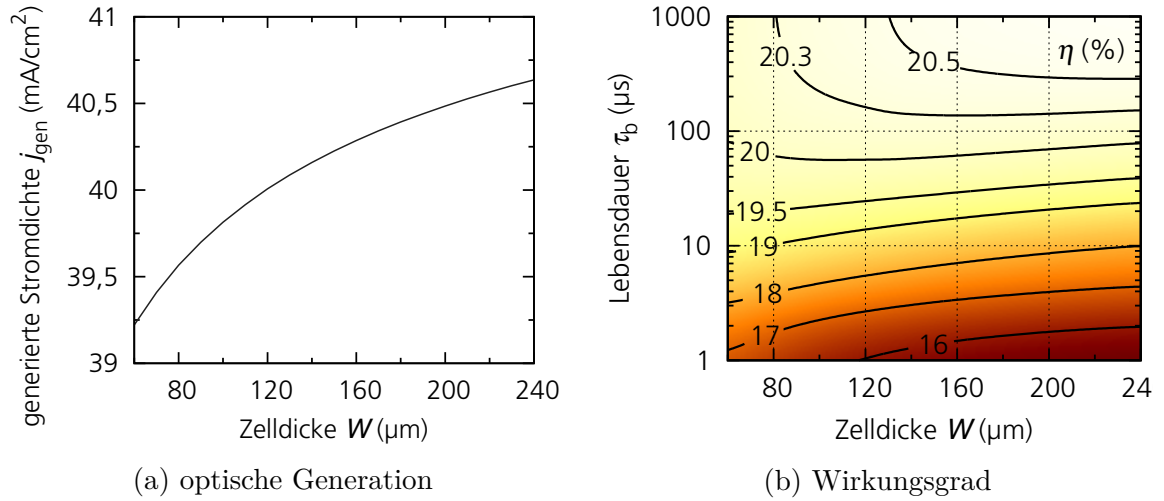


Abbildung 3.14: (a) Optisch generierte Stromdichte  $j_{\text{gen}}$  und (b) Wirkungsgrad  $\eta$  in Abhängigkeit von Zelldicke  $W$  und Basis-Minoritätsladungsträgerlebensdauer  $\tau_b$ . Berechnet mit PC-1D (Version 5.9) und den in Tabelle 3.2 spezifizierten Parametern. Sowohl flächenentkoppelter Serienwiderstandsbeitrag der Basis  $R_{\text{S,rear}}$  als auch effektive Rückseiten-ORG  $S_{\text{eff,rear}}$  wurden für jeden Parametersatz mit der analytischen Solarzellensimulationssoftware Pitchmaster (Version 6.02, vgl. Abschnitt 3.4.3) für optimalen Kontaktabstand  $L_p = L_{\text{opt}}$  bestimmt.

### 3.4.3 Rekombination an lokalen Rückseitenkontakten

Die effektive Rückseiten-ORG  $S_{\text{eff,rear}}$  wird bei Solarzellen mit Rückseitenpassivierung und lokaler Kontaktierung sowohl von der lokalen ORG an den Metallkontakten  $S_{\text{met}}$  als auch von der ORG im passivierten Bereich  $S_{\text{pass}}$  beeinflusst. Da  $S_{\text{pass}}$  kleiner als  $S_{\text{met}}$  ist, ist es sinnvoll, den Kontaktflächenanteil  $f$  zu minimieren. Der Widerstandsbeitrag der lokalen Kontaktierung steigt jedoch mit verringerter Kontaktfläche, weshalb der optimale Kontaktabstand  $L_{\text{opt}}$  unter Berücksichtigung der Kontaktgeometrie, der Basiseigenschaften sowie der Rekombinationsparameter  $S_{\text{pass}}$  und  $S_{\text{met}}$  ermittelt werden muss. Sowohl dem Fluss der Majoritätsladungsträger – entscheidend für den Serienwiderstand – als auch dem der Minoritätsladungsträger – entscheidend für die Rekombination – liegt eine vergleichbare physikalische Fragestellung zu Grunde, der Transport von Ladungsträgern durch die Basis als Drift- bzw. Diffusionsstrom zu den regelmäßig angeordneten Kontakten an der Zellrückseite.

Für die in dieser Arbeit verwendeten punktförmigen LFC-Kontakte gibt die Veröffentlichung von Wolf et al. einen umfassenden Überblick über die existierenden Modelle zur Beschreibung der effektiven Rückseiten-ORG  $S_{\text{eff,rear}}$  [Wol10]. Für den Serienwiderstandsbeitrag in Abhängigkeit des Kontaktabstands der lokalen Punktkontakte

wird von Wolf et al. darüber hinaus eine verbesserte Parametrisierung vorgeschlagen. Für die im Folgenden dargelegten Modellierungsergebnisse wurde zur Berechnung das Rekombinationsmodell von Saint-Cast et al. [Sai10] und das optimierte Serienwiderstandsmodell von Wolf et al. [Wol10] eingesetzt. Dabei wurde auf eine existierende Implementierung der Modelle – genannt Pitchmaster – in einer Tabellenkalkulationssoftware zurückgegriffen (Version 6.02).

Für die effektive Rückseiten-ORG  $S_{\text{eff,rear}}$  gilt der Zusammenhang [Sai10]

$$S_{\text{eff,rear}} = \frac{(1-f)S_{\text{pass}} + \frac{R_{\text{S,rear}}S_{\text{pass}}f + \rho D}{R_{\text{S,rear}}S_{\text{met}}f + \rho D}fS_{\text{met}}}{1 + \frac{L}{D} \tanh\left(\frac{W}{L}\right) \cdot \left(S_{\text{pass}} - (1-f)S_{\text{pass}} - \frac{R_{\text{S,rear}}S_{\text{pass}}f + \rho D}{R_{\text{S,rear}}S_{\text{met}}f + \rho D}fS_{\text{met}}\right)} \quad (3.8)$$

mit den in der Veröffentlichung von Wolf et al. [Wol10] sowie auf S. 71 ff. spezifizierten Größen. Diese Beschreibung ist im Gegensatz zu früheren Modellen [Fis03; Pla06] nicht auf die Einschränkungen  $S_{\text{met}} \gg S_{\text{pass}}$  und  $L \gg W$  angewiesen.

Der Serienwiderstandsbeitrag des p-Kontakts lässt sich mit der ursprünglichen Definition des sogenannten spreading resistance [Cox67]

$$R_{\text{spread}} = \frac{\rho}{2\pi r_{\text{contact}}} \arctan\left(\frac{2W}{r_{\text{contact}}}\right) \quad (3.9)$$

über

$$R_{\text{contact}} = R_{\text{spread}} + \left(\frac{\rho W}{L_p^2} - R_{\text{spread}}f\right) \cdot \left(1 - \exp\left[-\frac{1}{2}\sqrt{\frac{W}{L_p(1-f)}}\right]\right) \quad (3.10)$$

aus dem spezifischen Basiswiderstand  $\rho$ , der Zelldicke  $W$ , dem Radius des kontaktierten LFC-Bereichs  $r_{\text{contact}}$ , dem Kontaktabstand  $L_p$  und dem Kontaktflächenanteil  $f$  berechnen [Wol10]. Gegenüber dem ursprünglich von Fischer vorgeschlagenen Modell [Fis03] wird in dieser Beschreibung der Grenzfall überlappender Kontaktpunkte ( $f \approx 1$ ) korrekt abgebildet. Zudem werden experimentell ermittelte Daten von Strukturen mit geringem Kontaktabstand besser reproduziert [Wol10]. Für die in diesem Kapitel verwendeten Parameter entstehen gegenüber der ursprünglichen Widerstandsmodellierung von Fischer jedoch keine Abweichungen.

Abbildung 3.15 zeigt die analytisch ermittelten Werte für die effektive Rückseiten-ORG  $S_{\text{eff,rear}}$  sowie den Wirkungsgrad  $\eta$  in Abhängigkeit der ORG an den Metallkontakten  $S_{\text{met}}$  und der ORG im passivierten Bereich  $S_{\text{pass}}$ , wobei für den geschädigten, rekombinativen Bereich der Punktkontakte mit  $r_{\text{recomb}} = 70 \mu\text{m}$  ein größerer Radius angenommen wurde als für den kontaktierten Bereich mit  $r_{\text{contact}} = 45 \mu\text{m}$  (vgl. Tabelle 3.2). Werte von  $S_{\text{pass}} \leq 20 \text{ cm/s}$  für  $\rho = 1 \Omega \text{ cm}$  sind mit dem derzeitigen Stand der Technik sowohl für Passivierungen mit thermisch aufgewachsenem  $\text{SiO}_2$  [Mac11] als auch mit  $\text{AlO}_x$ -basierten Schichten [Sai09] erzielbar. Die in Abschnitt 3.2.2 präsentierte

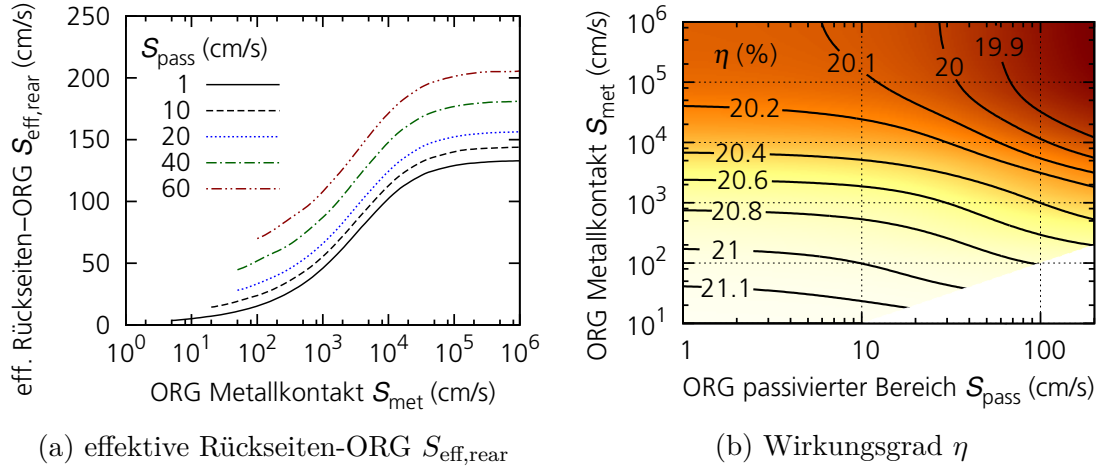


Abbildung 3.15: Einfluss der ORG im passivierten Bereich  $S_{\text{pass}}$  und der ORG an den Metallkontakten  $S_{\text{met}}$  auf (a)  $S_{\text{eff,rear}}$  und (b)  $\eta$ . Berechnet mit Pitchmaster (Version 6.02) anhand der Modelle von Saint-Cast et al. ( $S_{\text{eff,rear}}$ , Gleichung 3.8) und Wolf et al. ( $R_{\text{S,rear}}$ , Gleichung 3.10) für die in Tabelle 3.2 angegebenen Parameter. Der Kontaktabstand  $L_p$  wurde in jedem Punkt separat optimiert.

Charakterisierung der Solarzellen mit  $\text{SiO}_2$ -Passivierung nach dem TOPAS-Konzept ergibt  $S_{\text{pass}} = 27 \text{ cm/s}$  bei  $\rho = 0,5 \Omega \text{ cm}$ . Die Ergebnisse der in Abbildung 3.15 dargestellten Modellierung zeigen deutlich, dass eine weitere Verringerung der ORG im passivierten Bereich  $S_{\text{pass}}$  keine substanzielle Wirkungsgradsteigerung bewirkt, der Einfluss der ORG an den Metallkontakten  $S_{\text{met}}$  ist um ein Vielfaches größer.

Typische Werte für  $S_{\text{met}}$  bei LFC-Kontaktierung aufgedampfter Aluminiumschichten liegen im Bereich  $1 \cdot 10^3 \text{ cm/s}$  bis  $1 \cdot 10^4 \text{ cm/s}$  für  $\rho = 1 \Omega \text{ cm}$  [Wol10]. Untersuchungen von Nekarda et al. legen nahe, dass mit gedruckten Aluminiumschichten ähnliche Kontakteigenschaften erreicht werden können [Nek10]. Eine Halbierung von  $S_{\text{met}}$  würde zu einer Wirkungsgradsteigerung von  $\Delta\eta = 0,2 \%$  führen, ausgehend von  $S_{\text{pass}} = 20 \text{ cm/s}$  wäre der Einfluss einer idealen Passivierung mit  $S_{\text{pass}} = 0 \text{ cm/s}$  deutlich kleiner. Für die Verbesserung der Effizienz von Solarzellen mit passivierter Rückseite ist daher die Optimierung des Kontaktierungsprozesses eine zentrale Aufgabe.

Bei Kontaktierung der Basis mit dem sogenannten i-PERC-Ansatz durch einlegiertes Aluminium in lokalen Öffnungen der Passivierungsschicht [Ago05] werden derzeit niedrigere  $S_{\text{met}}$ -Werte berichtet [Gat11], was auf den langsameren Legierungsprozess zurückgeführt wird. Der Kontaktflächenanteil  $f$  ist allerdings aufgrund der für eine erfolgreiche Kontaktausbildung bislang nötigen Linienkontaktgeometrie [Urr10] ungleich höher als bei LFC-Kontaktierung, was neben erhöhter Rekombination auch optische Nachteile mit sich bringt.

Eine weitere Alternative zur lokalen Kontaktierung ist der in Abschnitt 3.2.3 vorgestellte und im Rahmen der vorliegenden Arbeit entwickelte FTC-Ansatz, der durch die Verwendung zweier unterschiedlicher Metallpasten eine gezielte Optimierung der lokalen Kontaktausbildung erlaubt. Dadurch können zukünftig möglicherweise niedrige  $S_{\text{met}}$ -Werte bei gleichzeitig geringem Kontaktflächenanteil  $f$  erreicht werden.

### 3.4.4 Rekombination und Leckströme in HIP-MWT+-Solarzellen

Das in Abschnitt 3.1.3 eingeführte HIP-MWT+-Konzept stellt eine Strukturvereinfachung dar, die im Gegensatz zum ursprünglichen HIP-MWT-Ansatz auf den Emitter an den Via-Innenflächen verzichtet. Da die Vias erst nach der Diffusion erzeugt werden, kann eine nasschemische Nachbehandlung vor der Diffusion (vgl. Abschnitt 3.2.1) entfallen.

Zur Minimierung der Produktionskosten werden die Vias direkt vor der Metallisierung erzeugt und nicht weiter nachbehandelt. Daraus ergeben sich zwei Rekombinations-Verlustpfade, die im Folgenden näher beleuchtet werden. Einerseits durchdringen die Vias den vorderseitigen Emitter und verursachen an den kreisförmigen Schnittkanten zusätzliche Rekombination, die sich über eine erhöhte Dunkelsättigungsstromdichte der zweiten Diode im Zweidiodenmodell  $j_{02}$  abbilden lässt. Andererseits werden die Vias gegenüber der Basis nicht mehr von einem Emitter abgeschirmt, weshalb die Gesamt-Rekombinationsrate in der Basis aufgrund der Rekombination an den Via-Oberflächen steigt.

Approximativ kann der maximale  $j_{02}$ -Beitrag der HIP-MWT+-Vias

$$j_{02,\text{via,max}} = 2\pi r_{\text{via}} n_{\text{via}} J_{02,\text{pn-line}} \quad (3.11)$$

anhand des von Kühn angegebenen Sättigungswertes  $J_{02,\text{pn-line}} \approx 20 \text{ nA/cm}$  für den Dunkelsättigungsstrom [Küh00, S. 88] berechnet werden, wobei  $r_{\text{via}}$  den Via-Radius und  $n_{\text{via}}$  die Via-Dichte bezeichnet. Für typische Werte von  $r_{\text{via}} = 50 \mu\text{m}$  und  $n_{\text{via}} = 0,25/\text{cm}^2$  (60 Vias je Zelle mit 156 mm Kantenlänge) erhält man als Obergrenze

$$j_{02,\text{via,max}} = n_{\text{via}} \cdot 0,6 \text{ nA} = 0,15 \text{ nA/cm}^2 \quad (3.12)$$

für die HIP-MWT+-Struktur, dies entspricht einer vernachlässigbaren Füllfaktor-Verringerung von  $\Delta FF = 0,02\%$ . Der Abschätzung liegen die von Kühn verwendeten Parameter zugrunde, ein Emitterdotierprofil entsprechend der Fehlerfunktion mit einem Schichtwiderstand<sup>2</sup> von  $R_{\text{sheet}} = 30 \Omega/\square$  und einer maximalen Oberflächenkonzentration von  $N_{\text{D}} = 1 \cdot 10^{20}/\text{cm}^3$  sowie ein spezifischer Basiswiderstand von

<sup>2</sup>In der vorliegenden Arbeit wird für den Schichtwiderstand die gebräuchliche Einheit  $\Omega/\square$ , also  $\Omega$  je quadratischer Schicht, verwendet. Dies entspricht zwar nicht den Vorgaben des BIPM [BIP06], erleichtert jedoch die Unterscheidung von herkömmlichen elektrischen Widerstandswerten.

$\rho = 1,5 \Omega \text{ cm}$ . Für derzeit in der Solarzellenfertigung verwendete typische Emittter mit Schichtwiderständen im Bereich von  $80 \Omega/\square$  wird ein noch niedrigerer  $j_{02}$ -Beitrag erwartet.

Der Einfluss der Vias auf die Rekombination in der Basis lässt sich anhand analytischer Modelle abschätzen. Lokale Rekombinationsprozesse in Halbleiterstrukturen wurden von Wight et al. untersucht und in einem Modell für diffusionslimitierte Rekombination berücksichtigt [Wig81]. Ein erweitertes Modell wurde von Donolato veröffentlicht [Don98] und von Mingirulli et al. auf die Rekombination an zylinderförmigen Ausnehmungen übertragen [Min07]. Grundlage der Rekombinationsuntersuchungen ist die Betrachtung der zu den unterschiedlichen Rekombinationskanälen gehörigen inversen Lebensdauern. Die effektive Minoritätsladungsträgerlebensdauer in einem Halbleiter mit rekombinationsaktiven Vias lässt sich unter der Annahme einer homogenen Minoritätsladungsträgerdichte  $\Delta n$  über den Zusammenhang

$$\frac{1}{\tau_{\text{eff}}} = \frac{1}{\tau_{\text{b}}} + \frac{1}{\tau_{\text{via}}} \quad (3.13)$$

beschreiben, wobei  $\tau_{\text{via}}$  die durch Via-Rekombination limitierte Minoritätsladungsträgerlebensdauer und  $\tau_{\text{b}}$  die Minoritätsladungsträgerlebensdauer des Halbleiters ohne Vias bezeichnet. Für regelmäßig angeordnete Vias gilt [Min07]

$$\tau_{\text{via}} \approx \frac{1}{2\pi D n_{\text{via}}} (-\ln(r_{\text{via}} \sqrt{n_{\text{via}}}) - 1,17) \quad (3.14)$$

unter der Annahme maximaler Rekombination,  $S_{\text{via}} \rightarrow \infty$  ( $D$ : Diffusionskonstante). Diese Näherung kann zur Abschätzung des maximalen Einflusses der MWT-Vias verwendet werden. Für einen Via-Radius von  $r_{\text{via}} = 50 \mu\text{m}$  und eine Via-Dichte von  $n_{\text{via}} = 0,25/\text{cm}^2$  ergibt sich bei einem spezifischen Basiswiderstand von  $\rho = 1,5 \Omega \text{ cm}$  ein Wert von  $\tau_{\text{via}} = 87 \text{ ms}$ . Aufgrund der Tatsache, dass die Durchkontaktierungen auf MWT-Solarzellen nicht gleichmäßig über die Zellfläche verteilt sind, ist diese Rechnung als grobe Abschätzung zu betrachten. Gleichwohl zeigt die ermittelte Größenordnung, dass die Rekombination an den Via-Oberflächen selbst bei  $S_{\text{via}} \rightarrow \infty$  vernachlässigbar ist – typische Werte für die Basis-Minoritätsladungsträgerlebensdauer  $\tau_{\text{b}}$  liegen im Bereich von  $50 \mu\text{s}$  bis  $1000 \mu\text{s}$ .

Eine weitere, zentrale Voraussetzung für die erfolgreiche Umsetzung des HIP-MWT+-Ansatzes ist ein vernachlässigbarer Leckstrom zwischen Viametallisierung und Basis. Die zur Durchkontaktierung eingesetzte Silberpaste muss daher speziell für die direkte Applikation auf die p-dotierte Basis ohne dazwischenliegende Isolationsschicht angepasst sein. Da MWT-Solarzellen ohne Rückseitenpassivierung industriell inzwischen teilweise ohne rückseitigen Emittter produziert werden [Yin13], arbeiten Silberpastenhersteller an der Entwicklung geeigneter Pasten, die minimale Leckströme zur p-Basis hervorrufen [Wat11].

Zur Abschätzung der maximal tolerierbaren Leckstromdichte  $j_{\text{leak,via}}$  kann in erster Näherung ein ohmsches Kontaktierungsverhalten angenommen werden. Legt man die in Abschnitt 3.4.2, Tabelle 3.2 angegebenen typischen Solarzellenparameter zu Grunde, entspricht ein vernachlässigbarer Füllfaktor-Verlust von  $\Delta FF = 0,01\%$  nach dem Zweiodenmodell [Goe97, S. 94] einem flächenentkoppelten Parallelwiderstand von  $R_P = 1,2 \cdot 10^5 \Omega \text{cm}^2$ . Dieser Wert ist äquivalent zu einer Leckstromdichte von  $j_{\text{leak}} = V/R_P = 5,42 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  bezogen auf die gesamte Zellfläche bei einer Spannung von  $V = 650 \text{mV} \approx V_{\text{OC}}$ . Unter der Annahme einer homogenen Leckstromdichte ausschließlich an den Innenflächen der Vias erhält man nach einer Flächenskalierung für eine HIP-MWT+-Solarzelle mit 60 Vias mit einem Radius von je  $50 \mu\text{m}$ , einer Zell-Kantenlänge von  $156 \text{mm}$  und einer Zelldicke von  $150 \mu\text{m}$  eine Stromdichte von  $j_{\text{leak,via}} = 46,6 \text{mA}/\text{cm}^2$ . Aktuelle Untersuchungen zeigen, dass inzwischen mehrere Silberpasten diese Bedingung – eine maximale Stromdichte von  $46,6 \text{mA}/\text{cm}^2$  bei  $V = 650 \text{mV}$  im direkten Kontakt mit p-dotiertem Silicium – erfüllen [Loh12].

Tabelle 3.3 zeigt den direkten Vergleich der Kenndaten von HIP-MWT-Solarzellen mit Emitter im Via und HIP-MWT+-Solarzellen ohne Emitter im Via, die im Rahmen dieser Arbeit hergestellt wurden. Da die Solarzellen des Experiments für Folgeuntersuchungen benötigt wurden und der Erfolg des HIP-MWT+-Ansatzes aufgrund des frühen Entwicklungsstadiums zum Zeitpunkt der Versuchsplanung unklar war, wurde nur eine kleine Gruppe bestehend aus zwei Zellen ohne Emitter im Via hergestellt. Die gemessenen Werte zeigen dennoch, dass der weiterentwickelte HIP-MWT+-Ansatz die Herstellung hocheffizienter Solarzellen ermöglicht, welche in ihren Kenngrößen mindestens gleichwertig mit HIP-MWT-Solarzellen sind. Insbesondere die gegenüber Rekombination und Leckströmen im Bereich der Durchkontaktierungen sensitiven Kenngrößen Pseudofüllfaktor  $pFF$  und Leerlaufspannung  $V_{\text{OC}}$  sind mit der HIP-MWT-Struktur vergleichbar. Zudem weisen die Zellen einen ausreichend niedrigen Strom  $j_{V_{\text{rev}}}$  unter Rückwärtsbelastung bei  $V_{\text{rev}} = -12 \text{V}$  auf (vgl. Abschnitt 3.5) und zeigen keinen erniedrigten Parallelwiderstand  $R_P$ , der auf ohmsche Leckströme zwischen p-Basis und n-Metallkontakt der Durchkontaktierung hinweisen würde. Zur Herstellung der HIP-MWT-Solarzellen wurde in diesem Experiment ein gegenüber Abschnitt 3.2.1 optimierter Prozessfluss eingesetzt, die dort erläuterten erhöhten  $j_{02}$ -Werte aufgrund unzureichender Via-Nachbehandlung sind somit nicht zu erwarten.

Zur quantitativen Bewertung der Stabilität unter negativer Vorspannung  $V_{\text{rev}}$  wurde die in Tabelle 3.3 dargestellte beste HIP-MWT+-Zelle mit einem Wirkungsgrad von  $\eta = 20,3\%$  mittels Dark Lock-In Thermography (DLIT) [Bre03] untersucht. Abbildung 3.16a zeigt die bei  $V_{\text{rev}} = -12 \text{V}$  gemessene orts aufgelöste Intensität des DLIT-Signals, das proportional zur lokalen Erwärmung ist und damit Rückschlüsse auf den Stromfluss bei Rückwärtsbelastung ermöglicht. Es ist keine Korrelation zwischen lokalem Stromfluss und der Kontaktgeometrie der n-Kontakte (vgl. Abbildung 3.16b) erkennbar. Auf Basis der gewonnenen Daten kann somit kein negativer Einfluss der HIP-MWT+-Struktur auf die Rückwärtsstabilität festgestellt werden.

Tabelle 3.3: Kenngrößen von 38 HIP-MWT-Solarzellen und 2 HIP-MWT+-Solarzellen aus FZ-Si mit einem spezifischen Basiswiderstand von  $\rho = 0,5 \Omega \text{ cm}$  und einer Kantenlänge von 125 mm. Die Gruppen unterscheiden sich in der verwendeten Silberpaste zur Durchkontaktierung und in der Emitter-Anordnung, die HIP-MWT+-Struktur weist im Gegensatz zur HIP-MWT-Struktur keinen Emitter im Via auf. Angegeben sind Mittelwerte und Standardabweichung sowie die Daten der besten Zelle jeder Gruppe.

Struktur	$\eta$ (%)	$V_{OC}$ (mV)	$FF$ (%)	$pFF$ (%)	$R_P$ ( $k\Omega \text{ cm}^2$ )	$j_{-12V}$ ( $\text{mA}/\text{cm}^2$ )
<i>HIP-MWT</i>	$19,7 \pm 0,3$	$655 \pm 6$	$77,6 \pm 0,9$	$82,7 \pm 0,2$	$6,22 \pm 2,20$	$5,72 \pm 2,03$
beste Zelle	20,2	661	78,1	83,0	11,0	2,35
<i>HIP-MWT+</i>	$20,2 \pm 0,2$	$664 \pm 1$	$77,4 \pm 0,7$	$83,1 \pm 0,1$	$8,08 \pm 0,53$	$4,26 \pm 0,45$
beste Zelle	20,3*	663	78,2	83,0	8,61	4,71

\*bestätigt von Fraunhofer ISE CalLab PV Cells

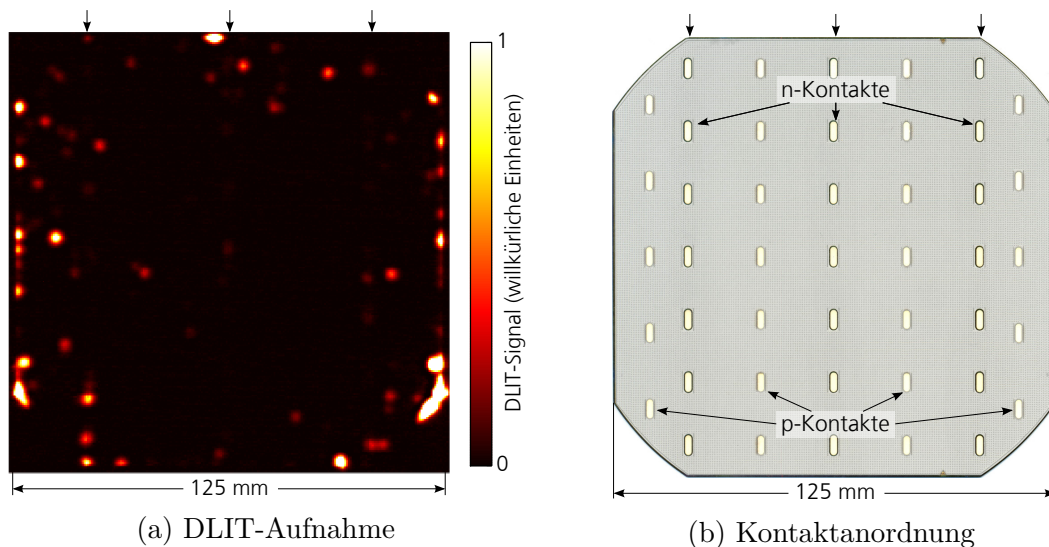


Abbildung 3.16: (a) DLIT-Aufnahme bei  $V_{rev} = -12 \text{ V}$  sowie (b) Anordnung der Rückseitenkontakte einer HIP-MWT+-Zelle. In beiden Abbildungen kennzeichnen Pfeile die Position der n-Kontaktreihen mit Vias.



Das HIP-MWT+-Konzept ohne Emitter an den Innenflächen der Durchkontaktierungen ist somit eine ökonomisch sehr wertvolle Entwicklung, in der Herstellung muss lediglich vor der Metallisierung der Solarzellen ein Laserbohrprozess zur Erzeugung der Vias eingesetzt werden. Da die Rekombination an den Vias, wie zuvor gezeigt, irrelevant ist, muss die beim Laserbohren entstehende Oberflächenschädigung im Gegensatz zu herkömmlichen MWT-PERC-Strukturen anschließend nicht entfernt werden. Ein einziger zusätzlicher Prozessschritt ermöglicht somit die vollständige Ausschöpfung des MWT-Effizienzgewinns. Ein weiterer Vorteil ist, dass zur Oberflächenpassivierung beliebige Ansätze verwendet werden können, die aus der Herstellung herkömmlicher passivierter Solarzellen bekannt sind, da die Prozessierung zu MWT-Solarzellen erst nach Fertigstellung der Passivierung erfolgt.

### 3.4.5 Serienwiderstandsverluste

Der Serienwiderstand  $R_S$  kristalliner Siliciumsolarzellen und -module wirkt sich direkt auf den Füllfaktor  $FF$  und damit den Wirkungsgrad  $\eta$  aus. Zur Beschreibung des Serienwiderstands von MWT-PERC-Solarzellen kann in weiten Teilen auf existierende Modelle und Untersuchungen zurückgegriffen werden. Neben Via-Widerstandsbeiträgen wird der Serienwiderstand des n-Kontakts vom Emitterschichtwiderstand, dem Metall-Halbleiter-Kontaktwiderstand und der Leitfähigkeit des Kontaktgitters bestimmt [Nie82; Sch84; Gre10]. Der Serienwiderstand der Rückseitenkontaktstruktur passivierter Solarzellen wird vom Widerstandsbeitrag der Strompfade in der Basis dominiert, die durch die lokale Kontaktierung bedingt werden [Cox67; Bro71; Wol10], der Anteil der Querleitung in der Rückseitenmetallisierung am Gesamtwiderstand beträgt nur wenige Prozent (vgl. Anhang A.8). Durch die externe Verschaltung entstehen zusätzliche Serienwiderstandsverluste. Diese sind jedoch – insbesondere bei MWT-Solarzellen – von der verwendeten Modultechnologie abhängig [Wir10; Lam12] und werden im Folgenden nicht weiter analysiert.

Durch lateralen Stromtransport in der Basis entstehen in MWT-Solarzellen zusätzliche Serienwiderstandsverluste im Bereich der rückseitig angeordneten n-Kontakte. Die hierfür relevante Breite des unkontaktierten Basisgebiets im Bereich der rückseitigen n-Kontakte setzt sich aus der Breite des n-Kontakts sowie dem Abstand zwischen n- und p-Kontakt zusammen und wird im Folgenden als „Breite der rückseitigen n-Kontaktbereiche“  $d_{\text{lat}}$  bezeichnet. Clement hat eine Abschätzung des Serienwiderstandsbeitrags dieses lateralen Stromflusses entwickelt, die auf der Annahme homogener Stromeinspeisung an der Vorderseite beruht [Cle09a, S. 201 ff.]. Bezieht man den ebenfalls nicht kontaktierten Randbereich – beim Siebdruck der rückseitigen Aluminiumschicht verbleibt ein unmetallisierter Streifen mit einer Breite von  $d_{\text{edge}} \lesssim 1 \text{ mm}$  –

mit ein, erhält man den Ausdruck

$$R_{S,\text{lat}} = C_{\text{lat}} \frac{\rho d_{\text{lat}}^2}{12W} + C_{\text{edge}} \frac{\rho d_{\text{edge}}^2}{3W} \quad (3.15)$$

für den Serienwiderstandsbeitrag durch lateralen Stromfluss in der Basis in Abhängigkeit des Flächenanteils der rückseitigen n-Kontaktbereiche  $C_{\text{lat}}$ , der Breite der rückseitigen n-Kontaktbereiche  $d_{\text{lat}}$ , des Flächenanteils des unkontaktierten Zellrands  $C_{\text{edge}}$ , der Breite des unkontaktierten Randbereichs  $d_{\text{edge}}$  sowie des spezifischen Basiswiderstands  $\rho$  und der Zelldicke  $W$ . Dieser Zusammenhang gilt für durchgängige n-Kontaktstreifen (sogenannte Busbars).

Es ist zu beachten, dass eine Interaktion zwischen lateralem Stromfluss und lokaler p-Basiskontaktierung zu zusätzlichen Widerstandsverlusten führen kann, die in Gleichung 3.15 nicht berücksichtigt werden. Eine an ein Transferlängenmodell [Mei84] angelehnte Erweiterung ist zwar denkbar, numerische Rechnungen zeigen jedoch, dass für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Kontaktgeometrien keine substantziellen Abweichungen durch die vereinfachte Modellierung zu erwarten sind.

Um die Serienwiderstandsanalyse flexibler an beliebige Rückseitenkontaktgeometrien anpassen zu können, wurde im Rahmen einer Bachelorarbeit ein Netzwerkmodell implementiert, das Symmetrieelemente von Siliciumsolarzellen in einem dreidimensionalen Widerstandsnetzwerk abbildet. Die diskreten Widerstände werden dazu lokal entsprechend der jeweiligen Materialeigenschaften sowie der verwendeten Simulationsauflösung festgelegt. Ortsaufgelöste Daten zur Strom- und Spannungsverteilung können mit diesem Netzwerkmodell mit der Software *SPICE*<sup>3</sup> [Nag73] zuverlässig berechnet werden. Zudem kann der p-n-Übergang über verteilte Zwei-Dioden-Systeme abgebildet werden, was die Simulation vollständiger Solarzellenkennlinien ermöglicht. Abbildung 3.17 zeigt eine schematische Darstellung eines Netzwerks sowie die damit berechnete Potenzialverteilung im Bereich des rückseitigen n-Kontakts. Für eine Breite des n-Kontaktbereichs von  $d_{\text{lat}} = 3,2 \text{ mm}$ , einen spezifischen Basiswiderstand von  $\rho = 1,9 \Omega \text{ cm}$  und eine Zelldicke von  $W = 155 \mu\text{m}$  ergibt sich bei einer Stromdichte von  $j_{\text{SC}} = 40 \text{ mA/cm}^2$  eine maximale Potenzialdifferenz von über 60 mV.

Gleichung 3.15 liegt die Annahme homogener Stromeinspeisung aus dem vorderseitigen p-n-Übergang zu Grunde. Dies erscheint aufgrund der durch den Potenzialunterschied bedingten, lokal unterschiedlichen Arbeitspunkte fraglich. Aus früheren Untersuchungen ist bekannt, dass solche lokalen Variationen der Arbeitspunkte einen ähnlichen Einfluss auf die Solarzellenkennlinie haben können, wie ohmsche Leckströme [Kub08]. Das entwickelte Netzwerkmodell ermöglicht nun die Bewertung des Gültigkeitsbereichs der analytischen Näherung. Abbildung 3.18 zeigt eine Gegenüberstellung der analytisch und numerisch berechneten Serienwiderstandsbeiträge in Abhängigkeit der Breite der

---

<sup>3</sup>Erhältlich z. B. unter <http://ngspice.sourceforge.net/>

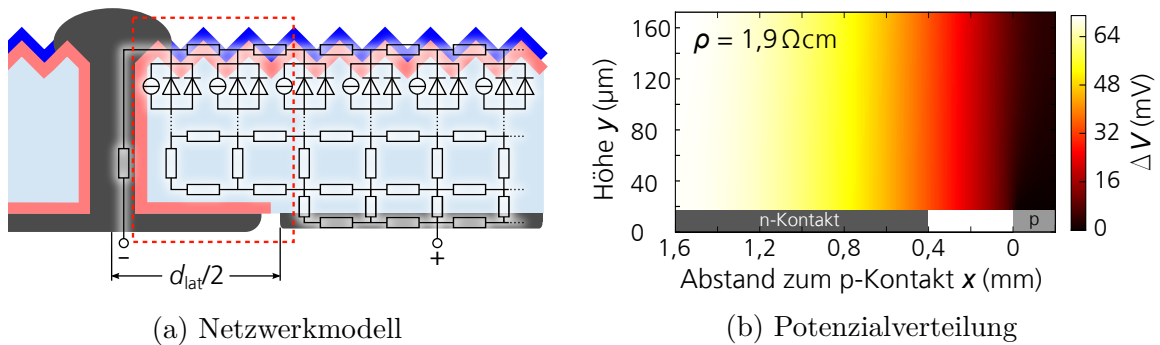


Abbildung 3.17: (a) Vereinfachte Darstellung eines zweidimensionalen Netzwerks zur Modellierung der Serienwiderstandsverluste in MWT-Solarzellen bestehend aus Widerständen und Zwei-Dioden-Systemen, die den p-n-Übergang an der Vorderseite abbilden. (b) Daraus berechnete Potenzialverteilung im Bereich des n-Kontakts (in (a) mit gestrichelter Linie markiert), Simulationsauflösung:  $6,67 \mu\text{m}$  in  $x$ -Richtung,  $1,72 \mu\text{m}$  in  $y$ -Richtung.

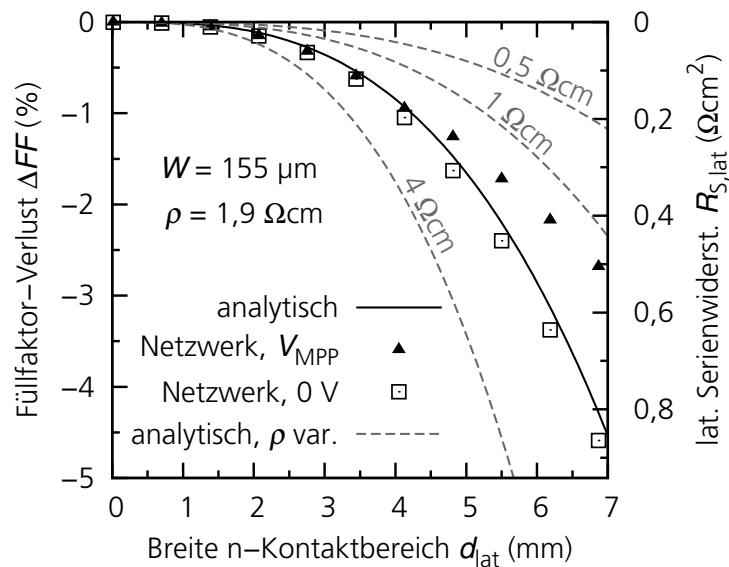


Abbildung 3.18: Lateraler Serienwiderstandsbeitrag bzw. Füllfaktor-Verlust in Abhängigkeit der Breite der rückseitigen n-Kontaktbereiche  $d_{lat}$  für eine MWT-Solarzelle mit  $125 \text{ mm}$  Kantenlänge und drei n-Kontaktstreifen (Busbars). Analytische Rechnung nach Gleichung 3.15 für verschiedene spezifische Basiswiderstände. Netzwerksimulation an unterschiedlichen Betriebspunkten, Serienwiderstand aus Gesamtverlustleistung im Widerstandsnetzwerk berechnet.

rückseitigen n-Kontaktbereiche  $d_{\text{lat}}$  bzw. des Flächenanteils  $C_{\text{lat}} = 3 \cdot d_{\text{lat}}/d_{\text{cell}}$  für eine MWT-Solarzelle mit drei n-Kontaktstreifen und einer Kantenlänge von  $d_{\text{cell}} = 125$  mm. Die numerische Rechnung bei  $V = 0$  V reproduziert den Verlauf des analytischen Modells für den Fall homogener Stromeinspeisung an der Zellvorderseite. Betrachtet man den MPP, verringert sich der Serienwiderstandsbeitrag  $R_{\text{S,lat}}$ , da bei  $V = V_{\text{MPP}}$  die zuvor erwähnte Potenzialdifferenz zu einer niedrigeren Stromeinspeisung am p-n-Übergang oberhalb der n-Kontakte und damit zu einer verringerten lateralen Stromstärke führt. Dennoch sind die Abweichungen zwischen der analytischen Näherung und der für die Praxis relevanten Simulation bei  $V = V_{\text{MPP}}$  für typische n-Kontaktbreiten von  $d_{\text{lat}} \leq 4$  mm mit  $\Delta R_{\text{S,lat}} < 0,01 \Omega \text{ cm}^2$  vernachlässigbar klein. Nach Gleichung 3.15 ist  $R_{\text{S,lat}} \propto \rho$ , für spezifische Basiswiderstände von  $\rho < 1,9 \Omega \text{ cm}^2$  werden daher noch geringere Abweichungen erwartet.

Auf Basis der präsentierten Methoden zur Berechnung der Serienwiderstandsbeiträge wurde eine detaillierte Separation der Serienwiderstandsverluste in MWT-PERC-Solarzellen durchgeführt, die Ergebnisse sind in Anhang A.8 dargestellt. Die dort betrachtete Rückseitenkontaktgeometrie mit drei durchgängigen n-Kontaktstreifen auf einer Solarzelle mit einer Kantenlänge von 125 mm stellt einen Extremfall sehr großen n-Kontaktflächenanteils  $C_{\text{n}}$  dar. Eine Breite von  $d_{\text{lat}} = 3$  mm entspricht bei dieser Geometrie  $C_{\text{lat}} = 3 \cdot d_{\text{lat}}/d_{\text{cell}} = 7,2\%$ . Aus Gründen der Silberersparnis und Serienwiderstandsverringering weisen MWT-Solarzellen derzeit deutlich kleinere, nicht durchgängige n-Kontaktflächen mit einem typischen Flächenanteil zwischen  $C_{\text{lat}} = 1\%$  und  $2\%$  auf [Mey11; Dre12]. Bei kleinen Kontaktflächen, die nicht in Form durchgängiger Streifen, sondern beispielsweise elliptisch gestaltet sind, verteilt sich der Strom zudem radial, wodurch der effektive Serienwiderstand weiter reduziert wird. Der in Anhang A.8 ermittelte MWT-spezifische Füllfaktorverlust von  $\Delta FF = 0,4\%$  ist damit als Obergrenze für durchgängige Kontakte anzusehen. Mit heutigen Kontaktgeometrien und einer Zell-Kantenlänge von 156 mm sind Werte von  $\Delta FF \lesssim 0,1\%$  realistisch – ein gegenüber herkömmlich kontaktierten Solarzellen nahezu vernachlässigbarer Verlust.

Vor diesem Hintergrund erscheint eine Erhöhung der Anzahl an Vias und n-Rückseitenkontakten zur Verkürzung der Vorderseitenkontaktfinger, wie von Meyer et al. vorgeschlagen [Mey10], vorteilhaft. Der Einfluss auf den Basis-Serienwiderstandsbeitrag ist minimal, die verringerte Fingerlänge ermöglicht jedoch den Einsatz schmalere Kontaktfinger bei gleichbleibendem Füllfaktor und kann so bei ausreichend kleiner Rückseitenkontaktfläche zur Verringerung des Silberverbrauchs beitragen.

#### 3.4.6 Separation der Kurzschlussstrom-Verlustpfade

Ein wesentlicher Vorteil von Rückseitenkontaktsolarzellen ist die im Vergleich zu herkömmlich kontaktierten Solarzellen erhöhte Kurzschlussstromdichte. Bei MWT-

Solarzellen befindet sich auf der Vorderseite zwar ein metallisches Kontaktgitter, aufgrund der fehlenden Kontakteleisten (Busbars) zur externen Verschaltung, wird die Abschattung dennoch signifikant verringert. Herkömmlich kontaktierte Solarzellen mit 156 mm Kantenlänge besitzen typischerweise drei Busbars mit einer Breite von 1,5 mm. Die daraus resultierende Abschattung beträgt 2,8 %, was einem Kurzschlussstromdichteverlust von  $\Delta j_{\text{SC}} = 1,1 \text{ mA/cm}^2$  und somit einem Effizienzverlust von  $\Delta \eta \approx 0,5 \%$  entspricht.

Die maximal erreichbare Stromdichte ist von der spektralen Verteilung der Photonenflussdichte  $\Phi(\lambda)$  abhängig. Unter der vereinfachenden Annahme, jedes Photon mit einer Energie oberhalb der Bandlücke  $E_g$  würde in der Solarzelle absorbiert, ergibt die Integration

$$j_{\text{phot}} = q \int_{\lambda \leq hc/E_g} \Phi(\lambda) d\lambda \quad (3.16)$$

eine obere Grenze von  $44 \text{ mA/cm}^2$  für das AM1.5G-Spektrum mit  $1000 \text{ W/m}^2$  [Gre84]. Abgesehen von der Abschattung durch das Vorderseitenkontaktgitter wird die Kurzschlussstromdichte  $j_{\text{SC}}$  durch optische Verluste wie direkte Reflexion an der Vorderseite, erneute Lichtauskopplung an der Vorderseite (Escape-Reflexion), parasitäre Absorption an der Zellrückseite und Absorption durch freie Ladungsträger (FCA) verringert. Zusätzlich verringert die Rekombination im Emitter, in der p-Basis und an der Rückseite die Kurzschlussstromdichte. In Abbildung 3.19 sind die Werte für die einzelnen Verlustmechanismen beispielhaft für drei MWT-PERC-Solarzellen dargestellt. Die Auswertung wurde auf Basis analytischer Berechnungen und numerischer Simulationen erstellt, eine detaillierte Beschreibung der Methodik findet sich in Anhang A.8.

Zwischen den einzelnen Kurzschlussstromverlusten bestehen starke Wechselwirkungen, daher ist eine Addition der in Abbildung 3.19 dargestellten Daten nicht möglich. Jeder Wert stellt die durch eine vollständige Vermeidung des jeweiligen Verlusts zu erwartende Verbesserung der Kurzschlussstromdichte  $\Delta j_{\text{SC}}$  dar. Der größte Verlust wird durch das im Siebdruckverfahren erzeugte Vorderseitenkontaktgitter verursacht, es verringert den Kurzschlussstrom um 4,1 %. Wie in Abschnitt 3.3 erwähnt, ist das Dispense-Verfahren eine vielversprechende Möglichkeit, schmale Kontaktfinger mit deutlich reduzierter Abschattung zu erzeugen. In jüngsten Experimenten konnten bereits Kontaktfingerbreiten von unter  $40 \mu\text{m}$  realisiert werden [Pos12]. Über die verringerte Kontaktbreite hinaus stellt der runde Querschnitt der extrudierten Kontaktfinger einen Vorteil dar, da ein Teil des Lichts von der Kontaktoberfläche auf die aktive Solarzellenfläche reflektiert wird. Dies erklärt die geringe effektive Abschattung von 2,3 % der Solarzellen mit Dispense-Metallisierung in Abbildung 3.19. Dabei ist jedoch zu beachten, dass die Messwerte, welche Abbildung 3.19 zugrunde liegen, in einer Messung der Zellen gegenüber Luft gewonnen wurden. Nach der Einkapselung in ein Modul kann sich die effektive Fingerbreite sowohl für Siebdruck- als auch für Dispense-Metallisierung verringern [Bla92; Woe08].

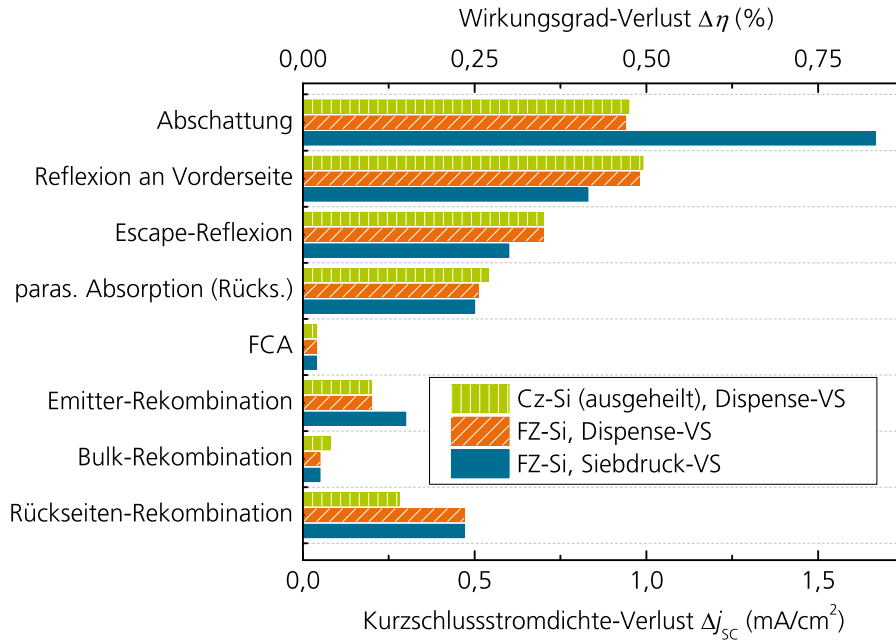


Abbildung 3.19: Kurzschlussstromverluste in monokristallinen MWT-PERC-Solarzellen mit einer Kantenlänge von 125 mm, einer Dicke von 160  $\mu\text{m}$ , Siebdruck-Rückseiten- und -Viametallisierung, selektiver Emitterdotierung und Oberflächenpassivierung auf Basis thermisch gewachsener  $\text{SiO}_2$ -Schichten. Vorderseitenmetallisierung mit Siebdruck (Siebdruck-VS) oder per Extrusion (Dispense-VS), spezifischer Basiswiderstand Cz-Si: 1,8  $\Omega\text{ cm}$ , FZ-Si: 0,5  $\Omega\text{ cm}$ . Die Daten beziehen sich auf den ausgeheilten Zustand ohne LID.

Der berechnete Verlust von  $\Delta j_{\text{SC}} \approx 1\text{ mA/cm}^2$  durch direkte Reflexion an der Vorderseite entspricht einem Anteil von 2,5% der gesamten Kurzschlussstromdichte und zählt damit neben der Abschattung durch das Kontaktgitter zu den Hauptverlustpfaden. Der Einsatz fortschrittlicher, mehrlageriger Antireflexschichten [Chh08] ermöglicht eine deutliche Verringerung des reflektierten Anteils, ist jedoch bei herkömmlicher Modulintegration nicht sinnvoll. Die Reflexion an der Zellvorderseite nach Modulintegration wird durch den direkten Kontakt mit dem Einkapselungsmaterial mit einem Brechungsindex von  $n_r \approx 1,5$  stark herabgesetzt [McI09], weshalb der mögliche Gewinn durch den Einsatz neuartiger Antireflexschichten nahezu verschwindet. Für eine Verringerung der optischen Verluste muss daher immer auch die verwendete Modultechnologie berücksichtigt werden, die ausschließliche Optimierung der Zelleigenschaften ist nicht ausreichend.

Die Verluste durch nicht-optimale Lichteinkopplung, bestehend aus Escape-Reflexion und parasitärer Absorption an der Zellrückseite, lassen sich mit derzeit verfügbaren Technologien nur in geringem Umfang verringern. Es sind Überlegungen zum Einsatz

quantenoptischer Elemente bekannt, die optische Verluste auf ein Minimum reduzieren sollen [Gre12]. Deren Umsetzung ist jedoch nicht in naher Zukunft zu erwarten.

Der vielversprechendste Ansatz zur weiteren Steigerung der – ohnehin schon überdurchschnittlich hohen – Kurzschlussstromdichte der MWT-PERC-Solarzellen ist daher die Verringerung der Rekombinationsrate, insbesondere an der Rückseite. In den untersuchten Solarzellen wird die Rückseite von einer feucht gewachsenen SiO<sub>2</sub>-Schicht passiviert. Die bereits in Abschnitt 3.2.2 vorgestellte TOPAS-Passivierung mit verringerter Rekombination bietet daher eine ideale Möglichkeit zur weiteren Steigerung der Kurzschlussstromdichte. Dies zeigen auch die in Anhang A.4 dargestellten Untersuchungen. Allein der Einsatz der TOPAS-Rückseitenpassivierung (diese Solarzellen werden in Anhang A.4 mit HIP-MWT II bezeichnet) anstatt der feucht gewachsenen SiO<sub>2</sub>-Schicht erhöht die Kurzschlussstromdichte aufgrund der niedrigeren ORG um  $\Delta j_{SC} \approx 0,5 \text{ mA/cm}^2$ .

## 3.5 Verhalten bei negativer Vorspannung

### 3.5.1 Teilabschattung von Modulen

Solarzellen werden in Photovoltaikmodulen typischerweise in Reihe zu sogenannten Strings verschaltet. Die einzelnen Strings befinden sich innerhalb eines Moduls ebenfalls in einer Reihenschaltung. Im Normalbetrieb bei gleichmäßiger Beleuchtung arbeitet jede Zelle in der Nähe ihres MPP als Erzeuger, die Spannung aller Zellen addiert sich – abgesehen von Verschaltungsverlusten – zur Modulspannung  $V_{\text{module}}$ . Wird jedoch die erzeugte Stromdichte einer Zelle beispielsweise durch teilweise Abschattung verringert, kann sich der Arbeitspunkt in den negativen Spannungsbereich verschieben, in dem die Zelle als Verbraucher wirkt [Fer11]. Die dabei an der Zelle anliegende Rückwärtsspannung  $V_{\text{rev}}$  ist über die zu jedem String parallel geschaltete Bypassdiode auf  $V_{\text{rev}} \gtrsim -(n_{\text{string}} - 1) \cdot V_{OC}$  begrenzt. Die Zellanzahl je String  $n_{\text{string}}$  wird im Folgenden auch als „Stringlänge“ bezeichnet.

Der Stromfluss bei Rückwärtsbelastung mit  $V_{\text{rev}}$  ist zunächst von der Restintensität, der die (teil-)abgeschattete Solarzelle ausgesetzt ist, abhängig. Darüber hinaus können unterschiedliche Durchbruchmechanismen [Mah71; Bre11] sowie Shunts [Bre04] einer Erhöhung der Stromdichte  $j_{V_{\text{rev}}}$  bewirken. Zu hohe lokale Stromdichten führen insbesondere bei großer Rückwärtsspannung  $V_{\text{rev}}$  aufgrund starker Wärmeentwicklung zu Schäden am Modul [Gei12]. Aus diesem Grund wird die Stringlänge typischerweise auf 20 Zellen begrenzt und eine Obergrenze für die Stromdichte bei einer definierten Rückwärtsspannung während der Zell-Klassierung festgelegt. Für die Zellherstellung

bedeutet dies, dass die Stromstärke unter Rückwärtsbelastung minimiert werden muss, um einen möglichst niedrigen Ausschussanteil zu erreichen.

Das Festlegen einer Obergrenze für den Stromfluss unter Rückwärtsbelastung ist historisch begründet. Bei herkömmlichen Solarzellen wird die Rückwärtsstabilität – also ein niedriger Stromfluss unter Rückwärtsbelastung – hauptsächlich durch die Ausgestaltung des p-n-Übergangs bestimmt [Mah71; Bre11] und ist starken Schwankungen unterworfen [Alo06]. Da Solarzellen mit instabilem und undefiniertem Rückwärtsverhalten potenzielle Verursacher von Hotspots im Modul darstellen, wird die erwähnte Obergrenze definiert. Hierbei ist jedoch zu beachten, dass diese Grenze einer gewissen Willkür unterliegt. Für eine fundierte Bestimmung wären orts aufgelöste Daten zum Rückwärtsverhalten jeder einzelnen Zelle nötig [Fer11], die eine quantitative Bewertung der lokalen Verlustleistung und somit eine Einschätzung der Gefährdung durch Hotspots erlauben würden. Üblicherweise werden diese Daten bei der Produktion bislang nicht ermittelt.

Die Teilabschattung von Modulen verursacht nicht nur lokale Erwärmung, sondern verringert auch die elektrische Leistung. Der relative Leistungsabfall ist dabei aufgrund der Reihenschaltung der Zellen meist deutlich stärker als der abgeschattete Flächenanteil des Moduls. Wird beispielsweise nur eine einzige Zelle vollständig verschattet, unterbindet dies den Stromfluss im gesamten String, der durch die parallelgeschaltete Bypassdiode definiert wird. Bei einem Modul, das drei Strings enthält, können daher im Extremfall nur drei abgeschattete Zellen zu einem vollständigen Leistungsausfall führen. Eine Verringerung der Stringlänge würde den Leistungsverlust bei Abschattung einzelner Zellen reduzieren, hätte jedoch erhöhte Material- und Fertigungskosten zur Folge.

#### 3.5.2 Einfluss des rückseitigen n-Kontakts

Bei HIP-MWT-Solarzellen ist die p-Basis von den rückseitigen n-Kontakten nur durch ein Dielektrikum mit einer Dicke von ca. 100 nm bis 200 nm getrennt (vgl. Abschnitt 3.1.2 und Abbildung 3.1). Dies ist ein entscheidender Unterschied gegenüber herkömmlichen (MWT-PERC-)Solarzellen, deren n-Kontakte stets durch die RLZ gegenüber der p-Basis isoliert werden. Das Stapelsystem aus Metallkontakt, Dielektrikum und Basis ist ein sogenannter Metal Insulator Semiconductor (MIS)-Kontakt, der auch für Anwendungen in der Mikroelektronik relevant ist und bereits seit mehreren Jahrzehnten intensiv untersucht wird [Dah67; Cha86; Ran06]. In MIS-Kontakten ist ein Stromfluss über quantenmechanisches Tunneln möglich. Bei einem Potenzialunterschied zwischen Halbleiter und Metall stellt die dielektrische Schicht einen näherungsweise dreieckigen Potenzialwall dar, weshalb sich der Tunnelstrom



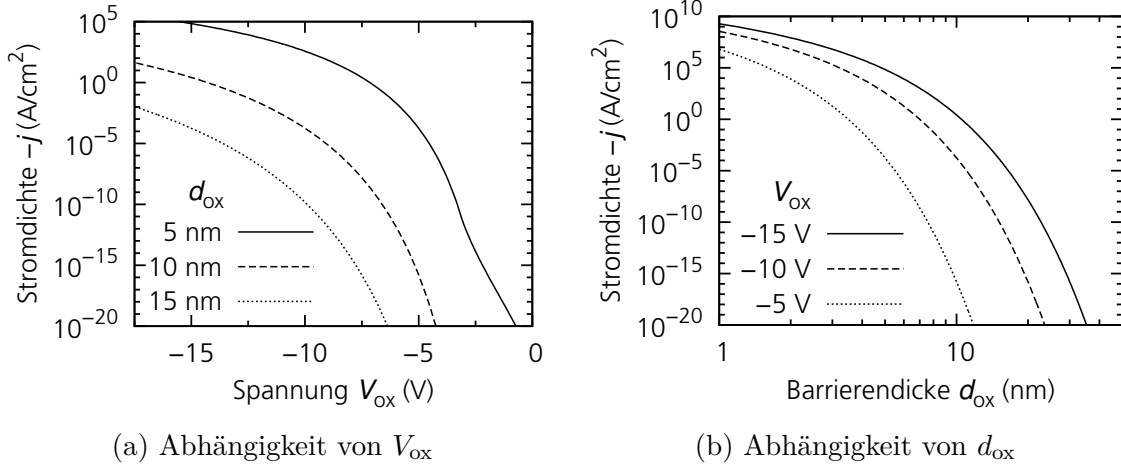


Abbildung 3.20: Tunnelstromdichte in einem MIS-Kontakt aus Silber, SiO<sub>2</sub> und p-Silicium nach Gleichungen 3.17 und 3.19 für  $m_{e,ox} = 0,5 \cdot m_e$  [Wei82] und  $\Phi_b = 3,1$  eV [Yeo00].

analog zur Elektronenemission aus Metallen im Vakuum, dem sogenannten Fowler-Nordheim-Tunneln [Fow28], beschreiben lässt.

Für den Tunnelstrom durch ein Dielektrikum gilt unter Berücksichtigung der Barrierenhöhe  $\Phi_b$  und der effektiven Elektronenmasse im Dielektrikum  $m_{e,ox}$  der Zusammenhang

$$j_{\text{MIS}} = AF_{\text{ox}}^2 \exp\left(-\frac{B}{F_{\text{ox}}}\right) \quad (3.17)$$

mit

$$A = \frac{q^3}{8\pi\hbar\Phi_b} \quad \text{und} \quad B = \frac{4\sqrt{2m_{e,ox}\Phi_b^3}}{3\hbar q} \quad (3.18)$$

zwischen Stromdichte  $j_{\text{MIS}}$  und elektrischer Feldstärke im Dielektrikum  $F_{\text{ox}}$  [Len69]. Diese Beschreibung vernachlässigt sowohl Temperatureinflüsse als auch die Bildkraft [Jen03] und verliert bei Barrierendicken  $d_{\text{ox}}$  im Bereich weniger Nanometer ihre Gültigkeit [Ran06]. In sehr dünnen dielektrischen Schichten findet bereits bei niedrigen Feldstärken direktes Tunneln statt. Der Tunnelstrom für die trapezförmige Barriere bei Spannungen  $F_{\text{ox}} \cdot d_{\text{ox}} = V_{\text{ox}} < \Phi_b/q$  im Dielektrikum lässt sich mit dem modifizierten Ausdruck

$$j_{\text{MIS}} = AF_{\text{ox}}^2 \exp\left(-\frac{B \left[1 - \left(1 - \frac{qV_{\text{ox}}}{\Phi_b}\right)^{3/2}\right]}{F_{\text{ox}}}\right) \quad (3.19)$$

beschreiben [Sch94].

Der für den Betrieb von HIP-MWT-Solarzellen relevante Spannungsbereich ist in Abbildung 3.20 dargestellt. Die Schaubilder zeigen die Stromdichte  $j$  exemplarisch für

einen MIS-Kontakt bestehend aus Silber, SiO<sub>2</sub> und p-Silicium. Für SiO<sub>2</sub>-Schichtdicken über 30 nm ist der Tunnelstrom verschwindend gering. Dies scheint Beobachtungen an HIP-MWT-Solarzellen mit einer Isolationsschichtdicke von mindestens 100 nm zu widersprechen, die teilweise erhöhte Leckströme im Bereich der rückseitigen Kontakte unter Rückwärtsbelastung aufweisen (vgl. Anhang A.3).

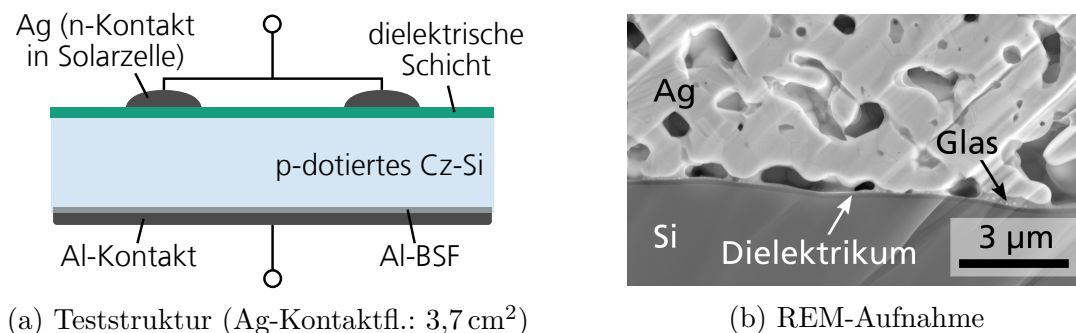
Um diesen scheinbaren Widerspruch zwischen erwartetem und gemessenem Stromfluss erklären zu können, wurden Teststrukturen mit verschiedenen dielektrischen Schichten und Siebdruck-Silberkontaktstreifen hergestellt und charakterisiert (vgl. Anhang A.6). Abbildung 3.21 zeigt den Aufbau dieser Teststrukturen und die nach Kontaktfeuern gemessenen Kennlinien. Die gegenüber Abbildung 3.20 um mehrere Größenordnungen erhöhte Stromdichte des MIS-Kontakts mit einer 100 nm dicken thermisch gewachsenen SiO<sub>2</sub>-Schicht legt nahe, dass die Silber-Siebdruckpaste während des Kontaktfeuerprozesses die dielektrische Schicht zumindest teilweise angreift und so lokale Bereiche mit stark verringerter Barrierendicke schafft. Solche Prozesse sind von Silberpasten zur Kontaktierung des Vorderseitenemitters bekannt [Hör10] und auf Bestandteile zur Haftungsverbesserung und Öffnung der dielektrischen Schicht, sogenannte Glasfritte, zurückzuführen. Silberpasten für Rückseitenkontakte werden jedoch auf eine möglichst geringe Schädigung der Passivierungsschicht optimiert [Wat11], daher ist ein solches Verhalten nicht von vornherein zu erwarten.

Die in Abbildung 3.21b dargestellte REM-Aufnahme einer Teststruktur mit Siliciumoxid/-nitrid-Dielektrikum zeigt, dass die tatsächliche Kontaktfläche der Siebdruck-Silberschicht kleiner als der bedruckte Bereich ist. Aufgrund des deutlich über den Erwartungen der theoretischen Rechnung liegenden Stromflusses kann davon ausgegangen werden, dass zumindest in Teilbereichen dieser lokalen Kontaktflächen die Dicke der dielektrischen Schicht durch eine Reaktion mit den Pastenbestandteilen soweit verringert ist, dass dort ein signifikanter Tunnelstrom fließt. Unter der Annahme, dass sich diese Bereiche verringerter Schichtdicke mit dem Flächenanteil  $C_{\text{tun}}$  durch eine effektive Barrierendicke  $d_{\text{ox}}$  beschreiben lassen, kann die Kennlinie der Teststrukturen mit den Gleichungen 3.17 und 3.19 modelliert werden,

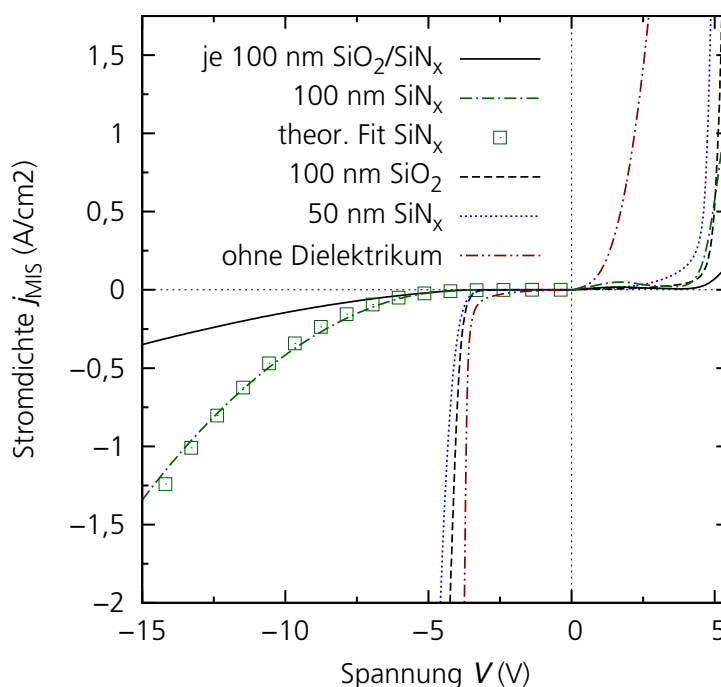
$$j_{\text{MIS}} = C_{\text{tun}} A F_{\text{ox}}^2 \exp\left(-\frac{d \cdot B}{F_{\text{ox}}}\right) \quad (3.20)$$

$$\text{mit } d = \begin{cases} 1 & \text{für } V_{\text{ox}} \geq \Phi_{\text{b}}/q \\ 1 - \left(1 - \frac{qV_{\text{ox}}}{\Phi_{\text{b}}}\right)^{3/2} & \text{für } V_{\text{ox}} < \Phi_{\text{b}}/q. \end{cases}$$

In Abbildung 3.21c ist unter der Bezeichnung „*theor. Fit SiN<sub>x</sub>*“ exemplarisch das Ergebnis der Anpassung von Gleichung 3.20 an die Kennlinie der Probe mit 100 nm SiN<sub>x</sub> dargestellt. Dabei wurde als dominierende Komponente das Tunneln von Elektronen aus dem Leitungsband durch die während des Kontaktfeuerprozesses entstehende Glasschicht angenommen, die hauptsächlich aus Siliciumoxid besteht [Hör10]. Für diesen Tunnelprozess aus p-dotiertem Silicium durch SiO<sub>2</sub> kann eine Barrierenhöhe

(a) Teststruktur (Ag-Kontaktfl.:  $3,7 \text{ cm}^2$ )

(b) REM-Aufnahme



(c) Kennlinien

Abbildung 3.21: (a) Aufbau der Teststrukturen, (b) exemplarische REM-Aufnahme und (c) gemessene Kennlinien verschiedener Silber-(Isolator-)Silicium-Kontakte, Stromdichte bezogen auf die Silberkontaktfläche. Aluminium- und Silberkontakt wurden mittels Siebdruck erzeugt.  $\text{SiO}_2$  bezeichnet thermisch gewachsenes Siliciumoxid. Messung ohne Beleuchtung in einem industriellen Solarzellentester nach Kontaktfeuern bei einer Einstelltemperatur von  $880^\circ\text{C}$  und anschließendem Formiergastempnen bei  $300^\circ\text{C}$ . Das verwendete Bor-dotierte Cz-Si hat einen spezifischen Widerstand im Bereich von  $1 \Omega \text{ cm}$  bis  $3 \Omega \text{ cm}$ . Die Definition der Polarität orientiert sich am Normalbetrieb der Solarzelle, für  $V > 0$  liegt am p-Kontakt ein positives Potenzial an. Die Ursache für das lokale Strommaximum des Kontakts mit  $100 \text{ nm SiN}_x$  bei  $V \approx 2 \text{ V}$  ist bislang ungeklärt.

von  $\Phi_b = 3,1 \text{ eV}$  angenommen werden [Yeo00]. Die Anpassung der Parameter ergibt eine effektive Barrierendicke von  $d_{\text{ox}} = 0,6 \text{ nm}$  bei einem effektiven Kontaktanteil von  $C_{\text{tunn}} = 1,4 \cdot 10^{-8}$  bezogen auf die bedruckte Silberkontaktfläche (für  $m_{e,\text{ox}} = 0,5 \cdot m_e$  [Wei82]).

Die Übereinstimmung des berechneten Kennlinienverlaufs mit den gemessenen Daten deutet darauf hin, dass die zugrundeliegende Annahme eines MIS-Tunnelkontakts gültig ist. Der niedrige effektive Kontaktanteil zeigt jedoch zugleich, dass der Stromfluss über die Kontaktfläche nicht homogen verteilt ist, sondern von einem extrem kleinen Flächenanteil mit stark verringerter Barrierendicke bestimmt wird. Diese Vorstellung deckt sich mit Modellen zur Emitterkontaktierung mittels Silberpasten [Sch06b]. Es ist zu beachten, dass in Gleichung 3.20 die Ladungsträgerverfügbarkeit nicht berücksichtigt wird. Dadurch können Abweichungen im extrahierten Flächenanteil der Tunnelbereiche  $C_{\text{tunn}}$  entstehen, der wie die für den Tunnelprozess zur Verfügung stehende Ladungsträgerdichte näherungsweise linear in den Tunnelstrom eingeht [Cle01].

Im Idealfall einer perfekt isolierenden dielektrischen Schicht wäre kein Einfluss der rückseitigen n-Kontakte auf die Kennlinie der HIP-MWT-Solarzellen vorhanden, weder im Normalbetrieb, noch unter Rückwärtsbelastung. Im Vergleich zur Referenzmessung ohne Dielektrikum wird in Abbildung 3.21c prinzipiell auch ein positiver Einfluss der dielektrischen Schichten, insbesondere auf die Stabilität in Vorwärtsrichtung ( $V > 0$ ), deutlich. Dennoch weist selbst die in diesem Experiment stabilste Konfiguration mit einem Schichtstapel aus je  $100 \text{ nm}$   $\text{SiO}_2$  und  $\text{SiN}_x$  im Zusammenspiel mit der verwendeten Silberpaste einen nicht vernachlässigbaren Stromfluss unter Rückwärtsbelastung auf, was auf die zuvor genannten Bereiche mit verringerter Schichtdicke zurückgeführt wird. Dieser Stromfluss für  $V < 0$  hat direkte Auswirkungen auf die Rückwärtsstabilität der HIP-MWT-Zelle. Für den Beitrag zum gesamten Rückwärtsstrom gilt unter Vernachlässigung von Serienwiderstandseinflüssen

$$\Delta j_{V_{\text{rev}}} = C_n \cdot j_{\text{MIS}}, \quad (3.21)$$

wobei  $C_n$  den Flächenanteil der rückseitigen n-Kontakte bezeichnet.

Eine Möglichkeit, den Stromfluss im MIS-Kontakt zu minimieren, besteht in der Verwendung angepasster dielektrischer Schichten und weiter optimierter Silberpasten [Loh12]. Für HIP-MWT-Solarzellen sowohl aus mc-Si als auch aus Cz-Si konnte im Rahmen der Arbeit ein System aus Passivierungstapel und Silberpaste identifiziert werden, das unter Rückwärtsbelastung stabil ist – das Rückwärtsverhalten der Zelle also nicht beeinflusst – und die Solarzelleneffizienz im Vorwärtsbetrieb nicht signifikant verringert (vgl. Anhang A.4 und A.5). Eine detaillierte Analyse der MIS-Struktur an der Rückseite von HIP-MWT-Solarzellen findet sich in Anhang A.11.

### 3.5.3 Zellintegrierte Bypassfunktionalität

Der vorige Abschnitt zeigt, dass das Verhalten des rückseitigen n-Kontakts unter Rückwärtsbelastung direkt vom Passivierungsschichtsystem abhängt. Der naheliegende Ansatz ist, zur Herstellung von HIP-MWT-Solarzellen eine Konfiguration zu wählen, die unter Rückwärtsbelastung einen vernachlässigbaren Stromfluss aufweist und so die Rückwärtsstabilität nicht beeinflusst. Auf Basis der Ergebnisse lässt sich jedoch auch ein fortschrittlicheres Konzept entwickeln, welches gegenüber der bisherigen Zielsetzung minimalen Stromflusses unter Rückwärtsbelastung deutliche Vorteile hat.

Ein erhöhter Stromfluss unter Rückwärtsbelastung ist nicht zwangsläufig mit der Gefahr einer lokalen Überhitzung, die in sogenannten Hotspots resultieren kann, verknüpft. Eine Überhitzung findet nicht statt, sofern die Spannung, bei welcher der von den übrigen Zellen bzw. dem Wechselrichter vorgegebene Strom durch die abgeschattete Zelle fließt, ausreichend klein ist. Zentrales Kriterium ist immer, dass die Verlustleistungsdichte  $p_{V_{\text{rev}}} = V_{\text{rev}} \cdot j_{V_{\text{rev}}}$  in der abgeschatteten Zelle über den gesamten Rückwärtsspannungsbereich bis zur maximalen Stromstärke des Strings im Modul abgeführt werden kann, ohne dass lokal eine kritische Temperatur überschritten wird, bei der irreversible Schäden am Modul entstehen.

Ideal wäre eine Solarzelle mit unbegrenzter Leitfähigkeit unter Rückwärtsbelastung. Dies würde sowohl eine lokale Überhitzung vermeiden, als auch die Verluste bei Abschattung einzelner Zellen deutlich verringern. Das Modul würde nicht mehr die Leistung des gesamten Strings, sondern nur noch die der abgeschatteten Zellen verlieren. Mit externen Bypassdioden für jede einzelne Zelle könnte ein solches Verhalten näherungsweise erreicht werden, die Fertigungs- und Materialkosten würden jedoch ansteigen.

HIP-MWT-Solarzellen bieten mit dem rückseitigen MIS-Übergang nun die Möglichkeit, das Rückwärtsverhalten der Zelle durch gezielte Wahl des Dielektrikums und der Siebdruckpaste [Loh12] kontrolliert zu manipulieren. Die in Abbildung 3.21c dargestellten Kurven zeigen, dass mit derzeit erhältlichen Silberpasten und typischen Passivierungsschichten bereits ein Rückwärtsdurchbruch – gekennzeichnet durch einen überproportional starken Anstieg der Stromdichte – bei  $V_{\text{rev}} \approx -4 \text{ V}$  erreichbar ist. Dies entspricht zwar nicht dem Idealfall unbegrenzter Leitfähigkeit bei Rückwärtsbelastung, ist gegenüber herkömmlichen Solarzellenstrukturen dennoch vorteilhaft. Einerseits wird die maximale Rückwärtsspannung durch den MIS-Kontakt begrenzt. Dadurch können Durchbrüche im p-n-Übergang bei mittleren Spannungen bis  $-12 \text{ V}$  mit starker Wärmeentwicklung, wie sie beispielsweise bei kompensiertem Material auftreten können [Fer11], vermieden werden. Andererseits verringern sich die Verluste in der Modulleistung bei Teilabschattung gegenüber dem Fall, dass die abgeschattete Zelle nahezu keinen Stromfluss zulässt.

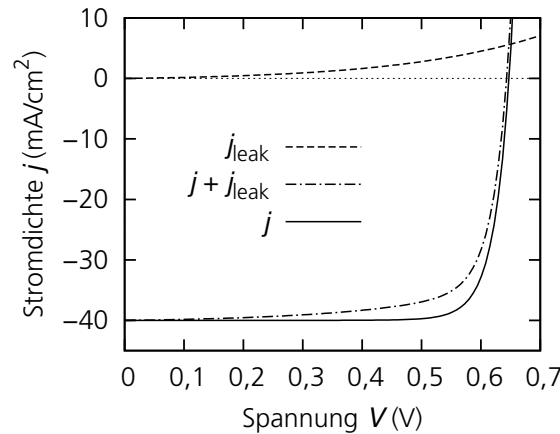


Abbildung 3.22: Beispielfhafte Darstellung einer Solarzellenkennlinie mit und ohne Leckstrom  $j_{\text{leak}}$ .

Der MIS-Kontakt in HIP-MWT-Solarzellen kann somit bei geeigneter Auslegung eine zellintegrierte Bypassfunktionalität übernehmen, ohne zusätzliche Kosten bei der Herstellung zu verursachen. Dies ermöglicht die Minimierung von Teilabschattungsverlusten sowie die Verarbeitung von Materialien, die ansonsten aufgrund zu hoher Strömstärke bzw. Verlustleistung unter Rückwärtsbelastung für die Solarzellenproduktion ungeeignet wären. Bei der Auslegung des Kontakts muss berücksichtigt werden, dass sich Leckströme in Vorwärtsrichtung negativ auf den Füllfaktor auswirken. Abbildung 3.22 zeigt exemplarisch den Einfluss einer spannungsabhängigen Leckstromdichte  $j_{\text{leak}}$  auf die Solarzellenkennlinie. Aus diesem Grund darf im Spannungsbereich  $0 \leq V \leq V_{\text{OC}}$  kein nennenswerter Stromfluss von der p-Basis zu den rückseitigen n-Kontakten auftreten.

Der Ansatz, einen MIS-Kontaktbereich zur Integration einer Bypassfunktionalität zu nutzen, lässt sich auch auf Standardsolarzellen übertragen. Hierzu muss unter den vorderseitigen Busbars der Emitter entfernt oder dessen Ausbildung verhindert werden (vgl. Anhang A.6). Sowohl für Standardsolarzellen als auch für HIP-MWT-Solarzellen kann zur Abschätzung der Bypassfunktionalität von einem n-Kontaktflächenanteil von  $C_n = 5\%$  ausgegangen werden. Verwendet man beispielhaft die in Abbildung 3.21c dargestellten Daten für ein Dielektrikum aus 100 nm  $\text{SiO}_2$ , ergibt sich für eine Solarzelle mit 156 mm Kantenlänge im Normalbetrieb ein Füllfaktorverlust von  $\Delta FF = 0,3\%$ . Bei Belastung mit einem Strom von 10 A im unbeleuchteten Zustand stellt sich eine Spannung von  $V_{\text{rev}} = -4,0\text{ V}$  ein, was einer Verlustleistung von 40 W entspricht. Da die Verlustleistung im Bereich der n-Kontakte entsteht und die metallischen Zellverbinder über eine hohe Wärmeleitfähigkeit verfügen, ist die Wärmeabfuhr nicht auf die n-Kontaktfläche begrenzt. Numerische Simulationen einer im Modul eingekapselten Zelle mit einer homogen über die Zellfläche verteilten Verlustleistung von  $\approx 80\text{ W}$  zeigen keine Gefahr für Hotspots [Gei12]. Für die berechnete Verlustleistung

von 40 W muss demnach maximal die halbe Zellfläche zur Wärmedissipation genutzt werden, was durch angepasste Zellverbindergeometrien oder einen folienbasierten Verschaltungsansatz [Bul03] erreicht werden kann.

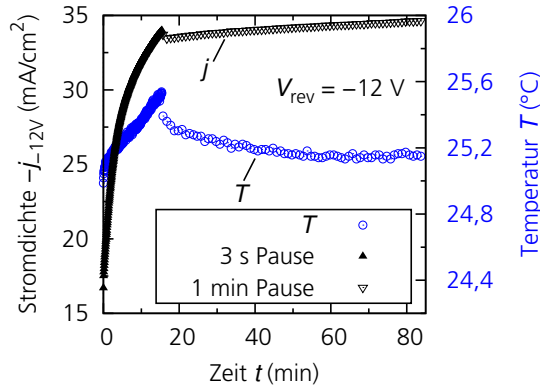
Unter Berücksichtigung der Tatsache, dass der Ansatz zur Integration einer Bypassdiodenfunktionalität mittels MIS-Struktur erstmalig im Rahmen dieser Arbeit entwickelt wurde und bislang noch keine speziell für diese Anwendung angepassten Silberpasten zur Verfügung stehen, scheint eine weitere Verringerung der Verluste sowohl im Durchbruchbetrieb als auch in Vorwärtsrichtung realistisch. Die erreichten Ergebnisse stellen somit eine vielversprechende Basis für die weitere Optimierung kristalliner Siliciumsolarzellen dar. Gegenüber bislang bekannten Ansätzen zur Integration von Bypassdioden mittels invertierter p-n-Bereiche [Gre81; Che12] weist der MIS-basierte Ansatz den Vorteil auf, dass geringere Füllfaktorverluste entstehen und keine abschattungsbedingten Kurzschlussstromverluste auftreten.

### 3.5.4 Langzeitstabilität

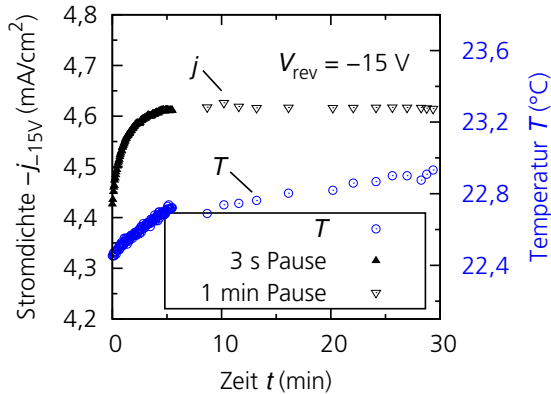
Es ist bekannt, dass in MIS-Kontakten bei Langzeitbelastung Durchbrüche entstehen können, die einen Anstieg des Stromflusses gegenüber dem Anfangszustand zur Folge haben [Lom05]. Daher ist eine Langzeituntersuchung für HIP-MWT-Solarzellen, deren MIS-Kontaktbereich unter Rückwärtsbelastung sperrt, wichtig für die Beurteilung des verwendeten dielektrischen Schichtsystems.

In den im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Solarzellen kommen sowohl thermisch gewachsene  $\text{SiO}_2$ -Schichten als auch per PECVD abgeschiedene  $\text{AlO}_x$ -Schichten als Rückseitenpassivierung zum Einsatz. Die Deckschichtsysteme, die zusätzlich auf die Passivierungsschicht aufgebracht werden, bestehen aus  $\text{SiO}_x$  und  $\text{SiN}_x$  und werden jeweils per PECVD abgeschieden. Zur Beurteilung der Langzeitstabilität unter Rückwärtsbelastung wurden an HIP-MWT-Solarzellen mit repräsentativen Schichtsystemen mehrere Messreihen durchgeführt. Abbildung 3.23 zeigt exemplarisch den Verlauf der Stromdichte  $j_{V_{\text{rev}}}$  für HIP-MWT-Solarzellen aus mc-Si über eine Vielzahl von Einzelmessungen, die jeweils die Messung einer Hell- und Dunkelkennlinie in Vorwärtsrichtung sowie die Messung einer Dunkelkennlinie in Rückwärtsrichtung umfassen. Die Stromdichte  $j_{V_{\text{rev}}}$  wurde anhand der Rückwärtskennlinie bei der jeweils angegebenen Spannung  $V_{\text{rev}}$  ermittelt. Während der Messreihe wurden die Messparameter angepasst, um den Einfluss der Wartezeit zwischen zwei Messungen (3 s oder 1 min) beurteilen zu können.

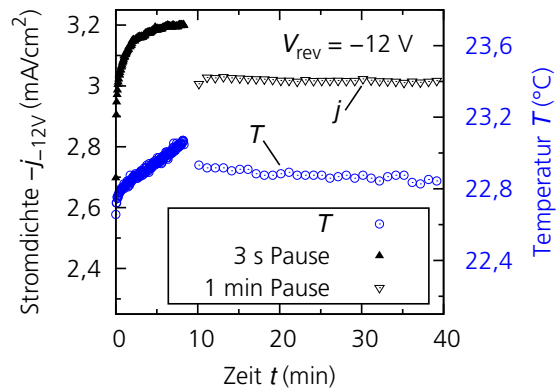
Bei den untersuchten Solarzellen haben sich sowohl Füllfaktor als auch Leerlaufspannung – die für die Beurteilung des Vorwärtsverhaltens entscheidenden Größen – im Verlauf der Messreihe nicht signifikant verändert. Diese wichtige Erkenntnis zeigt,



(a) 10 nm  $\text{AlO}_x$ , 100 nm  $\text{SiO}_x$ , 100 nm  $\text{SiN}_x$



(b) 10 nm  $\text{AlO}_x$ , 150 nm  $\text{SiN}_x$



(c) 10 nm  $\text{SiO}_2$ , 100 nm  $\text{SiO}_x$ , 100 nm  $\text{SiN}_x$

Abbildung 3.23: Verlauf der Stromdichte unter Rückwärtsbelastung für HIP-MWT-Solarzellen aus mc-Si mit drei unterschiedlichen dielektrischen Schichtstapeln zur Rückseitenpassivierung. Die Messreihe wurde an einem industriellen Zelltester aufgenommen, in der Legende ist die jeweilige Wartezeit zwischen zwei Messungen angegeben. Die Messzeit unter Rückwärtsbelastung beträgt je Messpunkt mindestens 100 ms. Zur Temperaturmessung wurde das in den Messblock integrierte Widerstandsthermometer verwendet. Die Stromdichte bezieht sich auf die gesamte Zellfläche von  $d_{\text{cell}}^2 = 243 \text{ cm}^2$ , der n-Kontaktflächenanteil beträgt  $C_n = 4,6 \%$ . Je Schichtsystem sind die Daten einer Zelle dargestellt, parallele Messungen an weiteren Zellen bestätigen den beobachteten Verlauf.



dass für die untersuchten Dielektrika kein negativer Einfluss der Rückwärtsbelastung auf die Solarzelleneffizienz zu erwarten ist. Die Messwerte unter Rückwärtsbelastung zeigen jedoch einen Zusammenhang zwischen Messdauer und Stromdichte  $j_{V_{\text{rev}}}$ . Bei allen untersuchten Zellen liegt der unter Rückwärtsbelastung gemessene Strom am Ende der Messreihe über dem Ausgangswert. Der Temperaturverlauf legt nahe, dass die Veränderung der Stromstärke nicht ausschließlich temperaturbedingt ist. So steigt beispielsweise in Abbildung 3.23b die Temperatur während der Messungen mit geringer Repetitionsrate weiter an, der gemessene Strom bleibt jedoch stabil.

Bei  $\text{AlO}_x$ -Passivierung mit einem  $\text{SiO}_x/\text{SiN}_x$ -Deckschichtstapel (Abbildung 3.23a) steigt die auf die gesamte Zellfläche bezogene Stromdichte bei einer Belastung mit  $V_{\text{rev}} = -12 \text{ V}$  innerhalb des Messzeitraums von anfangs  $5,3 \text{ mA/cm}^2$  auf knapp  $35 \text{ mA/cm}^2$  an. Dies entspricht einer Gesamtverlustleistung von  $102 \text{ W}$  nach Abschluss der Messreihe. Eine solche Zelle erhöht die Gefahr der lokalen Überhitzung unter Teilabschattung. Der im Hinblick auf die Solarzelleneffizienz vorteilhafte Deckschichtaufbau mit  $\text{SiO}_x$ -Zwischenschicht ist somit zumindest im Zusammenspiel mit der in diesem Experiment verwendeten Silberpaste nicht für HIP-MWT-Solarzellen geeignet. Bei Verwendung einer  $150 \text{ nm}$  dicken Deckschicht aus  $\text{SiN}_x$  (Abbildung 3.23b) steigt der Strom unter Rückwärtsbelastung zwar leicht an, innerhalb kurzer Zeit wird jedoch ein unkritischer Sättigungswert von  $j_{V_{\text{rev}}} \approx 4,6 \text{ mA/cm}^2$  erreicht. Somit ist auch für  $\text{AlO}_x$ -Passivierungsschichten die Herstellung einer langzeitstabilen MIS-Konfiguration möglich, sofern eine geeignete Deckschicht zum Einsatz kommt.

Im Gegensatz zur  $\text{AlO}_x$ -Passivierung ist die thermisch gewachsene  $\text{SiO}_2$ -Schicht auch in Kombination mit dem  $\text{SiO}_x/\text{SiN}_x$ -Deckschichtstapel stabil. Bei hoher Repetitionsrate steigt die Stromdichte bei  $V_{\text{rev}} = -12 \text{ V}$  zwar zu Beginn der Messreihe an, der Wert sättigt jedoch mit  $j_{V_{\text{rev}}} \approx 3 \text{ mA/cm}^2$  auf niedrigem Niveau. Vergleichbare Ergebnisse wurden auch an HIP-MWT-Solarzellen aus Cz-Si mit FediO-Passivierung bestehend aus jeweils  $100 \text{ nm}$  thermisch gewachsenem  $\text{SiO}_2$  und PECVD- $\text{SiN}_x$  erzielt. Bei Dauerbelastung mit  $V_{\text{rev}} = -15 \text{ V}$  zeigen diese Zellen innerhalb der ersten Stunde einen Anstieg der Stromstärke um  $31 \%$ , der dann erreichte Wert<sup>4</sup> von  $2,9 \text{ mA/cm}^2$  bleibt jedoch über den gesamten Messzeitraum von  $24 \text{ Stunden}$  konstant. Aufgrund dieser Ergebnisse und der Beobachtungen in anderen Experimenten [Loh12] kann das Rückwärtsverhalten von HIP-MWT-Solarzellen mit Passivierungssystemen auf Basis thermisch gewachsener  $\text{SiO}_2$ -Schichten als langzeitstabil bewertet werden.

Die Ursache für das teilweise instabile Verhalten von PECVD- $\text{AlO}_x$ -Schichten unter Langzeit-Rückwärtsbelastung konnte im Rahmen der Untersuchungen nicht abschließend geklärt werden. Unter anderem kommen neben einer Wechselwirkung mit der  $\text{SiO}_x$ -Abscheidung auch höhere Fehlstellendichten der PECVD- $\text{AlO}_x$ -Schichten bzw. ein homogeneres Aufwachsen der Deckschichten bei Passivierung mit thermisch ge-

<sup>4</sup>Skaliert auf typischen n-Kontaktflächenanteil von  $C_n = 4,6 \%$  und Zellfläche von  $d_{\text{cell}}^2 = 243 \text{ cm}^2$ .

wachsenem  $\text{SiO}_2$  in Frage. Ebenso sind unterschiedliche Mechanismen bei der Reaktion mit den Pastenbestandteilen denkbar.

Das dargestellte Experiment wurde ausschließlich mit einer Silberpaste durchgeführt, die einen hohen Anteil an haftverbessernden Fritte-Zusätzen aufweist. In weiteren Experimenten konnten neue Pasten mit höherer Langzeitstabilität identifiziert werden [Loh12], deren Haftung auf dielektrischen Schichten dennoch ausreichend hoch ist. Für eine abschließende Bewertung der Stabilität von Passivierungsschichtstapeln für HIP-MWT-Solarzellen ist daher eine Untersuchung mehrerer verfügbarer Siebdruckpasten empfehlenswert.

Die Stabilität von Schichtsystemen, die für eine zellintegrierte Bypassfunktionalität geeignet sind, wurde nicht mit der in diesem Abschnitt dargestellten Methode untersucht. Stattdessen wurden Thermographiemessungen unter Dauerbelastung mit angelegter Rückwärtsspannung über mehrere Stunden durchgeführt. Im Rahmen dieser Messungen konnte keine signifikante Änderung des Rückwärtsverhaltens beobachtet werden.

## 3.6 Modulintegration

Im Zusammenspiel mit einer zuverlässigen, verlustarmen und wirtschaftlichen Modultechnologie lassen sich die Vorteile der MWT-PERC-Solarzellen gegenüber herkömmlichen Solarzellen in einem PV-System voll ausschöpfen. Der Großteil der derzeit produzierten PV-Module basiert auf Solarzellen mit Kontaktierung über die Vorder- und Rückseite. Die Verschaltung der Zellen zu Strings erfolgt üblicherweise über Zellverbinder aus einer Kupferlegierung. Dabei muss jeweils eine Verbindung zwischen Vorder- und Rückseite zweier benachbarter Zellen hergestellt werden, weshalb ein Abstand von 2 mm bis 3 mm zwischen den Zellen verbleibt [Wir12]. Da die maximale Höhe der Zellverbinder durch den Löt- und Laminationsprozess begrenzt ist, ergibt sich der Zellverbinderquerschnitt aus dem Kompromiss zwischen hoher Leitfähigkeit und niedriger Abschattung der Zellvorderseite. Bei der Verwendung von MWT-Solarzellen besteht diesbezüglich neben einer höheren Zelleffizienz der Vorteil, dass aufgrund der rein rückseitigen Verschaltung sowohl schmalere inaktive Zellzwischenräume realisiert, als auch breitere Zellverbinder mit höherer Leitfähigkeit verwendet werden können.

Das am Fraunhofer ISE entwickelte Konzept zur Verschaltung von MWT-Solarzellen basiert auf Zellverbindern mit einer speziellen Struktur, die thermomechanische Spannungen nach dem Lötprozess verringert [Eit12]. Das asymmetrische Design der MWT-Zellrückseite ermöglicht dabei eine einfache Reihenschaltung der Zellen durch Drehung jeder zweiten Zelle um  $180^\circ$ . In Abbildung 3.24 ist das Verschaltungskon-

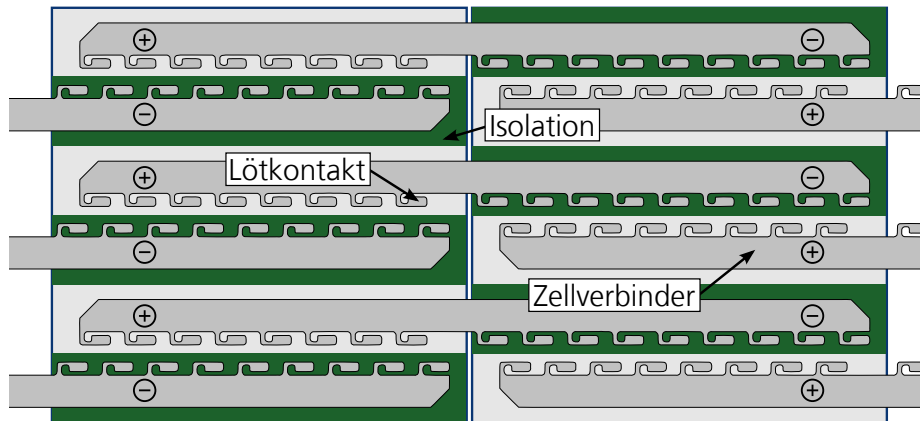


Abbildung 3.24: Verschaltung von MWT-Solarzellen mit strukturierten Zellverbindern (in Anlehnung an [Eit12]). Auf den Zellen befindet sich im Bereich der n-Kontakte eine Isolationsschicht, die einen Kurzschluss mit dem Zellverbinder verhindert.

zept schematisch dargestellt. Abgesehen vom Zellverbinderaufbau unterscheidet sich die MWT-Modulfertigung mit diesem Konzept nur geringfügig von der Herstellung herkömmlicher Module, weshalb auf bewährte Anlagen und Prozesse zurückgegriffen werden kann.

Ein alternativer Ansatz zur Verbindung von MWT-Solarzellen verwendet strukturierte Leiterbahnen, welche in die Rückseitenfolie integriert sind. Dieser Ansatz wurde am Energy Research Centre of the Netherlands (ECN) entwickelt [Bul03] und bietet den Vorteil, dass alle Verbindungen innerhalb eines Moduls in einem Prozessschritt, beispielsweise mit Leitklebern, hergestellt werden können [Spä08]. Die Verschaltung der Zellen zu Strings als Zwischenschritt entfällt somit. Nachteilig sind die bislang noch hohen Materialkosten für die strukturierten Rückseitenfolien, zudem besteht im Gegensatz zur zellverbinderbasierten Verschaltung nicht die Möglichkeit, großteils Anlagen aus der herkömmlichen Modulfabrikation einsetzen zu können.

Zur Demonstration des Potenzials der entwickelten Technologie wurde in Zusammenarbeit mit der Modulabteilung des Fraunhofer ISE ein Modul aus 16 multikristallinen HIP-MWT-Solarzellen hergestellt. Die verwendeten Zellen wurden im Rahmen dieser Arbeit hergestellt (vgl. Anhang A.5) und weisen eine mittlere Effizienz von 17,9% auf. Die Verschaltung basiert auf dem in Abbildung 3.24 dargestellten Zellverbinderbau. Gegenüber herkömmlichen Modulen wurden optimierte Einkapselungsmaterialien mit verringerter Absorption eingesetzt [Häd13].

In Tabelle 3.4 sind die Kenndaten der Zellen und des Demonstrator-Moduls dargestellt. Der Füllfaktor zeigt im Vergleich zu den anderen Kenndaten den stärksten relativen

Tabelle 3.4: Kenndaten für 16 HIP-MWT-Solarzellen aus mc-Si mit einer Kantenlänge von 156 mm (Mittelwert und Standardabweichung) sowie Kenndaten des daraus hergestellten Moduls. Zellmessung an einem industriellen Zelltester, Kalibrierung mittels Referenzmessung des Fraunhofer ISE CalLab PV Cells. Modulmessung mit quadratischer Maske, die für Wirkungsgrad  $\eta$  und Kurzschlussstromdichte  $j_{SC}$  relevante Maskenfläche beträgt  $4020 \text{ cm}^2$  (1 mm Abstand zwischen Maske und äußerster Zellreihe). Messunsicherheit der Leistung  $P_{MPP}$ : 3,1 % bei Zellmessung und 1,8 % bei Modulmessung (jeweils erweiterte Messunsicherheit, d. h. zweifache Standardmessunsicherheit).

	$\eta$ (%)	$P_{MPP}$ (W)	$V_{OC}$ (V)	$j_{SC}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$I_{SC}$ (A)	$FF$ (%)
Zellen	$17,9 \pm 0,1$	69,8**	10,1**	$36,8 \pm 0,1$	$8,95 \pm 0,03$	$77,0 \pm 0,4$
Modul*	17,4	69,8	10,1	36,5	9,16	75,6
<i>Diff. abs.</i>	-0,5	0,0	0,0	-0,3	+0,21	-1,4
<i>Diff. rel.</i>	-3,0 %	0,0 %	0,0 %	-0,8 %	+2,3 %	-1,8 %

\*gemessen von Fraunhofer ISE CalLab PV Modules \*\*Summe aller Zellen

Verlust zwischen Zell- und Modulmessung. Dieser Verlust ist auf Serienwiderstandsbeiträge der Zellverbinder und der Lötstellen zurückzuführen. Die Kurzschlussstromdichte sinkt ebenfalls, allerdings ausschließlich aufgrund der größeren Bezugsfläche während der Modulmessung. Die nicht flächenbezogene Kurzschlussstromstärke  $I_{SC}$  zeigt dagegen einen einkopplungsbedingten Gewinn von 2,3 %. Der resultierende Zelle-zu-Modul-Verlust ist mit  $\Delta\eta = 0,5 \%$  sehr niedrig – die nicht flächenbezogene Leistung  $P_{MPP}$  des Moduls entspricht dagegen genau der Summe der einzelnen Zelleleistungen, Serienwiderstandsverluste und Einkopplungsgewinn gleichen sich aus. Die Ergebnisse demonstrieren, dass das zuvor beschriebene Zellverbinderkonzept ein vielversprechender Ansatz zur Herstellung hocheffizienter MWT-Module ist. Dies wird auch im Vergleich zum Leiterbahn-Ansatz deutlich, für den ein Zelle-zu-Modul-Verlust von  $\Delta\eta = 0,8 \%$  für ein Modul aus 36 Zellen veröffentlicht wurde [Lam12]. Standardmodule aus herkömmlich kontaktierten Zellen weisen bei einer Größe von 60 Zellen typischerweise einen Zelle-zu-Modul-Verlust  $\Delta\eta$  von 2 % bis 3 % auf [Wir12]. Beim Vergleich dieser Werte muss beachtet werden, dass die Verschaltungsverluste mit zunehmender Modulgröße aufgrund der längeren Strompfade leicht ansteigen.

## 4 Ausblick

Die in der vorliegenden Arbeit erzielten Ergebnisse belegen die erfolgreiche Kombination des MWT- und des PERC-Ansatzes und zeigen zahlreiche Vorteile des MWT-PERC-Konzepts gegenüber herkömmlichen Solarzellen auf. Aufbauend auf den gewonnenen grundlegenden Erkenntnissen kann der Fokus zukünftiger Arbeiten sowohl auf die weitere Vertiefung des Verständnisses einzelner MWT-PERC-spezifischer Fragestellungen als auch auf die Integration zukünftiger technologischer Fortschritte gelegt werden.

Die industrielle Herstellung der MWT-PERC-Solarzellen wird durch die entwickelten Vereinfachungen der Struktur und des Herstellungsprozesses begünstigt. Da die höhere Zelleffizienz zudem die auf die Nennleistung bezogenen Kosten senkt, besteht mehr Spielraum für die Integration neuartiger Prozesse in der Modulherstellung. Die Verfügbarkeit einer zuverlässigen Modultechnologie ist für die erfolgreiche industrielle Umsetzung des Konzepts ein zentraler Aspekt. Die MWT-PERC-Technologie hat das Potenzial, herkömmlichen Solarzellen und -modulen kurz- bis mittelfristig nicht nur bezüglich der Effizienz, sondern auch unter ökonomischen Gesichtspunkten überlegen zu sein [Nol12]. Mehrere Solarzellen- und Anlagenhersteller haben bereits geeignete Anlagen zur Herstellung und Modulintegration von MWT-Zellen entwickelt [Spä08; Ume10; Wu11]. In jüngster Vergangenheit wurden zudem MWT-Modulkomponenten von Materialherstellern zu konkurrenzfähigen Preisen – im Vergleich zu herkömmlichen Modulen – angekündigt. Für einen breiteren Einsatz der MWT-Technologie spricht auch, dass sie hinsichtlich der Modulintegration einen schnelleren Übergang zu neuartigen Rückkontaktsolarzellen, wie beispielsweise BCBJ-Solarzellen, ermöglicht.

Die Entwicklung der MWT-PERC-Solarzelle selbst ist bereits sehr weit fortgeschritten, dennoch bestehen Möglichkeiten zur weiteren Verbesserung einzelner Komponenten. Der Serienwiderstandsverlust durch lateralen Stromfluss über den n-Kontakten an der Zellrückseite spielt bei den derzeit verwendeten Kontaktgeometrien nur eine untergeordnete Rolle. Eine Entkopplung der externen Kontakte von der Rückseitenmetallisierung der Zelle mittels isolierender Schichten würde jedoch neben weiter verringerten Serienwiderstandsverlusten eine größere Flexibilität in der Ausgestaltung der Kontaktgeometrien bieten und so eine effizientere Modulverschaltung ermöglichen. Der Silberverbrauch – der einen großen Einfluss auf die Zellkosten hat – kann durch kupferbasierte Metallisierungsansätze gesenkt werden [Bar10]. Alternativ können bei

herkömmlicher Silbermetallisierung Vorderseitenkontaktfinger mit geringerem Querschnitt eingesetzt werden. Dies hätte allerdings erhöhte Serienwiderstandsverluste zur Folge. Im Gegensatz zu beidseitig kontaktierten Solarzellen sind MWT-Solarzellen jedoch besonders gut dafür geeignet, den Abstand zwischen den externen Kontaktreihen und damit die Kontaktfingerlänge sowie den Serienwiderstand zu reduzieren, da die rückseitigen Kontaktreihen keine zusätzliche Abschattung verursachen. Die Berechnung der optimalen Fingerlänge auch unter Berücksichtigung der Kosten für die Modulverschaltung und der verfügbaren Vorderseitenmetallisierungstechnologien scheint daher sinnvoll. Ein Übertrag des MWT-PERC-Konzepts auf n-dotiertes Basismaterial könnte aufgrund des deutlich geringeren Einflusses der interstitiellen Sauerstoffkonzentration und kritischer metallischer Verunreinigungen auf die Basis-Minoritätslebensdauer Effizienzsteigerungen ermöglichen [Glu10].

Weiterführende Untersuchungen zur Kontaktausbildung zwischen Silberpaste und p-dotierter Basis wären für die Optimierung der in Abschnitt 3.5.3 beschriebenen Bypassfunktionalität hilfreich. Insbesondere die Entwicklung einer speziell für diesen Zweck angepassten Silberpaste scheint hierfür von zentraler Bedeutung zu sein. Mittels eines orts aufgelösten thermischen Modells, das den Gesamtverbund aus Zelle und Modulmaterialien abbildet, könnten zudem Rückseitenkontaktgeometrie und Verschaltungskonfiguration auf einen möglichst hohen Wärmeabtransport optimiert werden. Gleichzeitig könnte eine Obergrenze für die maximal erlaubte Verlustleistung im Bypass-Bereich ermittelt werden.

Momentan werden am Fraunhofer ISE aufbauend auf den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit mehrere tausend HIP-MWT-Solarzellen hergestellt [Dre12]. Diese Solarzellen werden mit einer neuartigen, laminationsfreien Technologie zu Modulen weiterverarbeitet und anschließend in die Fassade eines neuen Institutsgebäudes integriert. Im Rahmen dieses Projekts können wertvolle Erkenntnisse zur Massenfertigung und Modulintegration von HIP-MWT-Solarzellen gewonnen und weiterführende Untersuchungen im Hinblick auf die Zuverlässigkeit unter realen Betriebsbedingungen durchgeführt werden.

# Symbolverzeichnis

<b>Symbol</b>	<b>Beschreibung</b>	<b>Einheit</b>
$\alpha_{\text{Si}}$	Absorptionskonstante für Licht in Silicium	1/cm
$A$	Tunnelparameter	A/V <sup>2</sup>
$A_{\text{cell}}$	Zellfläche	cm <sup>2</sup>
$B$	Tunnelparameter	V/m
$c$	Lichtgeschwindigkeit (299 792 458 m/s)	m/s
$C_{\text{lat}}$	Flächenanteil der rückseitigen n-Kontaktbereiche	1
$C_{\text{n}}$	Flächenanteil der rückseitigen n-Kontakte	1
$C_{\text{edge}}$	Flächenanteil des unkontaktierten Zellrands	1
$C_{\text{tun}}$	Flächenanteil der Tunnelbereiche	1
$d_{\text{cell}}$	Zell-Kantenlänge	mm
$d_{\text{edge}}$	Breite des unkontaktierten Randbereichs	mm
$d_{\text{lat}}$	Breite der rückseitigen n-Kontaktbereiche	mm
$d_{\text{ox}}$	Barrierendicke	µm
$D$	Diffusionskonstante	cm <sup>2</sup> /s
$\eta$	Wirkungsgrad	%
$E_{\text{g}}$	Bandlücke	eV
$E_{\text{C}}$	niedrigstes Energieniveau im Leitungsband	eV
$E_{\text{F}}$	Fermienergie	eV
$E_{\text{V}}$	höchstes Energieniveau im Valenzband	eV
$f$	Kontaktflächenanteil	1
$FF$	Füllfaktor	%
$F_{\text{ox}}$	elektrische Feldstärke im Dielektrikum	V/m
$\gamma_{\text{inj}}$	Injektionsfaktor	1

Symbol	Beschreibung	Einheit
$G$	Bestrahlungsstärke	W/m <sup>2</sup>
$h$	Planck'sches Wirkungsquantum ( $6,626\,07 \cdot 10^{-34}$ J s)	J s
$\hbar$	reduziertes Planck'sches Wirkungsquantum ( $h/2\pi$ )	J s
$I_{SC}$	Kurzschlussstromstärke	A
$j_{01}$	Dunkelsättigungsstromdichte der ersten Diode im Zweidiodenmodell	fA/cm <sup>2</sup>
$j_{0b}$	Basis-Dunkelsättigungsstromdichte	fA/cm <sup>2</sup>
$j_{0e}$	Emitter-Dunkelsättigungsstromdichte	fA/cm <sup>2</sup>
$j_{02}$	Dunkelsättigungsstromdichte der zweiten Diode im Zweidiodenmodell	nA/cm <sup>2</sup>
$j_{02,via}$	$j_{02}$ -Beitrag der Vias	nA/cm <sup>2</sup>
$j_{02,via,max}$	Obergrenze für den $j_{02}$ -Beitrag der Vias	nA/cm <sup>2</sup>
$j_{gen}$	optisch generierte Stromdichte	mA/cm <sup>2</sup>
$j_{leak}$	Leckstromdichte	mA/cm <sup>2</sup>
$j_{leak,via}$	Leckstromdichte an der Via-Innenfläche	mA/cm <sup>2</sup>
$j_{MIS}$	Stromdichte im MIS-Kontakt	mA/cm <sup>2</sup>
$j_{phot}$	äquivalente maximale Stromdichte aus Spektrum	mA/cm <sup>2</sup>
$j_{SC}$	Kurzschlussstromdichte	mA/cm <sup>2</sup>
$j_{V_{rev}}$	Stromdichte bei $V_{rev}$	mA/cm <sup>2</sup>
$J_{02,pn-line}$	Dunkelsättigungsstrombeitrag eines p-n-Übergangs an der Oberfläche	nA/cm
$k_B$	Boltzmannkonstante ( $1,380\,648\,8 \cdot 10^{-23}$ J/K)	J/K
$\lambda$	Wellenlänge	nm
$L$	Diffusionslänge	$\mu$ m
$L_{eff}$	effektive Diffusionslänge	$\mu$ m
$L_{opt}$	optimaler Kontaktabstand	$\mu$ m
$L_p$	Kontaktabstand	$\mu$ m
$m_e$	Elektronenmasse ( $9,109\,382\,9 \cdot 10^{-31}$ kg)	kg
$m_{e,ox}$	effektive Elektronenmasse im Dielektrikum	kg
$n_r$	Brechungsindex	1



Symbol	Beschreibung	Einheit
$\Delta n$	Minoritätsladungsträgerdichte	$1/\text{cm}^3$
$n_e$	Dichte besetzter Zustände im Leitungsband	$1/\text{cm}^3$
$n_h$	Dichte unbesetzter Zustände im Valenzband	$1/\text{cm}^3$
$n_i$	intrinsische Ladungsträgerkonzentration	$1/\text{cm}^3$
$n_{\text{string}}$	Zellanzahl je String	1
$n_{\text{via}}$	Via-Dichte	$1/\text{cm}^2$
$N_A$	Akzeptordichte	$1/\text{cm}^3$
$N_C$	äquivalente Zustandsdichte des Leitungsbands	$1/\text{cm}^3$
$N_D$	Donatordichte	$1/\text{cm}^3$
$N_{\text{via}}$	Via-Anzahl	1
$N_V$	äquivalente Zustandsdichte des Valenzbands	$1/\text{cm}^3$
$\Phi$	spektrale Photonenflussdichte	$1/(\text{nm m}^2 \text{ s})$
$\Phi_b$	Barrierenhöhe	eV
$p$	spektrale Leistungsdichte	$\text{W}/(\text{nm m}^2)$
$pFF$	Pseudofüllfaktor	%
$pV_{\text{rev}}$	Verlustleistungsdichte bei $V_{\text{rev}}$	$\text{W}/\text{cm}^2$
$P_{\text{MPP}}$	Leistung am MPP	W
$q$	Elementarladung ( $1,602\,176\,565 \cdot 10^{-19} \text{ C}$ )	C
$\rho$	spezifischer Basiswiderstand	$\Omega \text{ cm}$
$r_{\text{contact}}$	Radius des kontaktierten LFC-Bereichs	$\mu\text{m}$
$r$	Rekombinationsrate	$/\text{cm}^2 \text{ ms}$
$r_{\text{recomb}}$	Radius des rekombinationsaktiven LFC-Bereichs	$\mu\text{m}$
$r_{\text{via}}$	Via-Radius	$\mu\text{m}$
$R_{\text{contact}}$	Widerstandsbeitrag eines lokalen Kontakts	$\Omega$
$R_P$	flächenentkoppelter Parallelwiderstand	$\Omega \text{ cm}^2$
$R_S$	flächenentkoppelter Serienwiderstand	$\Omega \text{ cm}^2$
$R_{S,\text{rear}}$	flächenentkoppelter Serienwiderstandsbeitrag der Basis	$\Omega \text{ cm}^2$
$R_{\text{sheet}}$	Schichtwiderstand	$\Omega$
$R_{\text{Si}}$	Reflexion des Zwischenfingergebiets	%

<b>Symbol</b>	<b>Beschreibung</b>	<b>Einheit</b>
$R_{\text{spread}}$	spreading resistance	$\Omega \text{ cm}^2$
$R_{\text{S,lat}}$	flächenentkoppelter Serienwiderstandsbeitrag durch laterale Strompfade	$\Omega \text{ cm}^2$
$R_{\text{via}}$	Via-Widerstand	$\text{m}\Omega$
$S$	Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit (ORG)	$\text{cm/s}$
$S_{\text{eff,rear}}$	effektive Rückseiten-ORG	$\text{cm/s}$
$S_{\text{eff,SC}}$	effektive ORG bei Kurzschluss (SC)	$\text{cm/s}$
$S_{\text{met}}$	ORG an den Metallkontakten	$\text{cm/s}$
$S_{\text{pass}}$	ORG im passivierten Bereich	$\text{cm/s}$
$S_{\text{via}}$	ORG an Via-Oberflächen	$\text{cm/s}$
$\tau_{\text{b}}$	Basis-Minoritätsladungsträgerlebensdauer	$\mu\text{s}$
$\tau_{\text{eff}}$	effektive Minoritätsladungsträgerlebensdauer	$\mu\text{s}$
$\tau_{\text{via}}$	durch Via-Rekombination bestimmtes Minoritätsladungsträgerlebensdauerlimit	$\mu\text{s}$
$T$	Temperatur	K
$V$	Spannung	mV
$V_{\text{MPP}}$	Spannung am MPP	mV
$V_{\text{OC}}$	Leerlaufspannung	mV
$V_{\text{ox}}$	Spannung im Dielektrikum	V
$V_{\text{rev}}$	Rückwärtsspannung	V
$W$	Zelldicke	$\mu\text{m}$

# Abkürzungsverzeichnis

Al-BSF	Aluminium-Back-Surface-Field
AM1.5	genormtes Sonnenspektrum nach 1,5 Atmosphärendurchgängen
AM1.5G	AM1.5 einschließlich Streulicht
BCBJ	<i>back contact back junction</i> , Rückseitenkontaktsolarzelle mit rückseitigem p-n-Übergang
Cz	Czochralski-Tiegelziehverfahren
Cz-Si	Cz-Silicium
DLIT	<i>dark lock-in thermography</i> , lock-in-verstärkte Thermografiemessung ohne Beleuchtung
EBIC	<i>Electron-beam-induced current</i> , REM-Analysemethode
ECN	<i>Energy Research Centre of the Netherlands</i> , niederländisches Energieforschungsinstitut
FCA	<i>free carrier absorption</i> , Absorption durch freie Ladungsträger
FediO	feucht gewachsenes, dickes Oxid
FTC	<i>fire-through contact</i> , durchfeuernder Kontakt
FZ-Si	Floatzone-Silicium
HIP-MWT	High-Performance Metal Wrap Through
HIP-MWT+	Weiterentwicklung der HIP-MWT-Struktur, Emitter im Via entfällt
i-PERC	industrial PERC
IQE	interne Quanteneffizienz
ISE	Institut für Solare Energiesysteme
LFC	<i>laser-fired contact</i> , laserlegierter Kontakt
LID	<i>light induced degradation</i> , lichtinduzierte Degradation
mc-Si	multikristallines Silicium
mCz-Si	magnetisch gezogenes Cz-Si

MIS	<i>metal insulator semiconductor</i> , Metall-Isolator-Halbleiter
MPP	<i>maximum power point</i> , Arbeitspunkt maximaler Leistung
MWT	Metal Wrap Through
MWT-PERC	Metal Wrap Through Passivated Emitter and Rear Cell
OC	<i>open circuit</i> , Leerlaufbetrieb
ORG	Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit
PC-1D	numerische Solarzellensimulationssoftware [Clu97]
PECVD	<i>plasma enhanced chemical vapour deposition</i> , plasmaunterstützte chemische Gasphasenabscheidung
PERC	Passivated Emitter and Rear Cell
PM	<i>Pitchmaster</i> , analytische Solarzellensimulationssoftware [Wol10]
PV	Photovoltaik
PVD	<i>physical vapour deposition</i> , Vakuumaufdampfen
PV-TEC	Photovoltaik-Technologie-Evaluationscenter
REM	Rasterelektronenmikroskop
RLZ	Raumladungszone
SC	<i>short circuit</i> , Kurzschlussbetrieb
SPICE	<i>Simulation Program with Integrated Circuit Emphasis</i> , Software zur Simulation elektrischer Schaltungen
TOPAS	Thermal Oxide Passivated All Sides

# Literaturverzeichnis

- [Abe09] A. G. Aberle. „Thin-film solar cells“. In: *Thin Solid Films* 517.17 (2009), S. 4706–4710. ISSN: 00406090. DOI: 10.1016/j.tsf.2009.03.056.
- [Ago05] G. Agostinelli, J. Szlufcik, P. Choulat und G. Beaucarne. „Local contact structures for industrial perc-type solar cells“. In: *Proceedings of the 20th European Photovoltaic Solar Energy Conference, EU PVSEC*. (Barcelona, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2005, S. 942–945.
- [Alo06] M. Alonso-Garcia, J. M. Ruiz und F. Chenlo. „Experimental study of mismatch and shading effects in the  $J-V$  characteristic of a photovoltaic module“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 90.3 (2006), S. 329–340. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2005.04.022.
- [Bar10] J. Bartsch, A. Mondon, C. Schetter, M. Horteis und S. Glunz. „Copper as conducting layer in advanced front side metallization processes for crystalline silicon solar cells, exceeding 20% on printed seed layers“. In: *Proceedings of the 35th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Honolulu, Hawaii). Piscataway: IEEE, 2010, S. 1299–1303. ISBN: 978-1-4244-5890-5. DOI: 10.1109/PVSC.2010.5614244.
- [Bas90] P. Basore. „Numerical modeling of textured silicon solar cells using PC-1D“. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 37.2 (1990), S. 337–343. ISSN: 00189383. DOI: 10.1109/16.46362.
- [Bas96] P. Basore und D. Clugston. „PC1D version 4 for Windows: from analysis to design“. In: *Proceedings of the 25th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Washington, D.C., USA). Piscataway: IEEE, 1996, S. 377–381. ISBN: 0-7803-3166-4. DOI: 10.1109/PVSC.1996.564023.
- [Baz13] M. Bazilian, I. Onyeji, M. Liebreich, I. MacGill, J. Chase, J. Shah, D. Gielen, D. Arent, D. Landfear und S. Zhengrong. „Re-considering the economics of photovoltaic power“. In: *Renewable Energy* 53 (2013), S. 329–338. ISSN: 09601481. DOI: 10.1016/j.renene.2012.11.029.
- [Bim99] D. Bimberg. „Quantum dots: Paradigm changes in semiconductor physics“. In: *Semiconductors* 33.9 (1999), S. 951–955. ISSN: 1063-7826. DOI: 10.1134/1.1187810.

- [BIP06] BIPM. *The International System of Units (SI brochure)*. 2006. URL: [http://www.bipm.org/utils/common/pdf/si\\_brochure\\_8\\_en.pdf](http://www.bipm.org/utils/common/pdf/si_brochure_8_en.pdf) (besucht am 12.03.2013).
- [Bir09] D. Biro, S. Mack, A. Wolf, A. Lemke, U. Belledin, D. Erath, B. Holzinger, E. A. Wotke, M. Hofmann, L. Gautero, S. Nold, J. Rentsch und R. Preu. „Thermal oxidation as a key technology for high efficiency screen printed industrial silicon solar cells“. In: *Proceedings of the 34th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Philadelphia, PA, USA). Piscataway: IEEE, 2009, S. 1594–1599. ISBN: 978-1-4244-2949-3. DOI: 10.1109/PVSC.2009.5411381.
- [Bla89] A. W. Blakers, A. Wang, A. M. Milne, J. Zhao und M. A. Green. „22.8% efficient silicon solar cell“. In: *Applied Physics Letters* 55.13 (1989), S. 1363. ISSN: 00036951. DOI: 10.1063/1.101596.
- [Bla92] A. W. Blakers. „Shading losses of solar-cell metal grids“. In: *Journal of Applied Physics* 71.10 (1992), S. 5237. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.350580.
- [Bot05] K. Bothe, R. Sinton und J. Schmidt. „Fundamental boron-oxygen-related carrier lifetime limit in mono- and multicrystalline silicon“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 13.4 (2005), S. 287–296. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.586.
- [Bra08] M. Braun, T. Degner, T. Glotzbach und Y.-M. Saint-Drenan. *Wertigkeit von PV-Strom: Nutzen durch Substitution des konventionellen Kraftwerkparks und verbrauchsnahe Erzeugung*. 4.03.2008. URL: [http://www.iset.uni-kassel.de/abt/FB-A/publication/2008/2008\\_Braun\\_Staffelstein\\_Wert\\_PV\\_Strom.pdf](http://www.iset.uni-kassel.de/abt/FB-A/publication/2008/2008_Braun_Staffelstein_Wert_PV_Strom.pdf) (besucht am 26.01.2013).
- [Bre03] O. Breitenstein und M. Langenkamp. *Lock-in Thermography - Basics and Use for Functional Diagnostics of Electronic Components*. Berlin/Heidelberg: Springer-Verlag, 2003. ISBN: 3540434399.
- [Bre04] O. Breitenstein, J. P. Rakotoniaina, M. H. Al Rifai und M. Werner. „Shunt types in crystalline silicon solar cells“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 12.7 (2004), S. 529–538. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.544.
- [Bre11] O. Breitenstein, J. Bauer, K. Bothe, W. Kwapil, D. Lausch, U. Rau, J. Schmidt, M. Schneemann, M. C. Schubert, J.-M. Wagner und W. Warta. „Understanding junction breakdown in multicrystalline solar cells“. In: *Journal of Applied Physics* 109.7 (2011), S. 071101. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.3562200.
- [Bro71] R. Brooks und H. Mattes. „Spreading Resistance Between Constant Potential Surfaces“. In: *Bell Systems Technical Journal* 50 (1971), S. 775–785.

- [Bul03] J. Bultman, D. Eikelboom, R. Kinderman, A. C. Tip, C. J. J. Tool, M. A. C. J. v. d. Nieuwenhof, C. Schoofs, F. M. Schuurmans und A. W. Weeber. „Fast and easy single step module assembly for back-contacted c-Si solar cells with conductive adhesives“. In: *Proceedings of the 3rd World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*. (Osaka, Japan). 2003, S. 979–982. ISBN: 4990181603.
- [Bun12] Bundesumweltministerium. *Erneuerbare Energien in Zahlen - Nationale und internationale Entwicklung*. 1.10.2012. URL: [http://www.bmu.de/fileadmin/bmu-import/files/pdfs/allgemein/application/pdf/broschuere\\_ee\\_zahlen\\_bf.pdf](http://www.bmu.de/fileadmin/bmu-import/files/pdfs/allgemein/application/pdf/broschuere_ee_zahlen_bf.pdf) (besucht am 27.01.2013).
- [Bur13] B. Burger. *Stromproduktion aus Solar- und Windenergie 2012*. 6.01.2013. URL: <http://www.ise.fraunhofer.de/de/downloads/pdf-files/aktuelles/stromproduktion-aus-solar-und-windenergie-2012.pdf> (besucht am 07.01.2013).
- [Cañ09] C. d. Cañizo, G. d. Coso und W. C. Sinke. „Crystalline silicon solar module technology: Towards the 1 per watt-peak goal“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 17.3 (2009), S. 199–209. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.878.
- [Cha86] P. Chattopadhyay und A. N. Daw. „On the current transport mechanism in a metal—insulator—semiconductor (MIS) diode“. In: *Solid-State Electronics* 29.5 (1986), S. 555–560. ISSN: 00381101. DOI: 10.1016/0038-1101(86)90078-X.
- [Che12] K. Chen, D. Chen, Y. Zhu und H. Shen. „Study of crystalline silicon solar cells with integrated bypass diodes“. In: *Science China Technological Sciences* 55.3 (2012), S. 594–599. ISSN: 1674-7321. DOI: 10.1007/s11431-011-4712-6.
- [Chh08] S. Chhajed, M. F. Schubert, J. K. Kim und E. F. Schubert. „Nanostructured multilayer graded-index antireflection coating for Si solar cells with broadband and omnidirectional characteristics“. In: *Applied Physics Letters* 93.25 (2008), S. 251108. ISSN: 00036951. DOI: 10.1063/1.3050463.
- [Cle01] R. Clerc, P. O’Sullivan, K. G. McCarthy, G. Ghibaudo, G. Pananakakis und A. Mathewson. „A physical compact model for direct tunneling from NMOS inversion layers“. In: *Solid-State Electronics* 45.10 (2001), S. 1705–1716. ISSN: 00381101. DOI: 10.1016/S0038-1101(01)00220-9.
- [Cle09a] F. Clement. „Die Metal Wrap Through Solarzelle – Entwicklung und Charakterisierung“. Dissertation. Freiburg: Albert-Ludwigs-Universität, 2009.

- [Cle09b] F. Clement, M. Menkoe, T. Kubera, C. Harmel, R. Hoenig, W. Wolke, H. Wirth, D. Biro und R. Preu. „Industrially feasible multi-crystalline metal wrap through (MWT) silicon solar cells exceeding 16% efficiency“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 93.6-7 (2009), S. 1051–1055. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2008.11.059.
- [Cle10] F. Clement, M. Menkoe, D. Erath, T. Kubera, R. Hoenig, W. Kwapil, W. Wolke, D. Biro und R. Preu. „High throughput via-metallization technique for multi-crystalline metal wrap through (MWT) silicon solar cells exceeding 16% efficiency“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 94.1 (2010), S. 51–56. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2009.06.020.
- [Clu97] D. A. Clugston, P. A. Basore, D. Clugston und P. Basore. „PC1D version 5: 32-bit solar cell modeling on personal computers“. In: *Proceedings of the 26th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Anaheim, CA, USA). Piscataway: IEEE, 1997, S. 207–210. DOI: 10.1109/PVSC.1997.654065.
- [Cor12] E. Cornagliotti, M. Ngamo, L. Tous, R. Russell, J. Horzel, D. Hendrickx, B. Douhard, V. Prajapati, T. Janssens und J. Poortmans. „Integration of Inline Single-side Wet Emitter Etch in PERC Cell Manufacturing“. In: *Proceedings of the 2nd International Conference on Crystalline Silicon Photovoltaics, SiliconPV*. (Leuven, Belgien). Bd. 27. Energy Procedia. Elsevier, 2012, S. 624–630. DOI: 10.1016/j.egypro.2012.07.120.
- [Cox67] R. Cox und H. Strack. „Ohmic contacts for GaAs devices“. In: *Solid-State Electronics* 10.12 (1967), S. 1213–1218. ISSN: 00381101. DOI: 10.1016/0038-1101(67)90063-9.
- [Cud10] G. Cuddalorepatta, A. Dasgupta, S. Sealing, J. Moyer, T. Tolliver und J. Loman. „Durability of Pb-free solder between copper interconnect and silicon in photovoltaic cells“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 18.3 (2010), S. 168–182. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.944.
- [Dah67] W. E. Dahlke und S. M. Sze. „Tunneling in metal-oxide-silicon structures“. In: *Solid-State Electronics* 10.8 (1967), S. 865–873. ISSN: 00381101. DOI: 10.1016/0038-1101(67)90169-4.
- [Dea65] B. E. Deal und A. S. Grove. „General Relationship for the Thermal Oxidation of Silicon“. In: *Journal of Applied Physics* 36.12 (1965), S. 3770. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.1713945.
- [Dea67] B. E. Deal, M. Sklar, A. S. Grove und E. H. Snow. „Characteristics of the Surface-State Charge ( $Q_{ss}$ ) of Thermally Oxidized Silicon“. In: *Journal of The Electrochemical Society* 114.3 (1967), S. 266. ISSN: 00134651. DOI: 10.1149/1.2426565.



- [Don98] C. Donolato. „Modeling the effect of dislocations on the minority carrier diffusion length of a semiconductor“. In: *Journal of Applied Physics* 84.5 (1998), S. 2656. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.368378.
- [Dre12] A. Drews, F. Clement, A. Spribille, B. Thaidigsmann, M. Linse, S. Gutscher, S. Werner, V. Reitenbach, E. Chighali, A. Wolf, M. Zimmer, J. Nekarda, I. Hädrich, M. Tranitz, U. Eitner, H. Wirth, H. R. Wilson, D. Biro und R. Preu. „HIP-MWT Solar Cells – Pilot-Line Cell Processing and Module Integration“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 828–831. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2D0.2.2.
- [Dro06] F. Dross, E. v. Kerschaver, C. Allebe, A. Der Heide, J. Szlufcik, G. Agostinelli, P. Choulat, H. Dekkers und G. Beaucarne. „Impact of Rear-Surface Passivation on MWT Performances“. In: *Proceedings of the 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*. (Waikoloa, HI, USA). Piscataway: IEEE, 2006, S. 1291–1294. ISBN: 1-4244-0017-1. DOI: 10.1109/WCPEC.2006.279650.
- [Dro07] F. Dross, C. Allebe, Y. Ma, H. Dekkers, G. Agostinelli, P. Choulat, X. Loozen, E. v. Kerschaver, J. Szlufcik und G. Beaucarne. „High-Efficiency (Average 16.0%) Industrial-Type Rear-Contacted Multicrystalline Silicon Solar Cells“. In: *Technical Digest of the 17th International Photovoltaic Science and Engineering Conference, PVSEC*. (Fukuoka, Japan). 2007, S. 410–411.
- [Eit12] U. Eitner, D. Eberlein und M. Tranitz. „Interconnector-Based Module Technology for Thin MWT Cells“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 3461–3464. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-4BV.3.14.
- [Eng11] P. Engelhart, D. Manger, B. Klöter, S. Hermann, A. Stekolnikov, S. Peters, H.-C. Ploigt, A. Eifler, C. Klenke, A. Mohr, G. Zimmermann, B. Barkenfelt, K. Suva, J. Wendt, T. Kaden, S. Rupp, D. Rychtarik, M. Fischer, J. Müller und P. Wawer. „Q.ANTUM – Q-Cells Next Generation High-Power Silicon Cell & Module Concept“. In: *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2011, S. 821–826. ISBN: 3-936338-27-2. DOI: 10.4229/26thEUPVSEC2011-2DP.1.3.
- [Fer11] F. Fertig, S. Rein, M. Schubert und W. Warta. „Impact of Junction Breakdown in Multi-Crystalline Silicon Solar Cells on Hot Spot Formation and Module Performance“. In: *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). Mün-

- chen: WIP-Renewable Energies, 2011, S. 1168–1178. ISBN: 3-936338-27-2. DOI: 10.4229/26thEUPVSEC2011-2D0.3.1.
- [Fis02] B. Fischer, M. Keil, P. Fath und E. Bucher. „Scanning IQE-measurement for accurate current determination on very large area solar cells“. In: *Proceedings of the 29th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (New Orleans, LA, USA). Piscataway: IEEE, 2002, S. 454–457. DOI: 10.1109/PVSC.2002.1190557.
- [Fis03] B. Fischer. „Loss analysis of crystalline silicon solar cells using photoconductance and quantum efficiency measurements“. Dissertation. Konstanz: Universität Konstanz, 2003.
- [Fow28] R. H. Fowler und L. Nordheim. „Electron Emission in Intense Electric Fields“. In: *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 119.781 (1928), S. 173–181. ISSN: 1364-5021. DOI: 10.1098/rspa.1928.0091.
- [Fra12] Fraunhofer ISE. *Photovoltaics Report*. 11.12.2012. URL: <http://www.ise.fraunhofer.de/de/downloads/pdf-files/aktuelles/photovoltaics-report.pdf> (besucht am 27.01.2013).
- [Gat11] S. Gatz, K. Bothe, J. Müller, T. Dullweber und R. Brendel. „Analysis of local Al-doped back surface fields for high efficiency screen-printed solar cells“. In: *Proceedings of the 1st International Conference on Crystalline Silicon Photovoltaics, SiliconPV*. (Freiburg). Bd. 8. Energy Procedia. Elsevier, 2011, S. 318–323. DOI: 10.1016/j.egypro.2011.06.143.
- [Gau09] L. Gautero, M. Hofmann, J. Rentsch, A. Lemke, S. Mack, J. Seiffe, J. Nekarda, D. Biro, A. Wolf, B. Bitnar, J.-M. Sallese und R. Preu. „All-screen-printed 120-um-thin large-area silicon solar cells applying dielectric rear passivation and laser-fired contacts reaching 18% efficiency“. In: *Proceedings of the 34th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Philadelphia, PA, USA). Piscataway: IEEE, 2009, S. 1888–1893. ISBN: 978-1-4244-2949-3. DOI: 10.1109/PVSC.2009.5411562.
- [Gee93] J. Gee, W. Schubert und P. Basore. „Emitter wrap-through solar cell“. In: *Proceedings of the 23rd IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Louisville, KY, USA). Piscataway: IEEE, 1993, S. 265–270. ISBN: 0-7803-1220-1. DOI: 10.1109/PVSC.1993.347173.
- [Gei12] I. Geisemeyer, F. Fertig, W. Warta, S. Rein und M. C. Schubert. „Impact of Reverse Breakdown in Shaded Silicon Solar Cells on Module Level: Simulation and Experiment“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2D0.3.6.

- [Glu07] S. W. Glunz. „High-Efficiency Crystalline Silicon Solar Cells“. In: *Advances in OptoElectronics* 2007.10 (2007), S. 1–15. ISSN: 1687-563X. DOI: 10.1155/2007/97370.
- [Glu08] S. W. Glunz, M. Aleman, J. Bartsch, N. Bay, K. Bayer, R. Bergander, A. Filipovic, S. Greil, A. Grohe, M. Hörteis, A. Knorz, M. Menko, A. Mette, D. Pysch, V. Radtke, P. Richter, D. Rudolph, T. Rublack, C. Schetter, D. Schmidt, O. Schultz und R. Woehl. „Progress in advanced metallization technology at Fraunhofer ISE“. In: *Proceedings of the 33rd IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (San Diego, CA, USA). Piscataway: IEEE, 2008, S. 1–4. ISBN: 978-1-4244-1640-0. DOI: 10.1109/PVSC.2008.4922746.
- [Glu10] S. W. Glunz, J. Benick, D. Biro, M. Bivour, M. Hermle, D. Pysch, M. Rauer, C. Reichel, A. Richter, M. Rudiger, C. Schmiga, D. Suwito, A. Wolf, R. Preu und M. Hermle. „n-type silicon - enabling efficiencies > 20% in industrial production“. In: *Proceedings of the 35th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Honolulu, Hawaii). Piscataway: IEEE, 2010, S. 50–56. ISBN: 978-1-4244-5890-5. DOI: 10.1109/PVSC.2010.5614203.
- [Goe97] A. Goetzberger, B. Voß und J. Knobloch. *Sonnenenergie: Photovoltaik: Physik und Technologie der Solarzelle ; mit 2 Tabellen*. 2. Aufl. Teubner-Studienbücher Physik. Stuttgart: Teubner, 1997. ISBN: 3519132141.
- [Grä03] M. Grätzel. „Dye-sensitized solar cells“. In: *Journal of Photochemistry and Photobiology C: Photochemistry Reviews* 4.2 (2003), S. 145–153. ISSN: 13895567. DOI: 10.1016/S1389-5567(03)00026-1.
- [Gre08] M. A. Green. „Self-consistent optical parameters of intrinsic silicon at 300K including temperature coefficients“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 92.11 (2008), S. 1305–1310. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2008.06.009.
- [Gre10] J. Greulich, M. Glatthaar und S. Rein. „Fill factor analysis of solar cells’ current-voltage curves“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 18.7 (2010), S. 511–515. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.979.
- [Gre11] M. A. Green. „Ag requirements for silicon wafer-based solar cells“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 19.8 (2011), S. 911–916. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.1125.
- [Gre12] M. Green und S. Pillai. „Harnessing Plasmonics for Photovoltaics“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 7–10. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-1AP.1.3.

- [Gre13] M. A. Green, K. Emery, Y. Hishikawa, W. Warta und E. D. Dunlop. „Solar cell efficiency tables (version 41)“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 21.1 (2013), S. 1–11. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.2352.
- [Gre81] M. Green, E. Gauja und W. Withayachamnankul. „Silicon solar cells with integral bypass diodes“. In: *Solar Cells* 3.3 (1981), S. 233–244. ISSN: 03796787. DOI: 10.1016/0379-6787(81)90005-3.
- [Gre84] M. Green. „Limits on the open-circuit voltage and efficiency of silicon solar cells imposed by intrinsic Auger processes“. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 31.5 (1984), S. 671–678. ISSN: 00189383. DOI: 10.1109/T-ED.1984.21588.
- [Gro64] A. S. Grove, O. Leistiko und C. T. Sah. „Redistribution of Acceptor and Donor Impurities during Thermal Oxidation of Silicon“. In: *Journal of Applied Physics* 35.9 (1964), S. 2695. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.1713825.
- [Häd13] I. Hädrich, B. Thaidigsmann, M. Wiese, D. Eberlein, U. Eitner, F. Clement, R. Preu und H. Wirth. „Minimizing the Optical Cell-To-Module Losses for MWT Modules“. In: *3rd International Conference on Crystalline Silicon Photovoltaics, SiliconPV*. (Hameln). Energy Procedia. Elsevier, 2013, im Druck.
- [Hau11] J. Haunschild, I. E. Reis, J. Geilker und S. Rein. „Detecting efficiency-limiting defects in Czochralski-grown silicon wafers in solar cell production using photoluminescence imaging“. In: *physica status solidi (RRL) - Rapid Research Letters* 5.5-6 (2011), S. 199–201. ISSN: 18626254. DOI: 10.1002/pssr.201105183.
- [Hei09] A. v. d. Heide, D. Gribenski und J. Szlufcik. „Industrial Fabrication of Multi-Crystalline MWT Cells with Interconnection Flexibility of 16.5% Efficiency“. In: *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2009, S. 942–945. ISBN: 3-936338-25-6. DOI: 10.4229/24thEUPVSEC2009-2A0.2.3.
- [Hen80] C. H. Henry. „Limiting efficiencies of ideal single and multiple energy gap terrestrial solar cells“. In: *Journal of Applied Physics* 51.8 (1980), S. 4494. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.328272.
- [Heu10] B. Heurtault und J. Hoornstra. „Towards Industrial Application of Stencil Printing for Crystalline Silicon Solar Cells“. In: *Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2010, S. 1912–1916. ISBN: 3-936338-26-4. DOI: 10.4229/25thEUPVSEC2010-2CV.2.56.

- [Hoe12] R. Hoenig, A. Kalio, J. Sigwarth, F. Clement, M. Glatthaar, J. Wilde und D. Biro. „Impact of screen printing silver paste components on the space charge region recombination losses of industrial silicon solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 106 (2012), S. 7–10. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2012.06.040.
- [Hof09] M. Hofmann, S. Janz, C. Schmidt, S. Kambor, D. Suwito, N. Kohn, J. Rentsch, R. Preu und S. W. Glunz. „Recent developments in rear-surface passivation at Fraunhofer ISE“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 93.6-7 (2009), S. 1074–1078. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2008.11.056.
- [Hör10] M. Hörteis, T. Gutberlet, A. Reller und S. W. Glunz. „High-Temperature Contact Formation on n-Type Silicon: Basic Reactions and Contact Model for Seed-Layer Contacts“. In: *Advanced Functional Materials* 20.3 (2010), S. 476–484. ISSN: 1616301X. DOI: 10.1002/adfm.200901305.
- [Hos85] K. Hoshi. „Czochralski Silicon Crystals Grown in a Transverse Magnetic Field“. In: *Journal of The Electrochemical Society* 132.3 (1985), S. 693. ISSN: 00134651. DOI: 10.1149/1.2113933.
- [Ip12] A. H. Ip, S. M. Thon, S. Hoogland, O. Voznyy, D. Zhitomirsky, R. Debnath, L. Levina, L. R. Rollny, G. H. Carey, A. Fischer, K. W. Kemp, I. J. Kramer, Z. Ning, A. J. Labelle, K. W. Chou, A. Amassian und E. H. Sargent. „Hybrid passivated colloidal quantum dot solids“. In: *Nature Nanotechnology* 7.9 (2012), S. 577–582. ISSN: 1748-3387. DOI: 10.1038/nnano.2012.127.
- [Jac11] P. Jackson, D. Hariskos, E. Lotter, S. Paetel, R. Wuerz, R. Menner, W. Wischmann und M. Powalla. „New world record efficiency for Cu(In,Ga)Se<sub>2</sub> thin-film solar cells beyond 20%“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 19.7 (2011), S. 894–897. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.1078.
- [Jäg09] U. Jäger, M. Okanovic, M. Hörteis, A. Grohe und R. Preu. „Selective emitter by laser doping from phosphosilicate glass“. In: *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2009, S. 1740–1743. ISBN: 3-936338-25-6. DOI: 10.4229/24thEUPVSEC2009-2CV.5.9.
- [Jäg11] U. Jäger, B. Thaidigsmann, M. Okanovic und R. Preu. „Quantum Efficiency Analysis of Highly Doped Areas for Selective Emitter Solar Cells“. In: *Proceedings of the 1st International Conference on Crystalline Silicon Photovoltaics, SiliconPV*. (Freiburg). Bd. 8. Energy Procedia. Elsevier, 2011, S. 193–199. DOI: 10.1016/j.egypro.2011.06.123.

- [Jen03] K. L. Jensen. „Electron emission theory and its application: Fowler–Nordheim equation and beyond“. In: *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures* 21.4 (2003), S. 1528. ISSN: 0734211X. DOI: 10.1116/1.1573664.
- [Ker02a] M. Kerr und A. Cuevas. „General parameterization of Auger recombination in crystalline silicon“. In: *Journal of Applied Physics* 91.4 (2002), S. 2473–2480. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.1432476.
- [Ker02b] M. Kerr, P. Campbell und A. Cuevas. „Lifetime and efficiency limits of crystalline silicon solar cells“. In: *Proceedings of the 29th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (New Orleans, LA, USA). Piscataway: IEEE, 2002, S. 438–441. DOI: 10.1109/PVSC.2002.1190553.
- [Ker98] E. v. Kerschaver, R. Einhaus, J. Szlufcik, J. Nijs und R. Mertens. „A novel silicon solar cell structure with both external polarity contacts on the back surface“. In: *Proceedings of the 2nd World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*. (Wien, Österreich). 1998, S. 1479–1482.
- [Kic12] C. Kick, B. Thaidigsmann, M. Linse, F. Clement, A. Wolf und D. Biro. „Printed Fire-Through Contacts (FTC) - An Alternative Approach for Local Rear Contacting of Passivated Solar Cells“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 544–546. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2A0.1.2.
- [Kra10] D. Kray, N. Bay, G. Cimiotti, S. Kleinschmidt, N. Kosterke, A. Losel, M. Sailer, A. Trager, H. Kuhnlein, H. Nussbaumer, C. Fleischmann und F. Granek. „Industrial LCP selective emitter solar cells with plated contacts“. In: *Proceedings of the 35th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Honolulu, Hawaii). Piscataway: IEEE, 2010, S. 667–671. ISBN: 978-1-4244-5890-5. DOI: 10.1109/PVSC.2010.5616896.
- [Kub08] T. Kubera, F. Clement, D. Grote, B. Thaidigsmann, D. Biro, W. Warta und R. Preu. „Simulation of MWT-solar cells using a multi 2D circuit calculation tool based on spice“. In: *Proceedings of the 23th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2008, S. 430–434. ISBN: 3-936338-24-8. DOI: 10.4229/23rdEUPVSEC2008-1CV.1.60.
- [Küh00] R. Kühn. „Herstellung, Charakterisierung und Simulation semitransparenter, bifacialer kristalliner Siliziumsolarzellen“. Dissertation. Konstanz: Universität Konstanz, 2000.
- [Lam12] M. W. P. E. Lamers, C. Tjengdrawira, M. Koppes, I. J. Bennett, E. E. Bende, T. P. Visser, E. Kossen, B. Brockholz, A. A. Mewe, I. G. Romijn, E. Sauar, L. Carnel, S. Julsrud, T. Naas, P. C. d. Jong und A. W. Weeber. „17.9% Metal-wrap-through mc-Si cells resulting in module efficiency of

- 17.0%“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 20.1 (2012), S. 62–73. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.1110.
- [Lea82] H. J. Leamy. „Charge collection scanning electron microscopy“. In: *Journal of Applied Physics* 53.6 (1982), R51. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.331667.
- [Len69] M. Lenzlinger. „Fowler-Nordheim Tunneling into Thermally Grown SiO<sub>2</sub>“. In: *Journal of Applied Physics* 40.1 (1969), S. 278. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.1657043.
- [Loh11a] E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, J. Bartsch, C. Harmel, J. Specht, A. Wolf, F. Clement, M. Hörteis und D. Biro. „Advanced metallization of rear surface passivated metal wrap through silicon solar cells“. In: *Proceedings of the 1st International Conference on Crystalline Silicon Photovoltaics, SiliconPV*. (Freiburg). Bd. 8. Energy Procedia. Elsevier, 2011, S. 546–551. DOI: 10.1016/j.egypro.2011.06.180.
- [Loh11b] E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, M. Pospischil, U. Jäger, S. Mack, J. Specht, J. Nekarda, M. Retzlaff, A. Krieg, F. Clement, A. Wolf, D. Biro und R. Preu. „20% Efficient Passivated Large-Area Metal Wrap Through Solar Cells on Boron-Doped Cz Silicon“. In: *IEEE Electron Device Letters* 32.12 (2011), S. 1719–1721. ISSN: 0741-3106. DOI: 10.1109/LED.2011.2167709.
- [Loh12] E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, S. Werner, F. Clement, A. Wolf, D. Biro und R. Preu. „Evaluation of Via Pastes for p- and n-Type Metal Wrap Through (MWT) Solar Cells“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 590–595. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2A0.2.6.
- [Lom05] S. Lombardo, J. H. Stathis, B. P. Linder, K. L. Pey, F. Palumbo und C. H. Tung. „Dielectric breakdown mechanisms in gate oxides“. In: *Journal of Applied Physics* 98.12 (2005), S. 121301. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.2147714.
- [Mac00] D. Macdonald und A. Cuevas. „Reduced fill factors in multicrystalline silicon solar cells due to injection-level dependent bulk recombination lifetimes“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 8.4 (2000), S. 363–375. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/1099-159X(200007/08)8:4<363::AID-PIP328>3.0.CO;2-Y.
- [Mac10a] S. Mack, D. Biro, A. Wolf, B. Thaidigsmann, A. Walczak, J. J. Spiegelman und R. Preu. „Purified steam for industrial thermal oxidation processes“. In: *Proceedings of the 35th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Honolulu, Hawaii). Piscataway: IEEE, 2010, S. 003527–003530. ISBN: 978-1-4244-5890-5. DOI: 10.1109/PVSC.2010.5614171.

- [Mac10b] S. Mack, U. Jäger, G. Kästner, E. A. Wotke, U. Belledin, A. Wolf, R. Preu und D. Biro. „Towards 19% efficient industrial PERC devices using simultaneous front emitter and rear surface passivation by thermal oxidation“. In: *Proceedings of the 35th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Honolulu, Hawaii). Piscataway: IEEE, 2010, S. 000034–000038. ISBN: 978-1-4244-5890-5. DOI: 10.1109/PVSC.2010.5614048.
- [Mac11] S. Mack, A. Wolf, C. Brosinsky, S. Schmeißer, A. Kimmerle, P. Saint-Cast, M. Hofmann und D. Biro. „Silicon Surface Passivation by Thin Thermal Oxide/PECVD Layer Stack Systems“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 1.2 (2011), S. 135–145. ISSN: 2156-3381. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2011.2173299.
- [Mac12] S. Mack. „Thermische Oxidation für die Silicium-Photovoltaik“. Dissertation. Konstanz: Universität Konstanz, 2012.
- [Mah71] S. Mahadevan, S. M. Hardas und G. Suryan. „Electrical breakdown in semiconductors“. In: *Physica Status Solidi (a)* 8.2 (1971), S. 335–374. ISSN: 00318965. DOI: 10.1002/pssa.2210080202.
- [Mas12] G. Masson, M. Latour und D. Biancardi. *Global Market Outlook For Photovoltaics Until 2016*. 4.05.2012. URL: [http://www.epia.org/fileadmin/user\\_upload/Publications/Global-Market-Outlook-2016.pdf](http://www.epia.org/fileadmin/user_upload/Publications/Global-Market-Outlook-2016.pdf) (besucht am 26.01.2013).
- [McI01] K. R. McIntosh. „Lumps, humps and bumps: Three detrimental effects in the current-voltage curve of silicon solar cells“. Dissertation. Sydney und Australien: University of New South Wales, 2001.
- [McI09] K. R. McIntosh, J. N. Cotsell, J. S. Cumpston, A. W. Norris, N. E. Powell und B. M. Ketola. „An optical comparison of silicone and EVA encapsulants for conventional silicon PV modules: A ray-tracing study“. In: *Proceedings of the 34th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Philadelphia, PA, USA). Piscataway: IEEE, 2009, S. 544–549. ISBN: 978-1-4244-2949-3. DOI: 10.1109/PVSC.2009.5411624.
- [Mei84] D. Meier und D. K. Schroder. „Contact resistance: Its measurement and relative importance to power loss in a solar cell“. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 31.5 (1984), S. 647–653. ISSN: 00189383. DOI: 10.1109/T-ED.1984.21584.
- [Met07] A. Mette, P. Richter, M. Hörteis und S. W. Glunz. „Metal aerosol jet printing for solar cell metallization“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 15.7 (2007), S. 621–627. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.759.



- [Mey10] K. Meyer, H.-J. Krokoszinski, D. Lahmer, T. Wütherich, M. Dupke, R. Jesswein, J. Lossen, P. Zerrer, A. Prießner, F. Clement, D. Biro und R. Preu. „Novel MWT Cell Design on Monocrystalline Silicon Wafers“. In: *Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2010, S. 1774–1777. ISBN: 3-936338-26-4. DOI: 10.4229/25thEUPVSEC2010-2CV.2.18.
- [Mey11] K. Meyer, M. Menkoe, H.-J. Krokoszinski, T. Wütherich, M. Dupke, R. Jesswein und T. Roth. „MWT Cells with Al-BSF on Cz Silicon with Efficiencies Up to 19.4 %“. In: *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2011, S. 984–988. ISBN: 3-936338-27-2. DOI: 10.4229/26thEUPVSEC2011-2B0.8.1.
- [Mic12] B. Michl, M. Rüdiger, J. Giesecke, M. Hermle, W. Warta und M. C. Schubert. „Efficiency limiting bulk recombination in multicrystalline silicon solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 98 (2012), S. 441–447. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2011.11.047.
- [Min07] N. Mingirulli, D. Biro, R. Preu, S. W. Glunz und S. Riepe. „Method for determination of recombination activity of cylindric conduction channels for back-contacted solar cells“. In: *Applied Physics Letters* 91.18 (2007), S. 183512. ISSN: 00036951. DOI: 10.1063/1.2805215.
- [Min08] N. Mingirulli, S. Trittler, M. Bui, A. Grohe, D. Biro, R. Preu und S. W. Glunz. „Passivation of laser-drilled via holes for emitter-wrap-through-cells“. In: *Proceedings of the 23th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2008, S. 996–999. ISBN: 3-936338-24-8.
- [Mis11] T. Mishima, M. Taguchi, H. Sakata und E. Maruyama. „Development status of high-efficiency HIT solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 95.1 (2011), S. 18–21. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2010.04.030.
- [Mul06] W. P. Mulligan, M. A. Carandang, M. Dawson, D. M. d. Ceuster, C. N. Stone und R. M. Swanson. „Reducing Silicon Consumption by Leveraging Cell Efficiency“. In: *Proceedings of the 21st European Photovoltaic Solar Energy Conference, EU PVSEC*. (Dresden). München: WIP-Renewable Energies, 2006, S. 1301–1302.
- [Mül11] J. Müller, K. Bothe, S. Gatz, H. Plagwitz, G. Schubert und R. Brendel. „Recombination at local aluminum-alloyed silicon solar cell base contacts by dynamic infrared lifetime mapping“. In: *Proceedings of the 1st International Conference on Crystalline Silicon Photovoltaics, SiliconPV*. (Freiburg). Bd. 8. Energy Procedia. Elsevier, 2011, S. 337–342. DOI: 10.1016/j.egypro.2011.06.146.

- [Nag73] L. W. Nagel und D. O. Pederson. *SPICE (Simulation Program with Integrated Circuit Emphasis): Memorandum No. ERL-M382*. 12.04.1973. URL: <http://www.eecs.berkeley.edu/Pubs/TechRpts/1973/ERL-382.pdf>.
- [Nak07] N. Nakatani, T. Sakamoto, K. Fukui und K. Shirasawa. „High Efficiency Multicrystalline Silicon Back-Contact Solar Cells“. In: *Technical Digest of the 17th International Photovoltaic Science and Engineering Conference, PVSEC*. (Fukuoka, Japan). 2007, S. 401–403.
- [Nav13] E. Navarrete, A. Kimmerle, B. Thaidigsmann, R. Woehl, J. R. Ramos-Barrado und D. Biro. „Evaluation of fire-through aluminum pastes for local contact formation in silicon solar cells“. In: *28th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Paris, Frankreich). 2013, zur Veröffentlichung eingereicht.
- [Nek09] J. Nekarda, S. Stumpp, L. Gautero, M. Hörteis, A. Grohe, D. Biro und R. Preu. „LFC on screen printed aluminium rear side metallization“. In: *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2009, S. 1411–1415. ISBN: 3-936338-25-6. DOI: 10.4229/24thEUPVSEC2009-2CV.2.10.
- [Nek10] J. Nekarda, M. Hörteis, F. Lottspeich, A. Wolf und R. Preu. „Comparison of Three Different Metallization Concepts for LFC Cells“. In: *Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2010, S. 2245–2249. ISBN: 3-936338-26-4. DOI: 10.4229/25thEUPVSEC2010-2CV.3.4.
- [Nic82] E. H. Nicollian und J. R. Brews. *MOS (metal oxide semiconductor) physics and technology*. New York: Wiley, 1982. ISBN: 0-471-08500-6.
- [Nie82] L. D. Nielsen. „Distributed series resistance effects in solar cells“. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 29.5 (1982), S. 821–827. ISSN: 00189383. DOI: 10.1109/T-ED.1982.20784.
- [Nol12] S. Nold, N. Voigt, L. Friedrich, D. Weber, I. Hädrich, M. Mittag, H. Wirth, B. Thaidigsmann, I. Brucker, M. Hofmann, J. Rentsch und R. Preu. „Cost Modeling of Silicon Solar Cell Production Innovation along the PV Value Chain“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 1084–1090. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2AV.5.4.
- [Noz02] A. Nozik. „Quantum dot solar cells“. In: *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures* 14.1-2 (2002), S. 115–120. ISSN: 13869477. DOI: 10.1016/S1386-9477(02)00374-0.

- [Pla06] H. Plagwitz und R. Brendel. „Analytical model for the diode saturation current of point-contacted solar cells“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 14.1 (2006), S. 1–12. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.637.
- [Pos12] M. Pospischil, J. Specht, H. Gentischer, M. König, M. Hörteis, C. Mohr, R. Zengerle, F. Clement und D. Biro. „Correlations between Finger Geometry and Dispensing Paste Rheology“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 1773–1776. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2CV.5.51.
- [Pra09] V. Prajapati, E. Cornagliotti, R. Russell, J. M. Fernandez, R. F. Clark, N. Stoddard, P. Choulat und J. John. „High Efficiency Industrial Silicon Solar Cells on Silicon Mono2TM Cast Material Using Dielectric Passivation and Local BSF“. In: *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2009, S. 1171–1174. ISBN: 3-936338-25-6. DOI: 10.4229/24thEUPVSEC2009-2D0.3.4.
- [Pre00] R. Preu, S. W. Glunz, S. Schäfer, R. Lüdemann, W. Wettling und W. Pflüger. „Laser ablation - a new low-cost approach for passivated rear contact formation in crystalline silicon solar cell technology“. In: *Proceedings of the 16th European Photovoltaic Solar Energy Conference, EU PVSEC*. (Glasgow, UK). London: James & James, 2000, S. 1181–1184.
- [Raj79] K. Rajkanan, R. Singh und J. Shewchun. „Absorption coefficient of silicon for solar cell calculations“. In: *Solid-State Electronics* 22.9 (1979), S. 793–795. ISSN: 00381101. DOI: 10.1016/0038-1101(79)90128-X.
- [Ram12] K. Ramspeck, S. Zimmermann, H. Nagel, A. Metz, Y. Gassenbauer, B. Birkmann und A. Seidl. „Light Induced Degradation of Rear Passivated mc-Si Solar Cells“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 861–865. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2D0.3.4.
- [Ran06] J. C. Ranuárez, M. J. Deen und C.-H. Chen. „A review of gate tunneling current in MOS devices“. In: *Microelectronics Reliability* 46.12 (2006), S. 1939–1956. ISSN: 00262714. DOI: 10.1016/j.microrel.2005.12.006.
- [Ren09] J. Rentsch, R. Ackermann, K. Birmann, H. Furtwängler, J. Haunschild, G. Kästner, R. Neubauer, J. Nievendick, A. Oltersdorf, S. Rein, A. Schütte, M. Zimmer und R. Preu. „Wet Chemical Processing for c-Si Solar Cells - Status and Perspectives“. In: *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2009, S. 1113–1117. ISBN: 3-936338-25-6. DOI: 10.4229/24thEUPVSEC2009-2D0.1.1.

- [Röd10] T. C. Röder, S. J. Eisele, P. Grabitz, C. Wagner, G. Kulushich, J. R. Köhler und J. H. Werner. „Add-on laser tailored selective emitter solar cells“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 18.7 (2010), S. 505–510. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.1007.
- [Rom07] I. Romijn, M. Lamers, A. Stassen, A. Mewe, M. Koppes, E. Kossen und A. Weeber. „ASPIRE: a new industrial MWT cell technology enabling high efficiencies on thin and large mc-Si wafers“. In: *Proceedings of the 22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference, EU PVSEC*. (Mailand, Italien). München: WIP-Renewable Energies, 2007.
- [Rom08] I. Romijn, A. A. Mewe, M. W. P. E. Lamers, E. Kossen, E. Bende und A. W. Weeber. „An Overview of MWT Cells and Evolution to the ASPIRE Concept: A New Integrated mc-Si Cell and Module Design for High-Efficiencies“. In: *Proceedings of the 23th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2008, S. 1000–1005. ISBN: 3-936338-24-8. DOI: 10.4229/23rdEUPVSEC2008-2A0.1.4.
- [Sai09] P. Saint-Cast, D. Kania, M. Hofmann, J. Benick, J. Rentsch und R. Preu. „Very low surface recombination velocity on p-type c-Si by high-rate plasma-deposited aluminum oxide“. In: *Applied Physics Letters* 95.151502 (2009). ISSN: 00036951. DOI: 10.1063/1.3250157.
- [Sai10] P. Saint-Cast, M. Rüdiger, A. Wolf, M. Hofmann, J. Rentsch und R. Preu. „Advanced analytical model for the effective recombination velocity of locally contacted surfaces“. In: *Journal of Applied Physics* 108.1 (2010), S. 013705. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.3437126.
- [Sch01] E. Schneiderlöchner, R. Preu, R. Lüdemann, S. W. Glunz und G. Willeke. „Laser-fired contacts (LFC)“. In: *Proceedings of the 17th European Photovoltaic Solar Energy Conference, EU PVSEC*. (München). München: WIP-Renewable Energies, 2001, S. 1303–1306.
- [Sch04] O. Schultz, S. W. Glunz und G. P. Willeke. „SHORT COMMUNICATION: ACCELERATED PUBLICATION: Multicrystalline silicon solar cells exceeding 20% efficiency“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 12.7 (2004), S. 553–558. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.583.
- [Sch05] O. Schultz. „High-efficiency multicrystalline silicon solar cells“. Dissertation. Konstanz: Universität Konstanz, 2005.
- [Sch06a] A. Schneider, L. Rubin und G. Rubin. „Solar Cell Efficiency Improvement by New Metallization Techniques - the Day4 Electrode Concept“. In: *Proceedings of the 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*. (Waikoloa, HI, USA). Piscataway: IEEE, 2006, S. 1095–1098. ISBN: 1-4244-0017-1. DOI: 10.1109/WCPEC.2006.279333.

- [Sch06b] G. Schubert, F. Huster und P. Fath. „Physical understanding of printed thick-film front contacts of crystalline Si solar cells—Review of existing models and recent developments“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 90.18-19 (2006), S. 3399–3406. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2006.03.040.
- [Sch08a] J. Schmidt, A. Merkle, R. Brendel, B. Hoex, M. C. M. d. van Sanden und W. M. M. Kessels. „Surface passivation of high-efficiency silicon solar cells by atomic-layer-deposited Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 16.6 (2008), S. 461–466. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.823.
- [Sch08b] O. Schultz, A. Mette, M. Hermle und S. W. Glunz. „Thermal oxidation for crystalline silicon solar cells exceeding 19% efficiency applying industrially feasible process technology“. In: *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 16.4 (2008), S. 317–324. ISSN: 10627995. DOI: 10.1002/pip.814.
- [Sch13] C. Schwab, A. Wolf, M. Graf, N. Wöhrle, S. Kühnhold, J. Greulich, G. Kästner, D. Biro und R. Preu. „Recombination and Optical Properties of Wet Chemically Polished Thermal Oxide Passivated Si Surfaces“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 3.2 (2013), S. 613–620. ISSN: 2156-3381. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2012.2230686.
- [Sch75] R. Schwartz und M. Lammert. „Silicon solar cells for high concentration applications“. In: *International Electron Devices Meeting*. 1975, S. 350–352. DOI: 10.1109/IEDM.1975.188896.
- [Sch84] D. K. Schroder, D. Meier und D. Schroder. „Solar cell contact resistance—A review“. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 31.5 (1984), S. 637–647. ISSN: 00189383. DOI: 10.1109/T-ED.1984.21583.
- [Sch94] K. F. Schuegraf und Chenming Hu. „Hole injection SiO<sub>2</sub> breakdown model for very low voltage lifetime extrapolation“. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 41.5 (1994), S. 761–767. ISSN: 00189383. DOI: 10.1109/16.285029.
- [Sch99] J. Schmidt und A. Cuevas. „Electronic properties of light-induced recombination centers in boron-doped Czochralski silicon“. In: *Journal of Applied Physics* 86.6 (1999), S. 3175. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.371186.
- [Ser11] R. F. Service. „Outlook Brightens for Plastic Solar Cells“. In: *Science* 332.6027 (2011), S. 293. ISSN: 0036-8075. DOI: 10.1126/science.332.6027.293.
- [Sho61] W. Shockley und H. J. Queisser. „Detailed Balance Limit of Efficiency of p-n Junction Solar Cells“. In: *Journal of Applied Physics* 32.3 (1961), S. 510. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.1736034.

- [Sol13] *solarserver.de*. URL: <http://www.solarserver.de/service-tools/photovoltaik-preisindex.html> (besucht am 26.01.2013).
- [Spä08] M. Späth, P. C. d. Jong, I. Bennett, T. P. Visser, J. Bakker und A. J. Verschoor. „First Experiments on Module Assembly Line Using Back-Contact Solar Cells“. In: *Proceedings of the 23th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2008, S. 2917–2921. ISBN: 3-936338-24-8. DOI: 10.4229/23rdEUPVSEC2008-4AV.3.47.
- [Spe10] J. Specht, K. Zengerle, M. Pospischil, D. Erath, J. Haunschild, F. Clement und D. Biro. „High aspect ratio front contacts by single step dispensing of metal pastes“. In: *Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2010, S. 1867–1870. ISBN: 3-936338-26-4. DOI: 10.4229/25thEUPVSEC2010-2CV.2.46.
- [Swa05] R. Swanson. „Approaching the 29% limit efficiency of silicon solar cells“. In: *Proceedings of the 31th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Orlando, FL, USA). Piscataway: IEEE, 2005, S. 889–894. DOI: 10.1109/PVSC.2005.1488274.
- [Swa07] R. M. Swanson. „Developments in Silicon Solar Cells“. In: *IEEE International Electron Devices Meeting*. (Washington, DC, USA). 2007, S. 359–362. DOI: 10.1109/IEDM.2007.4418946.
- [Sze07] S. M. Sze und K. K. Ng. *Physics of semiconductor devices*. 3. Aufl. Hoboken und New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2007. ISBN: 0471143235.
- [Tan12] D. M. Tanenbaum, M. Hermenau, E. Voroshazi, M. T. Lloyd, Y. Galagan, B. Zimmermann, M. Hösel, H. F. Dam, M. Jørgensen, S. A. Gevorgyan, S. Kudret, W. Maes, L. Lutsen, D. Vanderzande, U. Würfel, R. Andriessen, R. Rösch, H. Hoppe, G. Teran-Escobar, M. Lira-Cantu, A. Rivaton, G. Y. Uzunoglu, D. Germack, B. Andreasen, M. V. Madsen, K. Norrman und F. C. Krebs. „The ISOS-3 inter-laboratory collaboration focused on the stability of a variety of organic photovoltaic devices“. In: *RSC Advances* 2.3 (2012), S. 882. ISSN: 2046-2069. DOI: 10.1039/c1ra00686j.
- [Tha09] B. Thaidigsmann, A. Wolf und D. Biro. „Accurate Determination of the IQE of Screen Printed Silicon Solar Cells by Accounting for the Finite Reflectance of Metal Contacts“. In: *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2009, S. 2056–2059. ISBN: 3-936338-25-6. DOI: 10.4229/24thEUPVSEC2009-2DV.1.19.

- [Tha10] B. Thaidigsmann, A. Wolf, F. Clement, D. Biro und R. Preu. „Combining the advantages of wrap through metallization and rear surface passivation into industrial MWT-PERC devices“. In: *Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2010, S. 2227–2230. ISBN: 3-936338-26-4. DOI: 10.4229/25thEUPVSEC2010-2CV.3.45.
- [Tha11a] B. Thaidigsmann, F. Clement, A. Wolf, E. Lohmüller, F. Fertig, D. Biro und R. Preu. „HIP-MWT: A simplified structure for metal wrap through solar cells with passivated rear surface“. In: *Proceedings of the 1st International Conference on Crystalline Silicon Photovoltaics, SiliconPV*. (Freiburg). Bd. 8. Energy Procedia. Elsevier, 2011, S. 498–502. DOI: 10.1016/j.egypro.2011.06.172.
- [Tha11b] B. Thaidigsmann, E. Lohmüller, U. Jäger, S. Mack, F. Lottspeich, A. Spribille, K. Birmann, D. Erath, A. Wolf, F. Clement, D. Biro und R. Preu. „Large-area p-type HIP-MWT silicon solar cells with screen printed contacts exceeding 20% efficiency“. In: *physica status solidi (RRL) - Rapid Research Letters* 5.8 (2011), S. 286–288. ISSN: 18626254. DOI: 10.1002/pssr.201105311.
- [Tha11c] B. Thaidigsmann, A. Spribille, H. Plagwitz, G. Schubert, F. Fertig, F. Clement, A. Wolf, D. Biro und R. Preu. „HIP-MWT - A New Cell Concept for Industrial Processing of High-Performance Metal Wrap Through Silicon Solar Cells“. In: *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2011, S. 817–820. ISBN: 3-936338-27-2. DOI: 10.4229/26thEUPVSEC2011-2BP.1.5.
- [Tha11d] B. Thaidigsmann, S. Werner, S. Gutscher, F. Fertig, F. Clement, A. Wolf und D. Biro. „Manipulation of the Reverse Bias Behaviour of Silicon Solar Cells“. In: *Technical Digest of the 21th International Photovoltaic Science and Engineering Conference, PVSEC*. (Fukuoka, Japan). Tokyo: ICS Convention Design, 2011.
- [Tha12a] B. Thaidigsmann, A. Drews, T. Fellmeth, P. Saint-Cast, A. Wolf, F. Clement, R. Preu und D. Biro. „Synergistic Effects of Rear-Surface Passivation and the Metal Wrap Through Concept“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 2.2 (2012), S. 109–113. ISSN: 2156-3381. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2012.2183577.
- [Tha12b] B. Thaidigsmann, J. Greulich, E. Lohmüller, S. Schmeißer, F. Clement, A. Wolf, D. Biro und R. Preu. „Loss analysis and efficiency potential of p-type MWT-PERC solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 106 (2012), S. 89–94. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2012.04.045.

- [Tha12c] B. Thaidigsmann, M. Linse, A. Wolf, F. Clement, D. Biro und R. Preu. „The Path to Industrial Production of Highly Efficient Metal Wrap Through Silicon Solar Cells“. In: *Green* 2.4 (2012), S. 171–176. ISSN: 1869-876X. DOI: 10.1515/green-2012-0008.
- [Tha13a] B. Thaidigsmann, C. Kick, A. Drews, F. Clement, A. Wolf und D. Biro. „Fire-through contacts—a new approach to contact the rear side of passivated silicon solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 108 (2013), S. 164–169. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2012.09.029.
- [Tha13b] B. Thaidigsmann, E. Lohmüller, F. Fertig, F. Clement und A. Wolf. „Characterization and modeling of screen-printed metal insulator semiconductor tunnel junctions for integrated bypass functionality in crystalline silicon solar cells“. In: *Journal of Applied Physics* 113.21 (2013), S. 214502. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.4807931.
- [Tie84] T. Tiedje, E. Yablonovitch, G. D. Cody und B. G. Brooks. „Limiting efficiency of silicon solar cells“. In: *IEEE Transactions on Electron Devices* 31.5 (1984), S. 711–716. ISSN: 00189383. DOI: 10.1109/T-ED.1984.21594.
- [Tru02a] T. Trupke, M. A. Green und P. Würfel. „Improving solar cell efficiencies by down-conversion of high-energy photons“. In: *Journal of Applied Physics* 92.3 (2002), S. 1668. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.1492021.
- [Tru02b] T. Trupke, M. A. Green und P. Würfel. „Improving solar cell efficiencies by up-conversion of sub-band-gap light“. In: *Journal of Applied Physics* 92.7 (2002), S. 4117. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.1505677.
- [Ume10] K. Umeda, S. Sugawara, T. Sakamoto, M. Yamatani, K. Fukui und K. Shirasawa. „High Efficiency Multicrystalline Silicon Module Using Back Contact Solar Cells“. In: *Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2010, S. 1422–1423. ISBN: 3-936338-26-4. DOI: 10.4229/25thEUPVSEC2010-2D0.1.2.
- [Urr10] E. Urrejola, K. Peter, H. Plagwitz und G. Schubert. „Al–Si alloy formation in narrow p-type Si contact areas for rear passivated solar cells“. In: *Journal of Applied Physics* 107.12 (2010), S. 124516. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.3437070.
- [Ver12] P. VerNooy, C. Torardi, Z. Li, M. Lewittes, R. Getty, K. Mikeska, A. Ionkin, L. Cheng, A. Wu, B. Laughlin und G. Laudisio. „High-efficiency lead-free silver pastes for crystalline silicon solar cells“. In: *Proceedings of the 38th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Austin, TX, USA). Piscataway: IEEE, 2012, S. 2271–2273. ISBN: 978-1-4673-0064-3. DOI: 10.1109/PVSC.2012.6318050.



- [Vos80] A. D. Vos. „Detailed balance limit of the efficiency of tandem solar cells“. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 13.5 (1980), S. 839–846. ISSN: 0022-3727. DOI: 10.1088/0022-3727/13/5/018.
- [Wat11] R. S. Watt, G. Laudisio, Y. Wang, H. Hsueh, J. Mo und A. C. Street. „A Metallization System for Metal Wrap Through Solar Cells“. In: *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2011, S. 2174–2176. ISBN: 3-936338-27-2. DOI: 10.4229/26thEUPVSEC2011-2CV.4.11.
- [Wei82] Z. A. Weinberg. „On tunneling in metal-oxide-silicon structures“. In: *Journal of Applied Physics* 53.7 (1982), S. 5052. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.331336.
- [Wig81] D. Wight, I. Blenkinsop, W. Harding und B. Hamilton. „Diffusion-limited lifetime in semiconductors“. In: *Physical Review B* 23.10 (1981), S. 5495–5510. ISSN: 0163-1829. DOI: 10.1103/PhysRevB.23.5495.
- [Wir10] H. Wirth, M. Tranitz, C. Malchow und F. Clement. „New Technologies for Back Contact Module Assembly“. In: *Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2010, S. 3846–3849. ISBN: 3-936338-26-4. DOI: 10.4229/25thEUPVSEC2010-4C0.19.3.
- [Wir12] H. Wirth und C. Ferrara. „PV Module Technology and Reliability – Status and Perspectives“. In: *Green* 2.4 (2012). ISSN: 1869-876X. DOI: 10.1515/green-2012-0011.
- [Wir13] H. Wirth. *Aktuelle Fakten zur Photovoltaik in Deutschland*. 8.01.2013. URL: <http://www.ise.fraunhofer.de/de/veroeffentlichungen/veroeffentlichungen-pdf-dateien/studien-und-konzeptpapiere/aktuelle-fakten-zur-photovoltaik-in-deutschland.pdf> (besucht am 26.01.2013).
- [Woe08] R. Woehl, M. Hörteis und S. W. Glunz. „Analysis of the Optical Properties of Screen-Printed and Aerosol-Printed and Plated Fingers of Silicon Solar Cells“. In: *Advances in OptoElectronics* 2008 (2008), S. 1–7. ISSN: 1687-563X. DOI: 10.1155/2008/759340.
- [Wöh91] D. Wöhrl und D. Meissner. „Organic Solar Cells“. In: *Advanced Materials* 3.3 (1991), S. 129–138. ISSN: 0935-9648. DOI: 10.1002/adma.19910030303.
- [Wol10] A. Wolf, D. Biro, J. Nekarda, S. Stumpp, A. Kimmerle, S. Mack und R. Preu. „Comprehensive analytical model for locally contacted rear surface passivated solar cells“. In: *Journal of Applied Physics* 108.12 (2010), S. 124510. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.3506706.

- [Wol63] M. Wolf und H. Rauschenbach. „Series resistance effects on solar cell measurements“. In: *Advanced Energy Conversion* 3.2 (1963), S. 455–479. ISSN: 03651789. DOI: 10.1016/0365-1789(63)90063-8.
- [Wu11] J. Wu, R. Zhu, X. Meng, L. Jiang, X. Wang und L. Zhang. „19.2% Efficiency H-Patterned Mono Silicon Metal Wrap Through Solar Cells“. In: *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2011, S. 1004–1007. ISBN: 3-936338-27-2. DOI: 10.4229/26thEUPVSEC2011-2B0.8.5.
- [Wür08] P. Würfel. *Physics of Solar Cells*. Hoboken: Wiley-VCH, 2008. ISBN: 3527404287.
- [Yeo00] Y. C. Yeo, Q. Lu, W. C. Lee, T.-J. King, C. Hu, X. Wang, X. Guo und T. P. Ma. „Direct tunneling gate leakage current in transistors with ultrathin silicon nitride gate dielectric“. In: *IEEE Electron Device Letters* 21.11 (2000), S. 540–542. ISSN: 0741-3106. DOI: 10.1109/55.877204.
- [Yin13] W. Yin, X. Wang, F. Zhang und L. Zhang. „19.6% Cast Mono-MWT Solar Cells and 268 W Modules“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* (2013), S. 1–5. ISSN: 2156-3381. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2013.2239357.

# Danksagung

Ein herzliches *Danke* an alle, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Der größte Dank gilt Andreas Wolf und Florian Clement für die ausgezeichnete Betreuung während der letzten Jahre. Ich konnte mich immer auf euch verlassen und habe viel von euch gelernt. Danke Andi. Danke Flo. Großer Dank gebührt auch Daniel Biro und Ralf Preu für das stets offene Ohr, das mir entgegengebrachte Vertrauen und den Einblick in diverse Projekte. Prof. H. Clement und Prof. G. Willeke danke ich für die angenehmen und lehrreichen Diskussionen während der regelmäßigen Treffen in Freiburg und Tübingen, das große Interesse an neuen Ergebnissen sowie die offizielle Betreuung meiner Promotion.

Unverzichtbar war die großartige Unterstützung durch Elmar Lohmüller, meinen ersten Diplomanden. Elmi, dein unermüdlicher Einsatz und deine Begeisterung für die dir übertragenen Aufgaben lässt sich nicht in Worte fassen. Danke! Simon Schmeißer möchte ich für die langjährige und engagierte Unterstützung bei Programmieraufgaben sowie die im Rahmen der Bachelorarbeit gewonnenen Erkenntnisse über Serienwiderstände in MWT-Solarzellen danken. Ein besonderer Dank gilt Christopher Kick für das überdurchschnittliche Engagement und das Durchhaltevermögen bei der Untersuchung der FTCs im Rahmen seiner Bachelorarbeit. Andreas Drews hat mit seiner Diplomarbeit ebenfalls einen wichtigen Beitrag zur Weiterentwicklung der MWT-PERC-Solarzellen geliefert. Andi, die Betreuung deiner Arbeit – wenn auch nur inoffiziell – war mir eine große Freude! Danke auch für die große Unterstützung nach der Abgabe deiner Diplomarbeit. Ebenfalls nicht unerwähnt bleiben dürfen Maximilian Weiß, Sebastian Meier, Stefan Maier, Viktoria Reitenbach, Lena Nowotny und Robert Stierlen, die mich in ihrer Praktikums- und HiWi-Zeit tatkräftig unterstützt haben.

Besten Dank auch an alle, die direkt oder indirekt an meinen Experimenten im PV-TEC mitgewirkt haben. Ohne euch wäre es niemals möglich gewesen, solche Ergebnisse zu erzielen. Alma Spribille danke ich für die Unterstützung bei der Solarzellenprozessierung und bei den vielzähligen Alltagsaufgaben, Michael Linse für das sorgfältige Prozessieren wichtiger Zellchargen und die Optimierung des Schablonendrucks, Christoph Fleischmann, René Hönig und Jutta Zielonka für EBIC- und REM-Aufnahmen, Sabrina Werner, Christoph Wufka, und Edgar Wotke für die Unterstützung während meiner Urlaubszeit, Maximilian Pospischil und Jan Specht für die dispensten

Kontakte, Sebastian Mack und Ulrich Jäger für die Vorarbeit und Unterstützung im Bereich hocheffizienter Zellstrukturen, Achim Kimmerle für die Auswahl geeigneter Diffusionsrezepte und die Einblicke in das Pitchmaster-Innenleben, Norbert Kohn für maßgeschneiderte PECVD-Schichten, Pierre Saint-Cast und Saskia Kühnhold für defektarme  $\text{AlO}_x$ -Schichten, Simon Gutscher und Christian Harmel für den Einsatz am Laser, Gero Käster für neue Einseitenätzprozesse, Heike Furtwängler für die stets zuverlässige und teils sehr spontane Nasschemie-Prozessierung, Katrin Birmann für stundenlanges Texturieren im Tech3, David Stüwe und Rainer Neubauer für spontanes Inkjet-Drucken und Ätzen, Daniel Scheffler und Matthias Weng für die vielen Stunden am Temperofen, Philip Hartmann für Spezial-PVD-Beschichtungen, Marc Retzlaff und Denis Erath für den teilweise spätabendlichen Einsatz im Siebdruck, Fabian Fertig, Wolfram Kwopil, Ino Geisemeyer und Hannah Lindner für die Diskussionen zu Rückwärtsdurchbrüchen und DLIT-Messungen, Sebastian Nold für Kostenrechnungen, Jonas Haunschild für die Analyse von Lumineszenzaufnahmen, Tobias Fellmeth für Grid-Simulationen, Sebastian Schmutzler für Quanteneffizienz- und Reflexionsmessungen, Alexander Krieg für ausgefallene Zelltestermessungen und Johannes Greulich für die Simulationen und Diskussionen zu MWT-spezifischen Effekten. Auch wenn ich hier nicht alle Kollegen des PV-TEC-Teams namentlich nennen kann, ein großes Danke euch allen für euer Engagement! Dirk Eberlein, Ingrid Hädrich und Ulrich Eitner danke ich für die Unterstützung und die angenehme Zusammenarbeit bei der Modulherstellung. Großer Dank gilt auch Andreas Brandt, Arne Fallisch, Christian Reichel, Jan Nekarda, Johannes Seiffe, Marc Hofmann, Marc Rüdiger, Martin Zimmer, Matthias Demant, Max *Alfonso* Hendrichs, Philip Rothhardt, Robert Woehl und Sven Kluska für die Ideen, die in zahlreichen Diskussionen entstanden sind.

Meinen Zimmerkollegen Arne Fallisch, Isolde Reis, Jonas Haunschild und Sebastian Mack möchte ich für die gute Atmosphäre und die vielen spannenden Unterhaltungen danken. Christoph Schwab gebührt ein besonderer Dank für die vielen angenehmen Gespräche zu solarzellennahen und -fernen Themen. Ohne ein gutes Mittagessen läuft die Arbeit nur halb so rund. Alma, Andi und Sabrina, ihr seid die besten Mittagessenskollegen! Und ohne ein ausgeglichenes Privatleben läuft das Leben nur halb so rund. Liebe Familie, liebe Freunde, Mitbewohner und Brennessel-Kollegen: Danke für all die schönen Stunden, die Unterhaltungen, das Essen, die Ausflüge, die Aufmunterungen, die Urlaube und den Rückhalt. Ihr seid die Größten.

Abschließend möchte ich Andreas Wolf, Florian Clement, Elmar Lohmüller, Tobias Ebenthal, Sabrina Werner, Florian Karlewski und Ralf Preu für das überaus sorgfältige Korrekturlesen dieser Arbeit danken.

# Curriculum Vitae

Name Benjamin Thaidigsmann  
Geburtsdatum 6. Juni 1984  
Geburtsort Tübingen

## Schulbildung

1994-2000 *Johannes-Kepler-Gymnasium Reutlingen*: Allgemeinbildendes Gymnasium  
2000-2003 *Ferdinand-von-Steinbeis-Schule Reutlingen*: Technisches Gymnasium  
25.06.2003 Abitur

## Studium

2003-2009 *Eberhard Karls Universität Tübingen*: Physikstudium, Nebenfach: Informatik, Schwerpunkt: Nanotechnologie und Halbleiterphysik  
13.09.2005 Vordiplom  
2008-2009 Diplomarbeit, „Quanteneffizienzanalyse zur Charakterisierung ein- und beidseitig sammelnder Solarzellen“, durchgeführt am *Fraunhofer ISE Freiburg*  
30.04.2009 Diplom

## Promotion

ab 11.2009 *Eberhard Karls Universität Tübingen*: Promotion, „Entwicklung und Charakterisierung hocheffizienter MWT-PERC-Solarzellen aus p-dotiertem, kristallinem Silicium“, durchgeführt am *Fraunhofer ISE Freiburg*

### Veröffentlichungen mit Peer-Review

B. Thaidigsmann, F. Clement, A. Wolf, E. Lohmüller, F. Fertig, D. Biro und R. Preu. „HIP-MWT: A simplified structure for metal wrap through solar cells with passivated rear surface“. In: *Energy Procedia* 8 (2011), S. 498–502. ISSN: 18766102. DOI: 10.1016/j.egypro.2011.06.172

B. Thaidigsmann, E. Lohmüller, U. Jäger, S. Mack, F. Lottspeich, A. Spribille, K. Birmann, D. Erath, A. Wolf, F. Clement, D. Biro und R. Preu. „Large-area p-type HIP-MWT silicon solar cells with screen printed contacts exceeding 20% efficiency“. In: *physica status solidi (RRL) - Rapid Research Letters* 5.8 (2011), S. 286–288. ISSN: 18626254. DOI: 10.1002/pssr.201105311

B. Thaidigsmann, A. Drews, T. Fellmeth, P. Saint-Cast, A. Wolf, F. Clement, R. Preu und D. Biro. „Synergistic Effects of Rear-Surface Passivation and the Metal Wrap Through Concept“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 2.2 (2012), S. 109–113. ISSN: 2156-3381. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2012.2183577

B. Thaidigsmann, J. Greulich, E. Lohmüller, S. Schmeißer, F. Clement, A. Wolf, D. Biro und R. Preu. „Loss analysis and efficiency potential of p-type MWT-PERC solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 106 (2012), S. 89–94. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2012.04.045

B. Thaidigsmann, M. Linse, A. Wolf, F. Clement, D. Biro und R. Preu. „The Path to Industrial Production of Highly Efficient Metal Wrap Through Silicon Solar Cells“. In: *Green* 2.4 (2012), S. 171–176. ISSN: 1869-876X. DOI: 10.1515/green-2012-0008

B. Thaidigsmann, C. Kick, A. Drews, F. Clement, A. Wolf und D. Biro. „Fire-through contacts—a new approach to contact the rear side of passivated silicon solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 108 (2013), S. 164–169. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2012.09.029

B. Thaidigsmann et al. „Characterization and modeling of screen-printed metal insulator semiconductor tunnel junctions for integrated bypass functionality in crystalline silicon solar cells“. In: *Journal of Applied Physics* 113.21 (2013), S. 214502. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.4807931

J. Greulich, M. Glatthaar, F. Fertig, F. Clement, B. Thaidigsmann, A. Fallisch, D. Biro, M. Rüdiger, M. Hermle und S. Rein. „Intrinsic effects of double side collecting silicon solar cells“. In: *Energy Procedia* 8 (2011), S. 160–166. ISSN: 18766102. DOI: 10.1016/j.egypro.2011.06.118

---

U. Jäger, B. Thaidigsmann, M. Okanovic und R. Preu. „Quantum Efficiency Analysis of Highly Doped Areas for Selective Emitter Solar Cells“. In: *Energy Procedia* 8 (2011), S. 193–199. ISSN: 18766102. DOI: 10.1016/j.egypro.2011.06.123

E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, J. Bartsch, C. Harmel, J. Specht, A. Wolf, F. Clement, M. Hörteis und D. Biro. „Advanced metallization of rear surface passivated metal wrap through silicon solar cells“. In: *Energy Procedia* 8 (2011), S. 546–551. ISSN: 18766102. DOI: 10.1016/j.egypro.2011.06.180

E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, M. Pospischil, U. Jäger, S. Mack, J. Specht, J. Nekarda, M. Retzlaff, A. Krieg, F. Clement, A. Wolf, D. Biro und R. Preu. „20% Efficient Passivated Large-Area Metal Wrap Through Solar Cells on Boron-Doped Cz Silicon“. In: *IEEE Electron Device Letters* 32.12 (2011), S. 1719–1721. ISSN: 0741-3106. DOI: 10.1109/LED.2011.2167709

S. Mack, E. A. Wotke, D. Biro, S. Mack, A. Wolf, A. Walczak, B. Thaidigsmann, E. Allan Wotke, J. J. Spiegelman, R. Preu und D. Biro. „Properties of purified direct steam grown silicon thermal oxides“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 95.9 (2011), S. 2570–2575. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2011.03.002

J. Haunschild, I. E. Reis, T. Chipei, M. Demant, B. Thaidigsmann, M. Linse und S. Rein. „Rating and sorting of mc-Si as-cut wafers in solar cell production using PL imaging“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 106 (2012). ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2012.05.027

I. Hädrich, B. Thaidigsmann, M. Wiese, D. Eberlein, U. Eitner, F. Clement, R. Preu und H. Wirth. „Minimizing the Optical Cell-To-Module Losses for MWT Modules“. In: *3rd International Conference on Crystalline Silicon Photovoltaics, SiliconPV*. (Hameln). Energy Procedia. Elsevier, 2013, im Druck

E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, F. Clement, A. Wolf und D. Biro. „Transfer of the p-Type HIP-MWT Solar Cell Concept to n-Type Silicon“. In: *3rd International Conference on Crystalline Silicon Photovoltaics, SiliconPV*. (Hameln). Energy Procedia. Elsevier, 2013, im Druck

C. Peike, S. Hoffmann, P. Hülsmann, B. Thaidigsmann, K. Weiß, M. Koehl und P. Bentz. „Origin of damp-heat induced cell degradation“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 116 (2013), S. 49–54. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2013.03.022

### Posterbeiträge und Vorträge auf internationalen Konferenzen

- Vortrag *IQE-Bestimmung unter Berücksichtigung der tatsächlichen Fingerreflexion.* SiliconFOREST Falkau, 4. März 2009
- Poster, Proceedings *Accurate Determination of the IQE of Screen Printed Silicon Solar Cells by Accounting for the Finite Reflectance of Metal Contacts.* 24th EU PVSEC Hamburg, 24. September 2009
- Poster, Proceedings *Combining the advantages of wrap through metallization and rear surface passivation into industrial MWT-PERC devices.* 25th EU PVSEC Valencia (Spanien), 8. September 2010
- Vortrag *HIP-MWT: A simplified structure for metal wrap through solar cells with passivated rear surface.* 1st SiliconPV Freiburg, 19. April 2011
- Plenarvortrag, Proceedings *HIP-MWT - A New Cell Concept for Industrial Processing of High-Performance Metal Wrap Through Silicon Solar Cells.* 26th EU PVSEC Hamburg, 6. September 2011
- Vortrag *MWT Cell Structures for High Efficiency and Low Cost.* 3rd MWT-Workshop Freiburg, 10. November 2011
- Vortrag, Proceedings *Manipulation of the Reverse Bias Behaviour of Silicon Solar Cells.* 21st PVSEC Fukuoka (Japan), 28. November 2011
- Vortrag *Loss analysis and efficiency potential of p-type MWT-PERC solar cells.* 2nd SiliconPV Leuven (Belgien), 4. April 2012
- Vortrag *Printed Fire-Through Contacts (FTC) - An Alternative Approach for Local Rear Contacting of Passivated Solar Cells.* 27th EU PVSEC Frankfurt, 24. September 2012

### Preise

*Student Paper Award* für den Beitrag *Manipulation of the Reverse Bias Behaviour of Silicon Solar Cells.* 21st PVSEC Fukuoka (Japan), 28. November 2011.

### Koautorenschaft bei Konferenzbeiträgen

T. Kubera, F. Clement, D. Grote, B. Thaidigsmann, D. Biro, W. Warta und R. Preu. „Simulation of MWT-solar cells using a multi 2D circuit calculation tool based on spice“. In: *Proceedings of the 23th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC.* (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2008, S. 430–434. ISBN: 3-936338-24-8. DOI: 10.4229/23rdEUPVSEC2008-1CV.1.60



---

F. Clement, B. Thaidigsmann, R. Hoenig, T. Fellmeth, A. Spribille, E. Lohmüller, A. Krieg, M. Glatthaar, H. Wirth, D. Biro, R. Preu, M. Menkoe, K. Meyer, D. Lahmer, H.-J. Krokoszinski, M. Neidert, A. Henning, C. Mohr und W. Zhang. „Pilot-line processing of highly-efficient MWT silicon solar cells“. In: *Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2010. ISBN: 3-936338-26-4. DOI: 10.4229/25thEUPVSEC2010-2DP.2.3

S. Mack, D. Biro, A. Wolf, B. Thaidigsmann, A. Walczak, J. J. Spiegelman und R. Preu. „Purified steam for industrial thermal oxidation processes“. In: *Proceedings of the 35th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Honolulu, Hawaii). Piscataway: IEEE, 2010, S. 003527–003530. ISBN: 978-1-4244-5890-5. DOI: 10.1109/PVSC.2010.5614171

D. Biro, B. Thaidigsmann, F. Clement, A. Wolf, E. Lohmüller, S. Mack, T. Fellmeth, A. Drews, A. Spribille, E. A. Wotke, F. Lottspeich, M. Hofmann, U. Jäger und R. Preu. „MWT meets PERC: Towards 20% efficient industrial silicon solar cells“. In: *Proceedings of the 37th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Seattle, WA, USA). Piscataway: IEEE, 2011, S. 001395–001399. ISBN: 978-1-4244-9966-3. DOI: 10.1109/PVSC.2011.6186217

F. Clement, B. Thaidigsmann, E. Lohmüller, J. Specht, U. Jäger, S. Mack, M. Pospischil, A. Spribille, D. Erath, J. Nekarda, M. Hofmann, A. Wolf, D. Biro und R. Preu. „Paths to Achieve Efficiencies Over 20% with MWT Silicon Solar Cells“. In: *Technical Digest of the 21th International Photovoltaic Science and Engineering Conference, PVSEC*. (Fukuoka, Japan). Tokyo: ICS Convention Design, 2011

T. Fellmeth, A. Drews, B. Thaidigsmann, S. Mack, A. Wolf, F. Clement, D. Biro und R. Preu. „Industrially feasible all side passivated silicon based C-MWT concentrator solar cells“. In: *Proceedings of the 37th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, PVSC*. (Seattle, WA, USA). Piscataway: IEEE, 2011, S. 003554–003558. ISBN: 978-1-4244-9966-3. DOI: 10.1109/PVSC.2011.6185912

C. Schwab, B. Thaidigsmann, S. Nold, M. Linse, F. Lottspeich, A. Prince, R. Young, G. Fuge, P. Weigand, A. Wolf, F. Clement, D. Biro und R. Preu. „Screen Printing Aluminium Pastes for Thin Silicon Solar Cells with Passivated Rear Surface and LFC Contacts“. In: *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2011, S. 2264–2267. ISBN: 3-936338-27-2. DOI: 10.4229/26thEUPVSEC2011-2CV.4.44

A. Drews, F. Clement, A. Spribille, B. Thaidigsmann, M. Linse, S. Gutscher, S. Werner, V. Reitenbach, E. Chighali, A. Wolf, M. Zimmer, J. Nekarda, I. Hädrich, M. Tranitz, U. Eitner, H. Wirth, H. R. Wilson, D. Biro und R. Preu. „HIP-MWT

Solar Cells – Pilot-Line Cell Processing and Module Integration“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 828–831. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2D0.2.2

C. Kick, B. Thaidigsmann, M. Linse, F. Clement, A. Wolf und D. Biro. „Printed Fire-Through Contacts (FTC) - An Alternative Approach for Local Rear Contacting of Passivated Solar Cells“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 544–546. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2A0.1.2

E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, S. Werner, F. Clement, A. Wolf, D. Biro und R. Preu. „Evaluation of Via Pastes for p- and n-Type Metal Wrap Through (MWT) Solar Cells“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 590–595. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2A0.2.6

S. Nold, N. Voigt, L. Friedrich, D. Weber, I. Hädrich, M. Mittag, H. Wirth, B. Thaidigsmann, I. Brucker, M. Hofmann, J. Rentsch und R. Preu. „Cost Modeling of Silicon Solar Cell Production Innovation along the PV Value Chain“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 1084–1090. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2AV.5.4

V. Reitenbach, M. Spitz, A. Drews, M. Weiß, E. Chighali, B. Thaidigsmann, E. Lohmüller, A. Knorz, F. Clement, A. Wolf, D. Biro und R. Preu. „Process Characterisation of MWT Solar Cells – A New Method to Analyse via Contacts“. In: *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Frankfurt). München: WIP-Renewable Energies, 2012, S. 1335–1338. ISBN: 3-936338-28-0. DOI: 10.4229/27thEUPVSEC2012-2BV.5.3

## Patentanmeldungen

D. Biro, B. Thaidigsmann, F. Clement, R. Woehl und E. A. Wotke. „Verfahren zur Herstellung einer metallischen Kontaktstruktur einer photovoltaischen Solarzelle“. DE 10 2010 024 307. 18.06.2010

B. Thaidigsmann, F. Clement, D. Biro, A. Wolf und R. Preu. „Photovoltaische Solarzelle und Verfahren zur Herstellung einer photovoltaischen Solarzelle“. DE 10 2010 026 960. 12.07.2010

---

B. Thaidigsmann, F. Clement, A. Wolf und D. Biro. „Photovoltaische Solarzelle sowie Verfahren zu deren Herstellung“. DE 10 2011 010 077. 1.02.2011

E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, J. Bartsch, F. Clement, A. Wolf und D. Biro. „Verfahren zur Herstellung einer metallischen Kontaktstruktur einer Halbleiterstruktur mit Durchkontaktierung und photovoltaische Solarzelle“. DE 10 2011 018 374. 20.04.2011

B. Thaidigsmann, E. Lohmüller, F. Clement, A. Wolf, D. Biro und R. Preu. „Photovoltaische Solarzelle und Verfahren zum Herstellen einer photovoltaischen Solarzelle“. DE 10 2012 217 078. 21.09.2012



# **Anhang A**

## **Relevante Publikationen**

## A.1 MWT-PERC-Solarzellen aus Cz-Silicium (2010)

### Veröffentlichung (Konferenzbeitrag)

B. Thaidigsmann et al. „Combining the advantages of wrap through metallization and rear surface passivation into industrial MWT-PERC devices“. In: *Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Valencia, Spanien). München: WIP-Renewable Energies, 2010, S. 2227–2230. ISBN: 3-936338-26-4. DOI: 10.4229/25thEUPVSEC2010-2CV.3.45

### Kurzzusammenfassung

In dieser Veröffentlichung werden dünne Metal Wrap Through (MWT)-Solarzellen aus Cz-Silicium (Cz-Si) mit passivierten Oberflächen präsentiert. Für nahezu alle Herstellungsschritte wurden industrielle Großanlagen eingesetzt, auch für das Siebdrucken der Metallkontakte. Trotz einer Substratdicke von nur 120 µm erreichen die Solarzellen Kurzschlussstromdichten von bis zu 39 mA/cm<sup>2</sup>. Dies bestätigt minimierte Abschattungsverluste, ausgezeichneten Lichteinfang und wirkungsvolle Oberflächenpassivierung. An der Solarzellenrückseite befinden sich Lötflächen für eine einfache Modulintegration. Laserlegierte Kontakte verbinden die p-Basis mit dem rückseitigen Aluminiumkontakt. Eine Analyse der Reflexions- und Quanteneffizienzdaten quantifiziert Kurzschlussstromverluste, die durch Abschattung, Reflexion und Rekombination im Emitter entstehen.

### Beiträge der einzelnen Autoren

Eigenanteil	Versuchsplanung, Versuchsdurchführung, Auswertung der Ergebnisse, Verfassen des Veröffentlichungstextes
übrige Koautoren	Diskussion der Versuchsplanung, Anregungen zur Auslegung der Oberflächenpassivierung

**COMBINING THE ADVANTAGES OF WRAP THROUGH METALLIZATION AND REAR SURFACE PASSIVATION INTO INDUSTRIAL MWT-PERC DEVICES**

B. Thaidigsmann, A. Wolf, F. Clement, D. Biro and R. Preu  
 Fraunhofer ISE, Heidenhofstr. 2, D-79110 Freiburg, Germany  
 phone: +49 761 4588 5563, fax: +49 761 4588 9250  
 e-mail: benjamin.thaidigsmann@ise.fraunhofer.de

**ABSTRACT:** We present thin metal-wrap-through silicon solar cells with passivated surfaces fabricated from Czochralski-Si substrates. Nearly all process steps are performed on industrial production equipment, including screen printing of the contacts. The thickness of the substrate after all process steps is only 120  $\mu\text{m}$ , nevertheless the cells show short circuit current densities of up to 39  $\text{mA}/\text{cm}^2$  which indicates reduced shading losses, superior light trapping and high quality surface passivation. The rear surface of the cell exhibits soldering pads for easy module assembly. Laser fired contacts connect the p-type base to the rear metallization. An analysis of reflectance and quantum efficiency data quantifies the losses in short circuit current originating from different loss mechanisms such as shading, front surface- and escape reflectance as well as emitter recombination.

**Keywords:** Passivation, Screen Printing, Back Contact, Metal Wrap Through

1 INTRODUCTION

Conventional industrial silicon solar cells suffer from a high rear surface recombination and a poor internal reflection of the full area Al back surface field (BSF). The use of PERC (passivated emitter and rear cell) structures with laser fired contacts (LFC) on the rear side is a well-established way to achieve higher efficiencies by reducing both surface recombination and parasitic absorption. Due to its high internal reflectance and reduced surface recombination, the PERC-concept is especially suited for thin wafers. Recently produced large-area cells with a thickness of 120  $\mu\text{m}$  using industrial processing showed efficiencies of more than 18 % [1]. Another promising way to improve cell efficiency is the use of a metal-wrap-through (MWT) concept [2]. MWT-structures improve the short-circuit current by reducing the shaded area on the front side of the cells and allow the use of more efficient module concepts [3,4].

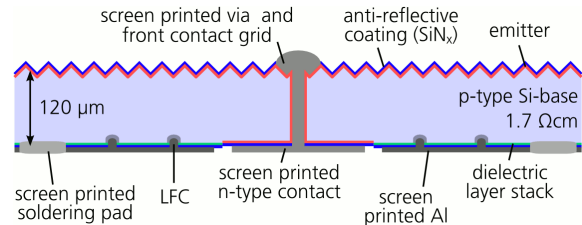
In this work, we present an approach for the industrial fabrication of MWT-PERC-devices. Combining the advantages of both concepts should enable even higher efficiencies than the sole use of MWT or PERC designs.

The use of thermally grown oxide layers as a mask both for alkaline texture and diffusion as well as for surface passivation of the rear side in the finished device has been shown to allow for cell efficiencies up to 18 % on large Cz-Si-wafers and 19.3 % on FZ-Si-substrate respectively [5,6]. Cells produced with this so called FeDiO approach presented so far use evaporated aluminium as a back contact. We extend the FeDiO concept by a special PECVD capping layer on the rear side which enables us to use a screen printed aluminium back contact [7].

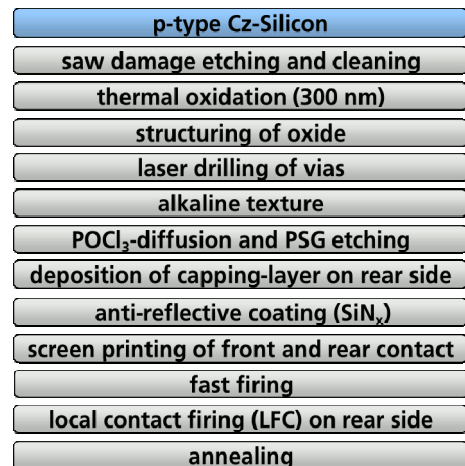
2 APPROACH

2.1 Device structure and fabrication process

We use thermal silicon oxide as a passivation layer at the rear surface of the cell, silicon nitride both as front surface passivation and as anti reflectance coating and screen printed front and rear contacts. Random pyramids



**Figure 1:** Schematic structure of the MWT-PERC devices presented in this work.



**Figure 2:** Process sequence for the fabrication of the presented solar cells.

on the front side and a flat rear side enhance light trapping. Screen printed contacts including soldering pads facilitate industrial module assembly (see Figure 1).

We use full square 125 × 125  $\text{mm}^2$  sized Czochralski-Si wafers with an initial thickness of 160  $\mu\text{m}$  and a resistivity of 1.7  $\Omega\text{cm}$ . Almost all process-steps are performed using industrial production equipment in the PV-TEC pilot-line [8]. Figure 2 presents the fabrication process sequence.

In a first step, the wafers undergo a wet chemical process that removes surface damage due to wafer

sawing and possible contaminations. The subsequent thermal oxidation in a tube furnace results in a 300 nm thick layer of silicon oxide on all surfaces of the wafer.

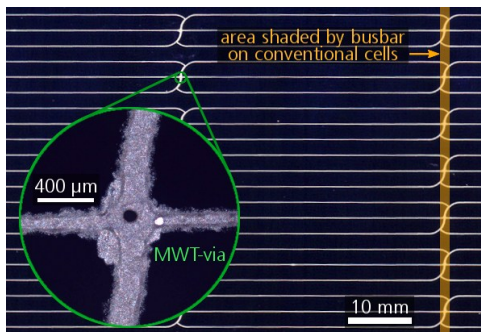
The use of screen printing technology for structuring of the oxide layer ensures industrial feasibility. Moreover, we use the screen printing technique for all metallization steps including the metallization of the laser-drilled vias and the Al back contact with soldering pads. After contact firing, the LFC technology locally alloys the screen printed Al rear contact through the dielectric passivation layer stack [7,9]. A camera assisted system ensures proper alignment of the LFC process to the screen printed aluminium.

The final annealing step is performed in an industrial inline system with high throughput.

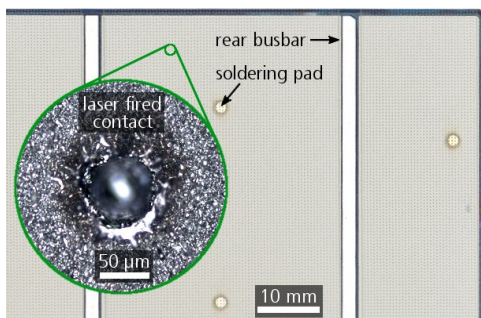
## 2.2 Contact formation by screen printing

With the MWT concept, both external contacts are placed on the rear side of the device. This concept reduces shading losses on the front side by at least 40 %. Figure 3 shows an image of the front side of the device with screen printed grid lines. The average width of a single line is 80  $\mu\text{m}$ . The image also illustrates the area shaded by a conventional front busbar (right hand side of Figure 3). Figure 4 presents an image of the rear side of the cell with screen printed and fired rear contacts after the formation of local contacts with a laser (LFC).

Despite the low thickness of the cells, which is 120  $\mu\text{m}$ , only 2 % of the processed wafers broke during screen printing of the contacts.



**Figure 3:** Image showing the front side of an MWT-PERC device produced in this work. The inset shows a microscope image of a via connecting the front to the rear n-contact. The average width of a single line is  $\sim 80 \mu\text{m}$ .



**Figure 4:** Image showing the rear side of an MWT-PERC device produced in this work. The cell exhibits soldering pads at the p-contact to ensure industrial module assembly. The inset shows a microscope image of a laser alloyed contact (LFC).

## 3 RESULTS

### 3.1 Current voltage characteristics

The current-voltage (I-V) measurement performed approximately 10 weeks after the annealing step revealed an average cell efficiency of 18.1 % for four equally processed cells. To determine the stable cell efficiency, the best cell is illuminated for 40 hours at 0.3 suns to fully activate the boron-oxygen-defect [10]. Table I shows the I-V-data for this cell after stabilisation and after annealing at 200  $^{\circ}\text{C}$  for 20 min on a hotplate to dissociate the boron-oxygen complex.

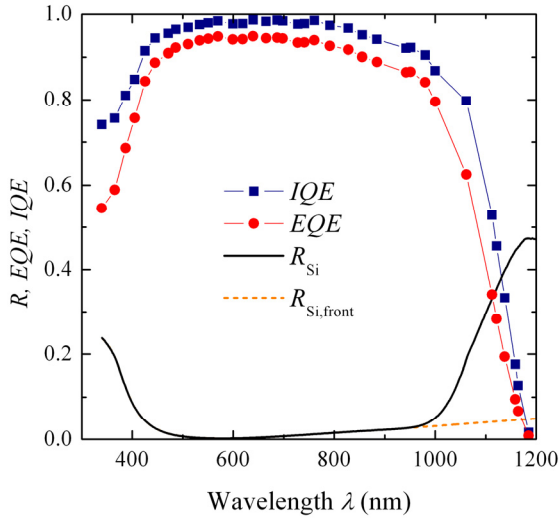
Detailed characterisation of the front contact reveals a lumped contribution to series resistance of  $0.6 \Omega\text{cm}^2$  due to contact resistance, finger resistance, via resistance and emitter sheet resistance. This corresponds to a loss in fill factor of  $\sim 3 \%$  absolute. An estimation of series resistance caused by lateral carrier flow over the rear busbar as well as effective resistance of the local contacts and sheet resistance of the rear aluminium layer delivers a series resistance of  $0.5 \Omega\text{cm}^2$ . This corresponds to a loss in fill factor of another  $\sim 2.5 \%$  absolute. The measured pseudo fill factor is  $\sim 82 \%$  both before and after annealing. Subtracting the expected losses in fill factor of 3 % and 2.5 % caused by series resistance delivers a fill factor of 76.5 %. Possible reasons for the discrepancy between expected and measured fill factor are non optimal contacting during the I-V-measurement and unconsidered losses as a result of the high current density in the local contacts next to the rear busbar. The observed strong degradation of the fill factor during stabilisation of approximately 2% relative is an unexpected effect for the light induced degradation mechanism and subject to further investigations. Currently our analysis points in the direction of artefacts due to the used degradation procedure or non-ideal contacting during the I-V-measurement.

In spite of the low thickness of 120  $\mu\text{m}$ , the cell reaches a high short circuit current density of  $J_{\text{SC}} = 38.6 \text{ mA/cm}^2$  (stable). On the one hand this indicates very good light trapping and surface passivation – main advantages of the PERC concept. On the other hand, the minimised shading of the front side due to the absence of a busbar leads to an additional gain in  $J_{\text{SC}}$  – the main advantage of the MWT concept. Due to the use of a diffusion barrier on the rear side, no edge isolation is necessary. This causes further improvement in  $J_{\text{SC}}$ , since 100% of the front surface is collecting current. The next section analyses the remaining losses in  $J_{\text{SC}}$  in detail.

**Table I:** I-V-data for the best cell of the batch measured on an industrial cell tester. The state “annealed” refers to a measurement after hotplate annealing at 200  $^{\circ}\text{C}$  for 20 min, “stabilised” denotes a measurement after 40 hours of illumination at 0.3 suns. The cell area is 156.25  $\text{cm}^2$ .

device state	$V_{\text{OC}}$ (mV)	$J_{\text{SC}}$ ( $\text{mA/cm}^2$ )	$FF$ (%)	$\eta$ (%)
annealed	628	39.0	75.9	18.6
stabilised	622	38.6	74.3	17.9





**Figure 5:** Total reflectance  $R_{Si}$ , primary reflectance  $R_{Si,front}$  of the front surface between the grid lines and global, differential external and internal quantum efficiency for a cell processed in parallel to the best cell of the batch. The QE measurement is performed at a bias illumination level of 0.1 suns.

### 3.2 Quantum efficiency analysis

A detailed analysis of quantum efficiency and reflectance allows a breakdown of the losses in short circuit current compared to a solar cell with ideal characteristics. Figure 5 shows the reflectance  $R_{Si}$  of the front surface between the screen printed fingers [11], the differential external quantum efficiency  $EQE$  and the internal quantum efficiency  $IQE$  after scaling correction [12]. The QE measurement is performed approximately 10 weeks after the annealing step. During this time, the cells had been exposed to laboratory illumination and are therefore at least partly degraded.

With  $M$  being the fraction of the front surface shaded by the metal grid, the front grid causes a loss in short circuit current density of

$$\Delta J_{SC,sh} = J_{SC} \left( \frac{M}{1-M} \right), \quad (1)$$

where  $J_{SC}$  is the measured short circuit current density. The primary (external) reflectance  $R_{Si,front}$  of the non-metallized front surface between the grid lines and the escape reflectance  $R_{escp}$  respectively cause a loss in  $J_{SC}$  of

$$\Delta J_{SC,R} = \int_{300 \text{ nm}}^{1200 \text{ nm}} IQE \phi R_x d\lambda \quad (2)$$

Where  $R_x$  stands for front reflectance  $R_{Si,front}$  or escape reflectance  $R_{escp}$  and

$$\phi = q(1-M) \phi_{AM1.5G} \quad (3)$$

is the photon flux of the AM1.5G spectrum [13] incident to the non metallized fraction of the front surface multiplied by the elementary charge  $q$ . In case of the escape reflectance, equation 2 yields a value that is influenced by parasitic absorption on the rear side. Therefore, this value is only an estimation for the loss caused by non ideal light trapping. An exact separation

of optical and recombinative loss mechanisms in the long wavelength range would require modeling or simulations, since in this wavelength regime, the measured  $IQE$  also depends on optical properties of the device.

A linear extrapolation should be used to separate external front reflectance from escape reflectance, since both contribute to the measured reflectance of the non-metallized front surface,

$$R_{Si} = R_{Si,front} + R_{escp} \quad (4)$$

Figure 5 shows the extrapolation of  $R_{Si,front}$  to wavelengths above 950 nm, the linear fit is performed in the range from 900 to 950 nm.

As the  $IQE$  at short wavelengths below 600 nm is very sensitive for losses caused by recombination at the front surface and in the emitter region, it is possible to extract these losses from the measured quantum efficiency data. Integrating over the photon flux multiplied by  $(1-IQE)$  from short wavelengths up to a wavelength  $\lambda_1$  delivers the loss in  $J_{SC}$  due to emitter recombination. The wavelength  $\lambda_1 \approx 600$  nm should be defined such that the loss caused by the emitter is small compared to other loss mechanisms and the accuracy of the measurement. Fischer proposed a method to enhance the accuracy of such a loss calculation by adding a term for longer wavelengths which regards the emitter as a thin dead layer [12]. A recursive fitting algorithm delivers the thickness  $W_d$  of the dead layer and the effective diffusion length  $L_{eff}$ . The loss in  $IQE$  caused by emitter and front surface recombination is split into two parts

$$IQE_{emi,loss} = \begin{cases} \lambda < \lambda_1 & 1 - k IQE \left( 1 + \frac{1}{\alpha L_{eff}} \right) \\ \lambda > \lambda_1 & 1 - \exp(-\alpha W_d) \end{cases} \quad (5)$$

with  $\alpha$  as the absorption coefficient of Si. This loss in  $IQE$  results in a loss in  $J_{SC}$  of

$$\Delta J_{SC,Em} = \int_{300 \text{ nm}}^{1200 \text{ nm}} IQE_{emi,loss} \phi (1 - R_{Si}) d\lambda \quad (6)$$

and should be calculated after scaling correction of the  $IQE$  data to enhance accuracy.

Table II shows the impact of the different loss mechanisms on the short circuit current density. The scaling algorithm delivers an effective diffusion length of  $L_{eff} = 357 \mu\text{m}$  which is approximately three times the cell thickness and thus sufficient to facilitate carrier collection in the bulk. The grid lines cover 3.4 % of the front surface, which corresponds to about 40–50 % less shading losses compared to a conventional cell design which uses two busbars on the front side yielding a front metallization fraction of ~6–7 %. The primary reflectance on the front side reduces the short circuit current by only 2 %. Further reduction of 1.7 % is caused by non ideal light trapping. This value is slightly higher than on cells with a higher thickness, indicating that light trapping is increasingly important for thin cells. The cells feature an emitter with a sheet resistance of 65  $\Omega/\text{sq}$ . The loss of 2 % due to recombination in the emitter bulk and at the front surface may be reduced even further by using an emitter with higher sheet resistance in a selective emitter approach [14,15].

**Table II:** Breakdown of the  $J_{SC}$ -losses extracted from internal quantum efficiency and reflectance data.

loss mechanism	$\Delta J_{SC}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$\Delta J_{SC}/J_{SC}$
shading (front side)	1.32	3.4 %
reflectance (front side)	0.77	2.0 %
non ideal light trapping	0.67	1.7 %
emitter-recombination	0.78	2.0 %

#### 4 CONCLUSION

We demonstrated the industrial fabrication of metal wrap through silicon solar cells with passivated rear surfaces using Cz-Silicon material. The cells feature screen printed contacts and soldering pads for easy module assembly. The 120  $\mu\text{m}$  thick MWT-PERC devices reach conversion efficiencies up to 18.6 % (annealed) as well as a short circuit current density of 39 mA/cm<sup>2</sup>. An analysis of reflectance and quantum efficiency measurements reveals a breakdown of losses in short circuit current and confirms the high quality of the presented cells regarding increased light trapping, reduced shading and less surface recombination.

#### ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to thank all co-workers at the Photovoltaic Technology Evaluation Center (PV-TEC) at Fraunhofer ISE for processing of the samples and Prof. H. Clement from the University of Tübingen as well as Prof. G. Willeke for fruitful discussions.

This work was funded within the seventh framework programme of the european union under contract no. 218966 (ULTIMATE).

#### REFERENCES

- [1] L. Gautero, M. Hoffmann, J. Rentsch et al., *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference* (2009) 1151.
- [2] E. van Kerschaver, R. Einhaus, J. Szlufcik et al., *Proceedings of the 2nd World Conference on Photovoltaic Energy Conversion* (1998) 1479.
- [3] F. Clement, M. Menkoe, T. Kubera et al., *Solar Energy Materials & Solar Cells* **93** (2009) 1051.
- [4] I.J. Bennett, A. Tjengdrawira, A. Mewe et al., *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference* (2009) 3258.
- [5] D. Biro, S. Mack, A. Wolf et al., *Proceedings of the 34th IEEE Photovoltaic Specialists Conference* (2009) 1594.
- [6] O. Schultz, A. Mette, M. Hermle et al., *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* **16** (2008) 317
- [7] J. Nekarda, S. Stumpp, L. Gautero et al., *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference* (2009) 1411.
- [8] D. Biro, U. Belledin, A. Weil et al., *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference* (2009) 1901.
- [9] E. Schneiderlöchner, R. Preu, R. Lüdemann et al., *Proceedings of the 17th European Photovoltaic Solar Energy Conference* (2001) 1303.
- [10] S. W. Glunz, S. Rein, J. Y. Lee et al., *Journal of Applied Physics* **90** (2001) 2397.
- [11] B. Thaidigsmann, A. Wolf, and D. Biro, *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference* (2009) 2056.
- [12] B. Fischer, M. Keil, P. Fath et al., *Proceedings of the 29th IEEE Photovoltaics Specialists Conference* (2002) 454.
- [13] IEC 904-3, (2008).
- [14] V. E. Lowe and A. C. Day, *IEEE Transactions on Electron Devices* **ED-31** (1984) 626.
- [15] U. Jäger, M. Okanovic, M. Hörteis et al., *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference* (2009) 1740.

## A.2 Synergieeffekte zwischen MWT- und PERC-Ansatz (2012)

### Veröffentlichung (Fachzeitschrift mit Peer-Review)

B. Thaidigsmann et al. „Synergistic Effects of Rear-Surface Passivation and the Metal Wrap Through Concept“. In: *IEEE Journal of Photovoltaics* 2.2 (2012), S. 109–113. ISSN: 2156-3381. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2012.2183577

### Kurzzusammenfassung

In dieser Veröffentlichung werden kleinflächige Metal Wrap Through Passivated Emitter and Rear Cell (MWT-PERC)-Solarzellen mit Siebdruck-Metallisierung und homogenem, industrietypischem Emitter präsentiert, die eine Effizienz von 20,2% erreichen. Der direkte Vergleich mit beidseitig kontaktierten Referenzsolarzellen sowie Zellen mit vollflächig einlegiertem Aluminium-Rückseitenkontakt (Al-BSF) bestätigt die Vorteile des MWT-PERC-Konzepts und offenbart starke Synergieeffekte zwischen Rückseitenpassivierung und MWT-Ansatz.

### Beiträge der einzelnen Autoren

Eigenanteil	Versuchsplanung, Auswertung der Ergebnisse, Verfassen des Veröffentlichungstextes
A. Drews	Herstellung der MWT-Solarzellen, Charakterisierung
P. Saint-Cast	Auslegung der $\text{AlO}_x$ -Passivierung
T. Fellmeth, A. Wolf, F. Clement	Diskussion von Versuchsplanung und Ergebnissen
R. Preu	Konstruktive Diskussionen zum MWT-PERC-Ansatz
D. Biro	Anregungen zur Synergiebetrachtung

# Synergistic Effects of Rear-Surface Passivation and the Metal Wrap Through Concept

Benjamin Thaidigsmann, Andreas Drews, Tobias Fellmeth, Pierre Saint-Cast, Andreas Wolf, Florian Clement, Ralf Preu, and Daniel Biro

**Abstract**—We present small-area metal wrap through solar cells with passivated rear side (MWT-PERC), screen-printed metallization, and a homogeneous industrial-like emitter showing an efficiency of 20.2%. A comparison of H-pattern reference cells and cells with aluminum back surface field confirms the advantages of the MWT-PERC approach and reveals significant synergistic effects of rear-surface passivation and wrap through metallization.

**Index Terms**—Metal wrap through (MWT), photovoltaic cells, screen printing, surface passivation.

## I. INTRODUCTION

SILICON solar cells with surface passivation (passivated emitter and rear cell, PERC) as well as metal wrap through (MWT) solar cells surpass conventional H-pattern solar cells with aluminum back surface field (BSF) in terms of efficiency [1], [2]. Additionally, MWT cells allow for novel module concepts [3]. The combination of both approaches, surface passivation and MWT contacts, leads to MWT-PERC devices with an even higher efficiency potential [4], [5].

With regard to manufacturing costs, MWT-PERC devices offer an additional advantage: Within each concept, structuring of the emitter on the rear side adds an additional process step; for MWT cells with BSF rear side (MWT-BSF), rear contact isolation is required, whereas PERC devices usually require a diffusion barrier or emitter removal on the rear side subsequent to the diffusion process. In this regard, MWT-PERC devices benefit from the combination of the two concepts because the effort remains limited to one additional step—namely the integration of a diffusion barrier for the rear p-type area—while the efficiency gain of both MWT and PERC is utilized. Another advantageous feature of MWT-PERC devices compared with conventional MWT-BSF cells is the fact that the p-n junction at the rear side of the cell is covered by a passivation layer.

Manuscript received September 1, 2011; revised November 11, 2011; accepted December 29, 2011. Date of publication February 29, 2012; date of current version March 16, 2012. This work was supported by the German Federal Ministry for the Environment, Nature Conservation and Nuclear Safety under Contract 0329849B.

The authors are with the Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, 79110 Freiburg, Germany (e-mail: benjamin.thaidigsmann@ise.fraunhofer.de; andreas.drews@ise.fraunhofer.de; tobias.fellmeth@ise.fraunhofer.de; pierre.saint-cast@ise.fraunhofer.de; andreas.wolf@ise.fraunhofer.de; florian.clement@ise.fraunhofer.de; daniel.biro@ise.fraunhofer.de; ralf.preu@ise.fraunhofer.de).

Color versions of one or more of the figures in this paper are available online at <http://ieeexplore.ieee.org>.

Digital Object Identifier 10.1109/JPHOTOV.2012.2183577

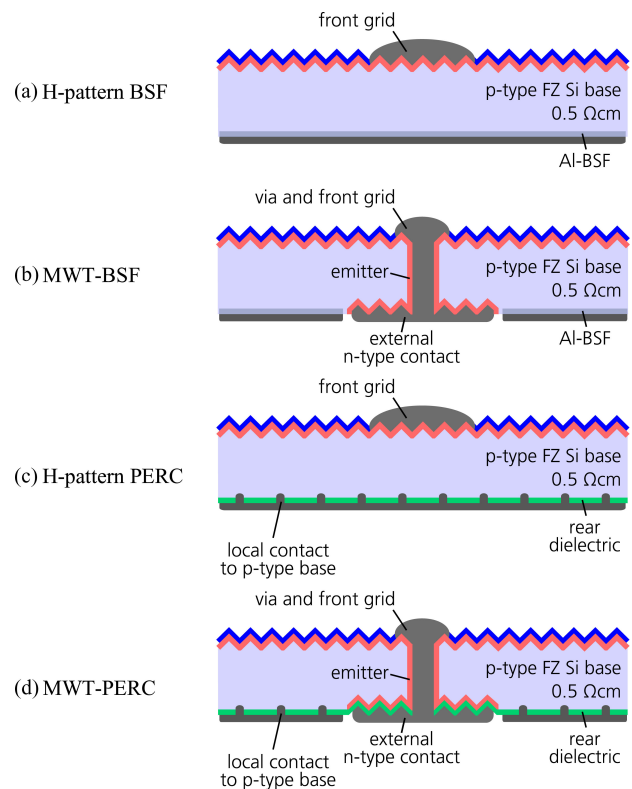


Fig. 1. Schematic drawings of the device structures considered in this study. (a) Conventional H-pattern BSF. (b) MWT-BSF. (c) H-pattern PERC. (d) MWT-PERC.

Within this study, conventional H-pattern BSF, H-pattern PERC, MWT-BSF, and MWT-PERC devices are fabricated on industrial-like equipment. This permits a direct comparison of the different approaches and an evaluation of the potential of the MWT-PERC concept for industrial application. Fig. 1 shows a schematic cross section for each concept investigated.

## II. EXPERIMENTAL DETAILS

To enable a detailed analysis of the MWT-PERC concept separated from material-related effects, such as boron–oxygen-related degradation [6], float-zone silicon is used. Compared with H-pattern cells, the lateral transport of majority carriers in MWT cells above the rear external n-type contact leads to an increased series resistance. For lower doped Cz-Si, this effect is typically minimized by using small n-type islands instead of continuous busbars [7]. We use highly doped base material with a resistivity of 0.5 Ω·cm to avoid a negative impact of the lateral transport on cell performance.

	BSF	MWT	PERC	MWT-PERC
p-type FZ-Si, 0.5 $\Omega\text{cm}$ , shiny-etched	•	•	•	•
laser drilling of vias	•	•	•	•
damage etching & cleaning	•	•	•	•
thermal oxidation	•	•	•	•
structuring of oxide (emitter windows)	•	•	•	•
alkaline texture	•	•	•	•
$\text{POCl}_3$ diffusion, 75 $\Omega/\text{sq}$	•	•	•	•
PSG etching	•	•	•	•
$\text{SiN}_x$ anti reflective coating	•	•	•	•
deposition of rear passivation layer stack	•	•	•	•
screen printing of front & rear contact	•	•	•	•
fast firing	•	•	•	•
local contact formation (LFC) on rear side	•	•	•	•
galvanic reinforcement of front contact	•	•	•	•

Fig. 2. Process sequence used for the fabrication of the presented devices. The steps surrounded by a dashed border are omitted in the case of the MWT-BSF cell. Laser drilling (dotted border) is omitted for the H-pattern reference cells, which are located on the same wafer as the MWT cells during all process steps.

Each wafer carries nine cells with an active area of 27 mm  $\times$  27 mm separated by a structured, thermally grown oxide layer that serves as a barrier during alkaline texture and  $\text{POCl}_3$  diffusion. Conventional H-pattern cells and MWT cells are situated next to each other.

Fig. 2 shows the process sequence for both BSF- and PERC-type cells in detail. All process steps are carried out on industrial-like equipment at Fraunhofer ISE PV-TEC [8]. The MWT vias are drilled by a laser system with camera-assisted optical alignment. In the case of the H-pattern reference cells, laser drilling is omitted. The silicon oxide mask is grown in a tube furnace equipped with a purified steam system [9]. After the oxidation process, local openings on front and rear side of the wafer are created in the silicon oxide layer using a screen-printed etch resist. These emitter windows prevent texturing and emitter formation outside the active cell area and in the rear p-type area. A  $\text{POCl}_3$  diffusion in a tube furnace forms a homogeneous industrial-like emitter with a sheet resistance of 75  $\Omega/\text{sq}$ . Subsequent to the diffusion process, an etching step in hydrofluoric acid removes both the oxide mask and the phosphorous silicate glass. The antireflective coating as well as the rear-side passivation layer consisting of a stack of aluminum oxide [10] and silicon nitride is deposited by plasma-enhanced chemical vapor deposition. After screen printing of the contacts and contact firing, a laser locally alloys the rear aluminum into the silicon base (laser-fired contacts, LFC) [11]. Both the deposition of the rear-side passivation layer stack and the LFC step are omitted for the BSF cells. In a last step, the front contact is reinforced by a short electrochemical deposition of silver. This improves lateral conductivity of the grid and lowers the contact resistance [12]. For the H-pattern cells, the front grid features two busbars with a width of 1 mm each, which allows for a flexible contacting during characterization. Due to the small size of the cells, this busbar configuration leads to a high-shaded area fraction of above 10%. The shading-decoupled evaluation of the cell parameters in the next section accounts for this.

TABLE I  
I-V PARAMETERS MEASURED FOR THE BEST CELL OF EACH CONCEPT

Concept	$M$ (%)	$\eta$ (%)	$j_{sc}$ ( $\text{mA}/\text{cm}^2$ )	$V_{OC}$ (mV)	$FF$ (%)
BSF H-pattern	11.4	17.6	35.3	631	79.2
MWT-BSF	4.6	18.6	37.8	629	78.2
PERC H-pattern	11.4	18.6	36.5	644	79.0
MWT- PERC	4.6	20.2	39.8	645	78.8

$M$  denotes the fraction of the front-side shaded by the metal grid (determined via optical microscopy). Illuminated cell area is 26.5 mm  $\times$  26.5 mm. Base material is float-zone silicon with a resistivity of 0.5  $\Omega\text{-cm}$ . Substrate thickness after processing is 220  $\mu\text{m}$ . All cells exhibit solder pads on the rear side.

### III. RESULTS AND DISCUSSION

#### A. I-V Measurement

In the case of the MWT cells, the  $I$ - $V$  measurement is performed on an industrial cell tester with a vacuum measurement chuck [13]. The H-pattern reference cells are measured at a steady-state illumination of one sun. In both cases, a reference measurement that is performed at Fraunhofer ISE CalLab ensures accurate calibration. During each measurement, a mask with an opening size of 26.5 mm  $\times$  26.5 mm shades the surrounding silicon wafer. The H-pattern reference cells are located on the same wafer as the MWT cells.

$I$ - $V$  parameters for all cell concepts are displayed in Table I. For each group, only the best cell is taken into account to allow for a direct comparison of the efficiency potential of the different concepts. Due to the small amount of cells (1–3 per group), median values are not specified. However, the remaining cells show values similar to the presented cells.

The passivation of the rear side raises the open-circuit voltage  $V_{OC}$  by approximately 15 mV for both H-pattern and MWT cells. Compared with the H-pattern reference cells, the fill factor  $FF$  is slightly lower for the MWT cells, whereas the short-circuit current density  $j_{SC}$  is increased due to the reduced shading  $M$  of the front side.

A closer look into the measured  $I$ - $V$  data reveals a different behavior of the implementation of the MWT concept for the BSF and the PERC approach. Fig. 3 shows the relative change in open-circuit voltage  $V_{OC}$ , scaled short-circuit current density  $j_{SC, \text{scaled}}$ , fill factor  $FF$ , and scaled efficiency  $\eta_{\text{scaled}}$  relative to the H-pattern BSF reference cell. Additionally, the actual value for  $\eta$  is displayed. Here,  $j_{SC, \text{scaled}}$  and  $\eta_{\text{scaled}}$  are measures for short-circuit current density and efficiency decoupled from the shaded area fraction  $M$ . They are defined by

$$x_{\text{scaled}} = \frac{x}{1 - M} \quad (1)$$

where  $x$  stands equally for  $j_{SC}$  and  $\eta$ .



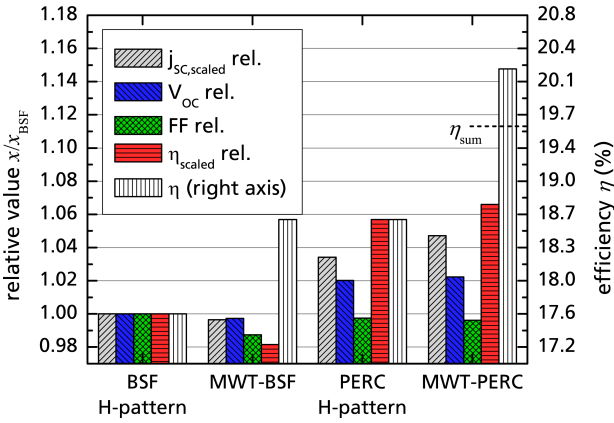


Fig. 3. Comparison of all cell parameters *decoupled* from the shaded area fraction  $M$  relative to the H-pattern reference cell with BSF rear contact. Both  $j_{sc,scaled}$  and  $\eta_{scaled}$  are calculated according to (1). All values that are denoted by rel. are divided by the corresponding parameter of the H-pattern BSF cell ( $x/x_{BSF}$ ). The expected efficiency for MWT-PERC calculated by simply adding both the efficiency gain of the MWT and the PERC concept to  $\eta_{BSF}$  is marked by a dashed line and labeled with  $\eta_{sum}$ .

The comparison of the cell parameters decoupled from shading of the front side confirms a strong impact of the rear-surface passivation on the efficiency gain generated by introducing the MWT approach. The efficiency gain of a conventional MWT-BSF cell can be completely assigned to the reduced shading of the front side, whereas the fill factor is lower than for an H-pattern BSF cell leading to a reduced shading-decoupled efficiency of the MWT-BSF cells,  $\eta_{MWT-BSF,scaled} < \eta_{BSF,scaled}$ . The reduced fill factor is mainly attributed to increased recombination within the p-n junction at the rear surface (see next section).

In contrast, the MWT-PERC device shows a negligible drop in fill factor and even a gain in shading-decoupled short-circuit current compared with the H-pattern PERC reference. This behavior can be assigned to the double-side collection beneath the rear external n-type contact [14] and the passivated p-n junction on the rear side of the MWT-PERC device. The actual efficiency of the MWT-PERC device exceeds the value  $\eta_{sum}$  calculated by simply adding both the efficiency gain of the MWT and the PERC concept to the efficiency of the H-pattern BSF reference cell and, therefore, confirms the synergistic interaction between MWT and PERC. MWT-PERC solar cells benefit from reduced shading and surface passivation, resulting in increased short-circuit current and open-circuit voltage, while almost no drop in fill factor is observed.

### B. Light-Beam-Induced Current Measurement

Light-beam-induced current (LBIC) measurements [15] and local reflectance measurements enable the calculation of the spatially resolved internal quantum efficiency (IQE). Fig. 4 shows a comparison of such spatially resolved IQE data for MWT-BSF and MWT-PERC devices measured at a wavelength of 977 nm. Light with this wavelength shows an absorption length in silicon of close to 100  $\mu\text{m}$  and, thus, permits a rating of the impact of

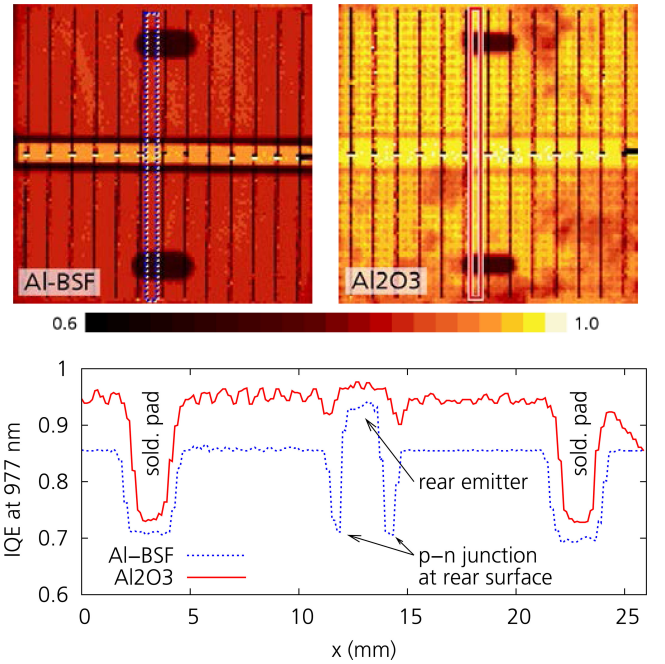


Fig. 4. (Top) Spatially resolved IQE calculated from LBIC and reflectance measurements at 977 nm for (left) a MWT-BSF and (right) a MWT-PERC device, and (bottom) the corresponding line scan extracted from the highlighted areas. Both measured cells are processed in parallel to the presented best cells of the batch and yield similar short-circuit currents. Solder pads show a negative impact on collection probability and are visible at top and bottom of both images. The rear emitter extends horizontally over the active cell area. Due to the double-side collection, collection efficiency is increased in this area.

the rear-side structure on collection probability independently from optical properties of the rear surface.

A big difference in collection efficiency near the rear p-n junction between BSF- and PERC-type rear contacts emerges from the LBIC measurement. In the case of the MWT-BSF cell, the nonpassivated p-n junction at the rear surface shows a significantly increased recombination rate. Hence, the benefit of the double-side collecting area, that occupies  $\sim 7\%$  of the cell, is strongly reduced for MWT-BSF cells. Due to the passivation layer that covers the entire rear side, the MWT-PERC cell, in contrast, features a much higher average collection probability and does not show a decreased IQE in the region of the rear p-n junction. In the region of the solder pads, the surface recombination is likewise reduced but the quantum efficiency is still on an unexpected low level. This indicates a damage of the passivation layer stack by the silver paste during contact firing. However, with an adapted dielectric stack composition, no more negative impact of the solder pads is observed within recent experiments.

With the LBIC data in mind, the  $I$ - $V$  parameters that are presented in Fig. 3 become evident. The shading-decoupled short-circuit current  $j_{sc,scaled}$  of the H-pattern BSF cell and the MWT-BSF cell is almost on the same level. The positive impact of the double-side collection of the MWT-BSF device is evened out by an increased recombination rate at the nonpassivated p-n junction on the rear surface. The MWT-PERC device features a passivated rear p-n junction and shows even a slightly increased  $j_{sc,scaled}$  compared with the H-pattern PERC reference. This is at least partly assigned to double-side collection. Besides the

advantage in  $J_{SC}$ , the passivated rear side reduces the impact of the rear p-n junction on fill factor and  $V_{OC}$ .

#### IV. CONCLUSION

MWT-BSF cells allow for novel module concepts and feature reduced shading of the front side yielding a higher short-circuit current. PERC-type cells deliver high open-circuit voltages and increased short-circuit current due to improved rear-side passivation and light trapping. With the combined MWT-PERC concept, these qualities not only add up but also show synergistic effects. On the one hand, there is an increased cell performance, whereas the complexity of the process sequence is comparable with conventional PERC sequences. On the other hand, the efficiency gain is even higher than expected from the sum of MWT- and PERC-related efficiency improvements due to a passivated rear p-n junction in MWT-PERC devices. This renders the MWT-PERC concept, particularly, interesting for industrial production of high-efficiency silicon solar cells.

#### REFERENCES

- [1] E. Van Kerschaver, R. Einhaus, J. Szlufcik, J. Nijs, and R. Mertens, "A novel silicon solar cell structure with both external polarity contacts on the back surface," in *Proc. 2nd World Conf. Photovoltaic Energy Convers.*, Vienna, Austria, 1998, pp. 1479–1482.
- [2] A. W. Blakers, A. Wang, A. M. Milne, J. Zhao, and M. A. Green, "22.8% efficient silicon solar cell," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 55, no. 13, pp. 1363–1365, 1989.
- [3] I. J. Bennett, A. Tjengdrawira, A. Mewe, M. Lamers, P. De Jong, and A. Weeber, "World record module efficiency for large and thin mc-Si MWT cells," in *Proc. 24th Eur. Photovoltaic Solar Energy Conf.*, Hamburg, Germany, 2009, pp. 3258–3261.
- [4] F. Dross, E. Van Kerschaver, C. Allebé, A. Van Der Heide, J. Szlufcik, G. Agostinelli, P. Choulat, H. F. W. Dekkers, and G. Beaucarne, "Impact of rear-surface passivation on MWT performances," in *Proc. 4th World Conf. Photovoltaic Energy Convers.*, Waikoloa, HI, 2006, pp. 1291–1294.
- [5] B. Thaidigsmann, E. Lohmüller, U. Jäger, S. Mack, F. Lottspeich, A. Spribille, K. Birmann, D. Erath, A. Wolf, F. Clement, D. Biro, and R. Preu, "Large-area p-type HIP-MWT silicon solar cells with screen printed contacts exceeding 20% efficiency," *Phys. Status Solidi Rapid Res. Lett.*, vol. 5, no. 8, pp. 286–288, 2011.
- [6] J. Schmidt, A. G. Aberle, and R. Hezel, "Investigation of carrier lifetime instabilities in Cz-grown silicon," in *Proc. 26th IEEE Photovoltaic Spec. Conf.*, Anaheim, CA, 1997, pp. 13–18.
- [7] K. Meyer, H.-J. Krokoszinski, D. Lahmer, T. Wuetherich, M. Dupke, R. Jesswein, J. Lossen, P. Zerrer, A. Prießner, F. Clement, D. Biro, and R. Preu, "Novel MWT cell design on monocrystalline silicon wafers," in *Proc. 25th Eur. Photovoltaic Solar Energy Conf. Exhib.*, Valencia, Spain, 2010, pp. 1774–1777.
- [8] D. Biro, R. Preu, S. W. Glunz, S. Rein, J. Rentsch, G. Emanuel, I. Brucker, T. Faasch, C. Faller, G. Willeke, and J. Luther, "PV-Tec: Photovoltaic technology evaluation center - design and implementation of a production research unit," in *Proc. 21st Eur. Photovoltaic Solar Energy Conf.*, Dresden, Germany, 2006, pp. 621–624.
- [9] S. Mack, A. Wolf, A. Walczak, B. Thaidigsmann, E. Wotke, J. Spiegelman, R. Preu, and D. Biro, "Properties of purified direct steam grown silicon thermal oxides," *Solar Energy Mater. Solar Cells*, vol. 95, no. 9, pp. 2570–2575, 2011.
- [10] P. Saint-Cast, D. Kania, M. Hofmann, J. Benick, J. Rentsch, and R. Preu, "Very low surface recombination velocity on p-type c-Si by high-rate plasma-deposited aluminum oxide," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 95, pp. 151502-1–151502-3, 2009.
- [11] E. Schneiderlöchner, R. Preu, R. Lüdemann, and S. W. Glunz, "Laser-fired rear contacts for crystalline silicon solar cells," *Prog. Photovoltaics: Res. Appl.*, vol. 10, pp. 29–34, 2002.
- [12] A. Mette, "New concepts for front side metallization of industrial silicon solar cells," Ph.D. dissertation, Fakultät für Angewandte Wissenschaften, Universität Freiburg, Freiburg im Breisgau, Germany, 2007.
- [13] M. Glatthaar, J. Hohl-Ebinger, A. Krieg, M. Greif, L. Greco, F. Clement, S. Rein, W. Warta, and R. Preu, "Accurate IV-measurement for back contact solar cells," in *Proc. 25th Eur. Photovoltaic Solar Energy Conf. Exhib.*, Valencia, Spain, 2010, pp. 2118–2120.
- [14] E. Van Kerschaver, C. Zechner, and J. Dicker, "Double sided minority carrier collection in silicon solar cells," *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 47, no. 4, pp. 711–717, Apr. 2000.
- [15] W. D. Sawyer, "An improved method of light-beam induced current characterization of grain boundaries," *J. Appl. Phys.*, vol. 59, no. 7, pp. 2361–2363, 1986.



**Benjamin Thaidigsmann** was born in 1984. He studied physics in Tübingen, Germany, and finished his diploma thesis on the quantum efficiency analysis of crystalline silicon solar cells in 2009 at Fraunhofer ISE. In the same year, he started his Ph.D. dissertation with Fraunhofer ISE, focusing on the development and characterization of metal wrap through silicon solar cells with surface passivation.



**Andreas Drews** was born in 1984. He studied microsystems engineering in Freiburg, Germany, and finished his diploma thesis on the symbiosis of metal wrap through silicon solar cells and surface passivated solar cells, both for standard and concentrated irradiation, in 2010 with Fraunhofer ISE.

In 2010, he joined the team "MWT Solar Cells and Thick-Film Technology" at Fraunhofer ISE as an engineer.



**Tobias Fellmeth** was born in Leonberg, Germany, in 1982. He studied physics with the University of Konstanz and received the diploma degree in silicon based metal wrap through solar cells for the use under concentrated illumination with Fraunhofer ISE, in 2009. He is working toward the Ph.D. degree with Fraunhofer ISE.

His research focuses on silicon solar cells for concentrating applications.



**Pierre Saint-Cast** was born in Lorient, France, in 1982. He received the M.Sc. degree in micro- and nano-electronics from Joseph Fourier University (UJF), Grenoble, France, in 2007. The same year, he received the engineering degree from Polytechnic Institute of Grenoble. In 2008, he began his Ph.D. dissertation with Fraunhofer Institute for solar energy systems.

His research focuses on the development of passivation layers for solar cells applications, especially PECVD  $Al_2O_3$  layers.



**Andreas Wolf** was born in 1977. He studied physics with the Technical University of Darmstadt, Germany, and the KTH Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden. In 2007, he received the Ph.D. degree from the Leibniz University of Hannover, Germany, for his work on sintered porous silicon and layer transfer silicon thin-film solar cells, which he carried out at the Institute for Solar Energy Research Hameln/Emmerthal (ISFH), Germany.

He is currently head of the team "High Temperature Processes/Passivated Solar Cells" with Fraun-

hofer ISE.



**Ralf Preu** received the diploma degree in physics in 1996 from the University of Freiburg, Germany, and the Ph.D. degree in electrical engineering in 2000 and a diploma degree in economics in 2003 from the University of Hagen, Germany.

He is Director of the division for PV Production Technology and Quality Assurance at Fraunhofer ISE.



**Florian Clement** studied physics with the Ludwig-Maximilian-University of Munich, Germany and the University of Freiburg, Germany, and received the diploma degree in 2005. He received the Ph.D. degree in 2009 from the University of Freiburg.

He is head of the team "MWT Solar Cells and Thick-Film Technology" with Fraunhofer ISE. His research focuses on the development and characterization of highly efficient pilot-line processed MWT solar cells, as well as on the development and evaluation of industrial feasible thick-film technologies for

solar cell metallization.



**Daniel Biro** was born in 1972. He studied physics with the University of Karlsruhe, Germany, and the University of Massachusetts, Amherst. He received the Ph.D. degree from the University of Freiburg, Germany, in 2003 in the field of silicon solar cell diffusion technologies.

In 1995, he joined the silicon cell characterization group at Fraunhofer ISE. In 1999, he started working with the silicon solar cell production technology group of Fraunhofer ISE. During 2004–2005, he coordinated the design and ramp-up of the production-

oriented research platform PV-TEC and he is now head of the department "High Temperature and Printing Technologies/Industrial Cell Structures" at Fraunhofer ISE.



## A.3 HIP-MWT: Vereinfachung der MWT-PERC-Struktur (2011)

### Veröffentlichung (Konferenzbeitrag mit Peer-Review)

B. Thaidigsmann et al. „HIP-MWT: A simplified structure for metal wrap through solar cells with passivated rear surface“. In: *Proceedings of the 1st International Conference on Crystalline Silicon Photovoltaics, SiliconPV*. (Freiburg). Bd. 8. Energy Procedia. Elsevier, 2011, S. 498–502. DOI: 10.1016/j.egypro.2011.06.172

### Kurzzusammenfassung

Diese Veröffentlichung präsentiert eine vereinfachte Struktur für Metal Wrap Through Passivated Emitter and Rear Cell (MWT-PERC)-Solarzellen. Mit dem sogenannten High-Performance Metal Wrap Through (HIP-MWT)-Ansatz wird der strukturierte rückseitige Emitter überflüssig, diese Vereinfachung ermöglicht die Integration des MWT-Konzepts in typische PERC-Solarzellen mit nur einem zusätzlichen Prozessschritt. Im direkten Vergleich sind keine Effizienzunterschiede zwischen MWT-PERC-Referenzsolarzellen und vereinfachten HIP-MWT-Solarzellen erkennbar. Die multikristallinen HIP-MWT-Siliziumsolarzellen mit einer Substratdicke von nur 100 µm und einer Fläche von 156 × 156 mm<sup>2</sup> erreichen Effizienzen von bis zu 17,4 % (unabhängig bestätigt).

### Beiträge der einzelnen Autoren

Eigenanteil	Idee zu HIP-MWT-Solarzellen und zur integrierten Bypass-Funktionalität, Versuchsplanung, Versuchsdurchführung, Charakterisierung, Auswertung der Ergebnisse, Verfassen des Veröffentlichungstextes
F. Fertig	Durchführen der DLIT-Messungen, Diskussion der Ergebnisse
übrige Koautoren	Durchsprache der Versuchsplanung und des Veröffentlichungstextes



SiliconPV: 17-20 April 2011, Freiburg, Germany

## HIP-MWT: A simplified structure for metal wrap through solar cells with passivated rear surface

Benjamin Thaidigsmann\*, Florian Clement, Andreas Wolf, Elmar Lohmüller,  
Fabian Fertig, Daniel Biro, Ralf Preu

*Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, Heidenhofstr. 2, 79110 Freiburg, Germany*

---

### Abstract

We suggest a simplified structure for metal wrap through passivated emitter and rear cells (MWT-PERC). This so called HIP-MWT approach (high-performance MWT) overcomes the need for a structured rear side emitter. With the simplified structure, a single additional process step allows the integration of the MWT approach into a typical process sequence for PERC-type cells. A comparison of a reference MWT-PERC structure and the simplified HIP-MWT structure on cell level reveals similar efficiency levels for both approaches. The processed multicrystalline HIP-MWT silicon solar cells with a final substrate thickness of only 100  $\mu\text{m}$  and a cell area of 156 x 156  $\text{mm}^2$  show conversion efficiencies of up to 17.4 % (independently confirmed).

© 2011 Published by Elsevier Ltd. Selection and/or peer-review under responsibility of SiliconPV 2011.

*Keywords:* MWT, PERC, screen-printed contacts, MIS

---

### 1. Introduction

The implementation of new approaches to increase conversion efficiency of solar cells is typically accompanied by an increased number of process steps. The MWT-PERC concept [1], which is a combination of the metal wrap through approach (MWT) [2] and the use of passivated surfaces (passivated emitter and rear cell, PERC) [3], shows a remarkable potential in terms of conversion efficiency. On the other hand electric isolation of the different polarities on the rear side of the device requires additional process steps. Conventional MWT cells typically use overcompensation of the rear

---

\* Corresponding author: Tel.: +49 761 4588 5563.

*E-mail address:* [benjamin.thaidigsmann@ise.fraunhofer.de](mailto:benjamin.thaidigsmann@ise.fraunhofer.de)

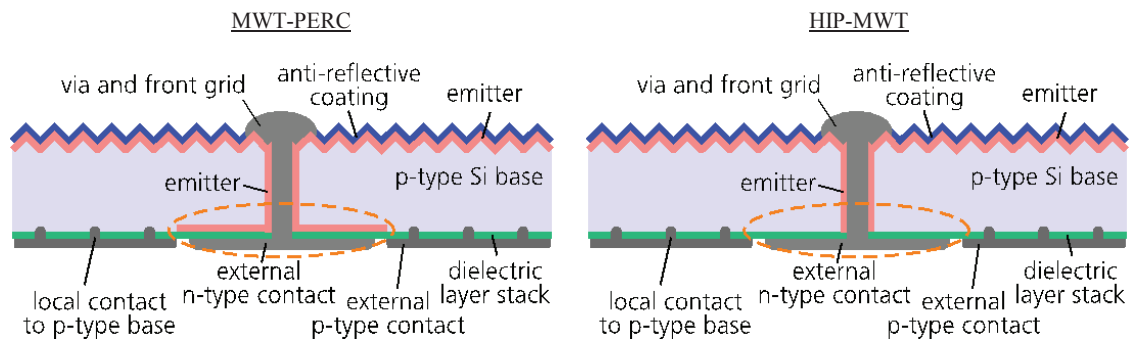


Fig. 1. Schematic view of conventional MWT-PERC (left) and simplified HIP-MWT structure (right). The simplified structure does not feature an emitter underneath the rear n-type contact (dashed border). Instead, the dielectric layer stack provides insulation between n-type contact and p-type base

emitter by formation of an aluminium back surface field and subsequent rear contact isolation by laser processing. With a passivated rear surface, overcompensation is not an option and an alternative method for structuring of the rear emitter is needed, which requires additional process steps. Our HIP-MWT approach (high-performance metal wrap through) overcomes this disadvantage by replacing the emitter beneath the rear n-type metallization by a dielectric insulating layer as shown in Fig. 1. This permits the application of a full area diffusion barrier on the rear side and thus reduces the effort for the integration of the MWT concept into typical process sequences for PERC-type cells to a minimum.

## 2. Experimental approach

In this work we compare the novel simplified HIP-MWT structure to reference MWT-PERC-type cells. The simplified process sequence omits structuring steps for the diffusion barrier on the rear side, thus no emitter is formed underneath the rear external n-type contact. Instead, the intermediate dielectric passivation layer stack ensures electrical insulation against the p-type base. With this approach, only one additional process step – the drilling of vias – enables the integration of the MWT concept into a typical process sequence for PERC-type cells.

For experimental demonstration we fabricate solar cells based on processes for both the conventional and the simplified structure (see Fig. 2) in our pilot line at Fraunhofer ISE PV-TEC [4]. Multicrystalline silicon wafers with a size of  $156 \times 156 \text{ mm}^2$  and an initial thickness of  $120 \mu\text{m}$  are processed on industrial production equipment. A stack of  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiN}_x$  deposited by plasma-enhanced chemical vapour deposition (PECVD) [5] passivates the polished rear surface and enhances light trapping. For the simplified structure, this stack also provides electrical insulation between external n-type contact and p-type base. The use of screen printing technology for all metallisation steps including the formation of soldering pads ensures industrial feasibility. After contact firing a laser locally alloys the rear aluminium contact through the dielectric passivation layer stack by means of the laser fired contact technology (LFC) [6].

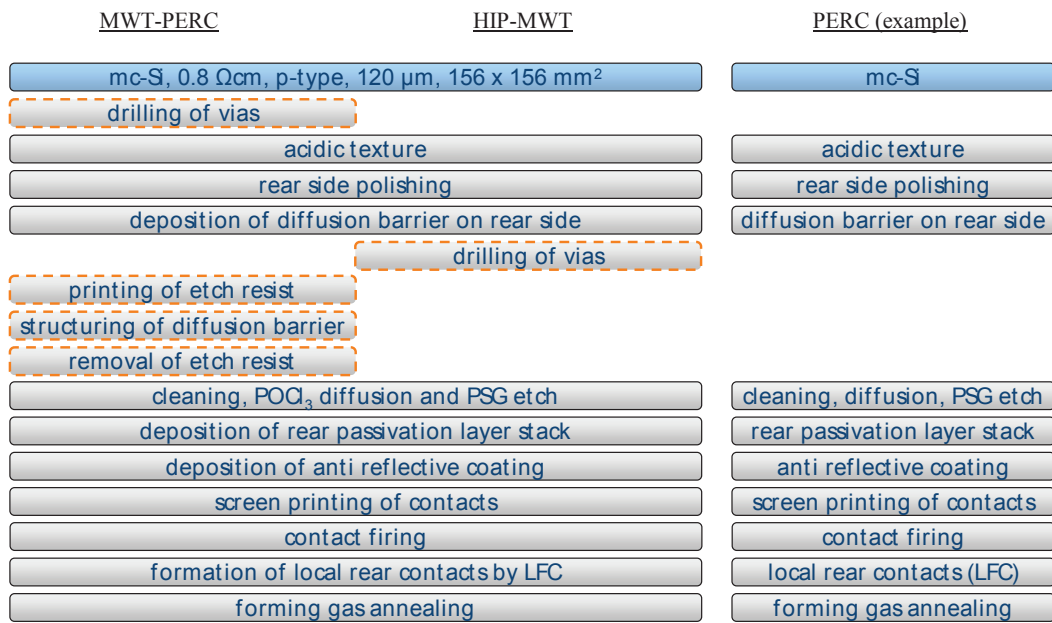


Fig. 2. Process sequences used for the fabrication of the presented MWT-PERC and HIP-MWT devices (left). An exemplary PERC process sequence is displayed as well. MWT specific processes are marked by a dashed border. With the HIP-MWT sequence only one additional process step – the drilling of vias – is required for the integration of the MWT concept into a typical PERC process sequence

### 3. Results and discussion

#### 3.1. Current-voltage parameters

The current-voltage measurement reveals a median efficiency of  $\eta=16.7\%$  for both the conventional MWT-PERC and the simplified HIP-MWT concept (see Table 1). Despite the low substrate thickness of 100  $\mu\text{m}$  after processing, the multicrystalline solar cells show high short circuit current densities of up to 36.5  $\text{mA}/\text{cm}^2$  resulting in a peak efficiency of 17.3 % for MWT-PERC and 17.4 % for HIP-MWT. An open circuit voltage of up to 630 mV – approximately 15 mV higher than for equally processed MWT cells with aluminium back surface field and a similar thickness of 100  $\mu\text{m}$  – indicates high quality of surface passivation.

Table 1. Current-voltage data for mc-Si MWT-PERC and HIP-MWT devices. Cell area is 156 x 156  $\text{mm}^2$ , cell thickness is 100  $\mu\text{m}$  after processing. The measurement is performed after fabrication with an industrial cell tester according to reference spectrum AM1.5G IEC60904-3Ed.2 (2008). For the best HIP-MWT cell, the measurement is performed by Fraunhofer ISE CalLab.

Concept		$\eta$ (%)	$j_{sc}$ ( $\text{mA}/\text{cm}^2$ )	$V_{oc}$ (mV)	$FF$ (%)	$pFF$ (%)	$R_p$ ( $\text{k}\Omega\text{cm}^2$ )
MWT-PERC	median (37 cells)	16.7	35.8	623	75.3	80.3	2.1
	best cell	17.3	36.5	625	76.0	81.0	4.2
HIP-MWT	median (11 cells)	16.7	35.8	622	75.0	80.3	3.3
	best cell	17.4*	36.5*	630*	75.6*	81.0	2.4

\*independently measured by Fraunhofer ISE CalLab

Both structures yield comparable values for open circuit voltage  $V_{OC}$ , short circuit current density  $j_{SC}$ , fill factor  $FF$  and pseudo fill factor  $pFF$ . Especially the pseudo fill factor, which decreases for shunt-like loss mechanisms, is perfectly equal for both concepts. The median parallel resistance  $R_p$  is even higher for the HIP-MWT cells. This confirms the absence of a negative influence of the omitted p-n-junction on the rear side on cell performance under forward conditions. The rather low parallel resistance values of the cells presented in this work are not limited by the HIP-MWT concept. Recently fabricated HIP-MWT cells show values of up to  $R_p=40 \text{ k}\Omega\text{cm}^2$ .

### 3.2. Reverse bias behaviour

Apart from measurements under forward bias, the behaviour of the cells under reverse bias conditions is from interest especially for module integration. Dark lock-in thermography (DLIT) allows for spatially resolved investigation of the reverse current [7].

The result of a DLIT measurement for MWT-PERC and HIP-MWT cells at two reverse bias voltages is shown in Fig. 3. Compared to the conventional MWT-PERC reference, the HIP-MWT cell shows a strong increase of the DLIT signal under the rear n-type contact when increasing the reverse bias voltage from -6 V to -7 V. The overall reverse current increases by 30 % from -6 V to -7 V for the conventional MWT-PERC device whereas the increase exceeds 250 % for the HIP-MWT cell. This strongly increased reverse current is homogeneously distributed over the rear n-type contact area and suppresses other break-through mechanisms. Therefore, the risk of generating spatially limited hot spots under reverse bias conditions is reduced.

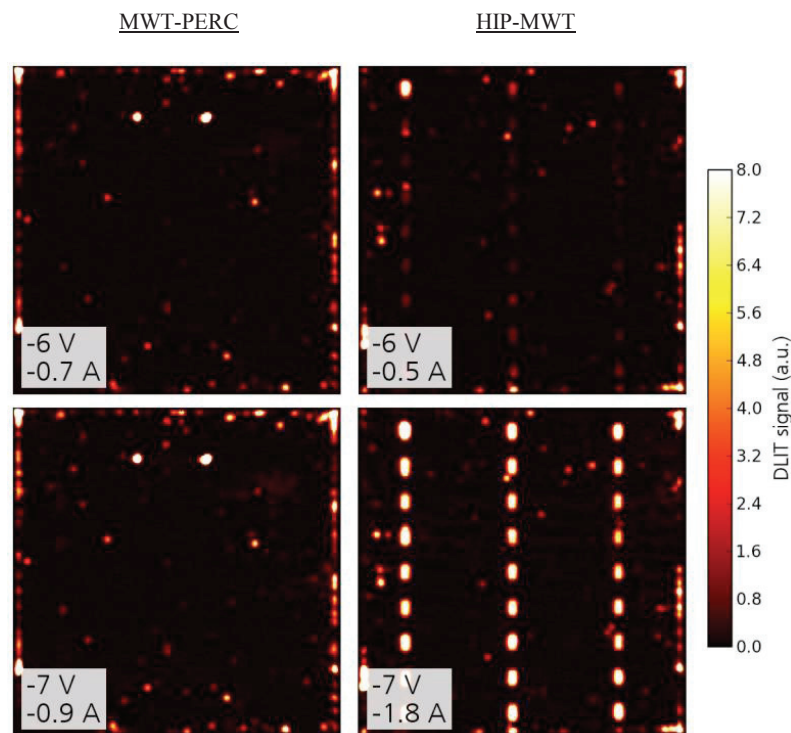


Fig. 3. Spatially resolved DLIT signal for an MWT-PERC (left) and HIP-MWT (right) cell obtained at a reverse bias of -6 V (top) and -7 V (bottom). The signal is proportional to the reverse current density. The overall reverse current is indicated below the reverse bias voltage. A strong increase of the reverse current density underneath the rear n-type contact is visible at a voltage of -7 V for the simplified HIP-MWT cell

#### 4. Conclusion

The introduced HIP-MWT cell structure does not feature an emitter underneath the rear n-type contact and therefore reduces process complexity compared to conventional MWT-PERC approaches. Multicrystalline silicon solar cells based on the simplified structure achieve conversion efficiencies of up to 17.4 % and open circuit voltages of up to 630 mV. A direct comparison of the proposed HIP-MWT concept with a conventional MWT-PERC concept does not show any difference under forward conditions between both concepts as both concepts yield similar efficiencies and pseudo fill factor values. Under reverse bias conditions, the rear n-type contact area of the HIP-MWT cells shows homogeneous break-through behaviour at reverse voltages in excess of -7 V. With an optimized configuration yielding lower break-down voltages, the rear n-type contact area could even serve as an integrated bypass diode allowing a controlled and spatially distributed reverse current flow.

#### Acknowledgements

The authors would like to thank all co-workers at the Photovoltaic Technology Evaluation Center (PV-TEC) at Fraunhofer ISE for processing of the samples and Prof. H. Clement from the University of Tübingen for fruitful discussions.

This work was funded within the seventh framework programme of the European Union under contract no. 218966 (ULTIMATE).

#### References

- [1] Dross F, van Kerschaver E, Allebé C, van der Heide A, Szlufcik J, Agostinelli G et al. *Impact of rear-surface passivation on mwt performances*. Proceedings of the 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion. Hawaii, USA, 2006. pp. 1291-4.
- [2] van Kerschaver E, Einhaus R, Szlufcik J, Nijs J and Mertens R. *A novel silicon solar cell structure with both external polarity contacts on the back surface*. Proceedings of the 2nd World Conference on Photovoltaic Energy Conversion. Vienna, Austria, 1998. pp. 1479-82.
- [3] Blakers AW, Wang A, Milne AM, Zhao J and Green MA. 22.8% efficient silicon solar cell. *Applied Physics Letters*; **55** (13): 1363-5, 1989.
- [4] Biro D, Preu R, Glunz SW, Rein S, Rentsch J, Emanuel G et al. *Pv-tec: Photovoltaic technology evaluation center - design and implementation of a production research unit*. Proceedings of the 21st European Photovoltaic Solar Energy Conference. Dresden, Germany, 2006. pp. 621-4.
- [5] Saint-Cast P, Benick J, Kania D, Weiss L, Hofmann M, Rentsch J et al. High-efficiency c-si solar cells passivated with ald and pecvd aluminum oxide. *IEEE Electron Device Letters*, **31** (7): 695-7, 2010.
- [6] Schneiderlöchner E, Preu R, Lüdemann R, Glunz SW and Willeke G. *Laser-fired contacts (lfc)*. Proceedings of the 17th European Photovoltaic Solar Energy Conference. Munich, Germany, 2001. pp. 1303-6.
- [7] Breitenstein O and Langenkamp M. *Lock-in thermography - basics and use for functional diagnostics of electronic components*. Berlin/Heidelberg: Springer Verlag, 2003.

## A.4 Hocheffiziente HIP-MWT-Solarzellen aus Floatzone-Silicium (2011)

### Veröffentlichung (Fachzeitschrift mit Peer-Review)

B. Thaidigsmann et al. „Large-area p-type HIP-MWT silicon solar cells with screen printed contacts exceeding 20% efficiency“. In: *physica status solidi (RRL) - Rapid Research Letters* 5.8 (2011), S. 286–288. ISSN: 18626254. DOI: 10.1002/pssr.201105311

### Kurzzusammenfassung

In dieser Veröffentlichung werden passivierte Metal Wrap Through (MWT)-Solarzellen präsentiert, die eine vereinfachte Zellarchitektur aufweisen. Bei dieser sogenannten High-Performance Metal Wrap Through (HIP-MWT)-Struktur entfällt der Emitter an der Solarzellenrückseite, wodurch der Herstellungsprozess stark vereinfacht wird. Die unabhängig bestätigte maximale Effizienz der Solarzellen mit einer Kantenlänge von 125 mm, Siebdruck-Kontakten und Lötkontaktflächen beträgt 20,2%. Dies ist nach unserem Wissen der höchste bisher für großflächige Solarzellen mit p-dotierter Basis bekannte Wert<sup>1</sup>.

### Beiträge der einzelnen Autoren

Eigenanteil	Versuchsplanung, Versuchsdurchführung und Charakterisierung (Cz-Si-Solarzellen), Auswertung der Ergebnisse, Verfassen des Veröffentlichungstextes
E. Lohmüller	Versuchsdurchführung und Charakterisierung (FZ-Si-Solarzellen)
A. Wolf	Anregungen zur Versuchsplanung, Durchsicht des Veröffentlichungstextes
übrige Koautoren	Auslegung und Durchführung einzelner Prozessschritte, konstruktive Diskussionen zu zugrundeliegenden Fragestellungen

---

<sup>1</sup>Zum Zeitpunkt der Veröffentlichung

# Large-area p-type HIP-MWT silicon solar cells with screen printed contacts exceeding 20% efficiency

Benjamin Thaidigsmann\*, Elmar Lohmüller, Ulrich Jäger, Sebastian Mack, Friedrich Lottspeich, Alma Spribille, Katrin Birmann, Denis Erath, Andreas Wolf, Florian Clement, Daniel Biro, and Ralf Preu

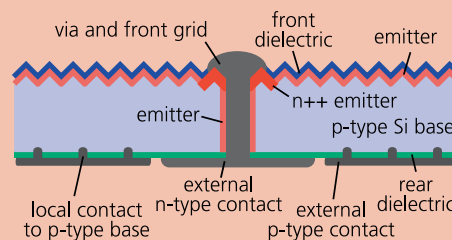
Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, Heidenhofstr. 2, 79110 Freiburg, Germany

Received 20 June 2011, revised 30 June 2011, accepted 1 July 2011  
 Published online 6 July 2011

**Keywords** silicon, solar cells, screen printing, efficiency

\* Corresponding author: e-mail benjamin.thaidigsmann@ise.fraunhofer.de, Phone: +49 761 4588 5563

We present metal wrap through (MWT) silicon solar cells with passivated surfaces based on a simplified device structure. This so-called HIP-MWT structure (high-performance metal wrap through) does not exhibit an emitter on the rear side and therefore simplifies processing. The confirmed peak efficiency of the fabricated solar cells with an edge length of 125 mm, screen printed contacts and solder pads is 20.2%. To our knowledge, this is the highest value reported for large-area p-type silicon solar cells to date.



Schematic structure of the fabricated HIP-MWT solar cells

© 2011 WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim

**1 Introduction** The MWT-PERC (metal wrap through passivated emitter and rear cell) concept introduced in 2006 [1, 2] combines the advantages of surface passivation [3] and the metal wrap through approach [4], resulting in an increased conversion efficiency. However, due to the required structuring of the emitter on the rear side, the process sequence is rather complex.

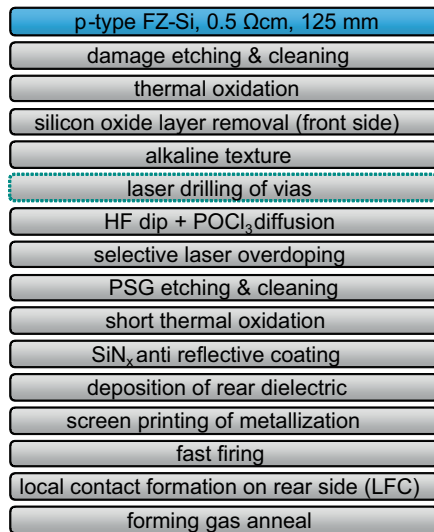
Our simplified structure for passivated MWT solar cells, called HIP-MWT (high-performance metal wrap through), maintains the gain in efficiency while reducing the process complexity to a minimum. The simplified structure omits the formation of an emitter region on the rear surface. Therefore no structuring steps are required. Within this work, we present solar cells based on the simplified HIP-MWT structure and non-simplified MWT-PERC reference cells. The cells of both concepts are processed in parallel to enable a direct comparison.

**2 Approach** The main difference between the simplified HIP-MWT and the non-simplified MWT-PERC concept is the absence of an emitter beneath the rear n-type

contact (see Abstract Figure). We use high-quality float-zone silicon (FZ-Si) base material and a high-performance front side structure to allow for a reliable rating of the structural difference.

Figure 1 displays the process sequence used for the fabrication of the HIP-MWT cells. A thermally grown silicon oxide layer masks the rear surface during alkaline texture and emitter diffusion and serves as a passivation layer in the finished device. The vias are drilled by a laser system prior to diffusion. After via drilling, a short wet chemical treatment with diluted HF removes oxide residuals of the laser processing. Subsequent to the  $\text{POCl}_3$  diffusion, a selective emitter is formed by local laser-overdoping [5]. A short thermal oxidation process improves the emitter doping profile and reduces the emitter dark saturation current density [6]. Silicon nitride layers are deposited on the front and rear side by plasma enhanced chemical vapour deposition. For the front contact, single step screen printing is applied, the rear contacts consisting of Ag and Al areas as well as the via metallization [7] are formed within two further printing steps. After contact firing, a laser lo-





**Figure 1** (online colour at: [www.pss-rapid.com](http://www.pss-rapid.com)) Process sequence used for the fabrication of the presented HIP-MWT cells. Compared to a typical PERC-type solar cell, only one additional process step – laser drilling of vias – makes the full benefit of the MWT concept accessible.

cally alloys the rear aluminium through the dielectric passivation layer stack by means of the laser-fired contact technology (LFC) [8]. An annealing step in forming gas completes the sequence.

Two additional groups are processed in parallel to these HIP-MWT cells: a non-simplified reference group based on a conventional rear side featuring an emitter underneath the external n-type contact [9] (denoted by MWT-PERC in the following) and a group of HIP-MWT cells with improved rear dielectric passivation based on a thin thermal oxide layer [10] (denoted by HIP-MWT II in the following). Moreover, a second batch of HIP-MWT cells is fabricated from Czochralski grown silicon (Cz-Si) wafers.

### 3 Results and discussion

#### 3.1 Comparison of HIP-MWT and MWT-PERC

A direct comparison reveals comparable current–voltage parameters for both concepts. Table 1 shows the data for the solar cells fabricated from 0.5 Ω cm FZ-Si. The median efficiency of  $\eta = 19.7\%$  for the HIP-MWT structure is slightly lower than 19.9% for the MWT-PERC reference. Nevertheless, both groups show peak efficiencies of 20.1%. Both short circuit current density  $J_{SC}$  and open circuit voltage  $V_{OC}$  show a high level of  $\sim 39 \text{ mA/cm}^2$  and up to 659 mV respectively.

For the simplified concept, an improved rear surface passivation based on a thin thermally grown silicon oxide layer raises the peak efficiency to 20.2% (HIP-MWT II) and shows remarkably high  $V_{OC}$  of up to 664 mV. Additionally, this improved passivation allows for an outstanding narrow distribution of the efficiency values. Five out of the six processed HIP-MWT II cells show an efficiency of  $\geq 20.1\%$ .

**Table 1** Comparison of  $I$ – $V$  parameters for large-area simplified HIP-MWT and non-simplified MWT-PERC reference cells measured with an industrial cell tester. Values of the best cell as well as median values of each group (number of cells in parenthesis) are displayed. The cells are fabricated from FZ-Si with a base resistivity of 0.5 Ω cm. Substrate thickness is approximately 160 μm after processing, cell area is 149 cm<sup>2</sup>. All cells feature solder pads.

concept		$J_{SC}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$V_{OC}$ (mV)	$FF$ (%)	$pFF$ (%)	$\eta$ (%)
MWT-	median (6)	39.0	655	78.4	83.1	19.9
PERC	<i>best cell</i>	39.0	658	78.4	83.2	20.1*
HIP-	median (4)	38.8	655	77.7	82.4	19.7
MWT	<i>best cell</i>	39.1	659	77.8	82.5	20.1*
HIP-	median (6)	39.4	661	77.4	82.1	20.1
MWT II	<i>best cell</i>	39.5	664	77.1	82.1	20.2*

\* Confirmed by Fraunhofer ISE CalLab PV Cells.

**3.2 Fill factor analysis** The pseudo fill factor  $pFF$  (extracted from Suns- $V_{OC}$  data) of the fabricated HIP-MWT cells is  $\sim 0.6\%$  lower than for the MWT-PERC reference cells. As the parallel resistance is  $\geq 5 \text{ k}\Omega \text{ cm}^2$  for each cell concept (see Table 2), the reduced pseudo fill factor of the HIP-MWT cells is mainly attributed to higher second diode dark saturation current densities  $J_{02}$  originating from increased recombination in the space charge region. This is assigned to a non-optimal surface condition in the vias of the HIP-MWT cells that impedes homogeneous emitter diffusion. For the reference MWT-PERC devices, the vias are drilled before texturing leading to an extended removal of laser induced damage. Therefore the reference group does not suffer from decreased  $pFF$  values. However, HIP-MWT cells fabricated within recent batches based on a further optimized process sequence only show a median drop in  $pFF$  of  $\sim 0.1\%$  compared to MWT-PERC reference cells.

To exclude an MWT-related origin of the rather low parallel resistance  $R_p$  (see Table 2), laser edge isolation is carried out on two cells (HIP-MWT and MWT-PERC) with similar  $I$ – $V$  parameters. As a result, the  $R_p$  of these cells increases to  $> 50 \text{ k}\Omega \text{ cm}^2$ , which demonstrates the feasibility of MWT cells with high parallel resistance values. After laser edge isolation, a reverse bias measurement of these cells at  $-12 \text{ V}$  reveals reverse current densities

**Table 2** Fill-factor-related parameters extracted from the  $I$ – $V$  measurement (median values of 4 to 6 cells).

concept	$pFF$ (%)	$FF$ (%)	$R_S$ (Ω cm <sup>2</sup> )	$R_p$ (kΩ cm <sup>2</sup> )
MWT-PERC	83.1	78.4	0.84	6
HIP-MWT	82.4	77.7	0.84	10
HIP-MWT II	82.1	77.4	0.88	5

of 0.8 mA/cm<sup>2</sup> for HIP-MWT and 1.1 mA/cm<sup>2</sup> for MWT-PERC. Thus, no negative influence of the absent rear emitter is observed under reverse bias.

**3.3 Czochralski grown base material** In a second batch, HIP-MWT cells are fabricated from Cz-Si with a base resistivity of 2.6 Ω cm (measured after thermal oxidation) and an edge length of 125 mm. The process sequence equals that of the previously described FZ-Si HIP-MWT cells (see Fig. 1). Table 3 shows a comparison of the current–voltage parameters for both FZ-Si and Cz-Si HIP-MWT cells.

Due to strong deviations during front contact formation in this second batch, only the peak efficiency of the Cz-Si HIP-MWT batch is taken into account. Other cells suffer from non-optimal front contact alignment and interrupted grid lines and are therefore disregarded. The peak efficiency is 19.6% after deactivation of boron oxygen complex-related defects by hotplate annealing [11]. With an open circuit voltage of close to 650 mV and a high short circuit current density of 40.2 mA/cm<sup>2</sup>, the suitability of the HIP-MWT concept for Cz-Si is confirmed. After 48 h of illumination, the efficiency decreases to 18.9% mainly caused by a drop in fill factor of 1.3%<sub>abs</sub>. This degradation in *FF* and *pFF* equals literature data for lowly doped Cz base material [12].

The lower base doping of the Cz-Si cells (2.6 Ω cm) and the MWT-specific lateral flow of majority carriers above the continuous rear n-type busbars [13] as well as process instabilities during front contact formation within the second batch lead to a lower fill factor compared to the FZ-Si cells (0.5 Ω cm) of the first batch.

A high parallel resistance of  $R_p = 60 \text{ k}\Omega \text{ cm}^2$  confirms the absence of shunts underneath the rear n-type contact and is a result of improved edge treatment compared to the first batch. Furthermore, the high  $R_p$  value permits a reliable rating of the reverse bias behavior of the simplified

**Table 3** Comparison of the *I–V* parameters of FZ-Si and Cz-Si HIP-MWT cells (best cell of each group). The measurement is performed with an industrial cell tester. The resistivity of the Cz-Si base material is 2.6 Ω cm. Substrate thickness is ~160 μm after processing, cell area is 149 cm<sup>2</sup>. The measurement of the Cz-Si cell is performed after 20 min of hotplate annealing at 200 °C. The second measurement denoted by *stabilized* refers to a measurement after 48 h of illumination with an intensity of 0.2 suns.

group	$J_{sc}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$V_{oc}$ (mV)	<i>FF</i> (%)	<i>pFF</i> (%)	$R_p$ (kΩ cm <sup>2</sup> )	$\eta$ (%)
Cz annealed	40.2	649	75.1	82.8	58	19.6
<i>stabilized</i>	39.8	642	73.8	81.2	60	18.9
FZ as proc.	39.1	659	77.8	82.5	10	20.1*

\* Confirmed by Fraunhofer ISE CalLab PV Cells.

structure. A measurement at a reverse voltage of –12 V reveals a reverse current density of 0.3 mA/cm<sup>2</sup> indicating a robust configuration of the insulating layer between the p-type base and the rear n-type contact and stability under reverse bias.

**4 Conclusion** The presented large-area solar cells with peak efficiencies of 20.2% (FZ-Si) and 19.6% (Cz-Si, annealed) demonstrate the high efficiency potential of cell structures based on common technologies such as tube furnace emitter diffusion, thermal oxidation, laser processing and screen printing. As the HIP-MWT structure does not feature an emitter on the rear side, processing of the cells is significantly simplified. The results show the successful integration of the MWT approach into PERC structures with only one additional process step – the drilling of vias. Additionally, a high parallel resistance as well as the stability under reverse bias conditions is confirmed. The improved HIP-MWT II cells featuring an adapted rear dielectric show the highest efficiency of all presented cell structures, an impressive median efficiency of 20.1% verifies the reliability of this advanced cell design.

**Acknowledgements** We thank A. Drews, H. Furtwängler, C. Harmel, B. Holzinger, N. Kohn, A. Müller, R. Neubauer, S. Schmutzler, D. Stüwe, and E. Wotke for their support and Prof. H. Clement from the University of Tübingen for fruitful discussions. This work was funded by the German Federal Ministry for the Environment, Nature Conservation and Nuclear Safety (BMU) under contract no. 0329849B.

**References**

[1] F. Dross et al., in: Proc. 4th WCPEC, Hawaii, USA, 2006, pp. 1291–1294.  
 [2] I. Romijn et al., in: Proc. 22nd EU PVSEC, Milan, Italy, 2007, pp. 1043–1049.  
 [3] A. W. Blakers et al., Appl. Phys. Lett. **55**, 1363–1365 (1989).  
 [4] E. van Kerschaver et al., in: Proc. 2nd WCPEC, Vienna, Austria, 1998, pp. 1479–1482.  
 [5] U. Jäger et al., in: Proc. 24th EU PVSEC, Hamburg, Germany, 2009, pp. 1740–1743.  
 [6] J. Schmidt et al., Semicond. Sci. Technol. **16**, 164–170 (2001).  
 [7] F. Clement et al., in: Proc. 34th IEEE PVSC, Philadelphia, USA, 2009, pp. 1–5.  
 [8] E. Schneiderlöchner et al., Prog. Photovoltaics Res. Appl. **10**, 29–34 (2002).  
 [9] B. Thaidigsmann et al., in: Proc. 25th EU PVSEC, Valencia, Spain, 2010, pp. 2227–2230.  
 [10] S. Mack et al., in: Proc. 35th IEEE PVSC, Honolulu, Hawaii, USA, 2010, pp. 34–38.  
 [11] S. W. Glunz et al., J. Appl. Phys. **90**, 2397–2404 (2001).  
 [12] J. Schmidt et al., in: Proc. 17th EU PVSEC, Munich, Germany, 2001, pp. 1396–1399.  
 [13] T. Fellmeth et al., in: Proc. 25th EU PVSEC, Valencia, Spain, 2010, pp. 2201–2206.

## A.5 Optimierte Rückwärtsstabilität bei HIP-MWT-Solarzellen aus mc-Silicium (2011)

### Veröffentlichung (Konferenzbeitrag)

B. Thaidigsmann et al. „HIP-MWT - A New Cell Concept for Industrial Processing of High-Performance Metal Wrap Through Silicon Solar Cells“. In: *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC*. (Hamburg). München: WIP-Renewable Energies, 2011, S. 817–820. ISBN: 3-936338-27-2. DOI: 10.4229/26thEUPVSEC2011-2BP.1.5

### Kurzzusammenfassung

Diese Veröffentlichung präsentiert Fortschritte in der Entwicklung von multikristallinen Solarzellen, die nach dem HIP-MWT-Konzept (High-Performance Metal Wrap Through) aufgebaut sind – einer vereinfachten Struktur für hocheffiziente MWT-Solarzellen mit passivierter Zellrückseite. In der vereinfachten Struktur wird kein strukturierter rückseitiger Emitter benötigt, die Passivierungsschicht übernimmt die Funktion einer Isolationsschicht zwischen den n-Metallkontakten und der p-Basis. Die großflächigen HIP-MWT-Solarzellen mit  $\text{AlO}_x$ -basierter Rückseitenpassivierung und Siebdruck-Kontakten weisen Effizienzen von bis zu 18,2% auf (unabhängig bestätigt) und übertreffen damit sowohl passivierte Solarzellen mit Standard-Vorderseitenkontaktierung als auch MWT-Referenzsolarzellen mit ganzflächig einlegiertem Al-Rückseitenkontakt. Die Stabilität unter Rückwärtsbelastung wurde mittels Dark Lock-In Thermography (DLIT) und anhand von Kennlinienuntersuchungen bewertet.

### Beiträge der einzelnen Autoren

Eigenanteil	Idee zur Optimierung der Rückwärtsstabilität, Versuchsplanung, Versuchsdurchführung, Charakterisierung, Auswertung der Ergebnisse, Verfassen des Veröffentlichungstextes
A. Spribille	Unterstützung bei der Versuchsdurchführung
F. Fertig	Durchführen der DLIT-Messungen, Diskussion der Ergebnisse
übrige Koautoren	Anregungen zur Versuchsplanung, Diskussionen zu relevanten Fragestellungen

## HIP-MWT – A NEW CELL CONCEPT FOR INDUSTRIAL PROCESSING OF HIGH-PERFORMANCE METAL WRAP THROUGH SILICON SOLAR CELLS

B. Thaidigsmann<sup>1</sup>, A. Spribille<sup>1</sup>, H. Plagwitz<sup>2</sup>, G. Schubert<sup>2</sup>, F. Fertig<sup>1</sup>, F. Clement<sup>1</sup>, A. Wolf<sup>1</sup>, D. Biro<sup>1</sup>, R. Preu<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, Heidenhofstr. 2, D-79110 Freiburg, Germany

<sup>2</sup>Sunways AG Photovoltaic Technology, Macairestraße 3, D-78467 Konstanz, Germany

Phone: +49 761 4588 5563, email: benjamin.thaidigsmann@ise.fraunhofer.de

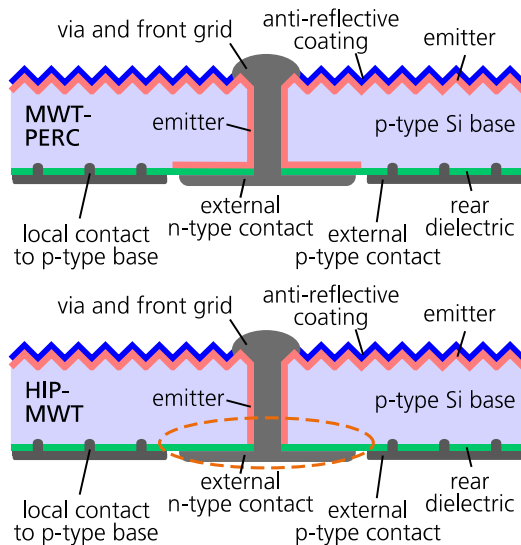
### ABSTRACT:

This work presents recent progress in research on multicrystalline silicon solar cells based on the HIP-MWT concept, a simplified structure for high-performance metal wrap through cells with rear surface passivation. With the simplified approach, no structured rear emitter is required as the rear dielectric acts as an insulating layer to isolate the n-type contacts from the p-type base. The fabricated large-area HIP-MWT solar cells with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> rear surface passivation and screen-printed contacts show conversion efficiencies of up to 18.2 % (confirmed) and clearly outperform both H-pattern PERC and MWT-BSF reference cells in terms of efficiency. The reverse bias behaviour of the cells is investigated using dark lock-in thermography and reverse current-voltage data.

Keywords: MWT, PERC, MIS, reverse bias

## 1 INTRODUCTION

The interest in metal wrap through (MWT) technology [1] increased strongly over the past years. The MWT approach improves the short circuit current of the cells and allows for novel module concepts [2]. A way to further increase cell efficiency is the integration of a passivated rear surface resulting in an MWT-PERC structure (metal wrap through passivated emitter and rear cell) [3,4]. With regard to conversion efficiency, this combined structure shows a remarkable potential. In recent experiments conversion efficiencies exceeding 20 % have been demonstrated for large area Cz-Si MWT-PERC-type cells [5]. However, process complexity increases due to several additional features. The HIP-MWT approach (high-performance metal wrap through) [6] addresses this issue by replacing the emitter beneath the rear n-type metallization by a dielectric insulating layer as shown in Figure 1. This permits the application



**Figure 1:** Comparison of the non-simplified MWT-PERC structure and the simplified HIP-MWT structure. The HIP-MWT structure does not feature an emitter underneath the rear n-type contact (dashed oval). Instead, the rear passivation layer stack synergistically provides insulation between n-type contact and p-type base.

of a full area diffusion barrier on the rear side and thus reduces the effort for the integration of the MWT concept into typical process sequences for PERC-type cells to a minimum. This allows for much easier and more economical industrial processing compared to previous MWT-PERC approaches.

Within this work mc-Si MWT cells with aluminium back surface field (MWT-BSF), conventional passivated emitter and rear cells (PERC) with H-pattern front grid, non-simplified MWT-PERC-type cells and HIP-MWT cells are fabricated. This allows for a rating of the different approaches and a direct comparison of the HIP-MWT concept to the non-simplified MWT-PERC structure.

## 2 APPROACH

All process steps are carried out in the pilot line PV-TEC [7]. Figure 2 displays the process sequence for the fabrication of the presented HIP-MWT solar cells. 200  $\mu\text{m}$  thick multicrystalline silicon wafers with an edge length of 156 mm and a base resistivity of  $\sim 2 \Omega\text{cm}$  are textured in an acidic inline texturing system. Rear side



**Figure 2:** Process sequence for the fabrication of the presented mc-Si HIP-MWT solar cells. Laser drilling of vias (dashed border) forms the only additional process step compared to a typical PERC-type process sequence.

polishing enhances light trapping and passivation quality in the finished cell. A  $\text{SiO}_x$  diffusion barrier deposited by plasma enhanced chemical vapour deposition (PECVD) prevents emitter formation on the rear side. With an adapted pre-cleaning step prior to diffusion, laser drilling of the vias is the only additional process step needed for the integration of the MWT concept compared to a typical process sequence for H-pattern PERC-type cells. We use plasma enhanced chemical vapour deposition for the formation of the  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -based rear side passivation stack and the  $\text{SiN}_x$  anti-reflective coating. The deposited rear dielectric ensures proper insulation between external n-type contact and p-type base (see Figure 1) and supersedes emitter formation on the rear surface. Therefore no structuring steps for the rear diffusion barrier are necessary. Screen printing of the metal contacts including soldering pads ensures industrial feasibility. After contact firing a laser locally alloys the rear aluminium through the dielectric passivation layer stack by means of the laser fired contact technology (LFC) [8]. A forming gas anneal is performed in a walking string furnace with high throughput [9].

The reference MWT cells with aluminium back surface field are produced in a separate batch on comparable material using our standard MWT-BSF process sequence [10]. PERC-type reference cells are produced in parallel to the HIP-MWT cells omitting laser drilling and adapting the metallization layout. For the non-simplified MWT-PERC-type reference cells, the rear diffusion barrier is structured using screen-printed etch resist and subsequent etching in buffered HF.

### 3 RESULTS

#### 3.1 Current voltage characteristics

Table I shows current-voltage data for the different cell types measured with an industrial cell tester. MWT, PERC, non-simplified MWT-PERC reference cells and three groups of HIP-MWT cells are displayed (HIP-

**Table I:** Current-voltage data of the devices produced in this work. Cell thickness is 180  $\mu\text{m}$  after processing, edge length is 156 mm. The numbers in brackets next to “median” indicate the number of cells in each group. Cell efficiencies are measured directly after processing with an industrial cell tester. For HIP-MWT, various rear dielectrics have been investigated (HIP-MWT I, II, III). The material used for group HIP-MWT III differs from the other groups.

Device group	Category	$V_{OC}$ (mV)	$J_{SC}$ ( $\text{mA}/\text{cm}^2$ )	$FF$ (%)	$pFF$ (%)	$\eta$ (%)
MWT-BSF	median (5)	610	34.8	77.6	80.5	16.5
	<i>best cell</i>	610	34.9	77.7	80.5	16.5
PERC	median (4)	627	35.3	76.6	81.4	17.0
	<i>best cell</i>	632	35.9	76.2	81.7	17.3
MWT-PERC	median (9)	627	36.7	75.8	81.1	17.3
	<i>best cell</i>	632	37.2	76.1	81.5	17.9
HIP-MWT I	median (8)	629	36.7	75.7	81.3	17.5
	<i>best cell</i>	632	37.2	75.8	81.4	17.8
HIP-MWT II	median (6)	632	37.0	75.7	81.4	17.6
	<i>best cell</i>	634	37.2	75.8	81.5	17.9
HIP-MWT III	median (29)	631	37.0	76.9	81.3	18.0
	<i>best cell</i>	637	37.1	77.3	81.7	18.3
	<i>best cell</i>	637	36.9	77.3		<b>18.2*</b>

\*measurement by Fraunhofer ISE CalLab

MWT I to III). All groups except “HIP-MWT III” are fabricated on material from the same manufacturer. The numbers “I” to “III” indicate different rear dielectrics used for the HIP-MWT cells.

The data reveals a clear advantage for cells with a passivated rear surface. An increase in cell efficiency of  $\sim 1\%_{\text{abs}}$  is visible for the MWT-PERC and HIP-MWT structures in comparison to MWT-BSF cells caused by an increase in both open circuit voltage  $V_{OC}$  and short circuit current  $J_{SC}$ . With the metal wrap through concept, shading of the front side decreases from  $\sim 7\%$  to  $\sim 4\%$  resulting in an increase in short circuit current density of  $\sim 1.3\text{ mA}/\text{cm}^2$ .

The groups MWT-PERC and HIP-MWT I are processed in parallel and show an equal composition of the rear side passivation and metallization. The sole difference is the rear emitter underneath the n-type contact that is only present for the non-simplified MWT-PERC cells (see Figure 1). No significant difference in the current-voltage data is visible in a direct comparison of both structures, confirming the feasibility of the simplified HIP-MWT structure. Especially the pseudo fill factor, which decreases for shunt-like loss mechanisms, is equal for both concepts. Compared to PERC-type cells the conversion efficiency increases by  $\sim 0.5\%_{\text{abs}}$  for the HIP-MWT I cells. This increase is achieved by a single additional process step – the drilling of vias – and an adapted low-cost pre-cleaning step prior to diffusion.

With an increased thickness of the rear dielectric, an impressive median short circuit current density of  $J_{SC} = 37.0\text{ mA}/\text{cm}^2$  and a median open circuit voltage of  $V_{OC} = 632\text{ mV}$  is reached resulting in a median conversion efficiency of 17.6 % for group HIP-MWT II. Group HIP-MWT III is fabricated using an enhanced rear side passivation layer stack that allows for improved LFC formation and increases reverse stability of the cells (see section 3.3). The cells are fabricated from different mc-Si material with an optimized metallization and LFC layout and reach an impressive median conversion efficiency of  $\eta = 18.0\%$  (29 cells), mainly due to an increased fill factor.

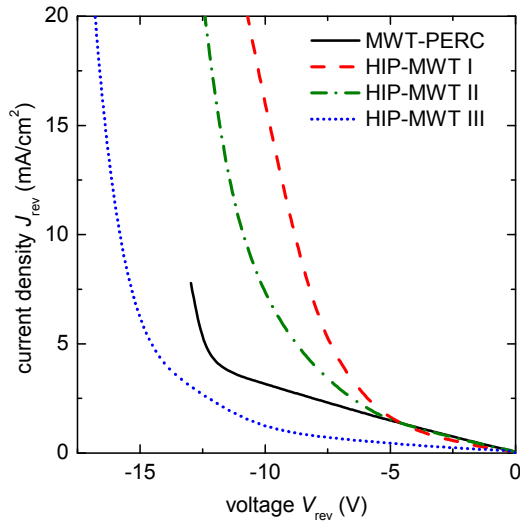
#### 3.2 Short circuit current analysis

With both approaches, MWT and PERC, losses in short circuit current are reduced. Combined structures such as MWT-PERC and HIP-MWT therefore yield the highest  $J_{SC}$  values (see Table I). Table II shows the

**Table II:** Estimated  $J_{SC}$  loss due to the relevant loss mechanisms. The values indicate the possible improvement in  $J_{SC}$  that is achievable by eliminating each individual loss mechanism. The values in column “ $\Delta J_{SC}$  ref” refer to a simulation without shading, ideal light trapping (no escape reflectance, no parasitic absorption at the rear surface) and no rear surface recombination. Values for conventional H-pattern BSF cells are given for the sake of completeness.

Device group	shading	escape reflectance	parasitic absorption	$S_{\text{eff}}$ rear	$\Delta J_{SC}$ ref
BSF	7 %	0.5 %	3.5 %	2 %	16 %
MWT-BSF	4 %	0.5 %	3.5 %	2 %	12 %
PERC	7 %	1 %	1.5 %	0.5 %	12 %
HIP-MWT I	4 %	1 %	1.5 %	0.5 %	8 %





**Figure 3:** Comparison of dark current-voltage characteristics for a MWT-PERC reference cell and HIP-MWT cells with different rear dielectrics.

possible improvements in  $J_{SC}$  for different cell structures and relevant loss mechanisms. The values are calculated with PC1D simulations [11] based on IQE and reflectance data. An effective rear surface recombination velocity of 500 cm/s for Al-BSF and 100 cm/s for the PERC-type rear side are assumed whereas the rear surface reflectance is set to 75 % (diffuse) and 93 % (specular) respectively.

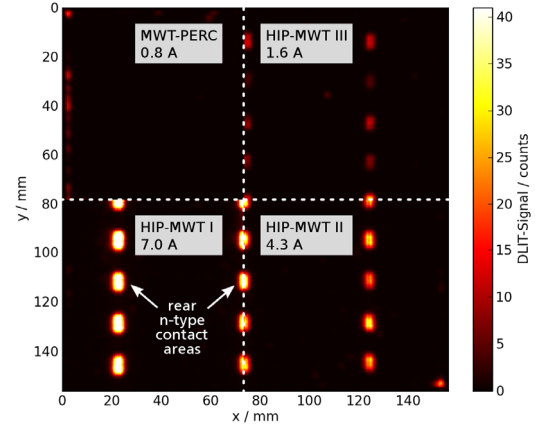
As the different loss mechanisms interact, a summation of the individual contributions is not possible. Instead, a reference simulation where all specified loss mechanisms are deactivated serves as a reference and yields a maximum current density of  $J_{SC} = 40 \text{ mA/cm}^2$  – bulk and emitter recombination as well as front reflectance are still active in this simulation. Compared to this reference value, HIP-MWT cells show the lowest loss in short circuit current. A theoretical improvement of  $\sim 16 \%$  is expected for conventional H-pattern BSF solar cells when ideal rear surface passivation and no internal optical losses such as escape reflectance and parasitic absorption at the rear surface are assumed. For HIP-MWT cells, this value decreases to only 8 % or  $3 \text{ mA/cm}^2$ , which demonstrates the high potential of MWT-PERC-like structures in reducing  $J_{SC}$  losses.

### 3.3 Reverse current voltage characteristics

Partial shading of a photovoltaic module may result in reverse bias conditions for the shaded cells. The maximum reverse voltage in such a configuration depends on the length of the individual strings that are secured by a bypass diode. A typical voltage for reverse bias stability testing is  $V_{rev} = -12 \text{ V}$ .

**Table III:** Median values for shunt resistance  $R_p$ , dark current density  $J_{rev1}$  at  $V_{rev1} = -1 \text{ V}$  and current density  $J_{rev2}$  at  $V_{rev2} = -12 \text{ V}$ .

Device group	$R_p$ (k $\Omega$ )	$J_{rev1}$ (mA/cm $^2$ )	$J_{rev2}$ (mA/cm $^2$ )
PERC	7.8	0.2	4.4
MWT-PERC	3.6	0.4	6.6
HIP-MWT I	6.5	0.2	29.8
HIP-MWT II	5.0	0.3	18.5
HIP-MWT III	11.7	0.2	3.3



**Figure 4:** Spatially resolved DLIT signal (detail) for selected HIP-MWT and MWT-PERC cells with different rear dielectrics obtained at a reverse bias of  $-10 \text{ V}$ . The signal is proportional to the local heat dissipation and thus correlates with the local current density. The overall reverse current is indicated below the device group. An increase of the signal is visible underneath the rear external n-type contacts.

Due to the fact that the rear n-type contact overlaps the p-type base, the rear dielectric of HIP-MWT cells must provide reliable insulation between both polarities especially under reverse bias. Previous experiments revealed a junction breakdown underneath the rear n-type contact at voltages below  $-6 \text{ V}$  for a rear dielectric consisting of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  and  $\text{SiN}_x$  [12]. As shown in Figure 3, the presented cells of group HIP-MWT I show a similar behaviour for voltages below  $-6 \text{ V}$ . The thickness of the rear  $\text{SiN}_x$  capping layer is increased for the cells of group HIP-MWT II resulting in a slightly lower current flow and therefore improved reverse bias stability. Nevertheless, the median current  $J_{rev2}$  at  $V_{rev} = -12 \text{ V}$  still exceeds the value of the MWT-PERC reference cells (see Table III). In contrast, the enhanced rear dielectric layer stack of group HIP-MWT III deposited by PECVD allows for median  $J_{rev2}$  values of only  $3.3 \text{ mA/cm}^2$ . This is even less than for the non-simplified MWT-PERC reference cells and enables conventional module assembly. Within the group of 29 processed HIP-MWT III cells, a maximum value of only  $6.0 \text{ mA/cm}^2$  is measured for  $J_{rev2}$ , confirming the reliability and stability of this concept.

### 3.4 Spatial distribution of the current under reverse bias

Apart from the overall current, the spatial distribution of the current flow under reverse bias conditions is crucial for preventing hot spots. Figure 4 shows dark lock-in thermography (DLIT) [13] mappings recorded at  $V_{rev} = -10 \text{ V}$  for MWT-PERC reference cells and the presented HIP-MWT cells with varying rear dielectric.

An increase in current density underneath the rear n-type contact is visible for all HIP-MWT cells. While conventional cells show a rather unpredictable current distribution, the current of HIP-MWT cells under reverse bias almost explicitly flows in a pre-defined region – the rear local n-type contact areas. This allows for controlled heat dissipation during reverse bias stress and a more robust module set-up. Especially for cells with enhanced rear dielectric (HIP-MWT III), only little heat dissipation under reverse bias conditions is expected.

## 4 CONCLUSION

The direct comparison of H-pattern PERC, MWT-BSF and MWT-PERC mc-Si devices clearly demonstrates an advantage in terms of efficiency for the MWT-PERC structure. A cumulated gain in efficiency of up to 1.5 %<sub>abs</sub> is expected compared to conventional H-pattern cells with aluminium back surface field. The drawback of a significantly increased number of process steps is resolved by the introduction of the simplified HIP-MWT structure. While the complexity of the process sequence is reduced, no negative influence of the simplification on cell efficiency is observed.

The presented peak conversion efficiency of 18.2 % for large-area mc-Si solar cells confirms the high potential of the HIP-MWT structure for industrial fabrication of MWT-PERC-type cells. Laser drilling of the vias forms the only additional process step when going from an H-pattern PERC structure to the HIP-MWT structure, resulting in an increase in cell efficiency of ~0.5 % absolute.

With an enhanced configuration of the rear dielectric, the current density at  $V_{rev} = -12$  V is strongly decreased. The median current density  $J_{rev2}$  of the improved HIP-MWT III group is even lower than for the non-simplified MWT-PERC reference cells.

Compared to non-simplified MWT-PERC devices, process stability is significantly improved as the rear side does not exhibit structured areas (e.g. emitter areas) except the vias. Therefore, deviations in alignment during contact formation do not necessarily result in shunts or reverse bias instability.

Future experiments will focus on module integration and reverse bias tests after lamination. Additionally, alternative concepts for the formation of the rear diffusion barrier will be evaluated. Especially inkjet printing of silicon oxide based masks is an economically promising approach. Further improvements in efficiency are expected from enhanced front emitter formation and novel metallization technologies [5].

## ACKNOWLEDGEMENT

The authors thank all co-workers at the Photovoltaic Technology Evaluation Center (PV-TEC) at Fraunhofer ISE for processing of the samples and gratefully acknowledge the financial support by the German Federal Ministry of Education and Research within the framework of the Leading-Edge Cluster Competition and the research cluster Solarvalley Central Germany under contract No. 03SSF0335I.

## REFERENCES

- [1] E. van Kerschaver, R. Einhaus, J. Szlufcik et al., Proceedings of the 2nd World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (1998) 1479.
- [2] I.J. Bennett, A. Tjengdrawira, A. Mewe et al., Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference (2009) 3258.
- [3] B. Thaidigsmann, A. Wolf, F. Clement et al., Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference (2010)
- [4] F. Dross, E. van Kerschaver, C. Allebé et al., Proceedings of the 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (2006) 1291.
- [5] E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, M. Pospischil et al., IEEE Electron Device Letters (2011) accepted for publication.
- [6] B. Thaidigsmann, E. Lohmüller, U. Jäger et al., Physica Status Solidi RRL **5** (2011) 286.
- [7] D. Biro, U. Belledin, A. Weil et al., Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference (2009) 1901.
- [8] E. Schneiderlöchner, R. Preu, R. Lüdemann et al., Proceedings of the 17th European Photovoltaic Solar Energy Conference (2001) 1303.
- [9] S. Mack, D. Scheffler, E.A. Wotke et al., Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference (2011)
- [10] F. Clement, M. Menkoe, D. Erath et al., Solar Energy Materials & Solar Cells **94** (2009) 51.
- [11] D. A. Clugston and P. A. Basore, Proceedings of the 26th IEEE Photovoltaic Specialists Conference (1997) 207.
- [12] B. Thaidigsmann, F. Clement, A. Wolf et al., 1st SiliconPV (2011)
- [13] O. Breitenstein and M. Langenkamp, (Springer Verlag, Berlin/Heidelberg, 2003).

## A.6 Manipulation des Verhaltens unter Rückwärtsbelastung (2011)

### Veröffentlichung (Konferenzbeitrag)

B. Thaidigsmann et al. „Manipulation of the Reverse Bias Behaviour of Silicon Solar Cells“. In: *Technical Digest of the 21th International Photovoltaic Science and Engineering Conference, PVSEC*. (Fukuoka, Japan). Tokyo: ICS Convention Design, 2011

### Kurzzusammenfassung

In dieser Veröffentlichung wird das Verhalten von HIP-MWT-Solarzellen (High-Performance Metal Wrap Through) unter Rückwärtsbelastung untersucht. Die Isolationswirkung unterschiedlicher dielektrischer Schichten wurde mittels Teststrukturen und daran gemessenen Kennliniendaten bewertet. Abhängig vom eingesetzten Dielektrikum kann entweder ein stabiles Rückwärtsverhalten oder eine zellintegrierte Bypassfunktionalität erzielt werden. Die hergestellten HIP-MWT-Solarzellen aus Cz-Silicium (Cz-Si) mit einer Kantenlänge von 125 mm und stabilem Rückwärtsverhalten zeigen Effizienzen von bis zu 19,3 %.

### Beiträge der einzelnen Autoren

Eigenanteil	Vorversuche, Versuchsplanung, Vorbereitung des Versuchs und des Veröffentlichungstextes
S. Werner, S. Gutscher	Versuchsdurchführung und Fertigstellung des Veröffentlichungstextes
F. Fertig	Durchführen der DLIT-Messungen, Diskussion der Ergebnisse
übrige Koautoren	Anregungen zur Versuchsplanung, Diskussionen zu relevanten Fragestellungen



## MANIPULATION OF THE REVERSE BIAS BEHAVIOUR OF SILICON SOLAR CELLS

Benjamin Thaidigsmann, Sabrina Werner, Simon Gutscher, Fabian Fertig, Florian Clement, Andreas Wolf and Daniel Biro

Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, Heidenhofstr. 2, 79110 Freiburg, Germany

### ABSTRACT

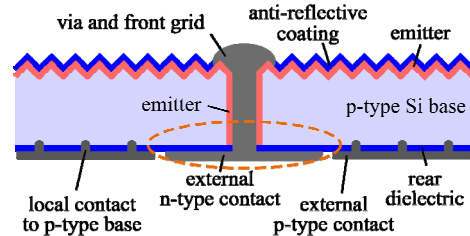
In this work the reverse bias behaviour of HIP-MWT (high performance metal wrap through) solar cells is investigated. Therefore enhanced rear dielectrics are provided due to their reverse characteristics. Dependent on the selected rear dielectric the fabricated cells can be used as integrated bypass diodes or for conventional module configuration. Efficiencies up to 19.3 % on 125 x 125 mm<sup>2</sup> (pseudosquare) large p-type Czochralski grown silicon wafers are reached for that cell type with an improved reverse bias stability.

### 1. INTRODUCTION

Commercially available silicon solar cells typically suffer from inhomogeneous and unpredictable reverse breakdown behaviour [1] and therefore necessitate rather conservative assembly of short strings secured by bypass diodes [2]. Partial shading of a photovoltaic module may lead to low charge carrier generation which may result in reverse bias conditions for the shaded cells. Thus, the risk of reverse breakdown and hot-spot generation is given [3]. We present a new approach to solve this drawback by implementing areas with well-defined reverse breakdown characteristics that allow for controlled current flow and heat dissipation under reverse bias. Two possibilities are the use as an integrated bypass diode with a low breakdown voltage allowing a controlled reverse current flow, or the optimization for a higher breakdown voltage which enables a conventional module configuration.

### 2. APPROACH

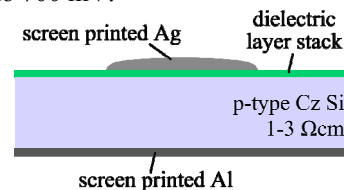
An optimized metal semiconductor junction with intermediate dielectric layer provides the desired reverse breakdown behaviour without affecting forward characteristics of the cell. Advanced back contact cell structures already feature an appropriate junction on the rear side and therefore allow for an even faster integration by simply adapting the intermediate dielectric layer. Especially the implementation of the breakdown functionality into the HIP-MWT (high-performance metal wrap through) structure [4] (see



**Figure 1:** The pictured HIP-MWT structure does not feature an emitter underneath the rear n-type contact (dashed border) and therefore allows for an easy integration of reverse breakdown functionality.

Figure 1) is a promising approach.

To analyse the reverse characteristics of different junction configurations, a test structure consisting of p-type Czochralski (Cz) silicon base material with an edge length of 125 mm contacted by screen printed aluminium and a screen printed silver contact on top of a dielectric layer is used (see Figure 2). Test structures without any dielectric stack are used as reference. The contact area of the silver busbars is 3.7 cm<sup>2</sup>. The resulting reverse current-voltage characteristics after contact firing are measured using an industrial cell tester. In addition, the stability for forward bias conditions is proved up to 700 mV.



**Figure 2:** Schematic cross section of the test structure used for the investigation of the current-voltage characteristics of different dielectrics.

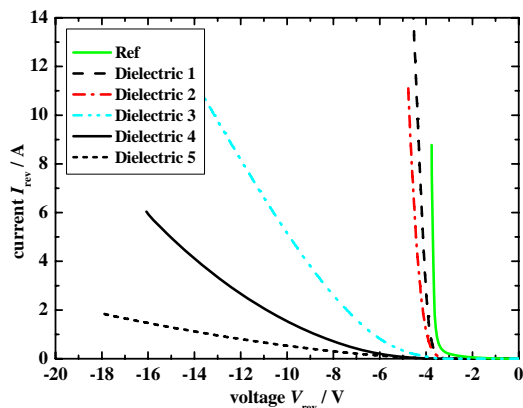
### 3. RESULTS

#### 3.1 Reverse Current-Voltage Characteristics

Figure 4 shows the results of the reverse bias investigation on test structures for different dielectrics deposited by plasma enhanced chemical vapour deposition (PECVD) or based on thermally grown silicon oxide. The reference group (Ref) features no dielectric layer. For dielectrics 1 and 2 a strong increase of the reverse current is detected allowing for a well-defined reverse current flow. In contrast to that junction breakdown at voltages below -6 V, dielectric 5 does not

show significant reverse current flows for reverse bias voltages of  $V_{\text{rev}} < -12$  V. It allows for median reverse current values of only 0.8 A at -12V. Dielectrics 2, 3 and 4 are based on the same PECVD-layer with different thicknesses. The thinner the layer the lower is the junction breakdown voltage.

In case of low breakdown voltages such a dielectric layer is useful for cells as integrated bypass diodes. For reverse bias stability HIP-MWT cells are exemplarily investigated due to the rear n-type contact area. For both approaches see the next chapter.



**Figure 4:** IV-characteristics for different dielectrics measured using a test structure.

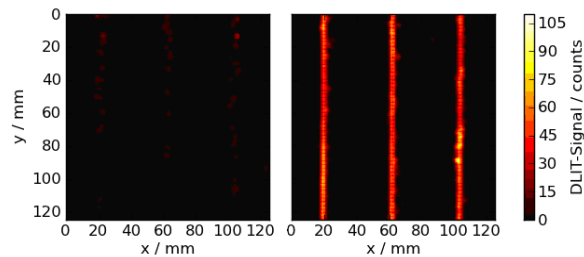
### 3.2 Cell Processing

The bypass concept was adapted to HIP-MWT cells with Cz Silicon base material. HIP-MWT and bypass cells were processed as described in [4] with a  $75 \Omega/\text{sq}$ . emitter, via drilling before alkaline etching, and laser-fired contact technology (LFC) to form the local rear side aluminium contacts. For the HIP-MWT cells dielectric 5 is deposited as passivation layer. For the bypass cells a stack of dielectric 5 and 4 is used except in the region of the busbars where dielectric 4 is deposited after laser-induced ablating of dielectric 5. Dielectric 4 is selected for implementation reasons and the expected breakdown at lower reverse biases.

Table I shows some current-voltage parameters for  $125 \times 125 \text{ mm}^2$  (pseudosquare) large bypass cells and HIP-MWT cells. The conversion efficiency value of the best bypass cell is below the best HIP-MWT cell. The reduced parallel resistance  $R_p$  of the bypass cell is probably caused by alignment problems of the laser ablated regions. The short current density  $J_{\text{sc}}$  of the bypass cells is less maybe due to the damage of front pyramids during laser ablation. As a result of laser-

**Table I.** Cell parameters of HIP-MWT and bypass cells. The reverse current  $I_{\text{rev}}$  is measured at  $V = -11$  V.

Cell concept	$\eta$ (%)	FF (%)	pFF (%)	$R_p$ ( $\text{k}\Omega\text{cm}^2$ )	$I_{\text{rev}}$ (A)
HIP- median (6)	18.93	77.03	82.13	22	1.23
MWT best cell	19.26	77.25	82.26	22	0.59
bypass median (5)	18.28	75.05	79.98	8	3.71
best cell	18.74	76.15	81.27	10	9.74



**Figure 3:** DLIT signal of one HIP-MWT cell (left) and a bypass cell (right) at a reverse bias of  $V = -13$  V.

induced damage of ablated regions an increased  $J_{02}$  yields a decrease of the pseudo fill factor  $pFF$  and the conversion efficiency.

Comparing  $I_{\text{rev}}$  at a reverse bias voltage of -11 V for both concepts shows that the modification of the stack below the n-type contact results in higher reverse currents for the bypass concept. The cells and the equivalent test structures show a similar reverse bias behaviour. The test structure is well suited to estimate the breakdown characteristics of different dielectrics.

Both concepts are also analyzed using dark lock-in thermography (DLIT) which allows a spatially resolved investigation of the reverse bias behaviour. Figure 3 shows a clearly increased DLIT signal underneath the rear n-type contact of the bypass cell and therefore a successful implementation of the reverse breakdown functionality of this concept. For the HIP-MWT cell a very low signal can be observed. Thus standard HIP-MWT cells are appropriate for conventional module assembly.

Further research has to be done with the other three reviewed dielectric layers. In addition, further dielectrics and different silver and aluminium screen printed pastes have to be investigated.

### ACKNOWLEDGEMENT

This work was funded by the German Federal Ministry for the Environment, Nature Conservation and Nuclear Safety (Contract Number 0329849B).

### REFERENCES

- [1] M. C. Alonso-Garcia, J. M. Ruiz, and F. Chenlo, "Experimental study of mismatch and shading effects in the I-V characteristic of a photovoltaic module", *Solar Energy Materials & Solar Cells*, vol. **90**, pp. 329-40, 2006.
- [2] S. Silvestre, A. Boronat, and A. Chouder, "Study of bypass diodes configuration on PV modules", *Applied Energy*, vol. **86**, pp. 1632-1640, 2009.
- [3] F. Fertig, S. Rein, M. Schubert, and W. Warta, "Impact of junction breakdown in multi-crystalline silicon solar cells on hot spot formation and module performance", presented at *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, Hamburg, Germany, 2011.
- [4] B. Thaidigsmann, F. Clement, A. Wolf, E. Lohmüller, F. Fertig, D. Biro, and R. Preu, "HIP-MWT: A simplified structure for metal wrap through solar cells with passivated rear surface", presented at *Proceedings of the SiliconPV 2011 Conference*, Freiburg, Germany, 2011.

## A.7 Integration neuartiger Vorderseitenmetallisierung (2011)

### Veröffentlichung (Fachzeitschrift mit Peer-Review)

E. Lohmüller et al. „20% Efficient Passivated Large-Area Metal Wrap Through Solar Cells on Boron-Doped Cz Silicon“. In: *IEEE Electron Device Letters* 32.12 (2011), S. 1719–1721. ISSN: 0741-3106. DOI: 10.1109/LED.2011.2167709

### Kurzzusammenfassung

Diese Veröffentlichung zeigt Metal Wrap Through Passivated Emitter and Rear Cell (MWT-PERC)-Solarzellen aus monokristallinem, p-dotiertem Silicium, die eine selektiv laserdotierte Emitterstruktur in Kombination mit Siebdruck- bzw. fortgeschrittener Dispense-Vorderseitenmetallisierung aufweisen. Thermisch gewachsene Siliciumoxidschichten dienen der Emitter- und Rückseitenpassivierung. Lasergefeuerte Kontakte (LFC) verbinden die im Siebdruckverfahren erzeugte rückseitige Aluminiumschicht mit der Siliciumbasis. An der Zellrückseite sind Lötkontakte für beide Polaritäten angeordnet. Die großflächigen Solarzellen mit einer Zellfläche von 149 cm<sup>2</sup> zeigen Wirkungsgrade von 20,6 % für Floatzone-Silicium und 20,1 % für Czochralski-Silicium (undegradiert). Diese Werte zählen zu den höchsten bislang für großflächige Solarzellen aus p-dotiertem Silicium berichteten Wirkungsgraden. Mittels eines analytischen Modells können die gemessenen Werte konsistent reproduziert und die dominierenden Verlustmechanismen ermittelt werden.

### Beiträge der einzelnen Autoren

- |                  |  |
|------------------|--|
| E. Lohmüller     | Versuchsdurchführung (Herstellung und Charakterisierung der Solarzellen), Verfassen des Veröffentlichungstextes      |
| Eigenanteil      | Versuchsplanung, Koordination der Versuchsdurchführung, Beitrag zum Veröffentlichungstext                            |
| M. Pospischil    | Entwicklung und Auslegung der Dispense-Metallisierung  |
| F. Clement       | Anregung zur Dispense-Metallisierung, Diskussion der Ergebnisse  |
| A. Wolf          | Anpassung des analytischen Modells, Beitrag zum Veröffentlichungstext  |
| übrige Koautoren | Auslegung und Durchführung einzelner Prozessschritte, konstruktive Diskussionen zu zugrundeliegenden Fragestellungen |

# 20% Efficient Passivated Large-Area Metal Wrap Through Solar Cells on Boron-Doped Cz Silicon

E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, M. Pospischil, U. Jäger, S. Mack, J. Specht, J. Nekarda, M. Retzlaff, A. Krieg, F. Clement, A. Wolf, D. Biro, and R. Preu

**Abstract**—We present metal wrap through passivated emitter and rear solar cells (MWT-PERC) on monocrystalline p-type silicon featuring laser-doped selective emitter structures in combination with either screen-printed (SP) or more advanced dispensed front side contacts. Thermally grown silicon oxide layers serve as emitter and rear surface passivation. Laser-fired contacts connect the SP aluminum rear contact to the silicon base. The rear side features solder contacts for both polarities. Conversion efficiency values of 20.6% for float-zone and 20.1% for Czochralski-grown silicon (not stabilized) are achieved on large-area cells with 149 cm<sup>2</sup> wafer size. These are within the highest values reported for large-area p-type silicon solar cells to date. Analytical modeling enables a consistent description of the devices and allows for determining the dominating loss mechanisms.

**Index Terms**—Metal wrap through (MWT), MWT-passivated emitter and rear cell (PERC), silicon solar cell, surface passivation.

## I. INTRODUCTION

CONVENTIONAL silicon solar cells suffer from high rear surface recombination velocity (SRV) and parasitic absorption of full-area aluminum metallization. Furthermore, the H-pattern front contact grid with busbars on such devices leads to high surface shading of about 7–8%. To overcome these major drawbacks and increase conversion efficiency, we combine two different approaches. First, the external front contact busbars are transferred to the rear side using the metal wrap through (MWT) concept [1]. This increases short-circuit current density  $j_{SC}$  due to reduced shading of active front side area. Second, the passivated emitter and rear cell (PERC) structure reduces the rear SRV and improves internal reflection [2], which results in a higher open-circuit voltage  $V_{OC}$  and a higher  $j_{SC}$  value. For this MWT-PERC concept [3], [4], we reported conversion efficiency values of 18.7% using boron-doped p-type Czochralski (Cz) silicon [5].

We further improved the MWT-PERC structure by implementing laser-doped selective emitter structures and emitter passivation by a thin thermally grown silicon oxide layer [6].

Manuscript received August 8, 2011; revised August 25, 2011; accepted September 3, 2011. Date of publication October 17, 2011; date of current version November 23, 2011. This work was supported by the German Federal Ministry of Environment, Nature Conservation and Nuclear Safety under Contract 0329849B. The review of this letter was arranged by Editor C. Jagadish.

The authors are with Fraunhofer ISE, 79110 Freiburg, Germany (e-mail: elmar.lohmuller@ise.fraunhofer.de).

Color versions of one or more of the figures in this letter are available online at <http://ieeexplore.ieee.org>.

Digital Object Identifier 10.1109/LED.2011.2167709

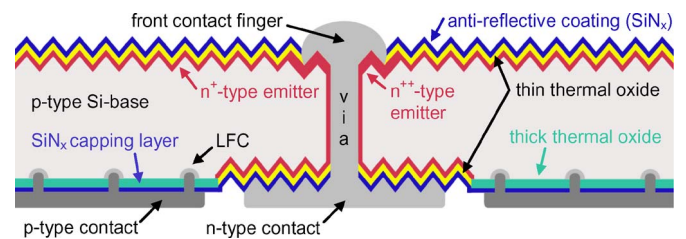


Fig. 1. Schematic cross section of the p-type MWT-PERC solar cells presented in this letter. Rear side metallization is realized by screen printing; front side metallization is realized either by screen printing or by dispensing.

This improved front side structure showed conversion efficiency values of up to 20.2% for large-area float-zone (FZ) silicon solar cells on a related cell architecture called high-performance-MWT (HIP-MWT) [7].

In this letter, we additionally implement more advanced front side metallization based on dispensed finger lines [8]. The MWT structure is particularly attractive for dispensing since no front busbars are needed. Cells with fully screen-printed (SP) metallization serve as a reference.

Fig. 1 shows the schematic structure of the investigated MWT-PERC solar cells. The local high phosphorus surface concentration below the metallization ( $n^{++}$ -type emitter) ensures low-resistivity electrical contacts between front contact fingers and the emitter. Lower doping concentrations are present between the fingers ( $n^{+}$ -type emitter), resulting in reduced charge carrier recombination and leading to a higher quantum efficiency value for short wavelengths and increased  $V_{OC}$  values, particularly due to high-quality emitter passivation by the thin thermal  $\text{SiO}_2$  layer [9]. On top of this  $\text{SiO}_2$  layer, a plasma-enhanced chemical-vapor-deposited (PECVD) silicon nitride ( $\text{SiN}_x$ ) layer is added for anti-reflective purposes and to enhance the passivation quality.

## II. SOLAR CELL FABRICATION

For fabrication of the MWT-PERC solar cells in the Photovoltaic Technology Evaluation Center (PV-TEC) at Fraunhofer ISE, we use both boron-doped Cz and FZ as-cut silicon wafers. Specific base resistivities measured after the first oxidation process are  $\sim 1.8 \Omega \cdot \text{cm}$  for Cz and  $0.5 \Omega \cdot \text{cm}$  for FZ. The edge length of the pseudo-square wafers is 125 mm, and the diameter is 150 mm. The initial wafer thickness is 200  $\mu\text{m}$ . First, wet chemical processes consisting of saw-damage



TABLE I

$I$ - $V$  PARAMETERS OF THE BEST CELLS AND MEDIAN VALUES (NUMBER OF CELLS IN PARENTHESES), MEASURED WITH AN INDUSTRIAL CELL TESTER. THE STATE "ANNEALED" DENOTES A MEASUREMENT AFTER HOT-PLATE ANNEALING AT 200 °C FOR 20 MIN, AND THE STATE "STABILIZED" CORRESPONDS TO A MEASUREMENT AFTER 36 H OF ILLUMINATION AT  $\geq 0.2$  SUNS. CELL AREA: 149 cm<sup>2</sup> (FULL STATING WAFER SIZE); CELL THICKNESS: 160  $\mu$ m; BASE RESISTIVITY: 1.8  $\Omega \cdot$  cm (Cz), 0.5  $\Omega \cdot$  cm (FZ); FRONT CONTACT METALLIZATION: DISPENSED (D), SCREEN-PRINTED (SP); VIA SPACING: 1.8 mm (D), 2.18 mm (SP)

Device Group	Category	$V_{OC}$ (mV)	$j_{SC}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	FF (%)	pFF (%)	$\eta$ (%)	
D Cz	annealed	best	651	40.3	76.6	82.5	20.1*
	stabilized	best	645	40.1	76.1	81.9	19.7*
	FZ as processed	best	661	39.9	78.3	83.1	20.6*
SP Cz	annealed	best	647	39.3	76.2	82.4	19.4*
		median (15)	642	39.5	76.5	82.3	19.3
	stabilized	best	635	39.2	75.8	81.7	18.9
		median (15)	632	39.1	75.8	81.6	18.6
	FZ as processed	best	658	39.0	78.4	83.2	20.1*
		median (6)	655	39.0	78.4	83.1	19.9

\*confirmed by Fraunhofer ISE CalLab PV Cells

etching and cleaning remove damaged surface area and possible contamination. A thick thermal SiO<sub>2</sub> layer is then grown in a tube furnace wet oxidation process. An inkjet-printed masking resist then enables structuring of the SiO<sub>2</sub> layer using buffered HF to provide uncovered silicon surfaces for the subsequent texture and diffusion process. After drilling of the vias with a laser system ( $\lambda = 355$ nm), an alkaline solution forms a random pyramid texture on the exposed silicon surfaces. A tube furnace POCl<sub>3</sub> diffusion process then creates a homogeneous phosphorus-doped emitter. High doping for the selective emitter structures is realized by laser doping from phosphosilicate glass [10], which is subsequently removed in HF solution. After further wet chemical cleaning, the emitter is passivated by applying a short thermal oxidation step. The sheet resistance of the highly doped emitter regions is about 20  $\Omega$ /sq, whereas the sheet resistance of the emitter in the photoactive area is about 100  $\Omega$ /sq (measured after oxidation). A PECVD SiN<sub>x</sub> anti-reflective coating of adapted thickness is deposited on top of the SiO<sub>2</sub> layer on the front side. Another PECVD SiN<sub>x</sub> capping layer deposited on top of the rear SiO<sub>2</sub> passivation layers enables the use of SP p-type aluminum contacts [11]. Rear side metallization involves two single-stage screen printing process steps consisting of: 1) metallization of the n-type contacts, the vias, and the solder pads with silver paste and 2) deposition of aluminum paste for the p-type contacts. The silver front contact fingers are applied either by a third screen printing step or by dispensing. After contact firing in a belt furnace, laser-fired contacts (LFCs) locally connect the rear aluminum layer to the p-type silicon base [11], [12]. A forming gas annealing step in a walking string furnace completes the fabrication sequence [13].

### III. RESULTS AND DISCUSSION

Table I lists the current-voltage  $I$ - $V$  parameters for the best Cz and FZ silicon MWT-PERC solar cells. Outstanding conversion efficiency values  $\eta$  of 20.1% for Cz (annealed) and 20.6% for FZ silicon are achieved on large-area cells (149 cm<sup>2</sup>)

with dispensed (D) front side contacts. The reference cells with SP front side contacts show remarkable conversion efficiency values of 19.4% (Cz, annealed) and 20.1% (FZ). The median conversion efficiency values of 19.9% (FZ, 6 cells) and 19.3% (Cz, annealed, 15 cells) for the SP group show very stable fabrication processes with respect to the corresponding best values.

High open-circuit voltages  $V_{OC}$  of up to 651 mV (Cz, annealed) and 661 mV (FZ) indicate a high-quality SiO<sub>2</sub> emitter and rear surface passivation. Short-circuit current densities  $j_{SC}$  of up to 40.3 mA/cm<sup>2</sup> (Cz, annealed) indicate low front side shading, excellent light trapping, and high-quality surface passivation. The finger width of the dispensed front contacts is reduced by 50% compared to screen printing, resulting in a significant increase in  $j_{SC}$  of up to 1 mA/cm<sup>2</sup> and in  $V_{OC}$  of up to 4 mV without losses in fill factor (FF).

Light-induced degradation (LID) caused by the formation of boron-oxygen complexes [14] reduces the conversion efficiency values of the best Cz silicon solar cells from 20.1%/19.4% (D/SP) in the annealed state to 19.7%/18.9% in the stabilized state (36 h of illumination at  $\geq 0.2$  suns).

The next section gives a more detailed analysis of the  $I$ - $V$  parameters of the SP group.

### IV. ANALYTICAL DEVICE MODELING

We use the analytical model *Pitchmaster* [15] to describe the fabricated solar cells with SP front metallization.

Assuming a bulk carrier lifetime of 1 ms (annealed) for the Cz material and 700  $\mu$ s (only intrinsic bulk recombination) for FZ silicon, the higher built-in voltage for the latter explains the measured median difference in  $V_{OC}$  of 13 mV. For both devices, quite similar effective rear SRVs of  $\sim 160$  cm/s are calculated since the narrower LFC spacing used for the Cz device compensates a reduced local SRV at the passivated surface and at the LFC that originates from the lower doping level of the Cz material [15]. Moreover, LID reduces the bulk carrier lifetime for the Cz device to  $\sim 80$   $\mu$ s [16], corresponding to a 10 mV reduction in  $V_{OC}$ .

The model also consistently reproduced the measured  $j_{SC}$  values for the FZ, as well as the annealed and stabilized Cz material. The reduced effective diffusion length  $L_{eff} \approx 600$ –700  $\mu$ m for the FZ and the stabilized Cz device (confirmed by quantum efficiency analysis) explains the  $\sim 0.5$  mA/cm<sup>2</sup> lower  $j_{SC}$  compared with the annealed Cz cell with  $L_{eff} \approx 1000$   $\mu$ m.

For matching the measured pseudo fill factor (pFF) values (extracted from Suns- $V_{OC}$  measurements [17]), the model assumes a factor 3 lower second diode saturation current density  $j_{02}$  for the FZ compared to that for the annealed Cz cell. This might be partly related to recombination at the rear p-n junction, an effect that shows increasing impact for higher specific base resistivity [18]. The drop in pFF due to LID is not reproduced by the model since it does not include the effect of the shift in the local ideality factor [19]. However, the observed magnitude of 0.7%<sub>abs</sub> is consistent with literature values [19]. The lumped front side series resistance and the lateral transport in the rear aluminum contact contribute 0.6  $\Omega$ cm<sup>2</sup> to the global series

resistance. Including a simple model [20], lateral transport of majority carriers in the base areas above the rear n-type busbar contacts as well as in the edge areas yield additional 0.03 and 0.09  $\Omega\text{cm}^2$  for the FZ and Cz cells, respectively. Thus, the model predicts FFs of 78.9% (FZ) and 76.8% (Cz, annealed). Comparing these results to the measured data (group median), yields a FF difference of  $\sim 0.5\%_{\text{abs}}$ , which is not covered by the model, and might partly originate from an underestimation of lateral majority carrier transport losses [18].

## V. CONCLUSION

Boron doped p-type silicon MWT-PERC solar cells have been fabricated using single-stage screen printing and dispensing, as well as diffusion and thermal oxidation processes. The solar cells feature laser-doped selective emitter structures and local LFCs, as well as thermal silicon oxide layers for emitter and rear surface passivation. Conversion efficiency values of 20.6% for FZ and 20.1% for Cz silicon are achieved on large-area cells (149  $\text{cm}^2$ ) with dispensed front and screen-printed rear side contacts. Compared to fully screen-printed metallization, a significant increase in efficiency of up to 0.7% due to narrower dispensed front contact structures is shown.

Analytical device modeling well describes the fabricated structures and reveals that rather high specific base resistivity in combination with losses due to boron-oxygen recombination acts as the limiting factor for the conversion efficiency of the Cz silicon MWT-PERC solar cells.

To further improve the conversion efficiency, different approaches can be pursued such as smaller and noncontinuous structures for the rear n-type busbar areas, as well as the use of degradation-free Cz materials [14].

## ACKNOWLEDGMENT

The authors would like to thank the Photovoltaic Technology Evaluation Center team, especially A. Drews, H. Furtwängler, C. Harmel, B. Holzinger, N. Kohn, A. Müller, R. Neubauer, D. Stüwe, and E. Wotke for their support.

## REFERENCES

- [1] E. Van Kerschaver, R. Einhaus, J. Szlufcik, J. Nijs, and R. Mertens, "A novel silicon solar cell structure with both external polarity contacts on the back surface," in *Proc. 2nd World Conf. Photovolt. Energy Convers.*, Vienna, Austria, 1998, pp. 1479–1482.
- [2] A. W. Blakers, A. Wang, A. M. Milne, J. Zhao, and M. A. Green, "22.8% efficient silicon solar cell," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 55, no. 13, pp. 1363–1365, Sep. 1989.
- [3] F. Dross, E. Van Kerschaver, C. Allebé, A. Van Der Heide, J. Szlufcik, G. Agostinelli, P. Choulat, H. F. W. Dekkers, and G. Beaucarne, "Impact of rear-surface passivation on MWT performances," in *Proc. 4th World Conf. Photovolt. Energy Convers.*, Waikoloa, HI, 2006, pp. 1291–1294.
- [4] I. Romijn, M. Lamers, A. Stassen, A. Mewe, M. Koppes, E. Kossen, and A. Weeber, "Aspire: A new industrial MWT cell technology enabling high efficiencies on thin and large mc-Si wafers," in *Proc. 22nd Eur. Photovolt. Solar Energy Conf.*, Milan, Italy, 2007, pp. 1043–1049.
- [5] E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, J. Bartsch, C. Harmel, J. Specht, A. Wolf, F. Clement, M. Hörteis, and D. Biro, "Advanced metallization of rear surface passivated metal wrap through silicon solar cells," in *Energy Procedia (Proc. 1st SiliconPV)*, Aug. 2011, vol. 8, pp. 546–551.
- [6] S. Mack, U. Jäger, G. Kästner, E. A. Wotke, U. Belledin, A. Wolf, R. Preu, and D. Biro, "Towards 19% efficient industrial PERC devices using simultaneous front emitter and rear surface passivation by thermal oxidation," in *Proc. 35th IEEE Photovolt. Spec. Conf.*, Honolulu, HI, 2010, pp. 34–38.
- [7] B. Thaidigsmann, E. Lohmüller, U. Jäger, S. Mack, F. Lottspeich, A. Spribille, K. Birmann, D. Erath, A. Wolf, F. Clement, D. Biro, and R. Preu, "Large-area p-type HIP-MWT silicon solar cells with screen printed contacts exceeding 20% efficiency," *Phys. Stat. Sol. RRL*, vol. 5, no. 8, pp. 286–288, Aug. 2011.
- [8] M. Pospischil, K. Zengerle, J. Specht, G. Birkle, P. Koltay, R. Zengerle, A. Henning, M. Neidert, C. Mohr, F. Clement, and B. Biro, "Investigations of thick-film-paste rheology for dispensing applications," in *Energy Procedia (Proc. 1st SiliconPV)*, Aug. 2011, vol. 8, pp. 449–454.
- [9] S. Mack, U. Jäger, A. Wolf, S. Nold, R. Preu, and D. Biro, "Simultaneous front emitter and rear surface passivation by thermal oxidation—An industrially feasible approach to a 19% efficient PERC device," in *Proc. 25th Eur. Photovolt. Solar Energy Conf.*, Valencia, Spain, 2010, pp. 2218–2222.
- [10] U. Jäger, M. Okanovic, M. Hörteis, A. Grohe, and R. Preu, "Selective emitter by laser doping from phosphosilicate glass," in *Proc. 24th Eur. Photovolt. Solar Energy Conf.*, Hamburg, Germany, 2009, pp. 1740–1743.
- [11] J. Nekarda, S. Stumpp, L. Gautero, M. Hörteis, A. Grohe, D. Biro, and R. Preu, "LFC on screen printed aluminium rear side metallization," in *Proc. 24th Eur. Photovolt. Solar Energy Conf.*, Hamburg, Germany, 2009, pp. 1441–1445.
- [12] E. Schneiderlöchner, R. Preu, R. Lüdemann, S. W. Glunz, and G. Willeke, "Laser-fired contacts (LFC)," in *Proc. 17th Eur. Photovolt. Solar Energy Conf.*, Munich, Germany, 2001, pp. 1303–1306.
- [13] S. Mack, D. Scheffler, E. A. Wotke, D. Reinwand, B. Bitnar, A. Wolf, and D. Biro, "High capacity inline annealing for high efficiency silicon solar cells," presented at the *26th Eur. Photovolt. Solar Energy Conf.*, Hamburg, Germany, 2011.
- [14] S. W. Glunz, S. Rein, J. Y. Lee, and W. Warta, "Minority carrier lifetime degradation in boron-doped Czochralski silicon," *J. Appl. Phys.*, vol. 90, no. 5, pp. 2397–2404, Sep. 2001.
- [15] A. Wolf, D. Biro, J.-F. Nekarda, S. Stumpp, A. Kimmerle, S. Mack, and R. Preu, "Comprehensive analytical model for locally contacted rear surface passivated solar cells," *J. Appl. Phys.*, vol. 108, no. 12, pp. 124510-1–124510-13, Dec. 2010.
- [16] K. Bothe, R. Sinton, and J. Schmidt, "Fundamental boron-oxygen-related carrier lifetime limit in mono- and multicrystalline silicon," *Prog. Photovolt. Res. Appl.*, vol. 13, no. 4, pp. 287–296, Jun. 2005.
- [17] R. A. Sinton and A. Cuevas, "A quasi-steady-state open-circuit voltage method for solar cell characterization," in *Proc. 16th Eur. Photovolt. Solar Energy Conf.*, Glasgow, Scotland, 2000, pp. 1152–1155.
- [18] T. Fellmeth, K. Meyer, J. Greulich, F. Clement, D. Biro, R. Preu, M. Menkoe, D. Lahmer, and H. J. Krokoszinski, "Development and modelling of crystalline silicon based metal wrap through (MWT) solar cells," in *Proc. 25th Eur. Photovolt. Solar Energy Conf.*, Valencia, Spain, 2010, pp. 2201–2206.
- [19] J. Schmidt, A. Cuevas, S. Rein, and S. W. Glunz, "Fill factor limitations and non-ideal diode behaviour of Czochralski silicon solar cells due to light-induced recombination centres," in *Proc. 17th Eur. Photovolt. Solar Energy Conf.*, Munich, Germany, 2001, pp. 1396–1399.
- [20] F. Clement, M. Menkoe, T. Kubera, C. Harmel, R. Hoenig, W. Wolke, H. Wirth, D. Biro, and R. Preu, "Industrially feasible multi-crystalline metal wrap through (MWT) silicon solar cells exceeding 16% efficiency," *Solar Energy Mater. Solar Cells*, vol. 93, no. 6/7, pp. 1051–1055, Jun. 2009.

## A.8 Verlustanalyse und Abschätzung des Effizienzpotenzials (2012)

### Veröffentlichung (Fachzeitschrift mit Peer-Review)

B. Thaidigsmann et al. „Loss analysis and efficiency potential of p-type MWT-PERC solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 106 (2012), S. 89–94. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2012.04.045

### Kurzzusammenfassung

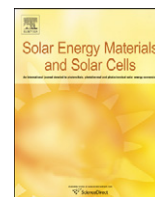
An monokristallinen großflächige Metal Wrap Through (MWT)-Solarzellen mit p-dotiertem Basismaterial, einer Oberflächenpassivierung aus thermisch gewachsenem  $\text{SiO}_2$  und  $\text{SiN}_x$  und einer Maximaleffizienz von 20,6 % wird eine Verlustanalyse durchgeführt. Analytische und numerische Modellierung ermöglicht die Identifikation der dominierenden Verlustmechanismen und eine Quantifizierung der verschiedenen Serienwiderstands- und Kurzschlussstromverlustpfade<sup>2</sup>. Anhand der ermittelten Daten wird eine Abschätzung der maximal erwarteten Effizienz von passivierten MWT-Solarzellen mit p-dotierter Basis durchgeführt.

### Beiträge der einzelnen Autoren

Eigenanteil	Modellierung, Charakterisierung der Solarzellen, Aufbereitung der Ergebnisse, Betreuung der Bachelorarbeit von S. Schmeißer (s. u.), Verfassen des Veröffentlichungstextes
J. Greulich	Numerische Berechnungen mit Sentaurus Device
E. Lohmüller	Herstellung der untersuchten MWT-PERC-Solarzellen
S. Schmeißer	Implementierung der Netzwerksimulation (Bachelorarbeit)
übrige Koautoren	konstruktive Diskussion der Ergebnisse

---

<sup>2</sup>Auf Seite 54 findet sich ein um die direkte Reflexion an der Solarzellenoberfläche erweitertes Schaubild der Kurzschlussstromverlustanalyse.



## Loss analysis and efficiency potential of p-type MWT–PERC solar cells

Benjamin Thaidigsmann\*, Johannes Greulich, Elmar Lohmüller, Simon Schmeißer, Florian Clement, Andreas Wolf, Daniel Biro, Ralf Preu

Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, Heidenhofstraße 2, 79110 Freiburg, Germany

### ARTICLE INFO

Available online 28 May 2012

#### Keywords:

Silicon  
Solar cell  
MWT  
PERC  
Loss analysis

### ABSTRACT

A loss analysis is carried out for monocrystalline large-area p-type metal wrap through passivated emitter and rear cells (MWT–PERC) with thermal  $\text{SiO}_2/\text{SiN}_x$  surface passivation reaching a maximum conversion efficiency of 20.6%. Analytical and numerical device modelling identifies the most important loss mechanisms and allows for a separation of the different series resistance contributions and various short circuit current loss mechanisms. Based on the extracted data, an estimation of the possible maximum conversion efficiency for p-type MWT–PERC solar cells is given.

© 2012 Elsevier B.V. All rights reserved.

### 1. Introduction

Metal wrap through solar cells [1] with aluminium back surface field (MWT–BSF) are currently being transferred into industrial scale production, successful pilot line production has already been demonstrated [2–4]. Analogous to H-pattern solar cells, the implementation of rear surface passivation into MWT structures leads to an increase in conversion efficiency. For the resulting MWT–PERC structure efficiency values exceeding 20% have been reported for monocrystalline p-type silicon material [5]. This paper aims to give an estimation of the maximum achievable efficiency of such p-type MWT–PERC devices. Relevant loss mechanisms such as shading, non-optimal light trapping, series resistance and recombinative losses are investigated and quantified. Analytical and numerical device modelling based on experimentally determined cell properties allows for an identification of promising approaches for future improvements of the MWT–PERC structure. Despite the fact that the loss analysis is carried out for MWT solar cells, most of the findings are similarly valid for high efficiency H-pattern PERC devices.

### 2. Approach

Highly efficient MWT–PERC-type solar cells fabricated from float-zone silicon (FZ-Si) and Czochralski-grown silicon (Cz-Si) with a laser-doped selective emitter structure and thermal  $\text{SiO}_2$ -based surface passivation [5] (see Fig. 1) represent the starting point of the investigation. An in-depth characterisation forms the basis for analytical and numerical device modelling and allows for

the calculation of the impact of each loss mechanism on cell performance.

Table 1 shows the measured current–voltage parameters for the cells investigated in this paper. All cells feature a thick thermally grown  $\text{SiO}_2$  layer as rear side passivation and a thin  $\text{SiO}_2$  layer as a front side passivation. On either side, a PECVD  $\text{SiN}_x$  covers the  $\text{SiO}_2$  layer. Two different technologies for front contact formation are investigated—screen printing and dispensing [6] of the silver grid lines. In the case of dispensing, the MWT structure offers the particular advantage that no busbar and therefore no second printing step is necessary.

### 3. Device characterisation and loss analysis

#### 3.1. Short circuit current

As various loss mechanisms interfere with each other, a specification of absolute loss values for the short circuit current and particularly a summation of the different losses is hardly possible. Therefore, only the expected gain in short circuit current density after deactivation of each single loss mechanism will be given in this section. Relevant optical loss mechanisms are shading by the front grid, reflexion at the front surface and non-optimal light trapping. Electrical losses are caused by a reduction of the collection probability due to recombination in the emitter (including front surface), in the base and at the rear surface.

Shading of the front side directly translates into a loss in short circuit current. Conventional H-pattern solar cells with screen printed contacts typically show  $\sim 7\%$  front side shading. By applying the MWT concept, this value is reduced to 4.1% (cell 3) as no busbars are present on the front side. With the more advanced dispensing approach, the width of the grid lines decreases from  $\sim 90 \mu\text{m}$  down to  $\sim 60 \mu\text{m}$  while the aspect ratio

\* Corresponding author. Tel.: +49 761 4588 5045.

E-mail address: [benjamin.thaidigsmann@ise.fraunhofer.de](mailto:benjamin.thaidigsmann@ise.fraunhofer.de) (B. Thaidigsmann).



is increased from ~0.3 to ~0.9. Due to the circular shape of the dispensed lines, the effective optical width is further reduced by ~30% [7] resulting in 2.3% shading for cells 1 and 2 with a line spacing of 1.8 mm. Additionally, considering improved alignment possibilities, the width of the selective emitter area is reduced from 180 μm for the screen printed grid (cell 3) to 100 μm for cell 1 and 2 with dispensed grid lines. A characterisation of reference samples with full-area laser-doped emitter enables the determination of the current loss due to reduced blue-response of the highly doped areas [8]. The illuminated highly doped areas of the cells with dispensed front grid account for a loss in  $j_{SC}$  of ~0.1 mA/cm<sup>2</sup> whereas ~0.2 mA/cm<sup>2</sup> are calculated for the wider laser-doped lines of the screen printed grid.

All remaining optical and electrical losses are accessible via quantum efficiency (QE) analysis [9]. For the sake of clarity, only data for cell 1 (Cz-Si, dispensed front contact) is presented exemplary in the following. Fig. 2(a) shows the relevant QE and reflectance curves.

The reduction of  $j_{SC}$  due to reflexion at the front surface is given by the equation:

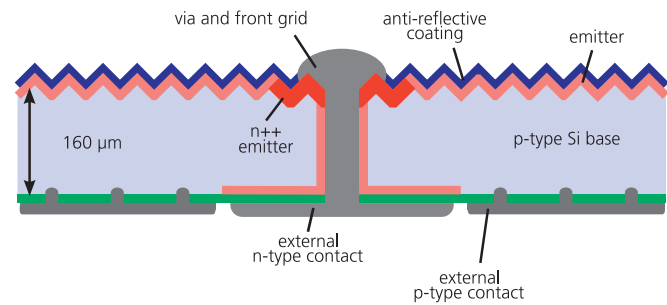
$$\Delta j_{SC, R_{Si,front}} = \int_{300 \text{ nm}}^{1200 \text{ nm}} IQE(\lambda)q\phi_{AM1.5 G}(\lambda)(1-M)R_{Si,front}(\lambda)d\lambda \quad (1)$$

where  $M$  denotes the shaded area fraction,  $\phi_{AM1.5 G}$  is the solar spectrum and  $q$  is the elementary charge. The front surface reflectance  $R_{Si,front}$  is the linear extrapolation of the reflectance  $R_{Si}$  in between the grid lines [10] to wavelengths above 950 nm, a linear fit is performed in the range from 900 to 950 nm.

The loss in  $j_{SC}$  due to free carrier absorption (FCA) [11] and non-optimal light trapping is calculated with a similar integration,

$$\Delta j_{SC opt,i} = \int_{300 \text{ nm}}^{1200 \text{ nm}} q\phi_{AM1.5 G}(\lambda)(1-M)IQE(\lambda)l_{opt,i}(\lambda)d\lambda. \quad (2)$$

Here,  $l_{opt,i}$  indicates the optical losses in IQE,  $i \in \{FCA, \text{parasitic absorption, escape}\}$ . It is important to note that losses due to FCA and parasitic absorption  $l_{opt,\{FCA, \text{parasitic absorption}\}}$  have to be weighted with the reflectance  $R_{Si}$  prior to integration. As free carrier absorption, escape reflectance and parasitic absorption at the rear surface strongly interfere with each other and the IQE

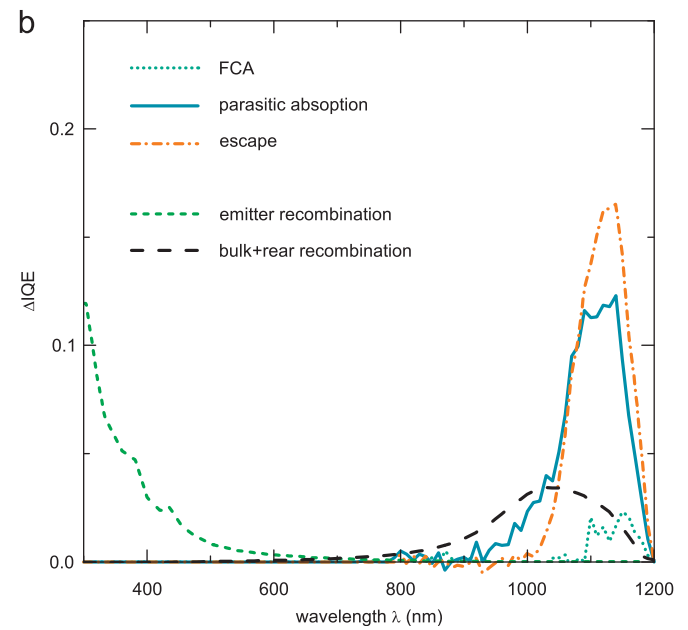
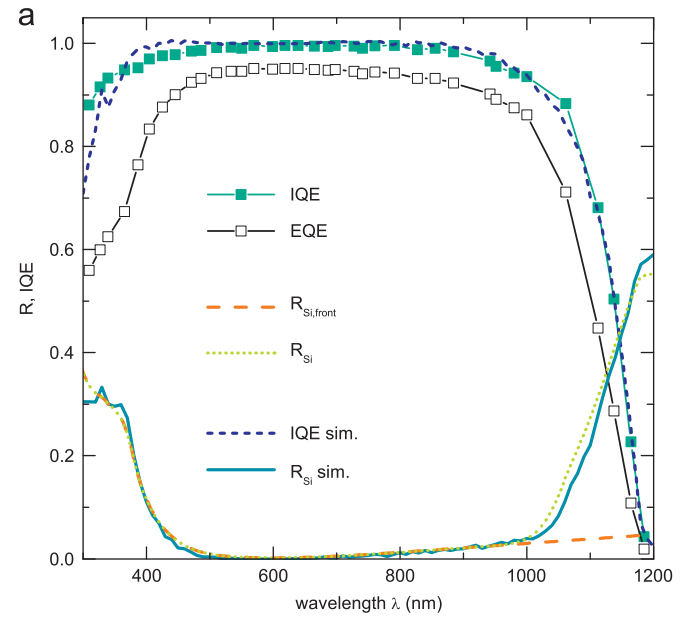


**Fig. 1.** Structure of the monocrystalline p-type MWT-PERC solar cells analysed in this paper. The front side features a selective emitter structure, the screen printed rear contact is locally connected to the base via laser fired contacts. Front and rear are passivated by thermally grown silicon oxide.

itself, the values calculated with Eq. (2) are only a rough estimation. Losses due to emitter, bulk and rear surface recombination are calculated by

$$\Delta j_{SC rec,i} = \int_{300 \text{ nm}}^{1200 \text{ nm}} q\phi_{AM1.5 G}(\lambda)(1-M)(1-R_{Si}(\lambda))l_{rec,i}(\lambda)d\lambda \quad (3)$$

with  $i \in \{\text{emitter, bulk, rear}\}$ .



**Fig. 2.** (a) Measured and simulated QE and reflectance data for cell 1 (Cz-Si, dispensed front grid). (b) Wavelength dependent IQE losses for cell 1.

**Table 1**  
I–V parameters of three MWT-PERC-type solar cells [5] for standard test conditions measured by Fraunhofer ISE CalLab (except  $pFF$  which is measured with an industrial cell tester). Cell area: 149 cm<sup>2</sup>; cell thickness: 160 μm. \*Hotplate annealing at 200 °C for 20 min.

Cell no.	Base material	Base resistivity (Ω cm)	Front contact	$V_{OC}$ (mV)	$j_{SC}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$FF$ (%)	$pFF - FF$ (%)	$\eta$ (%)
1	Cz-Si (annealed*)	1.8	Dispensed	651	40.3	76.6	5.9	20.1
2	FZ-Si	0.5	Dispensed	661	39.9	78.3	4.7	20.6
3	FZ-Si	0.5	Screen-printed	658	39.0	78.4	4.8	20.1

An analytical model proposed by Fischer et al. is applied for the extraction of emitter losses from the QE data [12]. In contrast, free carrier absorption (FCA), parasitic absorption at the rear surface and recombination in the base are not directly accessible from the measured data. For the determination of these properties, a 2D numerical model is set up in Sentaurus Device [13]. Ray tracing is used for the simulation of the optical properties of the device [14]. The 2D continuity equation for electrons and holes and the 2D Poisson equation are solved numerically in the electrical simulation. Boundary conditions are given by the surface recombination velocities at the front and the rear side and by mirror symmetries at the left and the right side of the symmetry element. IV parameters and other properties such as IQE and reflectance (see Fig. 2(a)) are consistently reproduced by the model. Fig. 2(b) shows the wavelength-dependent characteristics of the optical and electrical loss mechanisms. Losses related to recombination at the base and at the rear contact are determined by subtracting the initially simulated IQE from an ideal IQE with deactivated rear surface recombination and infinite bulk lifetime. All other losses are directly calculated from the QE and reflectance data or extracted from numerical device simulation. The actual impact of each individual loss mechanism on  $j_{sc}$  resulting from the previously described equations is shown in Fig. 3. Besides shading by the grid lines, losses due to non-ideal light trapping are responsible for the largest loss in  $j_{sc}$  but are not facile to reduce due to the absorption properties of silicon in the infrared range. Future technological improvements are expected to rather decrease recombinative losses.

### 3.2. Open circuit voltage

The two-diode model:

$$j(V) = j_{ph} + j_{01} \left[ \exp\left(\frac{V - jR_s}{n_1 V_t}\right) - 1 \right] + j_{02} \left[ \exp\left(\frac{V - jR_s}{n_2 V_t}\right) - 1 \right] + \frac{V - jR_s}{R_p} \quad (4)$$

with thermal voltage  $V_t$ , global series resistance  $R_s$ , global parallel resistance  $R_p$ , and ideality factors  $n_1 = 1$  and  $n_2 = 2$  allows for a fast estimation of the open circuit voltage for given dark saturation current densities of emitter and base ( $j_{01} = j_{0e} + j_{0b}$ ) and other regions of the cell ( $j_{02}$ ) [15].

The presented cells feature an emitter ( $n^+$ ) with selective laser-overdoping ( $n^{++}$ ) underneath the front contact grid. The effective dark emitter saturation current density  $j_{0e}$  therefore depends on the fraction of the highly doped emitter areas and the

recombination properties of the respective emitter doping profiles. An area weighted summation of the  $j_{0e}$  values extracted from lifetime samples (assumed  $j_{0met}$  underneath the front grid is  $600 \text{ fA/cm}^2$  [16]),  $j_{0e} = 1/A_{cell} \sum i A_i j_{0e,i}$  with  $i \in \{n^+, n^{++}, met\}$ , yields an effective  $j_{0e}$  of  $160 \text{ fA/cm}^2$  for the screen printed front contact (width of laser-doped area:  $180 \mu\text{m}$ , line spacing:  $2.2 \text{ mm}$ ) and  $150 \text{ fA/cm}^2$  for the dispensed front contact (width of laser-doped area:  $100 \mu\text{m}$ , line spacing:  $1.8 \text{ mm}$ ).

Rear surface recombination velocities of  $\sim 160 \text{ cm/s}$  are estimated with the analytical model *Pitchmaster* [17,5] for all three cells—the narrower LFC spacing used for the Cz-Si device compensates a reduced local SRV at the passivated surface and at the LFC that originates from the lower doping level. The corresponding base dark saturation current densities  $j_{0b}$  are  $260 \text{ fA/cm}^2$  for cell 1 with Cz-Si base material (annealed) and  $79 \text{ fA/cm}^2$  for cells 2 and 3 with FZ-Si base material when  $1 \text{ ms}$  and  $700 \mu\text{s}$  bulk carrier lifetime are assumed respectively (only intrinsic bulk recombination).

After adjusting the two-diode model to the measured current-voltage data of the cells, the expected gain in open circuit voltage for deactivated emitter ( $j_{0e} = 0$ ) or base/rear ( $j_{0b} = 0$ ) recombination is calculated (see Fig. 4). These values are a measure for the impact of emitter and base recombination on  $V_{oc}$  and allow for an identification of the most dominating contribution. Especially for cell 1 (Cz-Si, annealed),  $j_{0e}$  has a small impact, only  $11 \text{ mV}$  improvement are expected for ideal emitter properties. Thus, a reduction of the effective rear surface recombination velocity should be in the focus of future investigations, this would simultaneously reduce short circuit current losses. After light induced degradation,  $j_{0b}$  of cell 1 increases to  $460 \text{ fA/cm}^2$ , thus base/rear recombination dominate even more. In contrast, for the higher doped FZ-Si, emitter recombination dominates over bulk and rear surface recombination leading to the conclusion that an increased base doping is beneficial for open circuit voltage. For Cz-Si after light induced degradation, the *Pitchmaster* model predicts an optimum bulk resistivity of  $0.7 \Omega \text{ cm}$  for  $[O_i] = 6 \cdot 10^{17} / \text{cm}^3$  (see also Section 4).

### 3.3. Fill factor

This section focuses on the influence of series resistance on fill factor, the impact of injection dependent recombination properties and other pFF related losses are not evaluated.

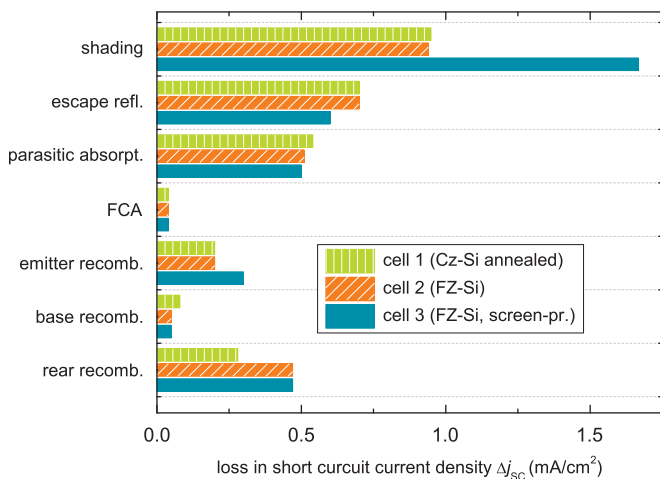


Fig. 3. Impact of different loss mechanisms on  $j_{sc}$ . For the investigated cells, the absolute impact on cell efficiency is given by  $\Delta\eta \approx \Delta j_{sc} / 2\%_{abs} / (\text{mA/cm}^2)$ .

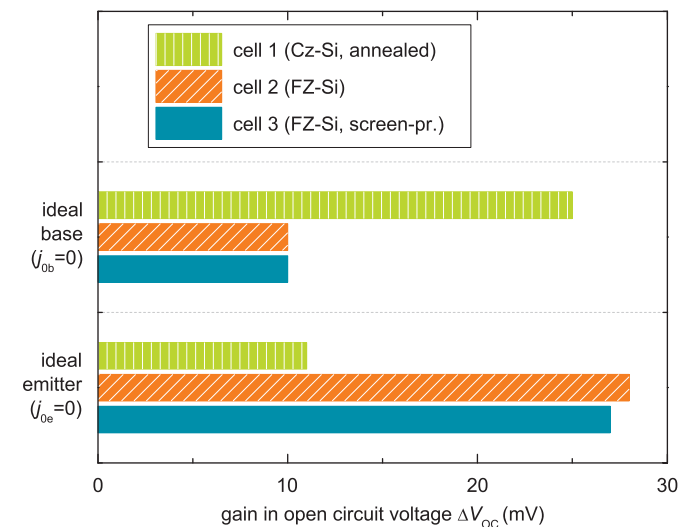


Fig. 4. Gain in open circuit voltage estimated with the two-diode model for either deactivated emitter ( $j_{0e} = 0$ ) or base/rear ( $j_{0b} = 0$ ) recombination.

3.3.1. Front contact

The measured contact resistivity, emitter sheet resistance and line resistivity values given in Table 2 are used for analytical modelling of the front contact series resistance  $R_{ser,front}$  [18]. A negligible contribution is assumed for the rear n-type busbar. Summation of the different area-weighted contributions of the emitter ( $R_{ser,em}$ ), contact resistance ( $R_{ser,con}$ ), front grid ( $R_{ser,line}$ ) and via ( $R_{ser,via}$ ) yields the total lumped series resistance contribution  $R_{ser,front}$  of the n-type contact.

Besides a decrease in shading, fine grid lines allow for smaller line spacing resulting in reduced emitter series resistance  $R_{ser,em}$ . For the screen printed grid with 2.2 mm line spacing, the emitter contributes  $0.31 \Omega \text{ cm}^2$  to the series resistance (see Fig. 7). This value decreases to  $0.25 \Omega \text{ cm}^2$  for the dispensed grid with 1.8 mm line spacing. Additionally, the increased cross-section area of the dispensed finger lines reduces the contribution of the grid resistance  $R_{ser,line}$  from  $0.11 \Omega \text{ cm}^2$  to  $0.05 \Omega \text{ cm}^2$ . Both advantages, reduced emitter and grid resistance, are compensated by an increased specific contact resistance  $R_{ser,con}$  caused by process deviations during the dispensing of the grid. The vias of the presented cells add less than  $0.01 \Omega \text{ cm}^2$  to the series resistance. In total, the lumped series resistance of the n-type contact including the emitter adds up to  $R_{ser,front} = 0.55 \Omega \text{ cm}^2$  for both metallisation technologies.

3.3.2. Lateral transport in the base

Since the n-type contact area is located at the rear of an MWT cell, parts of the p-type bulk are not directly connected to the aluminium contact. The presented cells feature continuous n-type busbars at the rear side that allow for a two-dimensional calculation of the related series resistance losses. For this purpose, a network model is implemented accounting for the distributed nature of the MWT related series resistance contribution. The simulated cell area is displayed in Fig. 5(a). Fig. 5(b) shows the result of an exemplary spatially resolved simulation of the voltage drop caused by the lateral transport of majority carriers in the base area above the rear n-type contact.

This voltage drop is critical for analytical modelling of the MWT related series resistance contribution since typically constant current injection at the front surface is assumed. This might not hold for strong deviations from the maximum power point voltage across the n-type contact area. To investigate the impact of these local voltage variations, the lumped series resistance is determined with the network model at two different operating points,  $V=0$  and  $V=V_{MPP}$  by analysing the total power loss. As the network includes two-diode models for each node, current generation at  $V_{MPP}$  operation is reduced for locally increased voltages. Fig. 6 shows the correlation between MWT specific fill factor losses and the gap width  $d_{BB}$  of the p-type metallisation for the specified voltage levels. A significant impact of reduced generation above the rear n-type contact is only visible for  $d_{BB} > 4$  mm enabling the use of an analytic model for  $R_S$  calculation.

An analytical formula based on a model proposed by Clement et al. [19] allows for fast approximation of the lateral series resistance contribution  $R_{S,base,lat}$  in the p-type base of MWT cells

( $\rho$ : resistivity,  $d_{Si}$ : thickness)

$$R_{S,base,lat} = C_{BB} \frac{\rho d_{BB}^2}{12 d_{Si}} + C_{edge} \frac{\rho d_{edge}^2}{3 d_{Si}} \tag{5}$$

where  $d_{edge}$  denotes the distance from wafer edge to p-type metallisation (see Fig. 5(a)). The dimensions  $d_{BB}$  and  $d_{edge}$  are directly linked to the area fractions  $C_{BB} = n_{BB} d_{BB} / d_{cell}$  ( $n_{BB}$ : number of busbars) and  $C_{edge} = 4 d_{edge} / d_{cell}$  ( $d_{cell} = 125$  mm). For relevant gap widths of around 3 mm, the estimation with Eq. (5)

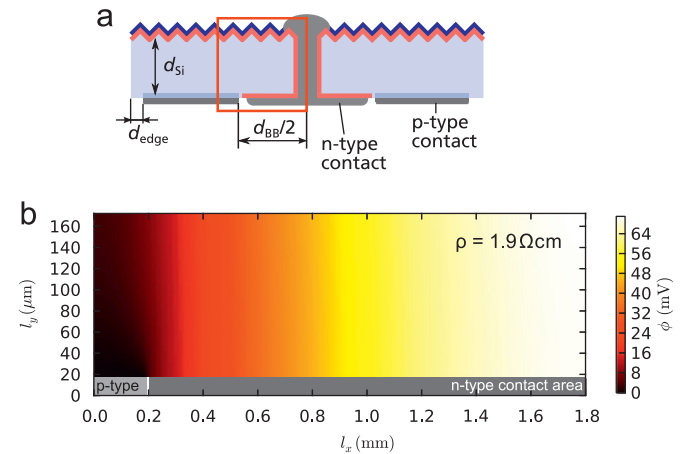


Fig. 5. (a) Cross section of an MWT structure used for resistor network modelling. (b) Spatially resolved potential close to the rear n-type contact (rectangle in cross section). Data is calculated with ngspice (<http://ngspice.sourceforge.net>) for  $\rho = 1.9 \Omega \text{ cm}$  using a resistor and two-diode network model with homogeneous current generation at the front.

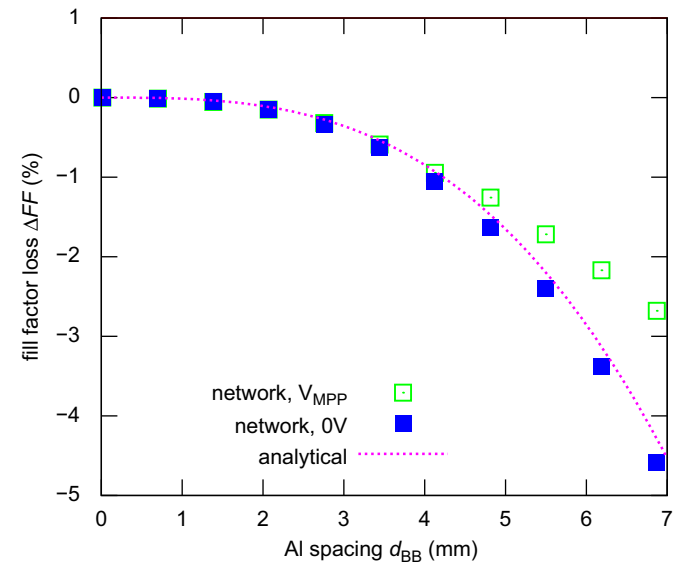


Fig. 6. Exemplarily calculated impact of Al spacing  $d_{BB}$  on fill factor  $FF$  for  $n_{BB} = 3$ ,  $\rho = 1.9 \Omega \text{ cm}$  and  $160 \mu\text{m}$  substrate thickness. The  $FF$  loss resulting from Eq. (5) is compared to the results of the network model at two different operating points ( $V=0$  and  $V=V_{mpp}$ ,  $\Delta FF$  is calculated from  $R_S$ ).

Table 2 Properties of the front contact. The increased specific contact resistivity of cell 1 and 2 is caused by unexpected process deviations during the dispensing of the grid.

Cell no.	Front contact	Finger width ( $\mu\text{m}$ )	Line spacing (mm)	Width of highly doped area ( $\mu\text{m}$ )	$R_{sh}$ of highly doped area ( $\Omega/\text{sq.}$ )	Sp. contact resistivity ( $\text{m}\Omega \text{ cm}^2$ )	Em. sheet resistance ( $\Omega/\text{sq.}$ )	Line resistivity ( $\Omega/\text{m}$ )
1, 2	Dispensed	60	1.8	100	18	7.7	95	11
3	Screen-printed	90	2.2	180	20	4.9	95	32

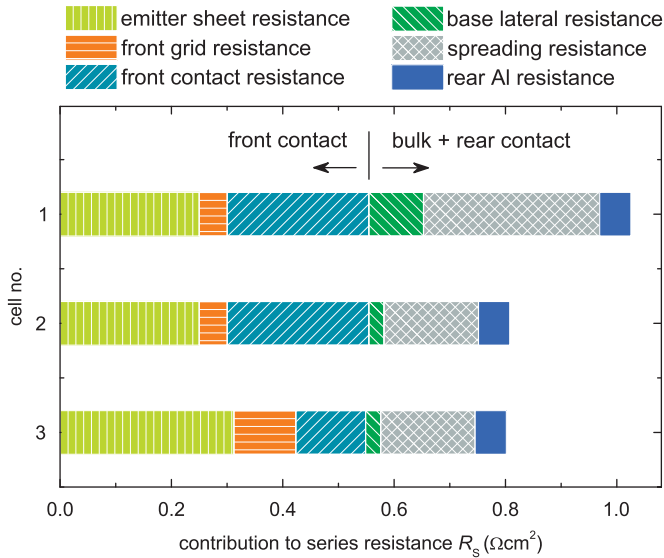


Fig. 7. Series resistance contributions for the presented cells calculated from measured data.

reasonably agrees with the numerical calculations using the network simulation (see Fig. 6). Thus, analytical modelling of the lateral transport in the bulk is possible with an estimated error below 10% for continuous rear busbars and will therefore be used for the calculations within this section.

The analytical model *Pitchmaster* [17] enables an estimation of the series resistance contribution of local rear contacts (laser fired contacts, LFC). Values of  $0.29 \Omega \text{ cm}^2$  and  $0.15 \Omega \text{ cm}^2$  are calculated for the Cz-Si (cell 1) and FZ-Si base material (cell 2 and 3) respectively. Together with the MWT and edge related series resistance according to Eq. (5) as well as a contribution of  $0.06 \Omega \text{ cm}^2$  by lateral transport in the rear Al layer, a lumped series resistance of  $0.47 \Omega \text{ cm}^2$  (Cz-Si) and  $0.25 \Omega \text{ cm}^2$  (FZ-Si) is estimated for the p-type contact.

### 3.3.3. Total series resistance

The total series resistance (p- and n-type contact, see Fig. 7) corresponds to a loss in fill factor of  $5.6\%_{\text{abs}}$  (cell 1) and  $4.4\%_{\text{abs}}$  (cell 2 and 3). Thus, nearly the full observed difference  $pFF - FF$  (see Table 1) is explained by solely analytical calculations. The remaining gap of less than  $0.5\%_{\text{abs}}$  might originate from an underestimation of lateral majority carrier transport losses [20] and an interaction between MWT-related and LFC-related series resistance losses. Nevertheless, the impact of MWT specific effects on series resistance is quite small even for a continuous n-type busbar. Future optimisation should focus on the reduction of front contact resistance and an optimisation of the geometry of the local base contacts for decreased spreading resistance contribution.

## 4. Efficiency potential

The presented solar cells with Cz-Si base material and dispensed front grid show a stable conversion efficiency of 19.7% after 36 h of illumination at 0.6 suns. This value is already close to the maximum achievable value of 20% predicted for boron-doped Cz-Si by Glunz et al. [21]. However, the prediction was made for conventional H-pattern solar cells, a higher stabilised efficiency level is expected for MWT solar cells with boron-doped Cz-Si base material.

We use the tool *Pitchmaster* [17] for analytical device modelling to estimate achievable conversion efficiencies for MWT-PERC devices with improved cell properties. The parameters of the model are adjusted to the values of cell 1 (Cz-Si, dispensed front contact) presented in the previous section leading to a consistent reproduction of the measured IV characteristics. The properties of this base model are then adjusted step by step in the following. Fig. 8 shows the expected increase in conversion efficiency.

The first and most obvious improvement is an adaption of the rear n-type contact geometry to small solder islands instead of continuous busbars. Due to the significantly decreased area fraction of the n-type contacts, a reduction of  $R_s$  by  $0.07 \Omega \text{ cm}^2$  is expected. This leads to an increase in efficiency of  $\sim 0.1\%_{\text{abs}}$ . Further advancements in emitter diffusion are expected to decrease  $j_{0e}$  to  $100 \text{ fA/cm}^2$  and simultaneously improve the blue response ( $\Delta j_{\text{SC,emitter}} = 0.2 \text{ mA/cm}^2$ ). Again, the model predicts an increase of  $\sim 0.1\%_{\text{abs}}$  in efficiency. As the shading of the dispensed grid is already on a low level, a reduction of only 10% in line width is assumed. In contrast, a large decrease in effective contact resistivity of 35% is assumed due to further optimisation of the dispensing process and advancements in silver paste composition. An increase in efficiency of  $\sim 0.2\%_{\text{abs}}$  results from this front contact optimisation. Another  $\sim 0.2\%_{\text{abs}}$  are added for improved rear surface passivation with  $S_{\text{pass}} = 10 \text{ cm/s}$  (for  $\rho = 1.8 \Omega \text{ cm}$ ) in the passivated area between the local base contacts and 20% reduced recombination at the local contacts. In total, an increase of  $\sim 0.6\%_{\text{abs}}$  is expected for the MWT-PERC structure due to technological progress resulting in  $\eta = 20.3\%$  after light-induced degradation ( $[O_i] = 6 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ ). Due to synergistic effects of the varied parameters, the conversion efficiency in the annealed state (i.e. with deactivated boron-oxygen-related recombination) is expected to increase to 20.9%.

In addition to technological improvements, an adaption of the base material is beneficial. For Cz-Si, boron-oxygen-related recombination increases with heavier base doping. Nevertheless, a decrease of the base resistivity to  $0.7 \Omega \text{ cm}$  causes an efficiency increase of  $\sim 0.2\%_{\text{abs}}$  to  $\eta = 20.5\%$  in the degraded state with fully activated boron-oxygen complexes. More advanced magnetically assisted Czochralski growth processes allow for significantly decreased oxygen concentration [22] and therefore show even smaller optimum bulk resistivity. When an interstitial oxygen concentration of  $3 \times 10^{17} / \text{cm}^3$  is assumed for such mCz material,

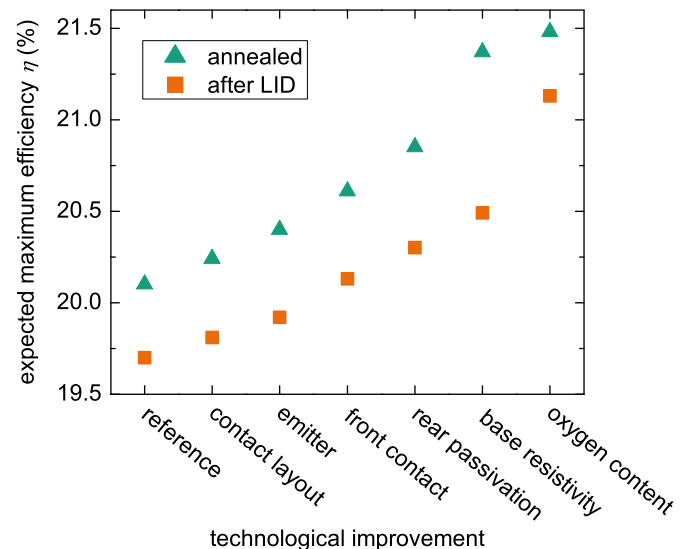


Fig. 8. Conversion efficiency calculated with *Pitchmaster* for expected technological improvements.

the model predicts an impressive increase in conversion efficiency of another  $\sim 0.6\%_{\text{abs}}$  for  $\rho = 0.5 \Omega \text{ cm}$ . This corresponds to  $\eta = 21.1\%$  after light-induced degradation. For fully deactivated boron-oxygen related recombination, the estimated conversion efficiency reaches 21.5%. These calculations highlight the huge efficiency potential of solar cells fabricated from p-type Cz-Si material.

## 5. Conclusion

In this paper, major loss mechanisms of highly efficient MWT-PERC solar cells are identified. This allows for specific future optimisation of the most relevant technologies. A quantitative quantum efficiency analysis based on measured data as well as numerical simulations is carried out to extract the miscellaneous short circuit current losses. Pure analytic modelling of MWT specific bulk series resistance contributions is verified by a network model. For the technologically relevant geometries and base resistivities, the deviation of the analytic formula from simulated data is below 10%. Combined with other analytic models, nearly the full observed difference  $pFF - FF$  of the investigated cells is explained by solely analytical calculations. In the last section, a prediction of maximum achievable conversion efficiencies for p-type Cz-Si solar cells based on estimated technological improvements is presented. For boron-doped Cz-Si with  $[O_i] = 6 \times 10^{17} / \text{cm}^3$  and  $\rho = 0.7 \Omega \text{ cm}$ , efficiencies of 20.5% are expected after light-induced degradation. Magnetic Cz-Si should allow for  $> 21\%$  while the maximum achievable conversion efficiency without boron-oxygen related recombination is  $\sim 21.5\%$ .

## Acknowledgements

The authors acknowledge the support of all co-workers at Fraunhofer ISE and the partial funding of this work by the German Federal Ministry for the Environment, Nature Conservation and Nuclear Safety (BMU) under Contract no. 0329849B and by the German Federal Ministry of Education and Research (BMBF) under Contract no. 03SF0335D.

## References

- [1] E. van Kerschaver, R. Einhaus, J. Szlufcik, et al., A novel silicon solar cell structure with both external polarity contacts on the back surface, in: Proceedings of the 2nd World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, Vienna, Austria, 1998, pp. 1479–1482.
- [2] K. Meyer, M. Menkoe, H.-J. Krokoszinski, et al. Mwt cells with al-bsf on cz silicon with efficiencies up to 19.4%, in: Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Hamburg, Germany, 2011, pp. 984–988.
- [3] L.M. Augustin, M.N.v.d. Donker, H. Scholten, et al., Mass production and field performance of durable metal-wrap-through integrated back contact foil based “sunweb” modules, in: Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Hamburg, Germany, 2011, pp. 3113–3116.
- [4] J. Wu, R. Zhu, X. Meng, et al., 19.2% efficient h-patterned mono silicon metal wrap through solar cells, in: Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Hamburg, Germany, 2011, pp. 1004–1007.
- [5] E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, M. Pospischil, et al., 20% efficient passivated large-area metal wrap through solar cells on boron-doped cz-silicon, IEEE Electron Device Letters 32 (12) (2011) 1719–1721.
- [6] M. Pospischil, K. Zengerle, J. Specht, et al., Investigations of thick-film-paste rheology for dispensing applications, in: Proceedings of the 1st International Conference on Silicon Photovoltaics, Freiburg Germany, 2011, pp. 449–454.
- [7] A.W. Blakers, Shading losses of solar-cell metal grids, Journal of Applied Physics 71 (10) (1992) 5237–5241.
- [8] U. Jäger, B. Thaidigsmann, M. Okanovic, et al., Quantum efficiency analysis of highly doped areas form selective emitter solar cells, in: Proceedings of the 1st International Conference on Silicon Photovoltaics, Freiburg, Germany, 2011, pp. 193–199.
- [9] B. Thaidigsmann, A. Wolf, F. Clement, et al., Combining the advantages of wrap through metallization and rear surface passivation into industrial MWT-PERC devices, in: Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Valencia, Spain, 2010, pp. 2227–2230.
- [10] B. Thaidigsmann, A. Wolf, D. Biro, Accurate determination of the iqe of screen printed silicon solar cells by accounting for the finite reflectance of metal contacts, in: Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Hamburg, Germany, 2009, pp. 2056–2059.
- [11] M.A. Green., Silicon Solar Cells: Advanced Principles and Practice, Centre for Photovoltaic Devises and Systems UNSW, Sydney, Australia, 1995.
- [12] B. Fischer, M. Keil, P. Fath, et al., Scanning iqe-measurement for accurate current determination on very large area solar cells, in: Proceedings of the 29th IEEE Photovoltaics Specialists Conference, New Orleans, Louisiana, USA, 2002, pp. 454–457.
- [13] Synopsys. Sentaurus device, <<http://synopsys.com/tools/tcad/devicesimulation/pages/sentaurusdevice.aspx>>.
- [14] J. Greulich, N. Wöhrle, M. Glatthaar, et al., Optical modeling of the rear surface roughness of passivated silicon solar cells, in: Proceedings of the 2nd International Conference on Silicon Photovoltaics, Leuven, Belgium, 2012.
- [15] K.R. McIntosh, Lumps, Humps and Bumps: Three Detrimental Effects in the Current-Voltage Curve of Silicon Solar Cells. Dissertation, University of New South Wales, 2001.
- [16] T. Fellmeth, A. Born, A. Kimmerle, et al., Recombination at metal-emitter interfaces of front contact technologies for highly efficient silicon solar cells, in: Proceedings of the 1st International Conference on Silicon Photovoltaics, Freiburg, Germany, 2011, pp. 115–121.
- [17] A. Wolf, D. Biro, J.-F. Nékarda, et al., Comprehensive analytical model for locally contacted rear surface passivated solar cells, Journal of Applied Physics 108 (124510) (2010) 1–13.
- [18] T. Fellmeth, J. Greulich, F. Clement, et al., submitted for publication.
- [19] F. Clement, M. Menkoe, T. Kubera, et al., Industrially feasible multi-crystalline metal wrap through (MWT) silicon solar cells exceeding 16% efficiency, Solar Energy Materials and Solar Cells 93 (6–7) (2009) 1051–1055.
- [20] T. Fellmeth, S. Fritz, M. Menkoe, et al., Development of crystalline silicon based metal wrap through (MWT) solar cells for low concentrator (2–30x) applications, in: Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Hamburg, Germany, 2009, pp. 711–716.
- [21] S.W. Glunz, J. Benick, D. Biro, et al., N-type silicon - enabling efficiencies  $> 20\%$  in industrial production, in: Proceedings of the 35th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, Honolulu, Hawaii, USA, 2010, pp. 50–56.
- [22] K. Hoshi, N. Isawa, T. Suzuki, et al., Czochralski silicon crystals grown in a transverse magnetic field, Journal of the Electrochemical Society 132 (3) (1985) 693–700.

## A.9 Ansätze zur industriellen Herstellung (2012)

### Veröffentlichung (Fachzeitschrift mit Peer-Review)

B. Thaidigsmann et al. „The Path to Industrial Production of Highly Efficient Metal Wrap Through Silicon Solar Cells“. In: *Green* 2.4 (2012), S. 171–176. ISSN: 1869-876X. DOI: 10.1515/green-2012-0008

### Kurzzusammenfassung

In dieser Veröffentlichung werden großflächige, passivierte Metal Wrap Through (MWT)-Solarzellen mit Cz-Silizium (Cz-Si)-Basismaterial präsentiert. Neben fortschreitenden Verbesserungen in der Solarzelleneffizienz wird die industrielle Umsetzbarkeit des Herstellungsprozesses behandelt. Drei unterschiedliche Basismaterialien werden zur Zellherstellung verwendet und verglichen: herkömmliches Bor-dotiertes Cz-Si, Gallium-dotiertes Cz-Si und magnetisch gezogenes Bor-dotiertes Cz-Si. Das mittels Schablonendruck erzeugte Vorderseitenkontaktgitter weist ein verbessertes Breite-zu-Höhe-Verhältnis sowie erhöhte Fingerhomogenität auf und verringert so die Serienwiderstandsverluste. Die präsentierte Solarzellenstruktur ermöglicht eine Verringerung des Silberverbrauchs um 30 %. Die Maximaleffizienz, die mit magnetisch gezogenem Cz-Si-Basismaterial mit einer Kantenlänge von 156 mm erreicht wurde, liegt bei 20,2 % im ausgeheilten Zustand (unabhängig bestätigt).

### Beiträge der einzelnen Autoren

Eigenanteil	Versuchsplanung, Charakterisierung, Auswertung der Ergebnisse, Verfassen des Veröffentlichungstextes
M. Linse	Versuchsdurchführung, Untersuchung des Schablonendrucks
R. Preu	Anregung zur Berechnung des Silberverbrauchs
übrige Koautoren	Diskussion der Versuchsplanung und der Ergebnisse



Benjamin Thaidigsmann\*, Michael Linse, Andreas Wolf, Florian Clement, Daniel Biro and Ralf Preu

# The Path to Industrial Production of Highly Efficient Metal Wrap Through Silicon Solar Cells

**Abstract:** This work presents large-area metal wrap through (MWT) solar cells with passivated surfaces made from Czochralski grown silicon (Cz-Si). Besides further improvement in conversion efficiency, the paper addresses industrial applicability of the fabrication process and technology. Three different base materials are compared – conventional boron-doped Cz-Si, gallium-doped Cz-Si and boron-doped magnetically cast Cz-Si (mCz-Si). Stencil printing is applied for front contact formation resulting in increased aspect ratio and finger homogeneity and thus low series resistance losses. Regarding material consumption, the presented cells allow for a reduction of silver usage by 30%. The peak efficiency for cells made from mCz-Si with an edge length of 156 mm is 20.2% (confirmed) in the annealed state.

**Keywords:** silicon, solar cell, metal wrap through (MWT), PERC, stencil printing

**PACS® (2010).** 88.40.H-

---

\*Corresponding author: Benjamin Thaidigsmann: Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, Heidenhofstr. 2, 79110 Freiburg, Germany

E-mail: benjamin.thaidigsmann@ise.fraunhofer.de

**Michael Linse:** Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, Heidenhofstr. 2, 79110 Freiburg, Germany

**Andreas Wolf:** Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, Heidenhofstr. 2, 79110 Freiburg, Germany

**Florian Clement:** Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, Heidenhofstr. 2, 79110 Freiburg, Germany

**Daniel Biro:** Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, Heidenhofstr. 2, 79110 Freiburg, Germany

**Ralf Preu:** Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, Heidenhofstr. 2, 79110 Freiburg, Germany

---

## 1 Introduction

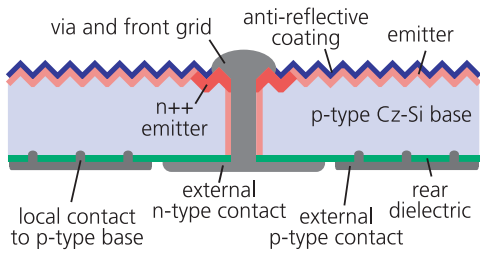
The combination of surface passivation (PERC) [1] and the MWT structure [2] results in the **metal wrap through passivated emitter and rear cell (MWT-PERC)** [3] and is a promising candidate for large-scale production of highly

efficient photovoltaic devices with various synergistic effects [4]. A simplified structure with reduced process complexity was introduced as **high-performance metal wrap through (HIP-MWT) cell** [5]. Compared to conventional H-pattern solar cells with surface passivation, HIP-MWT devices require only one additional process step and are therefore well suited for cost-optimised production of MWT-PERC solar cells. Solar cells with a conversion efficiency exceeding 20% based on the HIP-MWT structure were presented last year [5]. Although already aiming at an industrially applicable process sequence, the cells have been made from rather costly float-zone silicon (FZ-Si) with an edge length of 125 mm. Moreover, the devices showed a slightly increased second diode dark saturation current  $j_{02}$  due to non-optimal treatment of the vias after laser drilling. Within this work, an adapted process sequence is used to ensure full removal of the laser induced damage in the vias. All cells are made from Cz-Si with an edge length of 156 mm.

## 2 Approach

### 2.1 Solar Cell Processing

Three different kinds of Cz-Si substrates, namely B-doped Cz-Si, Ga-doped Cz-Si and B-doped magnetically cast Cz-Si (mCz-Si), are processed to HIP-MWT solar cells (see Figure 1) using industrial equipment. Vias are drilled with an infrared disc laser equipped with a galvanometer scanner. Due to process availability reasons, a thermally grown thick silicon oxide is used as a mask during alkaline texturing as well as emitter diffusion and is removed together with the phosphorus silicate glass layer after emitter formation. For industrial realisation, this mask might be replaced by either a temperature stable passivation layer [6], a printed diffusion barrier [7] or single side texturing/polishing approaches [8, 9]. A laser-doped selective emitter structure improves blue response and allows for low contact resistance [10, 11]. Both front and rear are passivated by a thin thermally grown SiO<sub>2</sub> layer [12]. After deposition of dielectric capping layers on both



**Fig. 1:** Structure of the Cz-Si p-type HIP-MWT solar cells presented in this paper. The front side features a selective emitter structure, the screen printed rear Al layer is locally alloyed to the base by means of the laser fired contact technology. Front and rear are passivated simultaneously by a thin thermally grown silicon oxide layer.

front and rear surface by means of plasma enhanced chemical vapour deposition, the rear contact including n- and p-type solder pads is screen printed and the front contact is created by stencil printing [13] subsequently followed by contact firing in a conveyor belt furnace. Laser fired contacts [14] connect the rear Al layer to the p-type base. A final forming gas anneal in an inline walking string furnace [15] ensures fully annealed conditions of the device during current-voltage measurement.

## 2.2 Base Material

The series resistance contributions caused by the front contact including the emitter layer as well as the rear Al layer are independent from bulk resistivity. In contrast, spreading resistance and MWT-related series resistance benefit from decreased bulk resistivity [16]. On the other hand, both Auger recombination and boron-oxygen-related recombination increase with heavier base doping. Thus, the optimum base doping is a trade-off between

series resistance and recombination losses. Based on a typical interstitial oxygen concentration of  $[O_i] \leq 6 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ , values of around  $1 \text{ } \Omega\text{cm}$  or less are identified as being ideal for PERC-type solar cells [17]. Nevertheless, Cz-Si with a bulk resistivity of  $\rho \approx 2.5 \text{ } \Omega\text{cm}$  is used within this experiment representative for typical commercially available material. Gallium-doped Cz-Si and boron-doped mCz-Si [18] are promising candidates for solar cells without or at least with significantly reduced light-induced degradation. Therefore, industrially available Ga-doped Cz-Si and B-doped mCz-Si are processed in parallel to the conventional Cz-Si, allowing for direct comparison.

## 3 Results

### 3.1 Current-Voltage Data

All cells are measured directly after processing using an industrial cell tester equipped with an MWT vacuum chuck [19]. Table 1 shows the relevant  $I-V$  parameters for the best cell of each group and the corresponding median values. The impressively small deviation within each group demonstrates the reproducibility and robustness of the fabrication process.

Auger recombination decreases with lower base doping, thus an increased short circuit current density  $j_{sc}$  is expected in the annealed state for the lowly doped conventional Cz-Si. The fabricated cells do not confirm this dependence but show similar  $j_{sc}$  values independent from the base material. This might originate from material defects or impurities within the Cz-Si. Luminescence imaging revealed ring-like structures [20] before and after oxidation that are attributed to low material quality.

Material	$\rho$ $\Omega\text{cm}$		$j_{sc}$ $\text{mA}/\text{cm}^2$	$V_{oc}$ $\text{mV}$	$FF$ $\%$	$pFF$ $\%$	$\eta$ $\%$	$\eta$ (CalLab*) $\%$
B-doped Cz-Si	~2.5	median (13)	39.2	649	76.7	83.0	19.5	
		<i>best cell</i>	39.3	650	76.7	83.0	19.6	19.6*
Ga-doped Cz-Si	1.2	median (11)	39.2	658	76.5	82.4	19.6	
		<i>best cell</i>	39.2	658	76.6	82.4	19.7	19.9*
B-doped mCz-Si	0.9	median (10)	39.2	660	77.9	83.3	20.1	
		<i>best cell</i>	39.2	661	78.0	83.4	20.2	20.2*

\* Measurement by Fraunhofer ISE CalLab PV Cells

**Table 1:**  $I-V$  parameters of the HIP-MWT solar cells for standard test conditions measured with an industrial cell tester in the annealed state, i.e. directly after processing. Cell area:  $239 \text{ cm}^2$ ; thickness: 160 to  $170 \text{ } \mu\text{m}$ . All cells feature solder pads for both n- and p-type contact.



As expected, the lowest series resistance and thus the lowest difference between pseudo fill factor  $pFF$  (free from series resistance contributions) and fill factor  $FF$  is achieved with heavily doped base material. In the case of gallium-doped Cz-Si, the wet thermal oxidation used to mask the rear side is expected to result in a depletion of dopants [21] at the rear side. This increases injection dependence as well as total rear surface recombination at the Si/SiO<sub>2</sub> interface and therefore lowers the pseudo fill factor. Quantum efficiency measurements at different bias light intensities confirm this assumption (see Figure 4). To overcome this issue, future experiments should not use thick thermally grown oxide layers as a barrier during texture and diffusion but PECVD-based approaches [6], printed diffusion masks [7] or wet chemical single side etching. An increase of the spreading resistance due to dopant depletion is not expected since the LFC contacts extend several ten micrometres into the bulk [22] – orders of magnitude deeper than the depleted area [21].

The built-in voltage rises with increasing base doping resulting in a maximum open circuit voltage  $V_{oc}$  of 661 mV for the mCz-Si base material. In total, the mCz-Si base material allows for the highest conversion efficiency  $\eta$ . The peak efficiency of 20.2% clearly demonstrates the possibility to fabricate highly efficient MWT-PERC devices from large-area Czochralski grown silicon wafers using industrial equipment.

### 3.2 Light Induced Degradation

Light-induced boron-oxygen-related recombination reduces the bulk carrier lifetime of conventional boron-doped Cz-Si and thus the total conversion efficiency [23]. Advanced materials such as boron-doped mCz-Si with lower oxygen content or Ga-doped Cz-Si allow for a significant reduction of this effect. Table 2 shows the impact of light induced degradation (LID) for each material.

The strongest impact of LID on cell performance is measured for conventional Cz-Si. The mCz-Si cells with a base resistivity of 0.9  $\Omega\text{cm}$  only show a drop of  $\Delta\eta = 0.3\%_{\text{abs}}$  for fully activated boron-oxygen related recombination. For the best cell, an impressive efficiency of 20.1% is measured by Fraunhofer ISE CalLab after 24 h of light soaking at 0.6 suns. The difference in LID of the conventional Cz-Si and the mCz-Si correlates with the supplier specification of the oxygen content that is  $[O_i] \leq 1.5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  for the conventional Cz-Si and  $[O_i] \leq 6.6 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  for the mCz-Si material. Due to the absence of boron in Ga-doped Cz-Si, this material does not show boron-oxygen related degradation. With these results in mind, the importance of using advanced materials to reduce or even eliminate LID becomes evident.

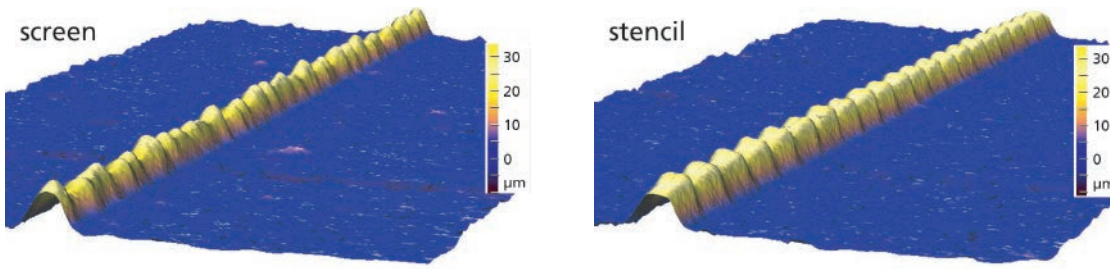
### 3.3 Silver Consumption

Silver consumption is responsible for a large fraction of cell production costs and should therefore be minimised [24]. Due to the difference in the n-type contact layout, MWT solar cells allow for reduced silver usage. The silver required for the p-type solder areas is expected to be equal for conventional H-pattern cells and MWT cells. Assuming a three busbar design with a busbar width of 1.5 mm compared to 27 n-type solder pads with an area of 3 mm<sup>2</sup> each for a typical MWT cell the silver saving is easily calculated. With a mass density of 8 g/cm<sup>3</sup> of the silver paste after firing and a height of busbar and pads of 10  $\mu\text{m}$ , a reduction of  $\sim 50 \text{ mg/cell}$  is expected for MWT solar cells with an edge length of 156 mm. This corresponds to  $\sim 30\%$  of the total silver amount of 150 mg to 200 mg typically used per cell.

Since the homogeneity of the fingers printed with an M-TeCK stencil is significantly increased compared to the screen printed grid lines (see Figure 2), the series resistance is reduced for the stencil printed grid. Thus, stencil

Material	resistivity $\rho$ $\Omega\text{cm}$	$\Delta j_{sc}$ $\text{mA}/\text{cm}^2$	$\Delta V_{oc}$ $\text{mV}$	$\Delta FF$ $\%_{\text{abs}}$	$\Delta pFF$ $\%_{\text{abs}}$	$\Delta \eta$ $\%_{\text{abs}}$
B-doped Cz-Si	$\sim 2.5$	$-0.4$	$-11$	$-1.2$	$-1.5$	$-0.8$
Ga-doped Cz-Si	$1.2$	$0$	$-1$	$+0.1$	$0$	$0$
B-doped mCz-Si	$0.9$	$-0.2$	$-7$	$-0.2$	$-0.2$	$-0.3$

**Table 2:** Impact of LID on  $I-V$  parameters measured using an industrial cell tester before and after light soaking at 0.2 suns for  $> 48$  hours. Out of each group, 3 to 4 cells are measured.

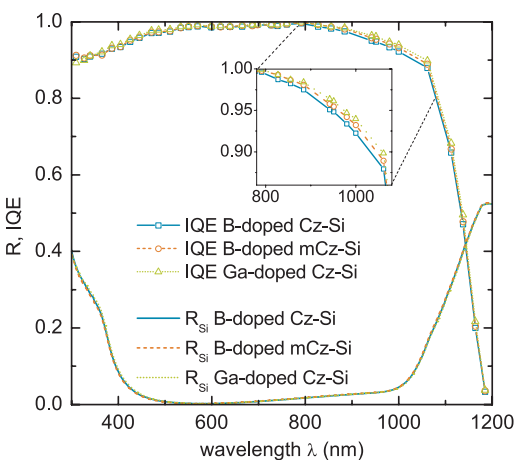


**Fig. 2:** Topology of a screen printed grid line (left) and a grid line printed with an M-TeCK stencil (right) measured using a confocal optical microscope.

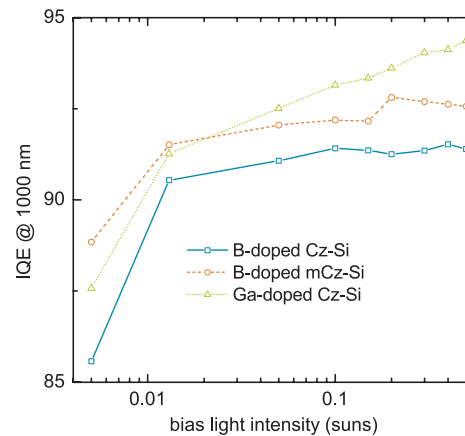
printing allows for even further reduction of the silver usage by adapting the finger width of the grid lines so that the line resistivity matches that of conventional screen printed grid lines. Printing of the front grid with a stencil is especially suited for MWT cells as the absence of wide busbars simplifies the design and increases the stability of the stencil.

### 3.4 Quantum Efficiency Analysis

Front reflectance  $R_{\text{Si}}$  and quantum efficiency data for one representative cell of each material after light soaking are shown in Figure 3. For long wavelengths, only a weak influence of the bulk material is visible. Effective diffusion lengths  $L_{\text{eff}}$  of 800  $\mu\text{m}$ , 1000  $\mu\text{m}$  and 1200  $\mu\text{m}$  are extracted from the IQE data for B-doped Cz-Si, B-doped mCz-Si and Ga-doped Cz-Si, respectively, by using the analytical fit procedure of Fischer [25]. These values explain the difference in median short circuit current



**Fig. 3:** Global differential internal quantum efficiency measured after light soaking. The front reflectance  $R_{\text{Si}}$  is calculated by linear extrapolation using reference data for the metallised area [26].



**Fig. 4:** Internal quantum efficiency at  $\lambda = 1000 \text{ nm}$  measured at different bias light intensities (after light soaking).

density  $j_{\text{sc}}$  of 38.7  $\text{mA}/\text{cm}^2$ , 39.0  $\text{mA}/\text{cm}^2$  and 39.1  $\text{mA}/\text{cm}^2$ , respectively, measured after light soaking.

As mentioned in section 3.1, dopant depletion during wet thermal oxidation is expected at the rear side of the Ga-doped Cz-Si cells. This increases rear surface recombination and injection dependence and is thus detrimental to the total conversion efficiency. Figure 4 shows the bias light dependent internal quantum efficiency that allows for an investigation of the injection dependent recombination effects for the different materials. The bias light dependence of the QE signal for Ga-doped Cz-Si is significantly stronger than for the boron-doped Si cells. This is probably a result of the above mentioned Ga depletion. The second oxidation process used to passivate front and rear is a short process in dry atmosphere and is not expected to cause harmful depletion.

## 4 Conclusion

Within this work, industrially available processes are used to fabricate highly efficient silicon solar cells. A peak

efficiency of 20.2% is reached for large-area HIP-MWT cells made from B-doped magnetically cast Cz-Si (mCz-Si). Three different base materials are compared and analysed regarding light induced degradation. After 24 h of light soaking, the best cell made from mCz-Si still shows an impressive conversion efficiency of 20.1%. Ga-doped Cz-Si allows for the fabrication of degradation free solar cells and is also a promising candidate for p-type solar cells with stable conversion efficiencies exceeding 20%. Due to process specific dopant depletion during thermal oxidation, the Ga-doped Cz-Si cells suffer from low  $pFF$  values. An adaption of the process sequence is expected to overcome this effect and to allow for higher conversion efficiencies. Concerning the cost of the manufacturing process, the presented cells show a major advantage – reduction of silver consumption by more than 50 mg/cell and accordingly 30% is expected for MWT solar cells with stencil printed front contacts compared to conventional solar cells with H-pattern front grid.

## Acknowledgements

The authors thank all colleagues in the PV-TEC for processing of the samples. The support of Christian Koenen GmbH is greatly acknowledged.

Received: July 3, 2012. Accepted: August 10, 2012.

## References

- [1] A. W. Blakers, A. Wang, A. M. Milne, J. Zhao, M. A. Green. 22.8% efficient silicon solar cell. *Appl Phys Lett*. 1989;55(13):1363–1365.
- [2] E. van Kerschaver, R. Einhaus, J. Szlufcik, J. Nijs, R. Mertens. A novel silicon solar cell structure with both external polarity contacts on the back surface. *Proc 2nd WCPEC*; 1998 6–10 July; Vienna, Austria.
- [3] F. Dross, E. van Kerschaver, C. Allebé, A. van der Heide, J. Szlufcik, G. Agostinelli, et al. Impact of rear-surface passivation on MWT performances. *Proc 4th WCPEC*; 2006 7–12 May; Hawaii, USA.
- [4] B. Thaidigsmann, A. Drews, T. Fellmeth, P. Saint-Cast, A. Wolf, F. Clement, et al. Synergistic effects of rear-surface passivation and the metal wrap through concept. *IEEE J Photovoltaics*. 2012;2(2):109–113.
- [5] B. Thaidigsmann, E. Lohmüller, U. Jäger, S. Mack, F. Lottspeich, A. Spribille, et al. Large-area p-type HIP-MWT silicon solar cells with screen printed contacts exceeding 20% efficiency. *Phys Status Solidi RRL*. 2011;5(8):286–288.
- [6] K. A. Münzer, M. Hein, J. Schöne, M. Hanke, A. Teppe, R. E. Schlosser, et al. Technical performance and industrial implementation in favour of centaurus technology. 2nd International Conference on Silicon Photovoltaics; 2012 3–5 April; Leuven, Belgium.
- [7] A. Spribille, F. Clement, D. Erath, J. Specht, D. Biro, R. Preu. Dispensing of etching paste and inkjetting of diffusion barrier for MWT solar cell processing. *Proc 25th EU PVSEC*; 2010 6–10 Sept; Valencia, Spain.
- [8] J. Horzel, A. Lorenz, E. Cornagliotti, A. Uruena, J. John, M. Izaaryene, et al. Development of Rear Side Polishing Adapted to Advanced Solar Cell Concepts. *Proc 26th EU PVSEC*; 2011 5–8 Sept; Hamburg, Germany.
- [9] G. Kästner, M. Zimmer, K. Birman, F. Souren, J. Rentsch, R. Preu. Single side polish etching for the rear side of crystalline silicon wafers. *Proc 25th EU PVSEC*; 2010 6–10 Sept; Valencia, Spain.
- [10] L. Ventura, A. Slaoui, J. C. Muller. Realization of selective emitters by rapid thermal and laser assisted techniques. *Proc 13th EU PVSEC*; 1995; Nice, France.
- [11] T. C. Röder, S. J. Eisele, P. Grabitz, C. Wagner, G. Kulushich, J. R. Köhler, et al. Add-on laser tailored selective emitter solar cells. *Prog Photovoltaics: Res Appl*. 2010;18:505–510.
- [12] S. Mack, U. Jäger, G. Kästner, E. A. Wotke, U. Belledin, A. Wolf, et al. Towards 19% efficient industrial PERC devices using simultaneous front emitter and rear surface passivation by thermal oxidation. *Proc 35th IEEE PVSC*; 2010 20–25 June; Honolulu, Hawaii, USA.
- [13] B. Heurtault, J. Hoonstra. Towards industrial applications of stencil printing for crystalline silicon solar cells *Proc 25th EU PVSEC*; 2010 6–10 Sept; Valencia, Spain.
- [14] E. Schneiderlöchner, R. Preu, R. Lüdemann, S. W. Glunz, G. Willeke. Laser-fired contacts (LFC). *Proc 17th EU PVSEC*; 2001 22–26 October 2001; Munich, Germany.
- [15] S. Mack, D. Scheffler, E. A. Wotke, D. Reinwand, S. Nold, C. Savio, et al. High capacity inline annealing for high efficiency silicon solar cells. *Proc 26th EU PVSEC*; 2011 5–9 Sept; Hamburg, Germany.
- [16] B. Thaidigsmann, J. Greulich, E. Lohmüller, S. Schmeißer, F. Clement, A. Wolf, et al. Loss analysis and efficiency potential of p-type MWT–PERC solar cells. *Sol Energ Mat Sol C*. 2012;106:89–94.
- [17] A. Wolf, D. Biro, J.-F. Nekkarda, S. Stumpp, A. Kimmerle, S. Mack, et al. Comprehensive analytical model for locally contacted rear surface passivated solar cells. *J Appl Phys*. 2010;108(124510): 1–13.
- [18] K. Hoshi, N. Isawa, T. Suzuki, Y. Ohkubo. Czochralski silicon crystals grown in a transverse magnetic field. *J Electrochem Soc*. 1985;132(3):693–700.
- [19] M. Glatthaar, J. Hohl-Ebinger, A. Krieg, M. Greif, L. Greco, F. Clement, et al. Accurative IV-measurement for back contact solar cells. *Proc 25th EU PVSEC*; 2010 6–10 Sept; Valencia, Spain.
- [20] J. Haunschild, J. Broisch, I. Reis, S. Rein. Quality control of czochralski grown silicon wafers in solar cell production using photoluminescence imaging. *Proc 26th EU PVSEC*; 2011 5–9 Sept; Hamburg, Germany.
- [21] A. S. Grove, O. Leistiko, C. T. Sah. Redistribution of acceptor and donor impurities during thermal oxidation of silicon. *J Appl Phys*. 1964;35(9):2695–2701.
- [22] J.-F. Nekkarda, M. Hörteis, F. Lottspeich, A. Wolf, R. Preu. Comparison of the three different metallization concepts

for LFC cells. Proc 25th EU PVSEC; 2010 6–10 Sept; Valencia, Spain.

- [23] J. Schmidt, A. Cuevas, S. Rein, S. W. Glunz. Impact of light-induced recombination centres on the current-voltage characteristic of Czochralski silicon solar cells. Prog Photovoltaics: Res Appl. 2001;9(4):249–255.
- [24] M. A. Green. Ag requirements for silicon wafer-based solar cells. Prog Photovoltaics. 2011 Dec;19(8):911–916.
- [25] B. Fischer, M. Keil, P. Fath, E. Bucher. Scanning IQE-measurement for accurate current determination on very large area solar cells. Proc 29th IEEE PVSC; 2002; New Orleans, Louisiana, USA.
- [26] B. Thaidigsmann, A. Wolf, D. Biro. Accurate determination of the IQE of screen printed silicon solar cells by accounting for the finite reflectance of metal contacts. Proc 24th EU PVSEC; 2009 21–25 Sept; Hamburg, Germany.

## Author biographies



Benjamin Thaidigsmann studied physics in Tübingen, Germany, and finished his diploma thesis on quantum efficiency analysis of crystalline silicon solar cells in 2009 at Fraunhofer ISE. Benjamin then started his Ph.D. dissertation with Fraunhofer ISE, focusing on the development and characteri-

zation of highly efficient metal wrap through silicon solar cells with surface passivation.



Michael Linse studied printing and media technologies at Stuttgart Media University and finished his bachelor thesis on advanced screen and stencil printing technologies for crystalline silicon collar cells in 2010 at Fraunhofer ISE. Since then Michael has been working as a

process engineer in the MWT Solar Cells and Printing Technology group at Fraunhofer ISE.



Andreas Wolf is head of the Thermal Processes and Passivated Solar Cells group at Fraunhofer ISE. He studied physics at the Technical University of Darmstadt and at the KTH Royal Institute of Technology in Stockholm. Andreas received his Ph.D. degree from the Leibniz

University of Hanover in 2007.



Florian Clement is head of the MWT Solar Cells and Printing Technology group at Fraunhofer ISE. He received his Ph.D. degree in 2009 from the University of Freiburg. Florian's research focuses on the development of pilot-line-processed MWT solar cells as well as on the develop-

ment and evaluation of printing technologies.



Daniel Biro is department head in the field of thermal, PVD and printing technology/industrial cell structures. He studied physics at the University of Karlsruhe and at UMASS Amherst, USA. He completed his Ph.D. thesis at the University of Freiburg in 2003. Daniel coordi-

nated the design and ramp-up of the Fraunhofer ISE production technology lab PV-TEC.



Ralf Preu is director of the Division for PV Production Technology and Quality Assurance at Fraunhofer ISE. He received a diploma degree in physics in 1996 from the University of Freiburg, Germany, and a Ph.D. degree in electrical engineering in 2000. Ralf also holds a

diploma degree in economics, which he was awarded by the University of Hagen in 2003.

## A.10 FTC: Ein neuartiges Konzept zur lokalen Kontaktausbildung (2013)

### Veröffentlichung (Fachzeitschrift mit Peer-Review)

B. Thaidigsmann et al. „Fire-through contacts—a new approach to contact the rear side of passivated silicon solar cells“. In: *Solar Energy Materials and Solar Cells* 108 (2013), S. 164–169. ISSN: 0927-0248. DOI: 10.1016/j.solmat.2012.09.029

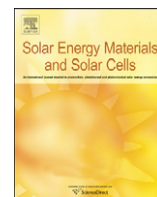
### Kurzzusammenfassung

In dieser Veröffentlichung wird ein neuartiges Konzept zur lokalen Rückseitenkontaktierung von passivierten Siliciumsolarzellen vorgestellt. Der sogenannte Fire-Through Contact (FTC)-Ansatz soll eine einfache Integration der Rückseitenpassivierung in typische Herstellungsverfahren ermöglichen. Neben der Rückseitenpassivierung wird keine zusätzliche Technologie benötigt, da der FTC-Ansatz ausschließlich auf herkömmlicher Drucktechnologie basiert. In dieser Veröffentlichung werden unterschiedliche Geometrien der durchfeuernden Kontakte sowie verschiedene Druckverfahren anhand von Lebensdauer- und Kontaktwiderstandsuntersuchungen bewertet. Mittels eines *PC1D*-Modells wird der Einfluss der Kontaktausbildung auf die Solarzelleneffizienz ermittelt. Abschließend wird die Integration der FTC-Kontaktierung in Metal Wrap Through (MWT)-Solarzellen präsentiert.

### Beiträge der einzelnen Autoren

Eigenanteil	Versuchsplanung, Auswertung, Modellierung, Verfassen des Veröffentlichungstextes
C. Kick	Versuchsdurchführung (Teststrukturen), Messungen
A. Drews	Versuchsdurchführung (MWT-Solarzellen)
F. Clement	Anregungen zur Auslegung der Druckparameter
A. Wolf	Diskussion der Ergebnisse und der Auswertung
D. Biro	Idee durchfeuernder Punktkontakte, Diskussion der Ergebnisse





## Fire-through contacts—a new approach to contact the rear side of passivated silicon solar cells

Benjamin Thaidigsmann\*, Christopher Kick, Andreas Drews, Florian Clement, Andreas Wolf, Daniel Biro

Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, Heidenhofstr. 2, D-79110 Freiburg, Germany

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received 27 June 2012

Received in revised form

18 September 2012

Accepted 21 September 2012

#### Keywords:

FTC

PERC

LFC

Passivation

Local contact

Screen printing

### ABSTRACT

In this work, we present a novel fire-through contact (FTC) approach for the formation of local rear contacts for rear surface passivated silicon solar cells. The FTC approach aims at an easy integration of rear surface passivation into typical production lines. Besides rear surface passivation, no new technology is required as FTC only relies on common printing equipment. In this work, different FTC contact geometries and printing approaches are investigated using lifetime and resistance measurements. A PC1D model is implemented to allow for a comparison of different FTC configurations on cell level. Finally, the integration of the FTC approach into metal wrap through solar cells is presented.

© 2012 Elsevier B.V. All rights reserved.

### 1. Introduction

Along with the strongly increasing interest in solar cells with passivated rear surface, industrially feasible rear contacting methods gain importance. Usually, the fabrication of PERC-type cells (passivated emitter and rear cell, [1]) requires laser processing or other structuring process steps for the creation of local rear contacts. Currently, laser processing is the most dominant approach for industrial application, either applied before metallisation [2–4] (i-PERC) or after contact firing [5,6] (laser fired contacts, LFC).

In this paper we present an easily scalable technology for contacting the rear side of PERC-type cells using solely printing technology. Analogous to the contact formation on the front side [7], local penetration of the dielectric layer during contact firing is the key aspect of this approach. For this purpose, a fire-through paste is printed locally on the top of the rear dielectric layer with a defined geometry. In a second step, a non-fire-through aluminium paste is printed on top, thus interconnecting the previously applied fire-through areas. Subsequently a high temperature process realises the contact formation.

With this novel FTC approach, one additional screen printing step substitutes local laser contact formation. This is beneficial for retrofitting of existing industrial Al-BSF-based production lines, as the printing based FTC method depends on a smaller number of

technologies and does not require laser expertise. Compared to previous fire-through approaches [8], an additional benefit of the FTC technology is the decoupling of contact formation and lateral conductivity, thus providing the possibility to manipulate the paste for local BSF formation or the contact geometry without affecting the properties of the overlying Al layer. Furthermore, the rear contact is established during the common contact firing process, thus – in contrast to previous approaches [9] – no high temperature process is necessary after application of the fire-through paste.

### 2. Experimental

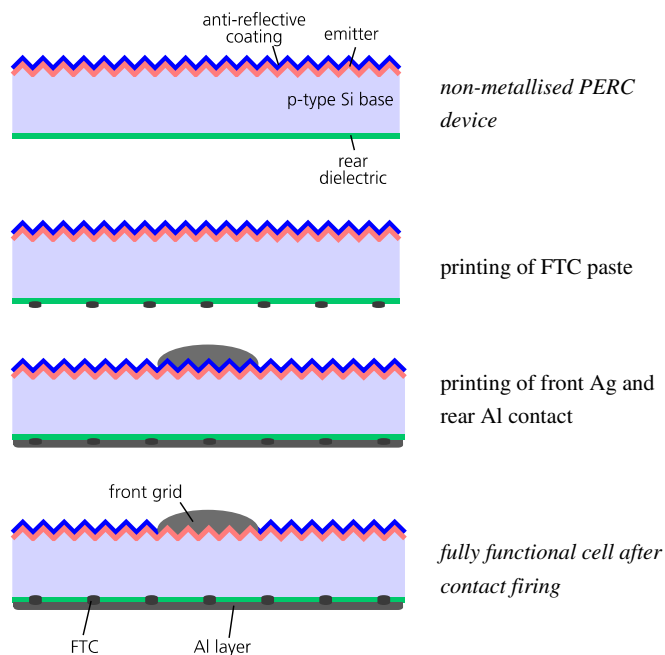
#### 2.1. Approach

The FTC approach is applicable to solar cell structures that comprise a rear surface passivation and a large-area p-type rear contact. For the deposition of the FTC structure as well as the overlying large-area metallisation, various technologies may be utilised. This work focuses on stencil and screen printing of the fire-through paste and screen printed large-area Al layers. Fig. 1 shows the intended process sequence for the FTC approach integrated into a typical PERC process sequence.

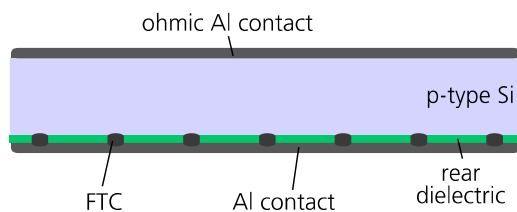
The following sections present a detailed investigation of fire-through structures regarding contact resistance and recombination using special test structures.

\* Corresponding author. Tel.: +49 761 4588 5045.

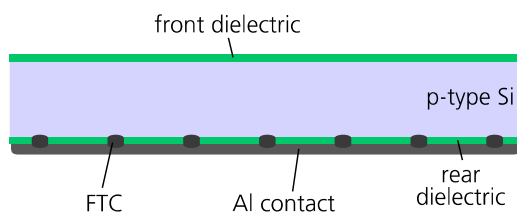
E-mail address: benjamin.thaidigsmann@ise.fraunhofer.de (B. Thaidigsmann).



**Fig. 1.** Process sequence for the fabrication of PERC devices with fire-through contacts (FTC).



**Fig. 2.** Resistance test structure for FTC resistance measurements.

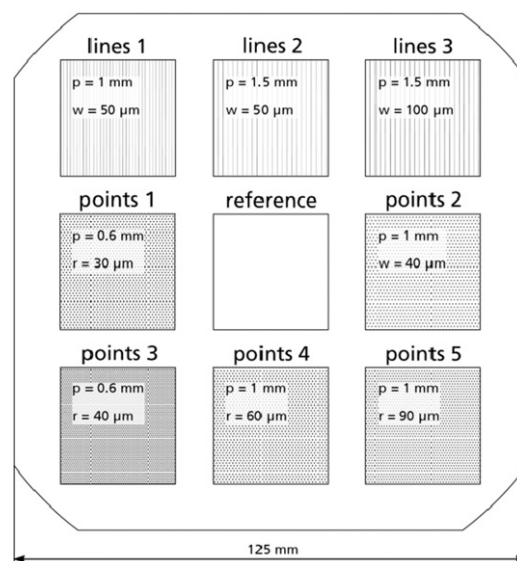


**Fig. 3.** Carrier lifetime test structure used for evaluation of the recombination rate at the fire-through contacts.

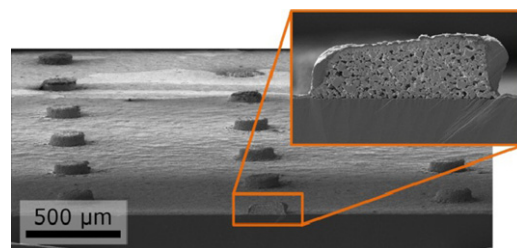
## 2.2. Sample preparation

To investigate the relevant properties of the fire-through contacts – contact resistance and the influence of the fire-through process on the passivation quality – both resistance and carrier lifetime test structures (see Figs. 2 and 3) are fabricated from monocrystalline p-type silicon wafers with a thickness of 200  $\mu\text{m}$  and an edge length of 125 mm. The resistance samples are made of float-zone silicon (FZ-Si) with a base resistivity of  $\rho = 1 \Omega \text{ cm}$  passivated by a stack of 100 nm thermally grown  $\text{SiO}_2$  and 100 nm PECVD  $\text{SiN}_x$  on the rear side. The lifetime samples are made of Czochralski-grown silicon (Cz-Si) with a base resistivity of  $\rho \approx 6 \Omega \text{ cm}$  and the same  $\text{SiO}_2/\text{SiN}_x$  passivation layer stack on both sides.

A fire-through Al paste is printed on the rear side of the samples with the test layout depicted in Fig. 4 using both stencil and screen printing. The design of this test structure with nine separated areas enables an investigation of various contact



**Fig. 4.** Test structure with different contact geometries ( $p$ : pitch,  $w$ : width and  $r$ : radius).



**Fig. 5.** SEM micrograph of a stencil printed FTC Al dot after firing (structure “points 4”). The dots are covered by evaporated Al.

geometries on a single wafer. Afterwards, a full area non-fire-through aluminium layer is printed on top. After contact firing in an industrial belt furnace, the resistance samples are equipped with an ohmic full-area PVD-Al contact on the front side whereas the lifetime samples are treated with  $\text{HCl}/\text{H}_2\text{O}_2$  in order to fully remove the rear Al structure and thus enable a QSSPC [10] measurement.

## 3. Results and discussion

### 3.1. Printing of fire-through structures

The desired fire-through areas only cover a small area fraction of the solar cell’s rear side, thus especially stencil printing is a highly suitable technology for fast creation of well-defined FTC structures. The test layout depicted in Fig. 4 is printed with a nickel stencil as well as a reference screen printing process. The individual contact geometries evaluated with the test structure represent different pre-optimised point- and line-shaped structures with feature sizes in the range of typical LFC and i-PERC contacts. Fig. 5 displays an SEM cross section micrograph of dots printed with a stencil showing a high aspect ratio and sharp edges.

Printability tests for the evaluation of a suitable fire-through paste were carried out. Fig. 6 shows the average height profile of FTC line structures measured using confocal microscopy for four different pastes. Paste 1 is a special fire-through aluminium paste and shows the highest aspect ratio and the narrowest line width and is therefore selected as the most suitable FTC paste. This paste

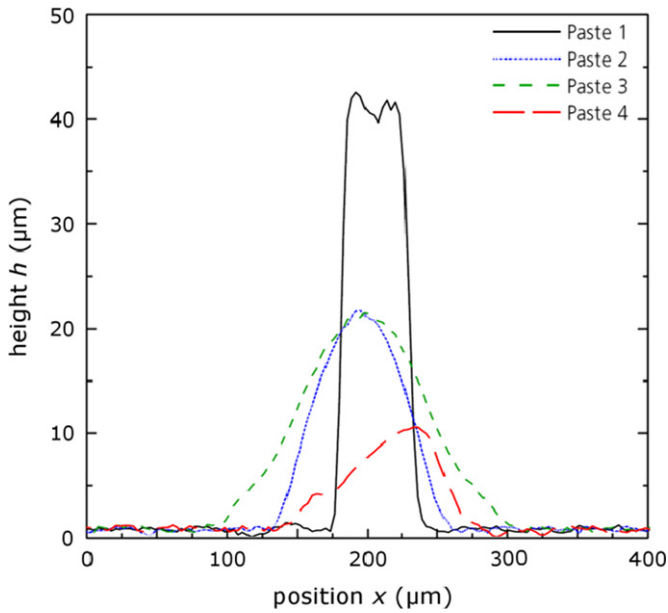


Fig. 6. Height profile of stencil printed FTC line structures measured after firing (structure "lines 1", stencil thickness is 60  $\mu\text{m}$ ).

also showed up to 100 times lower contact resistance values in pretests (with typical solar cell contact firing temperatures) compared to the pastes 2–4. Thus, only paste 1 is used for the investigations described in the following sections.

### 3.2. Electrical properties

Both low recombination and low contact resistance are important properties for local rear contacts. To allow for a comparison of different point- and line-shaped FTC structures, effective surface recombination velocity  $S_{\text{eff,rear}}$  and total resistance  $R_{\text{total}}$  of the lifetime and the resistance samples are measured respectively.

As the lifetime samples are asymmetrical (see Fig. 3), the effective rear surface recombination velocity

$$S_{\text{eff,rear}} = \frac{\tan(W\gamma_1)D^2\gamma_1^2 - S_{\text{front}}D\gamma_1}{\tan(W\gamma_1)S_{\text{front}} + D\gamma_1}$$

$W$ : wafer thickness,  $D$ : diffusion constant is calculated using the effective lifetime  $\tau_{\text{eff}}$  measured after wet chemical removal of the rear Al layer and the front surface recombination velocity  $S_{\text{front}} = 60.3 \text{ cm/s}$  extracted from non-metallised, symmetrically passivated lifetime samples [11]. The parameter

$$\gamma_1 = \sqrt{\frac{1/\tau_{\text{eff}} - 1/\tau_b}{D}}$$

is calculated assuming intrinsic carrier lifetime  $\tau_b$  in the bulk [12].

Fig. 7 shows  $S_{\text{eff,rear}}$  for the different investigated contact geometries. Due to inhomogeneities in surface passivation quality the values show rather strong deviations. Nevertheless, the data allows for a general comparison of the different geometries and printing approaches. As expected,  $S_{\text{eff,rear}}$  increases with increasing FTC area fraction. Stencil printing results in slightly increased recombination at point-shaped contacts which might originate from an increased amount of deposited paste and thus a higher fraction of actual contact area (see Section 3.4).

To get a comprehensive picture of the local contacts, the resistance has to be taken into account. The total measured resistance of the resistance samples is shown in Fig. 8. All resistance samples are made from FZ-Si with a base resistivity of  $\rho = 1 \Omega \text{ cm}$ , allowing for a direct comparison of the tested contact geometries. The values directly correspond to the

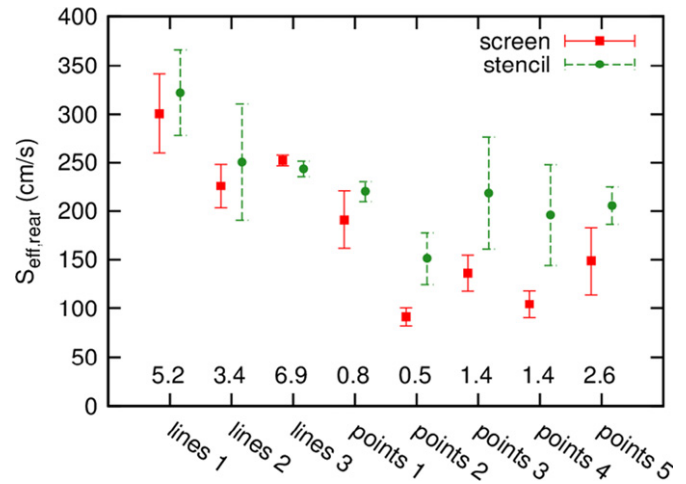


Fig. 7. Effective rear surface recombination velocity  $S_{\text{eff,rear}}$  and standard deviation extracted from a measurement after wet chemical removal of the rear Al layer. The samples are made from  $\sim 200 \mu\text{m}$  thick Cz-Si ( $\rho \approx 6 \Omega \text{ cm}$ ) with  $\text{SiO}_2/\text{SiN}_x$  surface passivation. "screen" indicates screen printing, "stencil" indicates printing with a  $30 \mu\text{m}$  thick Ni stencil. The desired area fraction of each FTC structure is given in the bottom line (in %). Each point represents 2 samples.

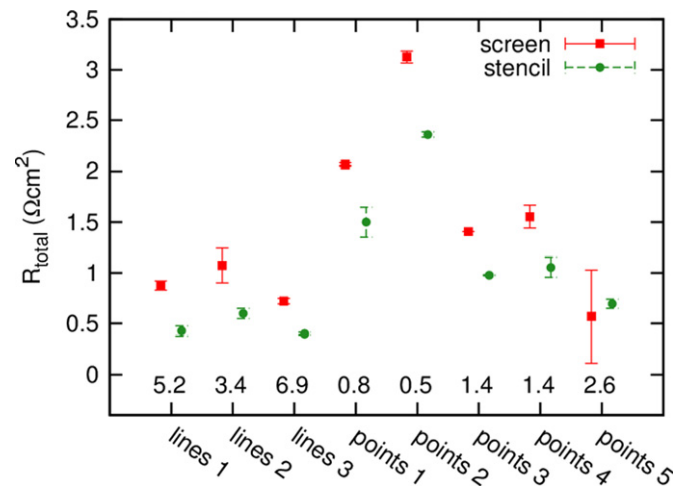
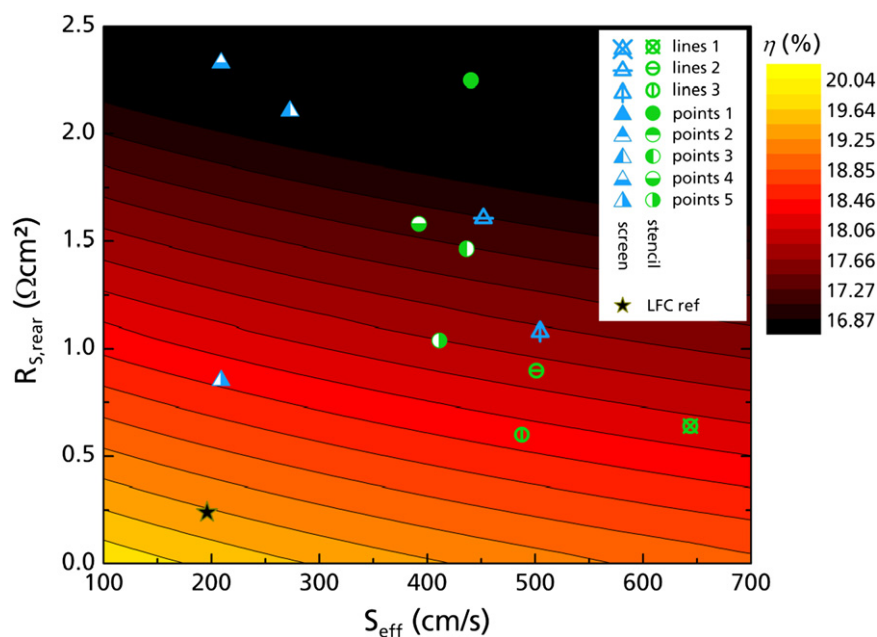


Fig. 8. Total area-weighted resistance  $R_{\text{total}}$  and corresponding standard deviation of the resistance samples. The samples are made from  $180 \mu\text{m}$  thick FZ-Si ( $\rho = 1 \Omega \text{ cm}$ ). The desired area fraction of each FTC structure is given in the bottom line (in %). Each point represents 2 samples.

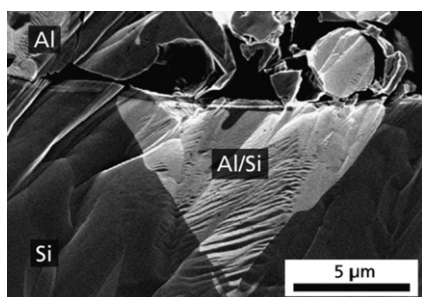
expected series resistance contribution of the rear contact in the finished device including the p-type base. Due to the small size of the actual contacts (see Fig. 11) spreading resistance is assumed to dominate the total resistance resulting in a linear dependence of the series resistance upon base resistivity. Stencil printing yields the lowest resistance values almost for every structure. This is attributed to an increased amount of deposited paste and the well-defined shape of the printed structures. For both printing methods, the resistance decreases with increasing area coverage. Reference measurements reveal an average resistance of  $\sim 1000 \Omega \text{ cm}^2$  for samples without fire-through structures confirming the non-fire-through properties of the full area Al layer.

The previously presented data alone does not suffice for an identification of the optimum contact geometry and printing method. The impact of both properties – series resistance contribution and effective surface recombination velocity – on conversion efficiency has to be taken into account. Thus, a simulation of solar cells with different rear contact properties is carried out in the next section.





**Fig. 9.** Average rear series resistance contribution  $R_{S, rear}$  (including base) plotted against average effective rear surface recombination velocity  $S_{eff}$  for the investigated FTC configurations and corresponding efficiencies calculated with a PC1D model. Both  $R_{S, rear}$  and  $S_{eff}$  values are scaled to account for a typical base resistivity of  $\rho = 1.5 \Omega \text{ cm}$ . (For interpretation of the references to colour in this figure, the reader is referred to the web version of this article.)



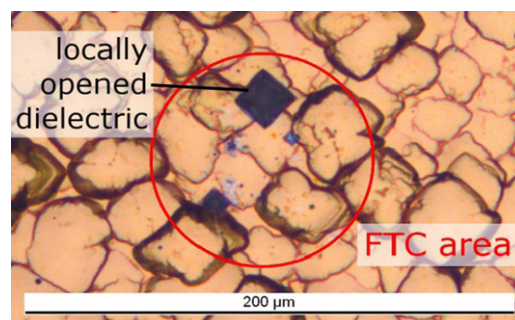
**Fig. 10.** SEM micrograph of an FTC cross section. The Al/Si eutectic penetrates the p-type Si bulk in a pyramidal shape.

### 3.3. Modelling of FTC-based solar cells

A PC1D model [13] of a PERC-type solar cell is implemented to allow for a rating of the investigated FTC configurations. The following parameters are used for the simulation:

- cell thickness: 150  $\mu\text{m}$ ,
- base resistivity: 1.5  $\Omega \text{ cm}$ ,
- effective bulk lifetime: 60  $\mu\text{s}$ ,
- emitter sheet resistance: 75  $\Omega/\text{sq}$  (typical industrial doping profile),
- series resistance of front contact: 0.5  $\Omega \text{ cm}^2$ .

The contour plot background colour in Fig. 9 presents the simulated efficiencies for different rear surface recombination velocities  $S_{eff}$  and rear series resistances  $R_{S, rear}$  and therefore allows for a rating of the corresponding average values determined for the different FTC configurations (lines 1–3 and points 1–5). The reference data for LFC are typical values for screen printed metallisation and  $\text{SiO}_2$  based passivation [14] and a pitch of 500  $\mu\text{m}$ . Due to the fact that the lifetime samples used for  $S_{eff}$  extraction have a resistivity of  $\sim 6 \Omega \text{ cm}$ , all  $S_{eff}$  values shown in the graph are scaled by a factor of 2 to get an estimation of the corresponding value for a PERC device with a typical base resistivity of 1.5  $\Omega \text{ cm}$  [15]. Analogous, all resistance values  $R_{total}$  from the previous section are



**Fig. 11.** Exemplary micrograph of an FTC after removal of the Al layer. The actual contact area (dark squares) is much smaller than the area covered by the FTC paste (red circle). (For interpretation of the references to colour in this figure legend, the reader is referred to the web version of this article.)

scaled by a factor of 1.5 to account for the resistivity of  $\rho = 1 \Omega \text{ cm}$  of the FZ-Si resistance samples assuming linear dependence of both spreading resistance and contact resistance.

Obviously, highest efficiencies require low rear contact resistance and low surface recombination velocity. The most appropriate FTC configurations identified in the experiment are points 5, screen-printed and lines 3, stencil-printed. As the series resistance of the screen-printed structure points 5 is surprisingly low and the standard deviation high (see Fig. 8), the data of this structure is considered as being an outlier. Thus, the stencil printed structure lines 3 is identified as being most appropriate. Compared to the LFC reference values, the FTC samples show reasonably low  $S_{eff}$  values but rather high resistance. This is assigned to non-optimal penetration of the rear surface passivation by the fire-through pastes (see next section). The fabrication of suitable pastes is still in an early stage of development and therefore strong improvements of the achievable efficiencies are expected after future optimisations of the paste composition.

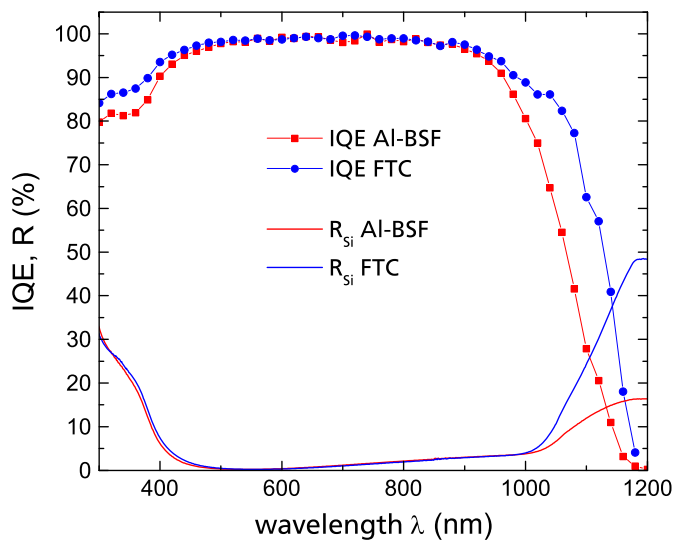
### 3.4. Microstructure analysis of the local contacts

A microstructure analysis is carried out to improve the understanding of the contact formation and to further investigate the

**Table 1**

Current–voltage characteristics of MWT solar cells with fully screen printed metallisation fabricated from FZ-Si ( $\rho=0.5 \Omega \text{ cm}$ ) for FTC, LFC and BSF rear contact approach measured with an industrial cell tester. A reference cell measured at Fraunhofer ISE CalLab ensures accurate calibration of the measurement. Cell dimensions are  $26.5 \text{ mm} \times 26.5 \text{ mm} \times 220 \mu\text{m}$ . All cells feature p- and n-type solder pads at the rear.

Rear contact	$\eta$ (%)	$j_{\text{sc}}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$V_{\text{OC}}$ (mV)	$FF$ (%)	$pFF-FF$ (%)
FTC	18.3	38.7	640	73.8	6.2
LFC	20.0	39.3	645	79.0	3.4
BSF	18.7	37.8	629	78.2	1.9



**Fig. 12.** Internal quantum efficiency and reflectance data of MWT solar cells with full area Al back surface field (Al-BSF) and local fire-through contacts (FTC).

penetration of the dielectric by the fire-through paste. The SEM micrograph shown in Fig. 10 confirms the successful penetration of the rear dielectric and the resulting local alloying of Al into Si. Nevertheless, the contacted areas are smaller than expected. Optical micrographs recorded after wet chemical removal of the rear aluminium (see Fig. 11) reveal significant differences between the actual contact area and the area covered by FTC paste for both lines and points. This explains the rather high total resistance measured at the resistance samples (see previous section). Thus, further investigation of both dielectric layer properties and FTC paste composition seems necessary.

### 3.5. Solar cell results

A preliminary solar cell batch is fabricated to evaluate the potential of the FTC approach. Bearing in mind that the achievable efficiency is limited by a rather high contact resistance of the currently used FTC paste composition, this first cell batch is thought of as a first proof of concept.

Small area metal wrap through passivated emitter and rear cells (MWT-PERC) are fabricated from FZ-Si ( $\rho=0.5 \Omega \text{ cm}$ ) similar to cells presented in earlier publications [16]. The thermal SiO<sub>2</sub>/SiN<sub>x</sub> rear surface passivation equals the one used for the lifetime and resistance samples presented in the previous sections. A small amount of cells features screen printed FTC rear contacts (similar to “points 5” as described above), reference cells with both LFC rear contacts and full-area Al back surface field (BSF) are processed in parallel.

The current–voltage characteristics shown in Table 1 are peak values achieved for each rear contacting method. Since the

number of equally processed cells within each group is rather small, no median values are specified. As expected, an increased series resistance (corresponding to increased  $pFF-FF$ ) limits the fill factor  $FF$  and thus the conversion efficiency  $\eta$  of the FTC device, showing that the contact formation between the rear Al layer and the Si material needs to be improved. On the other hand, both open circuit voltage  $V_{\text{OC}}$  and short circuit current density  $j_{\text{SC}}$  of the FTC device exceed the values of the BSF reference cell and are close to the values of the LFC approach confirming the potential of the FTC approach. Note that the properties of the devices differ from the parameters used for the simulation in Section 3.3, thus a direct comparison is not possible.

Fig. 12 shows the internal quantum efficiency and reflectance for a cell with an FTC rear contact structure in comparison to a full area Al back surface field (Al-BSF). The data clearly confirms the improved rear surface passivation and light trapping of the FTC device.

## 4. Conclusion and outlook

A novel rear contacting method based solely on printing technology is introduced. This so called fire-through contact (FTC) approach is regarded as an ideal solution for retrofitting of already existing production lines to implement local rear contacting of surface passivated solar cells as screen printing is known as robust technology being widely used in solar cell manufacturing. Besides the creation of the surface passivation layer, no additional technology is required.

PC1D modelling of PERC-type solar cells with varying  $S_{\text{eff}}$  and  $R_{\text{S, rear}}$  is used to rate various FTC configurations. Screen printed dots are integrated into a small area FZ-Si MWT-PERC device. The measured  $V_{\text{OC}}$  of 640 mV and  $j_{\text{SC}}$  of 38.7 mA/cm<sup>2</sup> of this FTC-MWT-PERC device is significantly above the values achieved with a full area Al-BSF reference process confirming the feasibility of the novel rear contacting approach. Due to the early stage of FTC paste development, the contact resistance of the fire-through contacts is still non-optimal. Microstructure analysis revealed only partial alloying through the dielectric within the fire-through area as a main reason for the increased contact resistance. Future optimisation of the paste composition is expected to solve this issue.

Interesting possibilities to further decrease the recombination at the local contacts are the usage of additional FTC paste additives to improve local BSF formation and Al alloying. The possibility of such a separate optimisation of the paste surrounding the local contacts is a major advantage compared to other rear contacting methods such as LFC and i-PERC.

## Acknowledgements

The Authors acknowledge the support of all co-workers at Fraunhofer ISE and the partial funding of this work by the German Federal Ministry for the Environment, Nature Conservation and Nuclear Safety (BMU) under contract no. 0329849B. The contribution of DEK solar is gratefully acknowledged.

## References

- [1] A.W. Blakers, A. Wang, A.M. Milne, J. Zhao, M.A. Green, 22.8% efficient silicon solar cell, *Applied Physics Letters* 55 (1989) 1363–1365.
- [2] G. Agostinelli, P. Choulat, H.F.W. Dekkers, S. De Wolf, G. Beaucarne, Screen printed large area crystalline silicon solar cells on thin substrates, in: *Proceedings of the 20th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, Barcelona, Spain, 2005, pp. 647–650.
- [3] R. Preu, S.W. Glunz, S. Steinbühl, W. Pflöging, W. Wetzling, Laser ablation— a new low-cost approach for passivated rear contact formation in crystalline

- silicon solar cell technology, in: European Photovoltaic Solar Energy Conference, Glasgow, 2000.
- [4] K.A. Münzer, J. Schöne, M. Hein, A. Teppe, R.E. Schlosser, M. Hanke, J. Maier, K. Varner, S. Keller, P. Fath, Development and implementation of 19% rear passivation and local contact centaurus technology, in: Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Hamburg, Germany, 2011, pp. 2292–2297.
- [5] E. Schneiderlöchner, R. Preu, R. Lüdemann, S.W. Glunz, G. Willeke, Laser-fired contacts (LFC), in: Proceedings of the 17th European Photovoltaic Solar Energy Conference, WIP-Munich and ETA-Florence, Munich, Germany, 2001, pp. 1303–1306.
- [6] A. Mohr, S. Wanka, A. Stekolnikov, M. Scherff, R. Seguin, P. Engelhart, C. Klenke, J.Y. Lee, S. Tardon, S. Diez, J. Wendt, B. Hintze, R. Hoyer, S. Schmidt, J.W. Müller, P. Wawer, Large area solar cells with efficiency exceeding 19% in pilot series designed for conventional module assembling, *Energy Procedia* 8 (2011) 390–395.
- [7] G. Schubert, B. Fischer, P. Fath, Formation and nature of Ag thick film front contacts on crystalline silicon solar cells, in: *PV in Europe—From PV Technology to Energy Solutions*, Rome, Italy, 2002, pp. 343–346.
- [8] L. Janßen, M. Rinio, D. Borchert, H. Windgassen, D.L. Bätzner, H. Kurz, Thin bifacial multicrystalline silicon solar cells for industrial production, in: Proceedings of the 21st European Photovoltaic Solar Energy Conference, Dresden, Germany, 2006, pp. 834–837.
- [9] C.-H. Du, S.-P. Hsu, Method of Manufacturing Back Electrode of Silicon Bulk Solar Cell, Pub. no. US 2010/0098840 A1, 2010.
- [10] R.A. Sinton, A. Cuevas, Contactless determination of current–voltage characteristics and minority-carrier lifetimes in semiconductors from quasi-steady-state photoconductance data, *Applied Physics Letters* 69 (1996) 2510–2512.
- [11] J.-F. Nékarda, Laser Fired Contacts (LFC)—Charakterisierung, Optimierung und Modellierung eines Verfahrens zur lokalen Rückseitenkontaktierung dielektrisch passivierter Silizium-Solarzellen, in: Fakultät für Physik, Universität Konstanz, 2012.
- [12] M.J. Kerr, A. Cuevas, General parameterization of Auger recombination in crystalline silicon, *Journal of Applied Physics* 91 (2002) 2473–2480.
- [13] D.A. Clugston, P.A. Basore, PC1D version 5: 32-bit solar cell modeling on personal computers, in: Proceedings of the 26th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, New York, NY, USA, Anaheim, California, USA, 1997, pp. 207–210.
- [14] J. Nékarda, S. Stumpp, L. Gautero, M. Hörteis, A. Grohe, D. Biro, R. Preu, LFC on screen printed aluminium rear side metallization, in: Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Hamburg, Germany, 2009, pp. 1411–1415.
- [15] A. Wolf, D. Biro, J.-F. Nékarda, S. Stumpp, A. Kimmerle, S. Mack, R. Preu, Comprehensive analytical model for locally contacted rear surface passivated solar cells, *Journal of Applied Physics* 108 (2010) 1–13.
- [16] B. Thaidigsmann, A. Drews, T. Fellmeth, P. Saint-Cast, A. Wolf, F. Clement, R. Preu, B. Biro, Synergistic effects of rear-surface passivation and the metal wrap through concept, *IEEE Journal of Photovoltaics* 2 (2012) 109–113.

## A.11 Kontaktausbildung zwischen Siebdruck-Silber und Silicium, zellintegrierte Bypassfunktionalität (2013)

### Veröffentlichung (Fachzeitschrift mit Peer-Review)

B. Thaidigsmann et al. „Characterization and modeling of screen-printed metal insulator semiconductor tunnel junctions for integrated bypass functionality in crystalline silicon solar cells“. In: *Journal of Applied Physics* 113.21 (2013), S. 214502. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.4807931

### Kurzzusammenfassung

Diese Arbeit zeigt die Untersuchung gesinterter, siebgedruckter Silberkontakte auf schwach p-dotiertem Silicium mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) und der Messung der Dunkelkennlinien. Anhand der Daten wird das Tunneln von Elektronen durch eine dünne Isolationsschicht als der wahrscheinlichste Strompfad identifiziert. Mittels eines Modells, das auf Fowler-Nordheim-Tunneln und direktem Tunneln basiert, lassen sich die gemessenen Daten beschreiben. Die untersuchten Metall-Isolator-Halbleiter-Kontakte (MIS) werden als solarzellenintegrierter Bypass vorgeschlagen. Dies verringert das Risiko der lokalen Überhitzung und den Leistungsverlust bei Teilabschattung von Photovoltaikmodulen. Darüberhinaus begrenzt ein solcher integrierter Bypass die maximale Rückwärtsspannung an der Raumladungszone, was die Herstellung von Solarzellen aus Basis-Material, das zu frühem Durchbruch unter Rückwärtsbelastung neigt, ermöglicht.

### Beiträge der einzelnen Autoren

Eigenanteil	Entwicklung der Teststrukturen, Experimentplanung, Koordination der Messungen, Auswertung der Ergebnisse, Implementierung des Modells, Verfassen des Veröffentlichungstextes
E. Lohmüller	Unterstützung bei der Herstellung der Teststrukturen, Diskussion der Ergebnisse
F. Fertig	grundlegende Untersuchungen, Diskussion des Veröffentlichungstextes
F. Clement	Unterstützung bei der Wahl der Druckpasten, Diskussion der Ergebnisse
A. Wolf	Diskussion der Experimentplanung, der Ergebnisse und des Veröffentlichungstextes

# Characterization and modeling of screen-printed metal insulator semiconductor tunnel junctions for integrated bypass functionality in crystalline silicon solar cells

Benjamin Thaidigsmann,<sup>a)</sup> Elmar Lohmüller, Fabian Fertig, Florian Clement, and Andreas Wolf

*Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE Heidenhofstr. 2, D-79110 Freiburg, Germany*

(Received 1 May 2013; accepted 13 May 2013; published online 3 June 2013)

This work investigates sintered, screen-printed silver contacts on lowly doped p-type silicon with different intermediate dielectric layer systems using scanning electron microscopy and dark current-voltage measurements. The data reveal electron tunneling through a thin insulating layer as the most probable transport mechanism. A model based on Fowler-Nordheim and direct tunneling is presented that allows for the description of reverse current-voltage characteristics and the extraction of effective contact properties. The investigated screen-printed metal insulator semiconductor structures are proposed as solar cell integrated bypass that reduces the risk of hot spot generation and power loss during partial shading of a module. Furthermore, the integrated bypass approach enables the fabrication of solar cells from silicon material that tends to show early breakdown of the p-n-junction. © 2013 AIP Publishing LLC. [<http://dx.doi.org/10.1063/1.4807931>]

## I. INTRODUCTION

### A. Screen-printed metal-insulator-semiconductor contacts

Virtually all semiconductor devices incorporate metal semiconductor (MS) contacts—both of ohmic and rectifying nature. The physical properties of such contacts have been studied for more than a century.<sup>1-3</sup> As soon as the metal and the semiconductor are separated by a thin, insulating layer, the contact characteristics change significantly. For such a metal insulator semiconductor (MIS) structure, the current transport is determined by the tunneling behavior of the charge carriers through the intermediate dielectric. The Fowler Nordheim theory<sup>4</sup> for field emission through triangular potential barriers approximately describes the characteristics of these contacts. Schuegraf and Hu<sup>5</sup> extended the theory to describe direct tunneling through trapezoidal barriers in order to enable more accurate modeling of MIS contacts with a barrier thickness in the order of a few nanometers. Since the underlying quantum mechanical mechanisms are well understood, new and more accurate models have been developed.<sup>6-8</sup>

The majority of publications on MIS structures target at improvements of the performance and the understanding of integrated circuits. Significantly less effort has been made concerning the evaluation of tunneling phenomena in screen-printed MIS contacts. Solar cells made from p-type crystalline silicon usually feature screen-printed silver front grid lines to contact the n-type emitter. The actual contact mechanisms are still under discussion.<sup>9,10</sup> However, there is evidence that tunneling through thin dielectric layers is one of the major transport mechanisms.<sup>9,11,12</sup> Nevertheless, the

macroscopic properties of these contacts are rather Ohmic.<sup>13</sup>

On the other hand, screen-printed contacts fabricated with special, so called “non-contacting” or “non-fire-through” silver pastes on lightly doped p-type silicon show a non-linear current-voltage characteristic.<sup>14</sup> However, only a few publications exist that deal with the contact mechanisms of such non-linear screen-printed silver contacts on p-type silicon.<sup>15,16</sup> Since the integration of these contacts into crystalline silicon solar cells is beneficial for novel, simplified structures,<sup>17</sup> this work investigates the contact properties in detail and suggests the application as solar cell integrated bypass.

### B. Reverse breakdown of solar cells

Since partial shading of photovoltaic modules can result in reverse bias conditions for the non-illuminated solar cells,<sup>18</sup> the reverse bias characteristic of solar cells is of major importance for module reliability and safety. Individual cells are connected in series to strings that are secured by bypass diodes connected in parallel, thus the maximum reverse bias for a shaded cell is externally limited. Cells exceeding a certain current at this maximum reverse bias are discarded after production, since they constitute a risk for hot spot generation and thus possible module failure. However, significant current flow at low reverse bias is not necessarily detrimental to module reliability. The potential danger of reverse junction breakdown at low voltages strongly depends on the homogeneity of the current flow.<sup>18,19</sup> The aim of this work is to present a possibility for controlled manipulation of the reverse bias behavior. An implementation of a junction with controlled breakdown at a reverse bias of only a few volts (referred to as “integrated bypass” in this work) into each single cell would result in modules more tolerant to partial shading. Additionally, such a bypass junction would allow the use of cells whose p-n-junction shows rather unpredictable reverse

<sup>a)</sup>Author to whom correspondence should be addressed. Electronic mail: benjamin.thaidigsmann@ise.fraunhofer.de. Telephone: +49-761-4588-5045. Fax: +49-761-4588-9250.



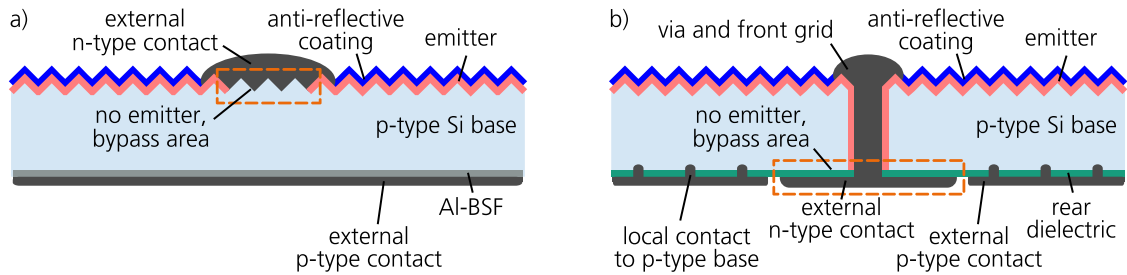


FIG. 1. Schematic cross sections of conventional H-pattern solar cell (a) and more advanced high-performance metal wrap through<sup>26</sup> (HIP-MWT) solar cell (b). The dashed rectangles indicate the possible integration of a bypass junction based on a screen-printed MIS contact. A third possibility is a HIP-MWT structure (right) without an intermediate dielectric between rear n-type contact and p-type base.

bias behavior, since it would limit the maximum reverse bias that the p-n-junction is exposed to. This applies especially to solar cells made from upgraded metallurgical grade silicon feedstock.<sup>20</sup>

## II. BYPASS APPROACH

Typically, the p-n-junction itself is the origin of reverse breakdown in solar cells.<sup>21,22</sup> In principle, a modification of the p-n-junction resulting in early breakdown seems possible. However, such a modification probably also affects the forward characteristics and thus the conversion efficiency of the cells. An alternative approach to modify the reverse bias behavior is the monolithic integration of p-n-bypass diode areas that conduct the string current under reverse bias. The disadvantages of this approach are increased process complexity and again a potential negative impact on the forward characteristics.<sup>23,24</sup> We propose a MIS junction instead that provides bypass functionality and that can be easily implemented into existing solar cell structures. Regarding the current-voltage characteristic of such a junction, two major requirements have to be met. First, the power dissipation at the reverse voltage that is required to bypass the string current must not exceed a certain limit that is determined by the maximum tolerable heat dissipation of the module. Second, the leakage current under forward operating conditions, i.e., when the cell is not shaded and operates at a voltage of up to  $V \approx 0.7$  V, shall not significantly affect the conversion efficiency. First experiments<sup>14</sup> with a screen-printed silver contact overlapping the p-type silicon base revealed promising properties such as a reverse breakdown voltage in the range of 4 V. This work focuses on the investigation of the fundamental properties of screen-printed MIS contacts. Fig. 1 demonstrates the possible integration into solar cells with conventional H-pattern metal front grid or with the more advanced metal wrap through<sup>25</sup> (MWT) configuration.

## III. EXPERIMENTAL

In order to investigate the physical properties of the proposed MIS junctions, test structures as shown in Fig. 2 were fabricated from (100)-oriented p-type Czochralski-grown monocrystalline silicon (Cz-Si) wafers with planar surface, an edge length of 125 mm and a boron concentration of  $\approx 7 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ . These test structures allow for the investigation of the junction properties decoupled from the p-n-junction of the solar cell. Five different types of samples

with varying intermediate dielectric were prepared (see Table I). A commercially available, non-fire-through silver paste was used for screen printing of the silver contacts. Each sample exhibits two line-shaped silver contacts with a width of 1.5 mm and a length of 123 mm. All samples additionally feature an alloyed, screen-printed full-area aluminum contact opposite to the silver contacts which serves as an ohmic contact terminal to the p-type base. After printing, the samples were exposed to a contact firing process in an industrial conveyor belt furnace with parameters typical for solar cell contact firing.

## IV. RESULTS AND DISCUSSION

### A. Current-voltage characteristic

The current-voltage characteristics of the test structures were measured using an industrial solar cell tester with deactivated light source. Fig. 3 shows the data for all investigated dielectric layer systems.

All contact configurations show non-linear characteristics. We attribute this to quantum mechanical tunneling through thin, isolating layers. Since the thickness of the deposited dielectric layer systems is at least 50 nm, no significant tunneling current is expected. However, for screen-printed contacts, a dominating impact of the paste ingredients on the contact properties is expected as the dielectric is at least partially etched by the glass frit during contact firing (see microstructure analysis in Sec. IV B). The sample with screen-printed silver but without dielectric shows neither linear ohmic contact properties nor exponential Schottky characteristics. This leads to the conclusion that the glass components in the silver paste form a thin tunnel barrier themselves during contact firing, as

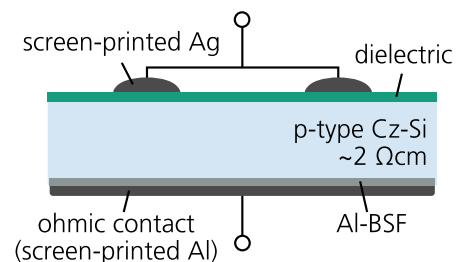


FIG. 2. Schematic cross section of the test structure for the investigation of silver-insulator-silicon junctions with different dielectrics. Wafer thickness is  $\approx 175 \mu\text{m}$ , edge length is 125 mm, total silver contact area is  $2 \times 1.5 \times 123 \text{ mm}^2 \approx 3.7 \text{ cm}^2$ .

TABLE I. Overview over the investigated dielectric layer systems and their target thickness. PECVD denotes plasma-enhanced chemical vapor deposition.

Group	Dielectric
(1)	No dielectric
(2)	50 nm PECVD SiN <sub>x</sub>
(3)	100 nm PECVD SiN <sub>x</sub>
(4)	100 nm thermally grown SiO <sub>2</sub>
(5)	100 nm thermally grown SiO <sub>2</sub> + 100 nm PECVD SiN <sub>x</sub>

also observed for solar cell front contacts.<sup>12</sup> Thus, the formation of a screen-printed MIS junction is a self-stabilizing process since the paste does not permit a direct ohmic contact. However, the deposition of a dielectric prior to contact printing appears to modify the contact properties and reduces the current flow under forward bias significantly (see Fig. 3(a)). Regarding the bypass application, the reverse current characteristics are of major importance. The data in Fig. 3(a) show that several configurations with a strong increase in current at  $V \approx -4$  V exist. This behavior is promising for an integrated bypass functionality and will be investigated in detail in the remaining sections.

## B. Microstructure analysis of screen-printed contacts

We use scanning electron microscopy (SEM) to investigate the contact properties after contact firing. Fig. 4 shows cross section micrographs of a screen-printed silver contact on top of a silicon oxide/silicon nitride layer stack. In the majority of the investigated areas, in fact, the dielectric is thinner than prior to contact firing due to the reaction of the glass frit components in the paste with the dielectric layer system. However, the glass layer that forms during contact firing covers the dielectric and thus the resulting total thickness does not allow for a significant tunnel current. Nevertheless, there are some sparsely distributed spots where the dielectric locally diminishes. These areas demonstrate that it is possible to create regions where tunneling is likely

TABLE II. Parameters used for the model calculations (lines) in Fig. 7.

Fig.	Sample group	Dielectric	$R_P$ ( $\Omega \text{ cm}^2$ )	$d_{\text{ox}1}$ (nm)	$c_{\text{MIS}1}$ (%)	$d_{\text{ox}2}$ (nm)	$c_{\text{MIS}2}$ (%)
(a)	1	None	428	0.46	$1.55 \times 10^{-7}$	...	0
(b)	1	None	428	0.46	$1.29 \times 10^{-7}$	2.33	4.98
(c)	2	50 nm SiN <sub>x</sub>	$\infty$	0.67	$3.42 \times 10^{-8}$	2.13	0.191
(d)	3	100 nm SiN <sub>x</sub>	$\infty$	0.60	$1.37 \times 10^{-8}$	...	0
(e)	4	100 nm SiO <sub>x</sub>	$\infty$	2.45	3.91	...	0
(f)	5	100 nm SiO <sub>x</sub> , 100 nm SiN <sub>x</sub>	$\infty$	0.22	$2.18 \times 10^{-10}$	...	0

to occur. The actual current paths are hard to predict—both multi-step-tunneling supported by silver particles and direct tunneling from the silver bulk to the silicon are possible mechanisms.<sup>12</sup> The latter is only possible if the distance between silver bulk and silicon is in the nanometer range. Ballif *et al.*<sup>11</sup> already observed such areas in screen-printed silver contacts on silicon solar cells with silicon nitride coating.

## C. Modeling of current-voltage behavior

The current-voltage characteristics of the samples shown in Fig. 3 neither represent ohmic nor Schottky-type contact behavior. Therefore, based on the findings of the SEM investigation, we propose to describe the observed characteristics with a MIS tunneling model.

The ongoing reduction of gate oxide thickness in metal oxide semiconductor (MOS) technology has resulted in intensive investigations of the corresponding physical phenomena during the past years. Various models have been published refining the theory for tunneling through barriers in the nanometer and sub-nanometer range.<sup>8</sup> As the contact structures that have been published are mainly based on microelectronics production technology and therefore exhibit well-defined interface properties, high accuracy of the models is required. This work, in contrast, aims at a simple description of the tunneling phenomena with the Fowler-Nordheim

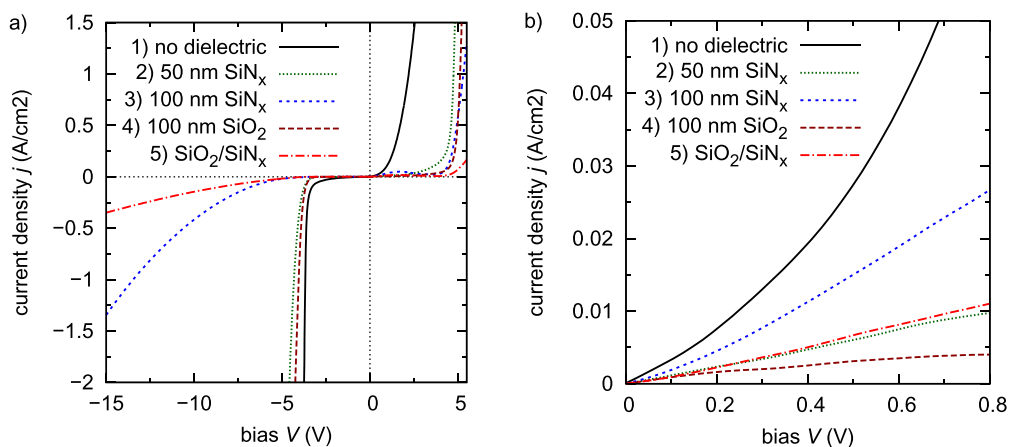


FIG. 3. Current-voltage characteristics of screen-printed silver contacts on p-type silicon coated with different dielectrics. Data recorded without illumination. Each curve shows the mean values of at least two samples. The specified bias denotes the voltage of the semiconductor against the silver contact, i.e., the semiconductor is the positive pole for  $V > 0$ . The current density refers to the area covered by the silver paste ( $3.7 \text{ cm}^2$ ). The reason for the local maximum of the current for group 2 at  $\approx 2$  V is not clear to date.

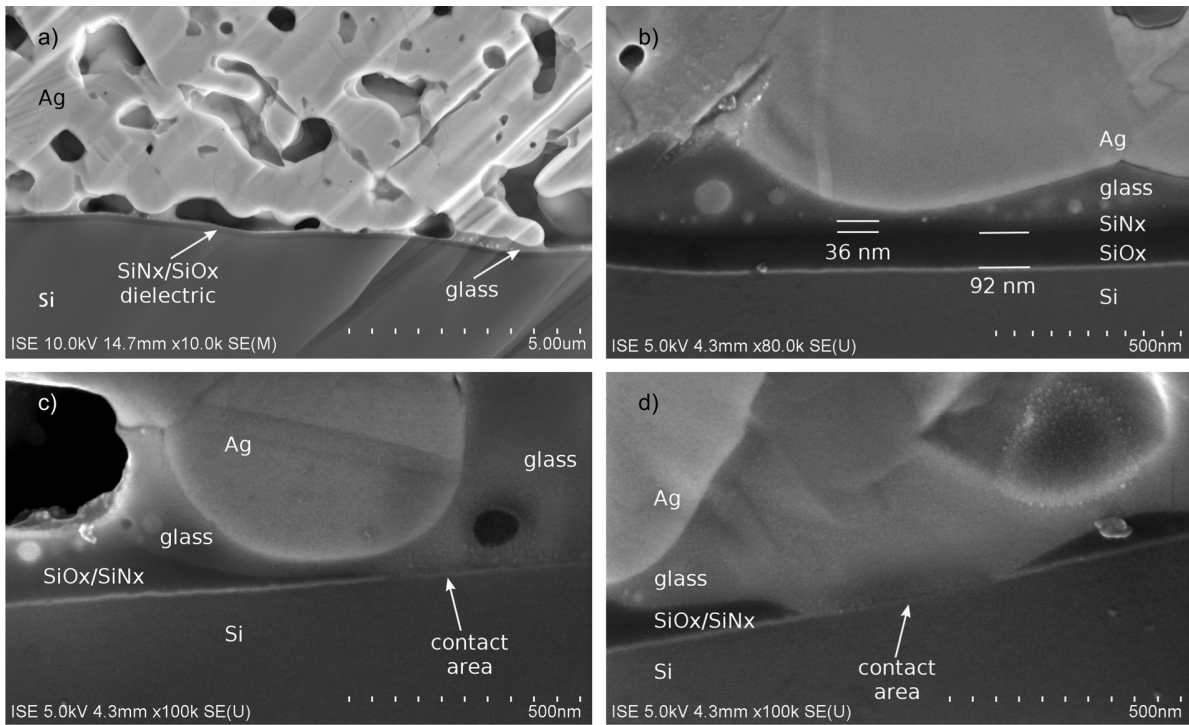


FIG. 4. Scanning electron micrographs of a screen-printed MIS contact (cross section polish) with a nominal layer thickness of 100 nm for both silicon oxide and silicon nitride. (a) overview, (b) typical structure with dielectric on top of silicon covered by a glass layer and silver particles from the silver paste. (c) and (d) areas where the dielectric locally diminishes.

formalism<sup>27</sup> and the direct tunneling model of Schuegraf and Hu<sup>5</sup> that both are based on the Wentzel-Kramers-Brillouin (WKB) approximation. The tunneling current

$$j_{\text{MIS}}(V_{\text{ox}}) = AF_{\text{ox}}^2 \exp\left(-\frac{Bf}{F_{\text{ox}}}\right) \quad (1)$$

with

$$A = \frac{q^3}{8\pi h \Phi_b}, \quad B = \frac{4\sqrt{2m_{e,\text{ox}}}\Phi_b^3}{3\hbar q}$$

and

$$f = \begin{cases} 1 & \text{if } V_{\text{ox}} \geq \frac{\Phi_b}{q} \\ 1 - \left(1 - \frac{qV_{\text{ox}}}{\Phi_b}\right)^{\frac{3}{2}} & \text{if } V_{\text{ox}} < \frac{\Phi_b}{q} \end{cases}$$

depends on the electrical field in the barrier  $F_{\text{ox}}$ , the barrier thickness  $d_{\text{ox}}$ , the voltage over the barrier  $V_{\text{ox}} = F_{\text{ox}}d_{\text{ox}}$ , the barrier height  $\Phi_b$ , and the effective electron mass in the barrier  $m_{e,\text{ox}}$  ( $q$ : elementary charge,  $h = \hbar/2\pi$ : Planck constant). This classical approach is known to show slight deviations from more precise quantum mechanical calculations, especially regarding the barrier thickness under both inversion<sup>28</sup> and accumulation<sup>6</sup> conditions. Nevertheless, Eq. (1) is regarded as being sufficiently accurate for an approximation of the effective characteristics of screen-printed silver contacts whose interface properties are far from being well-defined.

Under reverse bias ( $V < 0$  V), the dominating current path is tunneling of electrons from the conduction band (see Fig. 5) through the silicon oxide barrier with the barrier height  $\Phi_{\text{ECB}}$ . For voltages above 0 V, both tunneling of electrons from the metal to the silicon and tunneling of holes from the silicon to the metal are possible. Fig. 5 shows an equivalent circuit that also includes ohmic and capacitive components. Since only direct current is evaluated in this paper, the capacity  $C$  is neglected in the following.

With the simplified assumption that the external voltage applied to the tunnel junction equals the voltage  $V_{\text{ox}}$  over the barrier (semiconductor bands are assumed to be flat), the overall current density results from the recursive equation

$$j(V) = V/R_P + c_{\text{MIS}}j_{\text{MIS}}(V - R_S c_{\text{MIS}}j_{\text{MIS}}) \quad (2)$$

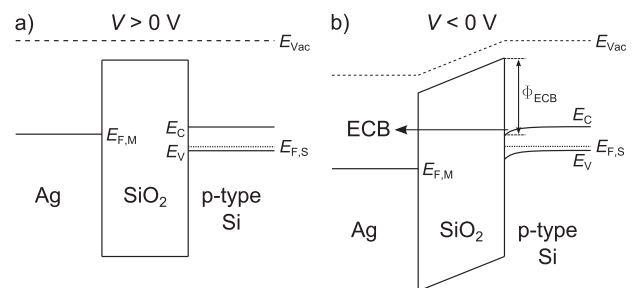


FIG. 5. Schematic of the energy bands of a silver/SiO<sub>2</sub>/silicon interface for (a) flat band and (b) inversion conditions. Parameters  $E_{F,M}$  and  $E_{F,S}$  denote the Fermi levels of metal and semiconductor, while  $E_{V,\text{vac}}$ ,  $E_C$ , and  $E_V$  represent vacuum level, conduction band, and valence band, respectively. The relevant tunnel path for  $V < 0$  V is electron tunneling from the conduction band<sup>29</sup> (ECB) with the corresponding barrier height  $\Phi_{\text{ECB}}$ .



with the shunt resistance  $R_P$ , the actually contacted area fraction  $c_{\text{MIS}}$ , and the series resistance  $R_S$  (see Fig. 6). The result of this equation is easily calculated using an iterative algorithm. If no series resistance is present, Eq. (2) simplifies to

$$j(V) = V/R_P + c_{\text{MIS}}j_{\text{MIS}}(V). \quad (3)$$

This description neglects interface states, trap assisted tunneling<sup>30</sup> as well as the voltage dependence of the density of available charge carriers and receiving states on both sides of the barrier<sup>31</sup> and does not include a voltage dependence of the effective masses in the oxide.<sup>31</sup> Therefore, it is expected that the characteristics of screen-printed silver contacts are only reproduced in an approximate manner—especially due to the inhomogeneous insulator thickness (see Fig. 4). Moreover, the model does not account for the density of available charge carriers that affects the tunneling current approximately linearly.<sup>32</sup> This might have an impact on the extraction of the effective contact area fraction  $c_{\text{MIS}}$ . Nevertheless, the application of a simplified model allows for an extraction of effective interface properties and a first rating of the underlying physical transport phenomena.

#### D. Quantitative evaluation of the test structures under reverse bias

In this section, the reverse current-voltage characteristics relevant for the bypass functionality are described using the previously presented simplified tunneling model. In contrast to screen-printed silver contacts on heavily phosphorus-doped silicon, less silver crystallites are expected to be formed on lowly boron-doped silicon since their development is known to correlate with the phosphorus concentration.<sup>33</sup> Thus, tunneling through the dielectric directly into the silicon is assumed to be the dominating part. The conductivity of the sintered silver paste is expected not to limit the current flow; therefore, the series resistance  $R_S$  is omitted in the calculations. An effective electron mass of  $m_{e,\text{ox}} = 0.5 m_e$  and a barrier height of  $\Phi_{\text{ECB}} = 3.1$  eV are assumed for ECB tunneling through the dielectric.<sup>8,29,34</sup> The data are applicable to tunneling through a silicon oxide dielectric which is formed during the contact firing process—irrespective of the presence of silicon nitride.<sup>35,36</sup> Fig. 7 shows the measured current-voltage characteristics under reverse bias and the data calculated with the tunnel model (Eq. (3)).

Despite the simplistic nature of the model with only  $R_P$ ,  $d_{\text{ox}}$ , and  $c_{\text{MIS}}$  as free parameters, the deviations between measured characteristics and simulation are surprisingly low. This supports the previously mentioned assumption that the main charge carrier transport mechanism from the silicon to

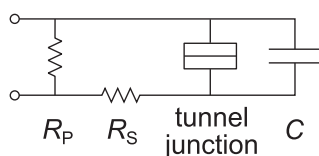


FIG. 6. Equivalent circuit for a MIS tunnel junction consisting of series and parallel resistance ( $R_P$  and  $R_S$ , respectively), capacitor  $C$  and tunnel junction.

the screen-printed silver contacts is quantum mechanical tunneling through a thin insulating layer. In contrast to MIS contacts known from high-precision semiconductor device fabrication, the junction properties of screen-printed silver contacts show a high non-uniformity over the contact area (see Fig. 4). Hence, the parameters resulting from the fit of the model to the measured values, especially the barrier width, should only be regarded as effective values.

The characteristics of group 1 without dielectric also show shunt-like linear components. This is probably due to a significant area fraction of virtually vanishing barrier thickness that is approximately represented by an Ohmic current flow in the model. In all other samples—with intermediate dielectric—ECB tunneling (Eq. (1)) sufficiently describes the current-voltage behavior over the evaluated reverse bias range. For group 1, the current increases strongly at voltages below  $-3$  V. This increased current is not explained by the simple model and might indicate junction breakdown<sup>37</sup> or originate from the distribution of the barrier thickness. The latter option is supported by the reduced deviation between measurement and model when a second barrier with increased thickness is integrated (see Fig. 7(b)).

The same applies for the characteristics of group 2 with 50 nm silicon nitride layer. The values are well described by two barriers—a barrier with an area fraction of  $\approx 0.2\%$  and an effective thickness of roughly 2 nm and a thin barrier in the sub-nanometer range with an area fraction several magnitudes lower. The fact that the measured values are reproduced by such a two-barrier-model might indicate an increased trap density in the barrier<sup>38</sup> on the one hand. On the other hand, it suggests that two types of contacts exist in this configuration. Since the effect does not occur for the thicker silicon nitride layer (group 3), we consider the latter as being more likely. One part of the junction appears similar to group 3 with sparsely distributed areas that show an effective barrier thickness in the sub-nanometer range. The other part is similar to group 4 (100 nm silicon oxide) with an effective barrier thickness of roughly 2 nm. Thus, a reduction of the silicon nitride layer thickness seems to facilitate the formation of rather homogeneous junctions with increased effective barrier thickness and a strongly increased effective contact area fraction.

The characteristics of the remaining groups are well described by only one effective barrier. Silicon oxide (group 4) is known to interact in a completely different way with the glass frit in the silver paste as silicon nitride does. Hörteis *et al.*<sup>36</sup> observed an exothermic reaction between silicon nitride and the silver paste during firing whereas the reaction with silicon oxide is weakly endothermic—melting of the dielectric is the only mechanism for a penetration of the silicon oxide barrier. This explains the extracted model parameters for group 4 that also indicate rather homogeneous tunneling in an area fraction of several percent.

The characteristics of group 5 (exhibiting a 200 nm thick stack of silicon oxide and silicon nitride) show the lowest effective contact area. The extracted effective barrier thickness of only 0.22 nm (and also the values below 1 nm extracted for the other groups) is in the range of the lattice constant of silicon oxide<sup>39</sup> and should not be regarded as the

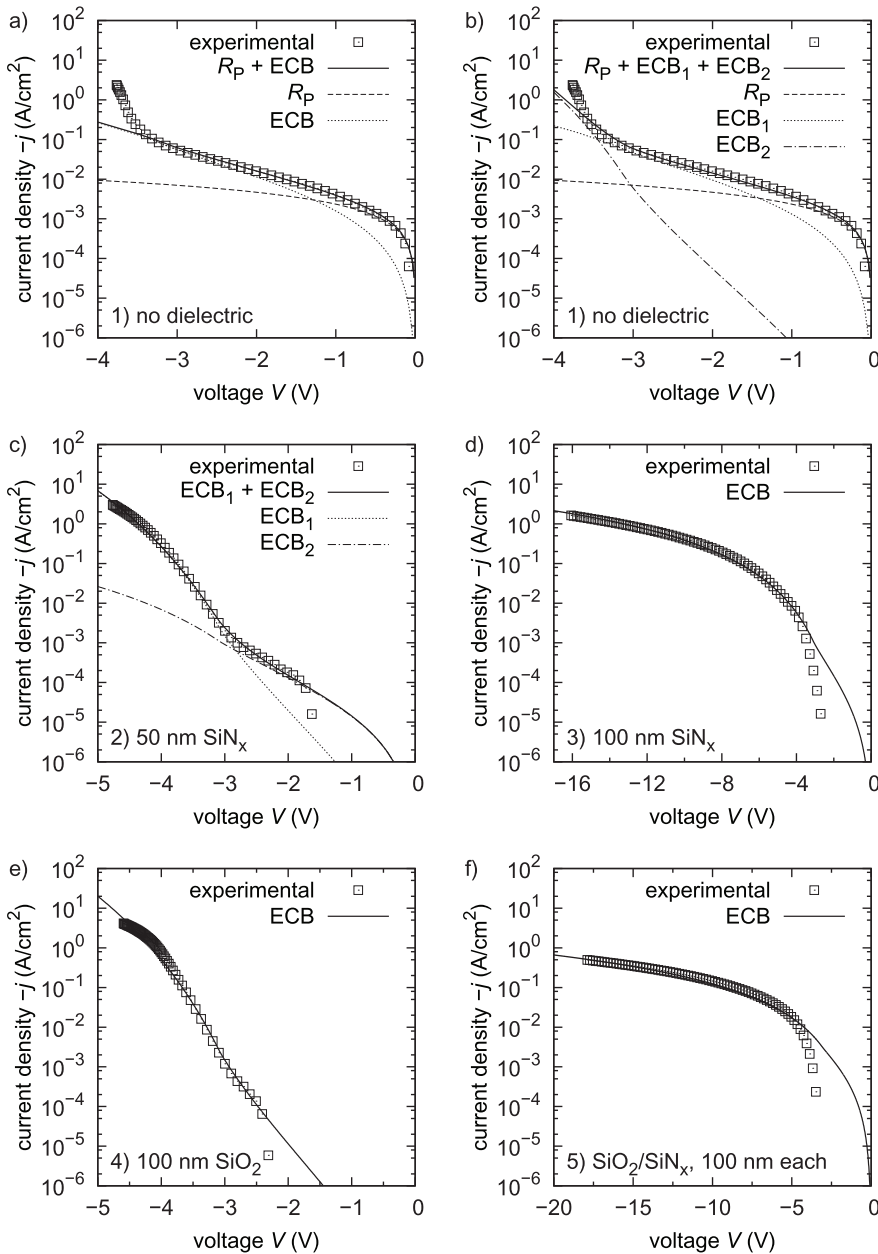


FIG. 7. Measured characteristics (symbols) of the test structures (see Table I) and simulated data (lines) from Eq. (3). Parameter  $R_p$  denotes an ohmic component whereas ECB, ECB<sub>1</sub>, and ECB<sub>2</sub> denote the tunneling current through different barrier configurations (see Table II). Free parameters are  $R_p$ ,  $d_{ox}$ , and  $c_{MIS}$ ; they are adjusted using a logarithmically weighted least squares fit.

physical barrier thickness. Since the direct tunneling model is known to show increasing deviation from more accurate quantum mechanical calculations for thicknesses below 2 nm, the extracted barrier thickness values are rather a qualitative measure for the interface properties. Rana *et al.*<sup>6</sup> reported a relative error of the oxide thickness extraction of 15% for a barrier thickness of 1.5 nm. This error is expected to increase further for thinner barriers.

The parameters of group 5 show that the area fraction of tunnel junctions decreases by orders of magnitude for a 200 nm thick dielectric. During the short peak temperature period of the firing process, the glass frit seems to be unable to establish large-area penetration of the silicon oxide/silicon nitride stack system.

Independently of the type of dielectric, the current at small bias is overestimated by the model. A probable reason—in spite of deviations due to the simplified model—is

instability of the barrier and an interaction between the junction properties and the stress arising from the measurement itself. Section IV F gives more details regarding this effect.

### E. Suitability for integrated bypass functionality

The utilization of a screen-printed MIS junction seems to be a promising and easily applicable approach for the realization of a solar cell integrated bypass functionality. All investigated structures with intermediate dielectric outperform group 1 without dielectric coating regarding low leakage current under forward bias (see Fig. 3). The impact of the bypass leakage current  $j_{\text{bypass,leakage}}(V)$  on the conversion efficiency is easily calculated by subtracting it from a reference current-voltage curve  $j_{\text{cell,reference}}(V)$  and performing a subsequent analysis of the maximum power point of the resulting characteristic

TABLE III. Impact of an integrated bypass junction with an area coverage of  $c_{\text{bypass}} = 5\%$  on the conversion efficiency ( $\Delta\eta_{\text{leak,fwd}}$ ) and reverse bias heat dissipation  $P_{\text{heat,rev,10A}}$  for a current of 10 A and a cell area of  $240\text{ cm}^2$ . The illuminated forward characteristic of an HIP-MWT solar cell<sup>41</sup> with a conversion efficiency of  $\eta = 20.2\%$  and the data from Fig. 3 are used for the calculation of  $\Delta\eta_{\text{leak,fwd}}$ . For group 5, the current  $I$  does not reach 10 A at  $V = -15\text{ V}$  but only 4.25 A, thus the heat dissipation is given in braces.

Group	SiO <sub>2</sub> (nm)	SiN <sub>x</sub> (nm)	$\Delta\eta_{\text{leak,fwd}}$ (% <sub>abs</sub> )	$P_{\text{heat,rev,10A}}$ (W/cell)
1			-0.87	36.6
2		50	-0.18	42.6
3		100	-0.46	126
4	100		-0.09	40.1
5	100	100	-0.20	(63.8), $V$ limit

$$j_{\text{cell,bypass}}(V) = j_{\text{cell,reference}}(V) - c_{\text{bypass}} j_{\text{bypass,leakage}}(V). \quad (4)$$

For a solar cell with an assumed bypass area coverage of  $c_{\text{bypass}} = 5\%$ , the efficiency decreases as shown in Table III for the data from Fig. 3 (it is important to note that  $c_{\text{bypass}}$  is the macroscopic area fraction of the bypass area as depicted in Fig. 1). For a given string current, the reverse breakdown voltage directly correlates with the heat dissipation under reverse bias. Table III also summarizes the thermal power  $P_{\text{heat,rev,10A}}$  that results from each characteristic in Fig. 3 for a single shaded solar cell with an assumed string current of 10 A, and again,  $c_{\text{bypass}} = 5\%$ .

Since both heat dissipation and efficiency decrease should be as low as possible, groups 2 and 4 represent the most promising configurations for integrated bypass functionality. The efficiency drop of group 4 is less than 0.1% absolute while the maximum heat dissipation is roughly 40 W. This heat dissipation already seems feasible, if an appropriate thermal coupling of the bypass area to the module surface is provided. Geisemeyer *et al.*<sup>19</sup> reported that a solar cell (156 mm edge length) homogeneously dissipating 80 W is not harmful to the encapsulation material. It is important to note that the efficiency drop given in Table III is calculated from the initial current-voltage measurement. According to Sec. IV F, the leakage current might increase after repeated measurements. However, recent experiments with novel silver pastes show significantly improved stability during repeated measurements and will be published in a subsequent work.

Lowest heat dissipation was observed for group 1 without intermediate dielectric. However, the efficiency drop of

this structure is not tolerable. Recent publications show that there are new silver pastes available that allow for a fabrication of MWT solar cells where the external rear n-type silver contact is not separated from the p-type bulk by a dielectric layer.<sup>40</sup> This emphasizes the importance of the selection of appropriate silver paste ingredients for the realization of the bypass approach.

It is important to note that the silver paste used in the experiments is a commercially available product (a so-called non-contacting MWT via paste) that was introduced in 2009 and not adapted to this particular application. In the meantime, new silver pastes have been developed that show much lower leakage currents.<sup>42,43</sup> Therefore, we consider this work as a first proof of principle and expect significant further improvements with specially adapted silver pastes. In conclusion, an implementation of the bypass structure without any impact on the conversion efficiency seems achievable when using appropriate contact pastes and dielectrics. In addition to the hot-spot prevention, the proposed bypass structure significantly reduces the loss in module output power if single solar cells are shaded.

## F. Stability after repeated measurements

All previously presented samples were measured only once under reverse and forward bias, the total measurement duration being  $\approx 20\text{ ms}$ . As already mentioned, an impact of the measurement itself on the contact properties is possible since tunneling electrons are able to generate hot holes that facilitate trap formation.<sup>44,45</sup> Thus, the contact properties may change during the measurement that starts at zero bias. This would explain the deviations between the model and the measured data at low voltages where the sample was exposed to only little injected charge.

To investigate this effect, we conduct repeated measurements (16 times) on a sample with a 100 nm thick silicon nitride layer. Fig. 8 presents the results including the forward characteristics in the voltage range below 1 V which are relevant for the intended bypass application. The silicon nitride layer of this sample was deposited using a PECVD recipe different from group 3 presented above whereas all other properties are equal. This explains the slight difference to the previously presented data for group 3.

With increasing number of subsequent measurements, the current increases both under forward and reverse biases.

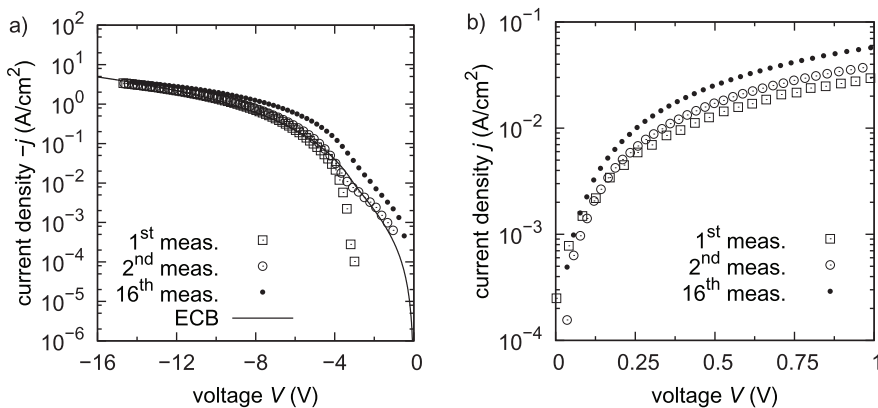


FIG. 8. Reverse (a) and forward (b) current-voltage characteristics of a sample with 100 nm silicon nitride dielectric after repeated measurements. The solid line represents a fit of the ECB tunnel model (Eq. (3)) to the initial measurement.

Interestingly, the deviation between the analytical tunnel model and the measured values is lower for the second measurement compared to the first one although the model was fitted to the first measurement. We attribute this to a change of the effective contact properties during the first measurement that is already visible at low bias during the second measurement. Thus, within the second measurement, the contact properties remain more constant and the agreement to the model increases.

Nevertheless, even after the second measurement, the contact properties still change. Similar behavior was already observed by Lohmüller *et al.*<sup>43</sup> Regarding the application as a bypass structure, the increasing current flow under forward bias causes increasing losses in fill factor and efficiency. Hence, more detailed investigations of the underlying phenomena are required. This will enable further progress in paste development.

## V. SUMMARY

The contact properties of screen-printed silver MIS contacts on crystalline p-type silicon with a boron concentration of  $\approx 7 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  and the impact of different intermediate dielectric layer systems have been investigated using special test structures. Despite the fact that the silver paste is intended for non-fire-through applications, areas with vanishing dielectric thickness have been identified in the microstructure analysis. These areas are expected to enable tunneling currents between the silver contact and the silicon. A model based on Fowler-Nordheim and direct tunneling is implemented and applied to describe the current-voltage characteristics of the test structures. Reasonable agreement was found between the experimental data and the model for silicon oxide barriers with an effective barrier thickness in the nanometer range.

The investigated screen-printed MIS contact is proposed as an integrated bypass junction for crystalline silicon solar cells. Such a junction is easily integrated in MWT-type solar cells without any additional process steps. Both maximum heat dissipation under reverse bias and impact on the forward characteristics were evaluated. The structures with intermediate silicon oxide layer show the lowest power dissipation under reverse bias ( $\approx 40 \text{ W}$  for  $10 \text{ A}$ ) and lowest efficiency decrease under normal operation ( $\approx 0.1\%_{\text{abs}}$ ). These promising results were realized with a silver paste that was not adapted to this particular application. We expect that optimized pastes allow for integrated bypass junctions without any impact on the conversion efficiency and might decrease the power dissipation even further. Since repeated measurements revealed a modification of the current-voltage characteristics, future investigations will focus on the long-term stability of the screen printed silver MIS junction and an evaluation of the efficiency drop after repeated application of reverse load.

## ACKNOWLEDGMENTS

The authors thank S. Werner for processing of the samples, J. Zielonka for the SEM images, E. Kopp for

proofreading of the manuscript and acknowledge the support of the whole PV-TEC team. B.T. wishes to thank W. Kwapil, D. Biro, R. Preu, Professor D. Kern, and Professor H. Clement for fruitful discussions.

- <sup>1</sup>F. Braun, *Ann. Phys. Chem* **153**, 556 (1874).
- <sup>2</sup>W. Schottky and W. Deutschmann, *Phys. Z.* **30**, 839 (1929).
- <sup>3</sup>W. Schottky, *Z. Phys.* **113**, 367 (1939).
- <sup>4</sup>R. H. Fowler and L. Nordheim, *Proc. R. Soc. London, Ser. A* **119**, 173 (1928).
- <sup>5</sup>K. Schuegraf and C. Hu, *IEEE Trans. Electron Devices* **41**, 761 (1994).
- <sup>6</sup>F. Rana, S. Tiwari, and D. A. Buchanan, *Appl. Phys. Lett.* **69**, 1104 (1996).
- <sup>7</sup>R. Clerc, A. Spinelli, G. Ghibaudo, and G. Pananakakis, *J. Appl. Phys.* **91**, 1400 (2002).
- <sup>8</sup>J. C. Ranuárez, M. Deen, and C.-H. Chen, *Microelectron. Reliab.* **46**, 1939 (2006).
- <sup>9</sup>Z. G. Li, L. Liang, A. S. Ionkin, B. M. Fish, M. E. Lewittes, L. K. Cheng, and K. R. Mikeska, *J. Appl. Phys.* **110**, 74304 (2011).
- <sup>10</sup>E. Cabrera, S. Olibet, J. Glatz-Reichenbach, R. Kopecek, D. Reinke, and G. Schubert, *J. Appl. Phys.* **110**, 114511 (2011).
- <sup>11</sup>C. Ballif, D. M. Huljić, G. Willeke, and A. Hessler-Wyser, *Appl. Phys. Lett.* **82**, 1878 (2003).
- <sup>12</sup>C.-H. Lin, S.-Y. Tsai, S.-P. Hsu, and M.-H. Hsieh, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **92**, 1011 (2008).
- <sup>13</sup>P. N. Vinod, *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **22**, 1248 (2011).
- <sup>14</sup>B. Thaidigsmann, S. Werner, S. Gutscher, F. Fertig, F. Clement, A. Wolf, and D. Biro, in *Technical Digest of the 21st International Photovoltaic Science and Engineering Conference, PVSEC* (ICS Convention Design, Tokyo, 2011).
- <sup>15</sup>F. Huster, S. Seren, G. Schubert, M. Kaes, G. Hahn, and O. Breitenstein, in *Proceedings of the 19th European Photovoltaic Solar Energy Conference, EU PVSEC* (WIP-Renewable Energies, Munich, 2004), pp. 832–835.
- <sup>16</sup>O. Breitenstein, J. P. Rakotoniaina, M. H. Al Rifai, and M. Werner, *Prog. Photovoltaics* **12**, 529 (2004).
- <sup>17</sup>B. Thaidigsmann, F. Clement, A. Wolf, E. Lohmüller, F. Fertig, D. Biro, and R. Preu, *Energy Procedia* **8**, 498 (2011).
- <sup>18</sup>F. Fertig, S. Rein, M. Schubert, and W. Warta, in *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC* (WIP-Renewable Energies, Munich, 2011), pp. 1168–1178.
- <sup>19</sup>I. Geisemeyer, F. Fertig, W. Warta, S. Rein, and M. C. Schubert, in *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC* (WIP-Renewable Energies, Munich, 2012).
- <sup>20</sup>W. Kwapil, M. Wagner, M. C. Schubert, and W. Warta, *J. Appl. Phys.* **108**, 23708 (2010).
- <sup>21</sup>S. Mahadevan, S. M. Hardas, and G. Suryan, *Phys. Status Solidi A* **8**, 335 (1971).
- <sup>22</sup>O. Breitenstein, J. Bauer, K. Bothe, W. Kwapil, D. Lausch, U. Rau, J. Schmidt, M. Schneemann, M. C. Schubert, J.-M. Wagner, and W. Warta, *J. Appl. Phys.* **109**, 71101 (2011).
- <sup>23</sup>M. Green, E. Gauja, and W. Withayachamnankul, *Sol. Cells* **3**, 233 (1981).
- <sup>24</sup>K. Chen, D. Chen, Y. Zhu, and H. Shen, *Sci. China, Ser. E: Technol. Sci.* **55**, 594 (2012).
- <sup>25</sup>E. van Kerschaver, R. Einhaus, J. Szlufcik, J. Nijs, and R. Mertens, in *Proceedings of the 2nd World Conference on Photovoltaic Energy Conversion* (1998), pp. 1479–1482.
- <sup>26</sup>B. Thaidigsmann, E. Lohmüller, U. Jäger, S. Mack, F. Lottspeich, A. Spribille, K. Birmann, D. Erath, A. Wolf, F. Clement, D. Biro, and R. Preu, *Phys. Status Solidi (RRL)* **5**, 286 (2011).
- <sup>27</sup>M. Lenzlinger and E. H. Snow, *J. Appl. Phys.* **40**, 278 (1969).
- <sup>28</sup>S.-H. Lo, D. Buchanan, Y. Taur, and W. Wang, *IEEE Electron Device Lett.* **18**, 209 (1997).
- <sup>29</sup>Y. C. Yeo, Q. Lu, W. C. Lee, T.-J. King, C. Hu, X. Wang, X. Guo, and T. P. Ma, *IEEE Electron Device Lett.* **21**, 540 (2000).
- <sup>30</sup>J. Wu, L. Register and E. Rosenbaum, in *1999 IEEE International Reliability Physics Symposium Proceedings* (IEEE Service Center, Piscataway, NJ, 1999), pp. 389–395.
- <sup>31</sup>B. Hu, S.-H. Huang, and F.-M. Wu, *J. Comput. Theor. Nanosci* **9**, 918 (2012).
- <sup>32</sup>R. Clerc, P. O'Sullivan, K. McCarthy, G. Ghibaudo, G. Pananakakis, and A. Mathewson, *Solid-State Electron.* **45**, 1705 (2001).

- <sup>33</sup>G. Kulushich, R. Zapf-Gottwick, V. X. Nguyen, and J. H. Werner, *Phys. Status Solidi (RRL)* **6**, 370 (2012).
- <sup>34</sup>Z. A. Weinberg, *J. Appl. Phys.* **53**, 5052 (1982).
- <sup>35</sup>K.-K. Hong, S.-B. Cho, J. S. You, J.-W. Jeong, S.-M. Bea, and J.-Y. Huh, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **93**, 898 (2009).
- <sup>36</sup>M. Hörteis, T. Gutberlet, A. Reller, and S. W. Glunz, *Adv. Funct. Mater.* **20**, 476 (2010).
- <sup>37</sup>S. Lombardo, J. H. Stathis, B. P. Linder, K. L. Pey, F. Palumbo, and C. H. Tung, *J. Appl. Phys.* **98**, 121301 (2005).
- <sup>38</sup>M. Kimura and T. Ohmi, *J. Appl. Phys.* **80**, 6360 (1996).
- <sup>39</sup>Y. Okada and Y. Tokumaru, *J. Appl. Phys.* **56**, 314 (1984).
- <sup>40</sup>W. Yin, X. Wang, F. Zhang, and L. Zhang, *IEEE J. Photovolt.* **3**, 697 (2013).
- <sup>41</sup>B. Thaidigsmann, M. Linse, A. Wolf, F. Clement, D. Biro, and R. Preu, *Green* **2**, 171 (2012).
- <sup>42</sup>R. S. Watt, G. Laudisio, Y. Wang, H. Hsueh, J. Mo, and A. C. Street, in *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC* (WIP-Renewable Energies, Munich, 2011), pp. 2174–2176.
- <sup>43</sup>E. Lohmüller, B. Thaidigsmann, S. Werner, F. Clement, A. Wolf, D. Biro, and R. Preu, in *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, EU PVSEC* (WIP-Renewable Energies, Munich, 2012), pp. 590–595.
- <sup>44</sup>R. Degraeve, B. Kaczer, and G. Groeseneken, *Microelectron. Reliab.* **39**, 1445 (1999).
- <sup>45</sup>S. Ogawa and N. Shiono, *Appl. Phys. Lett.* **61**, 807 (1992).