Einseitig kontaktierte amorph/kristalline Silizium Heterosolarzellen

Vom Wafer zur kristallinen Silizium-Dünnschichtsolarzelle auf Glas

vorgelegt von Dipl-Ing. (FH), M.Sc. **Jan Haschke** geboren in Berlin

von der Fakultät IV - Elektrotechnik und Informatik der Technischen Universität Berlin zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurswissenschaften - Dr.-Ing. -

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss

Vorsitzender:	Prof. Dr. Christian Boit
Gutachter:	Prof. Dr. Bernd Rech
	Prof. Dr. Jef Poortmans
	Prof. Dr. Rutger Schlatmann

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 3. November 2014

Berlin 2015

« S'il vous plaît ... dessine-moi une cellule solaire ! »

Comme cela me semblait plus facile, j'ai dessiné une cellule standard à BSF d'aluminium.

« Non ! Non ! Je ne veux pas d'une cellule solaire avec des contacts diffusés. Il y a beaucoup trop de recombinaisons de dans, et ils ont besoin de températures élevées. Je veux une cellule dans la quelle les porteurs de charge vivent long temps. »

Alors j'ai dessiné une cellule solaire à hétérojonctions a-Si:H/c-Si. « Non ! Celle-là comporte beaucoup d'absorption parasitaire à la face avant. Fais-en une autre. »

Je dessinai une cellule à contacts arrière interdigités.

« Tu vois bien ... cette cellule est très complexe. Et probablement trop chère ... »

Alors, faute de patience, je griffonnai ce dessin-ci. Et je lançai:



« Ça c'est la caisse. La cellule que tu veux est de dans. »

Mais je fus bien surpris de voir s'illuminer son visage :

« Tiens ! Une cellule solaire à partir de couches minces de silicium cristallin préparé par cristallisation d'état liquide à contacts arrière à hétérojonctions. C'est tout à fait comme ça que je la voulais ! »

plus ou moins d'après Antoine de Saint-Exupéry

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung									
	1.1	Kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzellen								
	1.2	Waferbasierte Hocheffizienz-Zellkonzepte								
	1.3	Solarz	ellenkonzepte dieser Arbeit	6						
		1.3.1	Waferbasierte Rückkontakt-Solarzellen mit Silizium-Heterokontakten	6						
		1.3.2	Dünnschicht-Solarzellen mit einseitigen Silizium-Heterokontakten	7						
	1.4	Aufba	u der Arbeit	9						
2	Grundlagen und Charakterisierungsmethoden 11									
	2.1	Solarz	ellen	11						
		2.1.1	Ersatzschaltbild	13						
		2.1.2	Charakteristische Kenngrößen der Hellkennlinie	14						
	2.2	Mater	ialeigenschaften von Silizium	15						
		2.2.1	Rekombination	15						
		2.2.2	Ladungsträgertransport	18						
	2.3	Rücks	eitig kontaktierte Solarzellen	19						
	2.4	Der Si	lizium-Heteroübergang	20						
	2.5	Chara	kterisierungsmethoden	21						
		2.5.1	Hellkennlinienmessung	21						
		2.5.2	Beleuchtungsabhängige Messung der Leerlaufspannung	21						
		2.5.3	Transiente und quasi-stationäre Photoleitfähigkeitsmessung $\ . \ . \ .$	22						
		2.5.4	Transfer-Längen Methode	24						
3	Prol	benpräp	paration und numerische Simulation	27						
	3.1 Herstellung der Solarzellen									
		3.1.1	Waferbasierte Rückkontakt-Solarzellen mit Silizium-Heterokontakten	28						
		3.1.2	Kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzellen	31						
	3.2	rische Simulation	37							
		3.2.1	Beschreibung des Modells	37						
		3.2.2	Hellkennlinienparameter in Abhängigkeit der Absorberdicke und wei-							
			terer Kenngrößen	38						
	3.3	3 Zusammenfassung des Kapitels								

4	Entv	Entwicklung und Analyse von waferbasierten Rückkontakt-Solarzellen mit Silizium-						
	Het	Heteroübergang						
	4.1	c-Si(p)	Absorber	43				
		4.1.1	Rückkontakt-Solarzelle mit punktförmigen Majoritätenkontakten $% \mathcal{A}$.	43				
		4.1.2	Diskussion der Injektionsabhängigkeit der Vorderseitenpassivierung .	47				
	4.2	c-Si(n)	Absorber	48				
		4.2.1	Injektionsabhängige Oberflächenpassivierung durch amorphe Silizi- umschichten	48				
		122	Bückkontakt-Solarzelle mit interdigitierenden Silizium-Heterokontakten	50				
		423	Injektionsahhängigkeit der Vorderseitennassivierung	55				
	13	T.2.0	sion waferbasierte Bückkontakt-Solarzellen	56				
	4.5	Zusam	menfassung des Kapitels	58				
	4.4	Zusam		00				
5	Kris	talline	Silizium-Dünnschichtsolarzellen auf Glas mit einseitigem Kontaktsys-					
	tem			61				
	5.1	c-Si(p)	Absorber	63				
		5.1.1	Variation der Absorberdotierung	63				
		5.1.2	Einseitig kontaktierte Solarzelle mit großflächigem Heterokontakt für	~ ~				
			Minoritätsladungsträger	65				
		5.1.3	Injektionsabhängige Rekombination an der SiO_2/c - $Si(p)$ Grenzfläche	68				
	5.2	c-Si(n)	Absorber	70				
		5.2.1	Elektronen-Hall-Beweglichkeit in n-dotierten LPC Siliziumschichten	71				
		5.2.2	Variation der Absorberdotierung	72				
		5.2.3	Rückkontakt-Solarzelle mit großflächigem Heterokontakt für Minori-					
			tätsladungsträger	73				
		5.2.4	Rückkontakt-Solarzelle mit interdigitierenden Silizium-Heterokontakten	83				
		5.2.5	Stabilität	85				
	5.3	Zusam	menfassung des Kapitels	86				
6	Disk	cussion	der Potentiale kristalliner Silizium-Dünnschichtsolarzellen	87				
	6.1	Absorb	perdotierung: n-Typ vs. p-Typ	88				
	6.2	Neues	Kontaktsystem für Rückkontakt-Solarzellen mit interdigitierenden					
		Siliziu	m-Heterokontakten	89				
	6.3	Perspe	ktiven für Wirkungsgrade über 15%	90				
7	Zus	amment	fassung	93				
Α	Sym	ıbolverz	reichnis	95				
В	Abk	ürzungs	sverzeichnis	97				

С	Ausl	Auslegung des FrontERA Kontaktsystems			
D Aluminiuminduzierte Degradation der a-Si:H Passivierung					
Е	Eind	imensionale numerische Simulation	103		
	E.1	Optische Modellierung von Silizium-Dünnschichtsolarzellen mit AFORS-HET	103		
	E.2	Externe Quanteneffizienz einer Silizium-Dünnschichtsolarzelle in Superstrat-			
		Konfiguration	104		
F	Zwe	idimensionale numerische Simulation	105		
	F.1	Einfluss kleiner Bereiche auf die Hellkennlinienparameter	105		
	F.2	Hellkennlinien bei teilweise metallisierten a -Si:H Kontakten \ldots	106		
Ve	röffe	ntlichungen des Autors	115		

1 Einleitung

Im Mai 2013 lag die Konzentration von Kohlenstoffdioxid (CO₂) in der Erdatmosphäre erstmals über 400 ppm und damit etwa 100 ppm höher als die auf der Basis von Eisbohrkernen aus der Antarktis bestimmte Konzentration innerhalb der letzten 800 000 Jahre [1, S. 47]. Einen Anteil an der Emission von CO₂ trägt auch die Bereitstellung von elektrischer Energie. Im Jahr 2011 wurden 68 % des weltweiten Bedarfs an elektrischer Energie mithilfe der Verbrennung der fossilen Energieträger Öl, Kohle und Erdgas gedeckt [2, S. 24]. Neben Wasser-, Wind- und Biomassekraftwerken kann auch die Photovoltaik, das heißt die direkte Umwandlung von Solarstrahlung in elektrische Energie einen Beitrag zur Elektrizitätsversorgung leisten. Trotz der stetigen Reduzierung der Kosten (EUR/ W_p) macht derzeit der Preis der Solarzellen-Module noch gut die Hälfte der Kosten eines Photovoltaikkraftwerks aus [1, S. 8]. Der Quotient EUR/ W_p muss also weiter verringert werden. Dies geschieht idealerweise sowohl mit der Senkung der Herstellungskosten (EUR) als auch einer Steigerung der Leistung (W_p) beziehungsweise des Wirkungsgrades.

Bisher ist Silizium das dominierende Ausgangsmaterial für die Herstellung von Solarzellen. Waferbasierte kristalline Siliziumsolarzellen besitzen einem Marktanteil über 85 % bei Betrachtung eines Zeitabschnitts der letzen 10 Jahre [3]. Dabei dominierten, vor allem zu Anfang, hauptsächlich auf multikristallinem Siliziummaterial basierende Solarzellen, welches zum damaligen Zeitpunkt deutlich kostengünstiger herzustellen war als monokristallines Silizium.

Eine weitere Strategie, um die Kosten zu reduzieren, ist die Verwendung dünnerer Siliziumabsorber, für eine effizientere Ausnutzung des Siliziums. Um deutlich von dünneren Absorber profitieren zu können, bedarf es gleichzeitig neuer Technologien für das Abtrennen der Siliziumwafer vom Siliziumblock, da mit dünner werdenden Siliziumwafern, ohne angepasste Verfahren zum Sägen dünner Wafer, die Sägeverluste zunehmen. Ferner werden bei der Verwendung sehr dünner Siliziumscheiben auch neue Konzepte für die Handhabung während der Prozessierung benötigt [4]. Eine Alternative zu der Prozessierung einzelner Solarzellen und der anschließenden Weiterverarbeitung zu einem Modul ist die direkte Prozessierung der Solarzellen auf Glas mit integrierter Modulverschaltung. Dabei können noch deutlich dünnere Schichten verwendet werden, welche als freistehende Einzelzellen nicht mehr händelbar wären und es besteht weiteres Kosteneinsparpotential durch die direkte Herstellung des Moduls. Andere Ansätze basieren auf der Verwendung von hochqualitativem Wafermaterial und Zellprozessen für hocheffiziente Solarzellen. Im folgenden Abschnitt werden die bisher verfolgten Ansätze für kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzellen vorgestellt. Im darauf folgenden Abschnitt werden zwei weitere Ansätze vorgestellt, welche auf die Verringerung des Quotienten EUR/W_{p} durch einen möglichst hohen Wirkungsgrad setzen.

1.1 Kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzellen

Seit mehreren Jahren gibt es Bestrebungen, eine kostengünstige Alternativtechnologie zu den auf multikristallinen Wafern basierenden Solarzellen zu finden. Eine Herausforderung ist dabei die Herstellung möglichst großkörniger polykristalliner Siliziumschichten auf Glas. Eine Möglichkeit ist die Kristallisation mit Hilfe von Aluminium (AIC¹). Trotz verhältnismäßig großer Körner, welche mit Durchmessern von 1 µm bis 100 µm die Absorberdicke von 3 µm teilweise deutlich übersteigen, ist der höchste erreichte Wirkungsgrad für diesen Ansatz mit 8,5% trotz potentiell niedrigerer Kosten zu gering, um zur Wafertechnologie konkurrenzfähig zu sein [5]. Der höchste Wirkungsgrad für Solarzellen basierend auf polykristallinem Silizium auf Glas wurde mit dem Ansatz der Festphasenkristallisation (SPC²) von der Firma CSG Solar im Jahr 2007 von Keevers et al. gezeigt. Er liegt bei 10,4 % für ein Minimodul bestehend aus 20 Einzelzellen [6]. Die Korngröße bewegt sich vermutlich³ im Bereich der Schichtdicke des Absorbers, welche 2,2 µm beträgt. Die Effizienz ist dabei hauptsächlich durch die geringe offene Klemmenspannung der Einzelzellen limitiert, welche unter 500 mV liegt. Mit 553 mV deutlich höhere offene Klemmenspannungen wurden auf n-dotierten Siliziumabsorbern bereits 1996 von Matsuyama et al. von der Firma Sanyo Electric Co. gezeigt [8]. Die Absorber wurden mit einem SPC Verfahren auf einem Metallsubstrat hergestellt und ermöglichten bereits verhältnismäßig früh Silizium-Dünnschichtsolarzellen mit einer Effizienz von 9,2%.

 $^{^3}$ In [6] ist die Korngröße nicht angegeben. In [7] wurde aus verwandten Publikationen ein Bereich von $1\,\mu{\rm m}$ bis $3\,\mu{\rm m}$ abgeschätzt.



Abbildung 1.1: Foto eines 40 µm dicken elektronenstrahlkristallisierten Siliziumabsorbers auf Glas (links), der mit einer alkalischen Ätzlösung behandelt wurde, um die Sichtbarkeit der Körner zu verstärken. Die Ziehrichtung des Elektronenstrahls während der Kristallisation war von oben nach unten. Dazu im Vergleich ein mit KOH schadensgeätzter multikristalliner Siliziumwafer (rechts).

 $^{^{1}}$ aluminium
induzierte Kristallisation, engl.: Aluminium induced crystallisation

² Festphasenkristallisation, engl.: solid phase crystallisation

Kristallisation	$V_{\rm OC}$	$j_{ m SC}$	FF	η	Jahr d.	Quelle
des Absorbers	(mV)	$(\mathrm{mAcm^{-2}})$	(%)	(%)	Veröff.	
SPC	553	25,0	66,4	9,2	1996	[8]
SPC	492	29,5	$72,\!1$	10,4	2007	[6]
e-LPC	545	11,8	74,1	4,7	2010	[13]
l-LPC	557	24,2	$62,\!3$	8,4*	2012	[14]
l-LPC	585	$27,\!6$	$72,\!4$	$11,7^{*}$	2013	[15]

Tabelle 1.1: Übersicht ausgewählter Hellkennlinienparameter von kristallinen Silizium-Dünnschichtsolarzellen. e-LPC: elektronenstrahlinduzierte Flüssigphasenkristallisation, l-LPC: laserinduzierte Flüssigphasenkristallisation. Die Wirkungsgrade der mit * markierten Ergebnisse sind nicht stabil.

Dem Autor sind jedoch auf diesem Gebiet keine späteren Veröffentlichungen der Gruppe bekannt.

Motiviert durch die verhältnismäßig niedrigen Wirkungsgrade der siliziumbasierten Dünnschicht-Ansätze, sind verschiedene Ablösetechniken in den Fokus der Forschung gerückt. Bei diesen Ansätzen werden dünne, monokristalline Siliziumabsorber mit Schichtdicken in der Größenordnung von 40 µm auf einem potentiell wiederverwendbaren Substratwafer vorprozessiert, abgelöst, auf ein günstiges Substrat aufgebracht und zu Zellen und Modulen weiterverarbeitet. Basierend auf unterschiedlichen Ansätzen konnten so Wirkungsgrade bis zu 20,1 % erreicht werden [9–11]. Auf der Basis eines kommerziellen "silicon on insulator"-Wafers, wurde mit einem nanotexturierten 10 µm dicken Siliziumabsorber ein Wirkungsgrad von 13,7 % erreicht [12]. Die hohen Wirkungsgrade werden durch die hohe Qualität des monokristallinen Absorbers ermöglicht, welche jedoch mit einem verhältnismäßig hohen Energiebedarf für den Herstellungsprozess einhergeht: das Czochralski- [9, 12] oder das Zonenschmelzverfahren (FZ^4) [10].

Die aktuellsten und vielversprechendsten Forschungsergebnisse bezüglich kristalliner Siliziumsolarzellen auf Glas wurden auf der Basis von flüssigphasenkristallisiertem Silizium erreicht. Bei der Flüssigphasenkristallisation (LPC^5) wird eine amorphe oder nanokristalline Siliziumschicht auf einem Glassubstrat mittels einer Linienquelle wie beispielsweise einem Elektronenstrahl (e-LPC) oder einem Laser (l-LPC) kristallisiert. Dabei verfährt die Quelle über die Probe und schmilzt die Siliziumschicht vollständig auf, welche anschließend zu großkörnigem polykristallinem Silizium kristallisiert. Die Körner sind in Ziehrichtung bis zu mehrere Zentimeter lang und mehrere Millimeter breit, wie in Abb. 1.1 zu erkennen ist. Im Jahr 2010 wurde von Amkreutz *et al.* erstmals eine Solarzelle auf Basis eines 10 µm dicken, mittels Elektronenstrahl kristallisierten Siliziumabsorbers mit einer offenen Klemmenspannung deutlich über 500 mV vorgestellt [13, 16] (vgl. Tabelle 1.1). Zwei Jahre später zeigten

⁴ engl.: float-zone

⁵ Flüssigphasenkristallisation, engl.: liquid phase crystallisation

Dore *et al.* von einer Gruppe der University of New South Wales (UNSW) Australia eine Solarzelle mit einer offenen Klemmenspannung von 557 mV und einem Wirkungsgrad von 8,4%, deren ebenfalls 10 µm dicker Siliziumabsorber mittels Laser kristallisiert wurde [14]. Im Laufe der vorliegenden Arbeit wurde von Dore *et al.* eine weitere Verbesserung dieses Solarzellentyps vorgestellt, mit einer offenen Klemmenspannung von 585 mV konnte ein Wirkungsgrad von 11,7% erreicht werden. Der Wert ist jedoch nicht stabil. Nach drei Tagen reduziert sich der Wirkungsgrad auf etwa 10,0% [15]. Eine Übersicht ausgewählter Ergebnisse kristalliner Siliziumsolarzellen auf Glas ist in Tabelle 1.1 gegeben.

1.2 Waferbasierte Hocheffizienz-Zellkonzepte

Eine andere Möglichkeit, den Quotienten EUR/ W_p zu verringern, ist die Erhöhung der Leistung (W_p). Praktisch heißt das für die Solarzellen die Steigerung des Wirkungsgrades η . Notwendige Voraussetzungen für einen hohen Wirkungsgrad sind einerseits eine hohe Kurzschlussstromdichte j_{SC} und andererseits eine hohe offene Klemmenspannung V_{OC} .

Eine hohe Kurzschlussstromdichte kann mit ausschließlich **rückseitig kontaktierten Solarzellen** erreicht werden. Bei diesem Solarzellentyp entfällt die Verschattung durch den vorderseitigen Kontakt. Solarzellen mit interdigitierenden, rückseitigen Kontakten (IBC⁶) werden seit über 20 Jahren von der Firma SunPower produziert. Während SunPower zunächst auf diffundierte Kontakte setzte und damit in der Produktion Wirkungsgrade über 22 % erreichte [17, 18], werden mittlerweile "passivierte" Kontakte verwendet, welche offene Klemmenspannungen deutlich über 700 mV ermöglichen.

Auch Silizium-Heterokontakte (SHJ^7) stellen eine Form von passivierten Kontakten dar. Solarzellen mit Silizium-Heterokontakten werden von der Firma Panasonic (früher Sanyo) industriell hergestellt. Die Kontakte werden hier nicht über die Eindiffusion von Dotieratomen, sondern über die Abscheidung hydrogenisierter, amorpher Siliziumschichten (*a*-Si:H) erzeugt. Aufgrund der unterschiedlichen Bandlücken von kristallinem und amorphem Silizium spricht man von Heterokontakten. Die hohen offenen Klemmenspannungen werden durch die sehr gute Absättigung von Defekten an der Oberfläche des kristallinen Siliziumabsorbers durch die amorphen Siliziumschichten erreicht.

Die Kombination beider Ansätze ist naheliegend und seit einigen Jahren Gegenstand der Forschung. Erste Solarzellen mit interdigitierenden Silizium-Heterokontakten wurden 2007 von Lu *et al.* vorgestellt [19]. Mittlerweile forschen weltweit mehrere Gruppen auf diesem Gebiet [20–26]. Im Jahr 2011 wurde von Mingirulli *et al.* erstmals eine IBC-SHJ Solarzelle mit einem Wirkungsgrad über 20% vorgestellt [27], welcher später vom Fraunhofer ISE unabhängig bestätigt wurde. Im April 2014 wurde von der Firma Panasonic mit 25,6% ein neuer Weltrekord für den Wirkungsgrad von siliziumbasierten Solarzellen vorgestellt. Die Solarzelle ist ausschließlich rückseitig kontaktiert und besitzt Silizium-Heterokontakte

⁶ engl.: interdigitated back contact

 $^{^7}$ engl.: Silicon hetero junction

Zelltruktur	Kontakte	$V_{\rm OC}$	$j_{ m SC}$	FF	η	Jahr d.	Quelle
		(mV)	$(\mathrm{mAcm^{-2}})$	(%)	(%)	Veröff.	
IBC	diffundiert	680	40,9	80,0	22,2	2007	[18]
IBC	"passiviert"	730	41,2	$83,\!0$	$25,\!0$	2014	[30]
beids.	SHJ	750	39,5	83,2	24,7	2013	[31]
IBC	SHJ	740	41,8	82,7	$25,\!6$	2014	[28]

Tabelle 1.2: Hellkennlinienparameter von ausgewählten waferbasierten, hocheffizientenSiliziumsolarzellen.

[28]. Auch die Firma Sharp hat im Jahr 2014 eine IBC-SHJ Solarzelle mit einem (nicht unabhängig bestätigten) Wirkungsgrad über 25% gezeigt [29]. In Tabelle 1.2 sind einige wichtige Ergebnisse zu rückseitenkontaktierten Solarzellen und Solarzellen mit Silizium-Heterokontakten aufgelistet.

1.3 Solarzellenkonzepte dieser Arbeit

Das Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung und Optimierung hocheffizienter Silizium-Dünnschichtsolarzellen mit Silizium-Heterokontakten. Dafür wurde zunächst an verschiedenen einseitigen Kontaktsystemen für waferbasierte Solarzellen gearbeitet, welche im folgenden Abschnitt vorgestellt werden. Danach werden die Kontaktsysteme für kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzellen vorgestellt, welche im Rahmen dieser Arbeit entwickelt und erstmalig technologisch umgesetzt wurden.

1.3.1 Waferbasierte Rückkontakt-Solarzellen mit Silizium-Heterokontakten

Punktförmige Majoritätenkontakte

Bei diesem Kontaktsystem ist der Majoritätenkontakt punktförmig ausgeführt. Wie in Abb. 1.2 dargestellt, sind dafür sowohl der *a*-Si:H Minoritätenkontakt als auch die Metallisierung des Minoritätenkontakts punktförmig geöffnet. Diese beiden Schichten sind von einer Isolationsschicht ummantelt, die an den gleichen Stellen geöffnet ist, jedoch mit Punkten kleineren Durchmessers. Über der Isolationsschicht liegen sowohl die *a*-Si:H Majoritätenkontaktschicht als auch die Metallisierung des Majoritätenkontakts, die über die Öffnungen in der Isolationsschicht den Absorber kontaktieren. Durch die punktförmigen Majoritätenkontakte lassen sich relativ große Flächenanteile des Minoritätenkontakts, bei vergleichsweise geringem Anteil des Bereichs zwischen Minoritäten- und Majoritätenkontakt erreichen. Die Herausforderung liegt vor allem darin, eine zuverlässige Isolationsschicht zu realisieren.



Abbildung 1.2: Schematischer Aufbau des PRECASH Kontaktsystems für waferbasierte Solarzellen.

Interdigitierende Kontakte

Eine naheliegende Art, zwei Kontakte auf der selben Seite eines Absorbers zu platzieren ist in der Form von interdigitierenden Kontakten. Der Aufbau einer derartigen Kontaktierung ist in Abb. 1.3 dargestellt. Auf der Rückseite des Absorbers bilden alternierend dotierte *a*-Si:H Streifen den Minoritäten- und Majoritätenkontakt. Der Bereich zwischen den Kon-



Abbildung 1.3: Schematischer Aufbau des IBC-SHJ Kontaktsystems für waferbasierte Solarzellen.

takten ist hier im Vergleich zu punktförmigen Majoritätenkontakten deutlich größer⁸. Der Vorteil von interdigitierenden Kontakten ist, dass keine Isolationsschicht benötigt wird. Die Herausforderung liegt hier darin, die a-Si:H Schichten zu strukturieren, ohne sich bereits auf dem Absorber befindende a-Si:H Schichten zu entfernen oder zu schädigen.

1.3.2 Dünnschicht-Solarzellen mit einseitigen Silizium-Heterokontakten

Einseitiges bifaciales Kontaktsystem

Speziell für flüssigphasenkristallisierte Silizium-Dünnschichtabsorber auf Glas wurde im Rahmen dieser Arbeit ein Kontaktsystem entwickelt, welches neben der Beleuchtung der Solarzelle durch das Glas auch die Beleuchtung von der Seite ermöglicht, auf der sich das Kontaktsystem befindet. Da es sich bei dieser Konfiguration ausschließlich auf der Vorderseite⁹ der Solarzelle befindet und explizit für elektronenstrahlkristallisierte Absorber¹⁰ entwickelt worden ist, trägt es den Namen FrontERA. Je nach dem, ob es auf einen n-dotierten



Abbildung 1.4: Schematischer Aufbau des FrontERA Kontaktsystems für Solarzellen mit flüssigphasenkristallisiertem Absorber auf Glas. a) für n-dotierte Absorber, b) für p-dotierte Absorber.

⁸ Gilt bei gleichen Flächenanteilen der Kontakte und gleichem Abstand zwischen zwei Kontakten der gleichen Dotierung (Pitch).

⁹ engl.: **Front** side

 $^{^{10}}$ engl.: Electron-beam Recrystallised Absorber

oder p-dotierten Absorber aufgebaut wird, ist der Schichtaufbau leicht unterschiedlich, wie in der schematischen Darstellung in Abb. 1.4 zu erkennen ist. Zur Kennzeichnung dessen werden die Bezeichnungen FrontERA(n) und FrontERA(p) verwendet. Bei Beleuchtung von der Glasseite kann auf das TCO ein diffuser Rückreflektor aufgebracht werden, um so die Lichteinkopplung in den Absorber zu erhöhen. Dies ist in der Abbildung exemplarisch für den FrontERA(n) Aufbau dargestellt. Für die FrontERA Kontaktsysteme wird ebenfalls eine Isolationsschicht benötigt.

Interdigitierende Kontakte

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein weiteres Kontaktsystem mit interdigitierenden Silizium-Heterokontakten entworfen. Es unterscheidet sich Hauptsächlich durch den großen Anteil des Minoritätenkontakts von dem weiter oben vorgestellten IBC-SHJ Kontaktsystem für Siliziumwafer (vgl. Tabelle 5.1 und Fußnote auf S. 49). Ein weiterer wesentlicher Unterschied ist ein anderer Herstellungsprozess, auf den jedoch erst in Abschnitt 3.1.2 eingegangen wird. Zur Unterscheidung von dem IBC-SHJ Kontaktsystem für Siliziumwafer soll es mit dem Kürzel IBC-SHJ^{TF 11} bezeichnet werden. Es benötigt ebenfalls keine Isolationsschicht.



Abbildung 1.5: Schematischer Aufbau des IBC-SHJ^{TF} Kontaktsystems.

 $^{^{11}}$ TF für "Dünnschicht", engl.: thin-film

1.4 Aufbau der Arbeit

In dieser Arbeit werden verschiedene Teilschritte auf dem Weg hin zu hocheffizienten rückseitenkontaktierten Silizium-Heterosolarzellen auf Glas beschrieben.

Zunächst werden in **Kapitel 2** die wichtigsten Grundlagen zu rückseitenkontaktierten Silizium-Heterosolarzellen und den verwendeten Charakterisierungsmethoden gegeben. In **Kapitel 3** wird im ersten Abschnitt die Herstellung der in dieser Arbeit diskutierten Solarzellen beschrieben und im zweiten Abschnitt mit Hilfe von eindimensionalen numerischen Simulationen einer Solarzelle mit rückseitigem *pn*-Übergang auf die Besonderheiten bei der Verwendung dünnerer Absorber eingegangen. **Kapitel 4** zeigt die Ergebnisse der durchgeführten Entwicklung und Analyse von waferbasierten Rückkontakt-Solarzellen mit Silizium-Heterokontakten. Die Ergebnisse der kristallinen Silizium-Dünnschichtsolarzellen auf Glas werden in **Kapitel 5** vorgestellt. **Kapitel 6** befasst sich mit der Diskussion hauptsächlich der in Kapitel 5 vorgestellten Ergebnisse sowie Perspektiven für kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzellen mit Wirkungsgraden im Bereich von 15%. Die Arbeit wird mit einer Zusammenfassung in **Kapitel 7** abgeschlossen.

2 Grundlagen und Charakterisierungsmethoden

In diesem Kapitel sollen die Grundlagen geschaffen werden, die für das Verständnis dieser Arbeit benötigt werden. Dabei werden zunächst die wichtigsten physikalischen Grundlagen von Solarzellen erläutert und es wird auf die Besonderheiten von einseitig kontaktierten Silizium-Heterosolarzellen eingegangen. Außerdem werden einige zentrale Begriffe definiert, sowie die in dieser Arbeit verwendeten Messverfahren erläutert. Teile dieses Abschnitts wurden der Masterarbeit des Autors [32] entnommen.

2.1 Solarzellen

Nachfolgend soll ein kurzer Überblick über die wichtigsten Vorgänge in Solarzellen und die Voraussetzungen für das Erreichen hoher Wirkungsgrade gegeben werden. Auf eine tiefergehende Abhandlung der physikalischen Grundlagen wird an dieser Stelle jedoch verzichtet. Dafür sei auf Standardwerke wie beispielsweise [33–37] verwiesen.

Damit eine Solarzelle einen hohen Wirkungsgrad erreichen kann, muss sie möglichst viele der von der Sonne ausgesandten Photonen absorbieren. Üblicherweise ist ein Teil der Solarzelle so gestaltet, dass in ihm die meisten Photonen absorbiert werden. Dieser Teil wird als *Absorber* bezeichnet. Ist der Absorber optisch sehr dünn, wie es zum Beispiel bei den in dieser Arbeit behandelten kristallinen Silizium-Dünnschichtabsorbern der Fall ist, so muss für einen hohen Wirkungsgrad der Lichtweg innerhalb des Absorbers durch Mehrfachreflexion verlängert werden. Durch die Absorption der Photonen werden Elektronen auf ein höheres Energieniveau gehoben und sind damit innerhalb des Absorbers frei beweglich. Dieser Vorgang wird als Generation bezeichnet. Bei den meisten Solarzellen, und so auch bei den hier behandelten Solarzellen mit kristallinem Silizium als Absorber, wird das höhere Energieniveau als Leitungsband $E_{\rm C}$ bezeichnet. In dem Energieniveau, aus dem das Elektron gehoben wurde, fehlt nun ein Elektron. In der Literatur wird so ein fehlendes Elektron im Allgemeinen als Loch bezeichnet. Das Energieniveau, in dem das Loch zurückbleibt, wird Valenzband $E_{\rm V}$ genannt. Der Abstand zwischen den beiden Energieniveaus ist die Bandlücke $E_{\rm g}$. Elektronen und Löcher können in ihrem jeweiligen Energieniveau solange frei durch den Absorber diffundieren, bis sie nach ihrer Lebensdauer τ wieder rekombinieren. Sie legen dabei im Mittel die Diffusionslänge

$$L_{\rm n/p} = \sqrt{D_{\rm n/p} \ \tau_{\rm n/p}} \tag{2.1}$$



Abbildung 2.1: Schematisierte Bandstrukturen zur Kontaktierung eines p-dotierten Absorbers im thermodynamischen Gleichgewicht. a) theoretisch-ideale Kontakte, b) Homo-Kontakte, c) ideale Hetero-Kontakte.

zurück, mit dem Diffusionskoeffizienten $D_{n/p} = kT \mu_{n/p}$, der Boltzmann-Konstante $k = 8.617 \cdot 10^{-5} \,\mathrm{eV} \,\mathrm{K}^{-1}$ und der absoluten Temperatur T. Bei den in dieser Arbeit diskutierten Silizium-Solarzellen ist der Absorber entweder n- oder p-dotiert. Die Konzentration der zusätzlichen Elektronen oder Löcher entspricht bei ausreichend hoher Temperatur¹ der Konzentration der eingebrachten Dotieratome ($N_{\rm D}$ bei n-Dotierung, $N_{\rm A}$ bei p-Dotierung) pro Volumeneinheit. Die in der Mehrzahl vorhandenen Ladungsträger werden als Majoritäten und die in der Minderheit vorhandenen Ladungsträger als Minoritäten bezeichnet. Bei einem p-dotierten Absorber sind also die Elektronen die Minoritäten und die Löcher die Majoritäten. Die durch Absorption der Photonen zusätzlich erzeugten Elektronen und Löcher werden als Überschussladungsträger bezeichnet. Die Konzentration dieser Ladungsträger wird folglich als Überschussladungsträgerkonzentration bezeichnet. Ist die Überschussladungsträgerkonzentration geringer als die Dotierkonzentration des Absorbers, spricht man von Niedriginjektion. Führt entweder eine sehr hohe Injektion oder eine niedrige Dotierkonzentration des Absorbers dazu, dass die Überschussladungsträgerkonzentration größer als die Dotierkonzentration des Absorbers ist, so wird dieser Zustand als Hochinjektion bezeichnet. Bei einer Bestrahlungsstärke, wie sie durch unkonzentriertes Sonnenlicht bei klarem Himmel erreicht wird, und den für Silizium-Solarzellen üblichen Dotierkonzentrationen befindet sich eine typische Solarzelle in Niedriginjektion.

Da die erzeugten Überschussladungsträger im Allgemeinen in einem externen Stromkreis Arbeit verrichten sollen, müssen zwei Bedingungen erfüllt werden. Sie müssen voneinander getrennt werden und dürfen vorher nicht rekombinieren. Für die Trennung der Ladungsträger

¹ Bei $T > 70 \,\mathrm{K}$ sind die Dotieratome vollständig ionisiert [34].

werden selektive Kontakte benötigt, die für eine Ladungsträgerspezies durchlässig sind, die andere jedoch abstoßen. Bei dem Großteil der derzeit hergestellten waferbasierten Silizium-Solarzellen werden solche selektiven Kontakte durch die Dotierung mit Fremdatomen erreicht, die dann zu einer Bandverbiegung führen wie in Abb. 2.1 b dargestellt. Da die Bandlücke in den Kontakten genauso groß ist wie im Absorber, spricht man von Homo-Kontakten.

Eine andere Möglichkeit selektive Kontakte zu erzeugen ist die Verwendung von Hetero-Kontakten, wie in Abb. 2.1 c dargestellt. Hier ist die Bandlücke in den Kontakten größer als im Absorber. Die daraus resultierenden Band-Offsets des Valenzbandes $\Delta E_{\rm V}$ und des Leitungsbandes $\Delta E_{\rm C}$ verhindern zusätzlich zu der Bandverbiegung, dass Ladungsträger des anderen Typs in den Kontakt gelangen und erhöhen so die Selektivität der Kontakte.

2.1.1 Ersatzschaltbild

Eine einfache Möglichkeit eine Solarzelle elektrisch zu beschreiben ist das in Abb. 2.2 dargestellte Ersatzschaltbild. Dabei wird die Ladungsträgergeneration innerhalb der Solarzelle über eine Stromquelle beschrieben, der eine Diode parallel geschaltet ist. Diese Diode wird ab einer gewissen Spannung leitend, so dass der Strom dann nicht mehr über den externen Lastwiderstand $R_{\rm L}$ fließt, sondern stattdessen über die Diode. Für die Solarzelle bedeutet dies, dass die generierten Ladungsträger innerhalb der Solarzelle rekombinieren. Die Diode bildet also die Rekombinationseigenschaften der Solarzelle ab. Der Rekombinationsstrom an jedem Arbeitspunkt der Diode kann nach Shockley [38] über einen Exponentialterm mit der Sperrsättigungsstromdichte j_0 als Vorfaktor beschrieben werden [37, S. 94]. Die um die parasitären Widerstände $R_{\rm S}$ und $R_{\rm P}$ erweiterte Diodengleichung lautet:

$$j(U,E) = j_0 \left(\exp(\frac{q(U-jR_{\rm S})}{kT}) - 1 \right) + \frac{U-jR_{\rm S}}{R_{\rm P}} - j_{\rm Ph}(E) .$$
 (2.2)

Die Sperrsättigungsstromdichte ist unter anderem eine Funktion der Minoritätsladungsträgerlebensdauer, welche durch die Rekombination bestimmt wird. Je geringer die Rekombination innerhalb der Solarzelle, desto höher ist die Spannung ab der die Diode leitend wird und desto höher sind damit auch die Spannungen $V_{\rm OC}$ und $U_{\rm MPP}$ und damit der Wirkungsgrad der Solarzelle (vgl. nachfolgenden Abschnitt). Für eine gute Solarzelle sollte die Sperrsättigungsstromdichte demnach möglichst gering sein.



Abbildung 2.2: Einfaches Ersatzschaltbild mit einer Diode und dem Serienwiderstand $R_{\rm S}$, sowie dem Parallelwiderstand $R_{\rm P}$.

2.1.2 Charakteristische Kenngrößen der Hellkennlinie

Der typische Verlauf der Strom-Spannungs-Kennlinie einer beleuchteten Solarzelle ist in Abb. 2.3 a dargestellt. Aus der Hellkennlinie lassen sich die charakteristischen Kenngrößen Kurzschlussstromdichte (j_{SC}) , Leerlaufspannung (V_{OC}^2) , sowie die Stromdichte- und Spannungswerte im Punkt der maximalen Leistung³ j_{MPP} und U_{MPP} einer Solarzelle ermitteln. Aus ihnen lassen sich noch weitere Kenngrößen wie der Füllfaktor *FF*, sowie der Wirkunsgrad η über die Gleichungen 2.3 und 2.4 berechnen.

$$FF = \frac{U_{\rm MPP} j_{\rm MPP}}{V_{\rm OC} j_{\rm SC}}$$
(2.3)

$$\eta = \frac{V_{\rm OC} j_{\rm SC} FF}{E} \tag{2.4}$$

Der Füllfaktor ist ein Maß für die "Rechteckigkeit" der Hellkennlinie. Je höher er ist, desto besser wird das Potential von Kurzschlussstromdichte und Leerlaufspannung ausgeschöpft.

Für die Berechnung des Wirkungsgrades muss zusätzlich die Bestrahlungsstärke E bekannt sein. Bei Standardtestbedingungen⁴ beträgt diese 100 mW cm⁻².



Abbildung 2.3: a): Solarzellen-Hellkennlinie mit charakteristischen Kenngrößen. b): Einfluss eines hohen Serienwiderstands auf die Kennlinie.

In Abb. 2.3 b ist der Einfluss eines sehr hohen Serienwiderstandes auf die Hellkennlinie dargestellt. Wird der Serienwiderstand sehr hoch, so reduziert er zusätzlich zum Füllfaktor auch die Kurzschlussstromdichte j_{SC} . Für eine gut sperrende Solarzelle, das heißt, dass die Stromdichte bei negativer Vorspannung nicht ansteigt, lässt sich die theoretisch extrahierbare Kurzschlussstromdichte jedoch noch ablesen, wenn man die Solarzelle mit negativer

² Die englische Bezeichnung $V_{\rm OC}$ (open-circuit voltage) für die offene Klemmenspannung oder Leerlaufspannung ist auch im deutschsprachigen Raum gebräuchlich. Alle weiteren Spannungswerte werden mit dem Formelzeichen U bezeichnet.

³ engl.: Maximum Power Point (MPP)

⁴ engl.: Standard Test Conditions (STC), ein internationaler Standard für die Vermessung von Solarzellen: AM1.5g-Spektrum, $E_{\rm STC} = 100 \,\mathrm{mW \, cm^{-2}}, \, \vartheta = 25 \,^{\circ}\mathrm{C}$

Vorspannung betreibt. Dieser Wert wird als generierte Photostromdichte $j_{\rm Ph}$ bezeichnet. Für den Fall, dass die negativen Einflüsse von parasitären Widerständen vernachlässigbar sind, ist $j_{\rm SC} = j_{\rm Ph}$.

2.2 Materialeigenschaften von Silizium

2.2.1 Rekombination

Rekombination im Absorber

Damit die Ladungsträger zu den Kontakten gelangen können, dürfen sie auf dem Weg dorthin nicht rekombinieren. Die verschiedenen Möglichkeiten der Rekombination innerhalb des Absorbers sind in Abb. 2.4 dargestellt. Bei der Shockley-Read-Hall Rekombination rekombinieren die Ladungsträger über Störstellen innerhalb der Bandlücke, wobei die dabei frei werdende Energie in Form von Gitterschwingungen an den Siliziumkristall abgegeben wird. Dieser Rekombinationsmechanismus bestimmt hauptsächlich die Lebensdauer im Absorber der Solarzelle. Störstellen können beispielsweise durch Verunreinigungen oder Kristalldefekte entstehen. Dieser Rekombinationsmechanismus spielt vor allem bei Niedriginjektion eine Rolle, das heißt, dass immer deutlich mehr Majoritäten für die Rekombination zur Verfügung stehen als Minoritäten. Für die Schockley-Read-Hall Lebensdauer gilt nach [39]

$$\tau_{\text{SRH}} = \underbrace{\frac{\tau_{\text{p0}}(n_0 + n_1 + \Delta n)}{n_0 + p_0 + \Delta n}}_{\text{Niedriginjektion}} + \underbrace{\frac{\tau_{\text{n0}}(p_0 + p_1 + \Delta n)}{n_0 + p_0 + \Delta n}}_{\text{Hochinjektion}}, \tag{2.5}$$

mit den Gleichgewichtskonzentrationen für Elektronen (n_0) und Löcher (p_0) . Für einen n-dotierten Absorber gilt $n_0 = N_{\rm D}$ und $p_0 = n_{\rm i}^2/N_{\rm D}$. Weiterhin gelten

$$\tau_{\mathrm{p0}} = rac{1}{N_{\mathrm{tr}}\sigma_{\mathrm{p}}v_{\mathrm{th}}}, \ \tau_{\mathrm{n0}} = rac{1}{N_{\mathrm{tr}}\sigma_{\mathrm{n}}v_{\mathrm{th}}}$$

und

$$n_1 = N_{\rm C} \exp(\frac{E_{\rm tr} - E_{\rm C}}{kT}), \ p_1 = N_{\rm V} \exp(\frac{E_{\rm V} - E_{\rm tr}}{kT}).$$



Abbildung 2.4: Unterschiedliche Rekombinationsmechanismen in kristallinem Silizium.

Bei einem bandmittigen Defekt ist $E_{\rm tr} - E_{\rm C} = E_{\rm V} - E_{\rm tr} = -0,561 \, {\rm eV}.$

Bei der Auger-Rekombination gibt ein Elektron im Leitungsband seine Energie an ein anderes Elektron im Leitungsband ab und fällt so ins Valenzband zurück. Das Elektron, welches die Energie aufgenommen hat, thermalisiert von dem oberen Energieniveau zurück auf die Leitungsbandkante. Die Rekombinationsrate ist proportional zur dritten Potenz der Überschussladungsträgerdichte

$$R_{\rm intr}^{\rm KC} = \underbrace{np \ (1.8 \cdot 10^{-24} n_0^{0.65} + 6 \cdot 10^{-25} p_0^{0.65} + 3 \cdot 10^{-27} \Delta n^{0.8})}_{\rm Auger-Rekombination} + \underbrace{np \ 9.5 \cdot 10^{-15}}_{\rm Strahlende Rek.}$$
(2.6)

mit $n = n_0 + \Delta n$ und $p = p_0 + \Delta p$ (es gilt $\Delta n = \Delta p$).

Die strahlende Rekombination ist der Umkehrprozess zur Generation von Ladungsträgern durch Absorption eines Photons. Hierbei gibt ein Elektron seine Energie in Form eines Photons ab und fällt damit ins Valenzband zurück. Die Wellenlänge des emittierten Photons entspricht der Bandlücke $E_{\rm g}$.

Die Rekombinationsrate R_{bulk} und damit die Lebensdauer innerhalb des Halbleitervolumens ergibt sich mit $R_{\text{SRH}} = \Delta n / \tau_{\text{SRH}}$ aus der Summe der einzelnen Rekombinationsraten mit

$$\tau_{\rm bulk} = \frac{\Delta n}{R_{\rm SRH}(\Delta n) + R_{\rm intr}^{\rm KC}(\Delta n)} \,. \tag{2.7}$$

Dabei bestimmt die strahlende Rekombination nie die Gesamt-Lebensdauer τ_{bulk} innerhalb des Halbleitervolumens, da in Niedriginjektion die Shockley-Read-Hall Rekombination und bei Hochinjektion die Auger-Rekombination dominiert.

Rekombination an Grenz- und Oberflächen

Die Rekombination an Grenz- und Oberflächen findet, wie die Shockley-Read-Hall Rekombination, ebenfalls über Störstellen statt. Diese Störstellen werden durch Grenz- oder Oberflächendefekte, wie beispielsweise offene Siliziumbindungen erzeugt und sind über die gesamte Bandlücke verteilt. Damit ist dieser Rekombinationsmechanismus besonders effektiv, weil die Energie in vielen kleinen Teilen abgegeben werden kann. Das Maß der Rekombination an Oberflächen kann mit einer Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit S beschrieben werden.

Aus der Kontinuitätsgleichung [37, S. 63] für den eindimensionalen Fall und in Niedriginjektion ergibt sich die Differentialgleichung 2.8 [37, S. 65], die das Abklingen von Überschussladungsträgern beschreibt, die beispielsweise durch einen kurzen Lichtpuls (vgl. Abschnitt 2.5.3) erzeugt wurden.

$$\frac{\partial \Delta n(x,t)}{\partial t} = \underbrace{-\frac{\Delta n(x,t)}{\tau_{\text{bulk}}}}_{\text{Rekombination}} + \underbrace{D_n \frac{\partial^2 \Delta n(x,t)}{\partial x^2}}_{\text{Diffusion}}$$
(2.8)

Dabei beschreibt der "Rekombinations-Teil" der Gleichung die Reduzierung der Überschussladungsträger am Ort x durch Rekombination im Halbleitervolumen und der "Diffusions-Teil" die zeitliche Änderung der Überschussladungsträgerdichte im gegebenen Volumen durch Diffusion an einen anderen Ort als x. Die Rekombination von Ladungsträgern, die durch Diffusion an die Oberflächen des Halbleitervolumens gelangt sind, wird durch eine Randbedingung beschrieben, die jeweils an den Oberflächen des Halbleiters gilt. Aus ihr ergibt sich die Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit S.

Ist S ausreichend klein⁵ ergibt sich mit der Volumen-Lebensdauer τ_{bulk} und der Waferdicke W die effektive Lebensdauer τ_{eff} mit

$$\frac{1}{\tau_{\text{eff}}} = \frac{1}{\tau_{\text{bulk}}} + \frac{2S}{W} \,. \tag{2.9}$$

Bei der Verwendung von hochreinem Absorbermaterial⁶ wird die Rekombination in der Solarzelle bei Niedriginjektion hauptsächlich durch die Rekombination an den Oberflächen bestimmt. Für diese Solarzelle ist es nötig, die Rekombinationsgeschwindigkeit an den Oberflächen möglichst stark zu reduzieren, um hohe Wirkungsgrade zu erreichen. Die Verringerung der Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit wird auch als Passivierung der Oberfläche bezeichnet.

Injektionsabhängigkeit der Rekombination an der Si/SiO₂ Grenzfläche

In Abb. 2.5 ist die effektive Rekombinationsgeschwindigkeit S_{eff} der Si/SiO₂ Grenzfläche in Abhängigkeit der Überschussladungsträgerkonzentration und für verschiedene Dotierstoffkonzentrationen für n- und p-dotiertes Silizium angegeben. Die Rekombination an der Si/SiO₂ Grenzfläche ist insbesondere für p-dotiertes Silizium stark injektionsabhängig. Für eine Silizium-Solarzelle übliche Überschussladungsträgerkonzentrationen unter Beleuchtung nach Standard-Testbedingungen (STC⁷) unter Kurzschlussbedingungen liegen im Bereich zwischen 10^{12} cm⁻³ und $5 \cdot 10^{14}$ cm⁻³, das heißt in einem Bereich in dem die Injektionsabhängigkeit besonders hoch ist. Insbesondere für Akzeptorkonzentrationen $>10^{15}$ cm⁻³ steigt die Rekombinationsgeschwindigkeit bei abnehmender Überschussladungsträgerkonzentration um mehrere Größenordnungen. Bei n-dotiertem Silizium ist dies nicht der Fall. Hier liegt nach Glunz *et al.* [41] die Rekombinationsgeschwindigkeit auch bei einer Donatorkonzentration von 10^{16} cm⁻³ über den gesamten Bereich der betrachteten Überschussladungsträgerkonzentration trationen unter 100 cm s^{-1} .

⁵ Nach Sproul [40]: $S < D_n/(4W)$

⁶ beispielsweise nach dem Floatzone-Verfahren hergestelltes Silizium

 $^{^7}$ engl.: Standard Test Conditions, Spektrum: AM1.5g, Intensität: $100\,\mathrm{mW\,cm^{-2}}.$



Abbildung 2.5: Injektionsabhängigkeit der Si/SiO_2 Grenzfläche für verschiedene Dotierstoffkonzentrationen auf p-dotiertem (links) und n-dotiertem (rechts) Silizium. Entnommen aus [41].

2.2.2 Ladungsträgertransport

Für den Transport von Ladungen innerhalb des Silizium-Absorbers ist die elektrische Leitfähigkeit

$$\sigma = e(n\mu_{\rm n} + p\mu_{\rm p}) \tag{2.10}$$

und mit ihr die Mobilität μ von Bedeutung. Bei einem dotierten Halbleiter spielen für den Transport der Majoritätsladungsträger die Konzentration und Minoritätsladungsträger keine Rolle, so dass sich die Gleichung beispielsweise für einen n-dotierten Absorber auf $\sigma = en\mu_n$ reduziert. Die Mobilitäten der Majoritätsladungsträger sind für Silizium sehr gut bekannt und wurden beispielsweise von Masetti *et al.* [43] und Klaassen [42] beschrieben. Sie sind stark von der Dotierstoffkonzentration abhängig, wie in Abb. 2.6 zu erkennen ist. Überdies liegt die Mobilität der Löcher deutlich unter der der Elektronen. Ob Elektronen und Löcher jeweils als Minorität oder als Majorität in dotiertem Silizium vorliegen beeinflusst ebenfalls ihre Mobilität, wenn auch nur sehr gering, wie in der Abbildung zu erkennen ist.



Abbildung 2.6: Mobilitäten der Elektronen und Löcher jeweils als Minoritäts- und Majoritätsladungsträger in kristallinem Silizium nach Klaassen [42].

2.3 Rückseitig kontaktierte Solarzellen

Rückseitig kontaktierte Solarzellen haben gegenüber beidseitig kontaktierten Solarzellen den Vorteil, dass sich kein abschattendes Metall-Grid auf der Vorderseite befindet und diese bestmöglich für die Einkopplung der eintreffenden Strahlung optimiert werden kann. Daraus ergibt sich das hohe Kurzschlussstrompotential von rückseitig kontaktierten Solarzellen.

Da nach dem Lambert-Beerschen Gesetz die meisten Ladungsträger nahe der Vorderseite absorbiert werden, die selektiven Kontakte sich jedoch auf der Rückseite der Solarzelle befinden, ist für die Ausschöpfung des hohen Kurzschlussstrompotentials eine sehr gute Passivierung der Vorderseite, sowie eine hohe Diffusionslänge innerhalb des Absorbers nötig. Die Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit der Vorderseitenpassivierung muss für das Erreichen von Wirkungsgraden deutlich über 20 % bei waferbasierten Solarzellen möglichst unter $10 \,\mathrm{cm \, s^{-1}}$ liegen [44], die Diffusionslänge möglichst "ein Vielfaches" [45], mindestens jedoch das Doppelte [46] der Absorberdicke betragen. Die Anforderungen für die vorderseitige Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit reduzieren sich bei dünneren Absorbern (vgl. Abschnitt 3.2.2).

Da für die Platzierung der selektiven Kontakte nur noch eine Seite des Absorbers zur Verfügung steht, muss diese unter den beiden Kontaktarten aufgeteilt werden. Dabei ist ein möglichst hoher Anteil des Minoritätenkontakts $\geq 90\%$ [47, S. 102] aus verschiedenen Gründen von Vorteil. Einerseits wird so der Einfluss von schlecht oder gar nicht passivierten Bereichen minimiert, wie es für den Bereich zwischen Minoritäten- und Majoritätenkontakts die Strecke, die ein Minoritäts-Ladungsträger innerhalb des Absorbers bis zum Kontakt zurücklegen muss, deutlich größer sein als die Absorberdicke [48]. Dies stellt höhere Anforderungen an die Diffusionslänge der Minoritäten innerhalb des Absorbers, sowie an die Passivierung der restlichen Bereiche (Majoritätenkontakt und Zwischenbereich). Mit einem hohen Anteil des Minoritätenkontakts sinken diese Anforderungen.

Dem gegenüber steht, dass mit einem hohen Anteil des Minoritätenkontakts der für den Absorberkontakt zur Verfügung stehende Bereich kleiner wird. Um die Effizienz der Solarzelle nicht zu limitieren, muss sichergestellt sein, dass der Absorberkontakt auch bei den daraus resultierenden höheren Stromdichten einen niederohmigen Kontakt darstellt.

Wenn sich beide Kontakte auf der gleichen Seite befinden, steigt auch das Risiko, durch eine leitende Verbindung zwischen den selektiven Kontakten die Solarzelle kurzzuschließen. Die Existenz einer solchen Verbindung muss durch den Aufbau der rückseitigen Kontaktierung ausgeschlossen werden können. Die Art und Weise der rückseitigen Kontaktierung soll mit dem Begriff *Kontaktsystem* bezeichnet werden. Das heißt, sowohl die geometrische Form, wie auch die verwendeten Materialien für Minoritäten- und Majoritätenkontakt definieren ein Kontaktsystem. Das Kontaktsystem muss also entweder durch die Anordnung der Kontakte nebeneinander oder durch geeignete Isolationsmaterialien sicherstellen, dass die Kontakte der Solarzelle elektrisch voneinander getrennt sind.



Abbildung 2.7: Banddiagramme eines amorph/kristallinen Silizium-Heteroübergangs unter STC-Beleuchtung im MPP. Links: a-Si:H(p)/c-Si(n)-Übergang (Minoritätenkontakt), rechts a-Si:H(n)/c-Si(n)-Übergang (Majoritätenkontakt), berechnet mit AFORS-HET 2.4.1 [49].

2.4 Der Silizium-Heteroübergang

Ein Heteroübergang zur Ladungsträgertrennung, wie er im vorangehenden Abschnitt vorgestellt wurde, kann beispielsweise über die Kombination von kristallinem und amorphem Silizium erzeugt werden. Die Bandstrukturen für die Kontakte a-Si:H(p)/c-Si(n)-Minoritätenkontakt und a-Si:H(n)/c-Si(n)-Majoritätenkontakt unter STC-Beleuchtung im MPP sind in Abb. 2.7 dargestellt.

Die Banddiskontinuitäten $\Delta E_{\rm C}$ und $\Delta E_{\rm V}$ ergeben sich nach der Anderson-Regel [50] gemäß den Gleichungen 2.11 und 2.12 aus den unterschiedlichen Elektronenaffinitäten χ von kristallinem und amorphem Silizium, sowie den unterschiedlichen Bandlücken $E_{\rm g}$.

$$\Delta E_{\rm C} = \chi_{\rm c-Si} - \chi_{\rm a-Si} \tag{2.11}$$

$$\Delta E_{\rm V} = \chi_{\rm a-Si:H} + E_{\rm g}^{\rm a-Si:H} - \chi_{\rm c-Si} - E_{\rm g}^{\rm c-Si}$$

$$\tag{2.12}$$

Je nach Kontakt ist eine der Diskontinuitäten unerwünscht, da sie den Stromtransport des jeweiligen Ladungsträgers einschränkt. So behindert die Valenzband-Diskontinuität $\Delta E_{\rm V}$ am a-Si:H(p)/c-Si(n)-Übergang den Transport der Löcher aus dem kristallinen Absorber in den amorphen Emitter, da sie für die Löcher eine Barriere darstellt. Dies gilt analog für die Leitungsband-Diskontinuität $\Delta E_{\rm C}$ am a-Si:H(n)/c-Si(n)-Übergang.

Dem gegenüber sind $\Delta E_{\rm C}$ am a-Si:H(p)/c-Si(n)-Übergang, sowie $\Delta E_{\rm V}$ am a-Si:H(n)/c-Si(n)-Übergang in hohem Maße zweckdienlich, da sie, wie in Abschnitt 2.1 beschrieben, die Selektivität der Kontakte erhöhen. Mit einer höheren Selektivität kann prinzipiell eine bessere Passivierung der Oberfläche erreicht werden, da Ladungsträger des anderen Typs auf diese Weise nicht im Kontakt rekombinieren können.

Tatsächlich wird die gute Passivierung des Absorbers durch die a-Si:H-Schichten einerseits durch die Absättigung der offenen Siliziumbindungen an der Oberfläche und andererseits durch die Bandverbiegung erreicht. Die effektive Rekombinationsgeschwindigkeit kann jedoch nur reduziert werden, wenn die Zustandsdichte D_{it} an der a-Si:H/c-Si-Grenzfläche möglichst gering ist. Die Grenzflächenzustandsdichte ist umso geringer, je defektärmer das amorphe Silizium ist [51]. Darum wird oftmals eine wenige Nanometer dünne, intrinsische und damit defektärmere a-Si:H-Schicht zwischen das kristalline Silizium und die dotierte a-Si:H-Schicht eingefügt [52–54]. Die dotierte Schicht erzeugt durch einen Felddurchgriff durch das intrinsische amorphe Silizium dennoch eine ausreichende Bandverbiegung im kristallinen Absorber.

Für eine geringe Grenzflächenzustandsdichte ist außerdem eine adäquate Konditionierung der Oberfläche nötig. Dies kann durch verschiedene nasschemische Vorbehandlungen erreicht werden [55].

2.5 Charakterisierungsmethoden

In diesem Abschnitt sollen kurz die verwendeten Charakterisierungsmethoden beschrieben werden. Eine ausführliche und vollständige Beschreibung der Methoden kann an dieser Stelle nicht erfolgen, dafür sind jeweils entsprechende Literaturverweise angegeben.

2.5.1 Hellkennlinienmessung

Die Hellkennlinien der Solarzellen wurden unter Beleuchtung mit einem Solarsimulator des Typs "Wacom WXS-156SL2" aufgenommen, wenn nicht anders erwähnt. Der Solarsimulator besitzt zwei Lichtquellen (Xenon und Halogen) und erreicht damit die Klassifizierung "A" [56] für die Abbildung des AM1.5g-Spektrums. Der Solarsimulator ist aktiv geregelt und erreicht damit auch für die zeitliche Konstanz der Bestrahlungsstärke, wie auch für die Homogenität der Ausleuchtung jeweils die Klassifizierung "A". Um neben dem AM1,5g-Spektrum und den 100 mW cm⁻² auch die 25 °C Zelltemperatur für die Standardtestbedingungen (STC) zu erreichen, wurden die Solarzellen während der Messung mit temperierter Luft gekühlt und die Temperatur der Solarzelle gemessen, sofern nicht anders im Text vermerkt.

2.5.2 Beleuchtungsabhängige Messung der Leerlaufspannung

Die beleuchtungsabhängige Messung der Leerlaufspannung, auch Suns- $V_{\rm OC}$ genannt [57], misst die offene Klemmenspannung der Solarzelle bei unterschiedlichen Beleuchtungsintensitäten. Durch die Vorgabe der Kurzschlusstromdichte bei der Beleuchtungsintensität von 100 mW cm⁻¹ ("eine Sonne") durch den Nutzer und der Annahme, dass die Kurzschlussstromdichte linear mit der Beleuchtungsintensität skaliert, lässt sich jedem $V_{\rm OC}$ -Wert ein Stromdichtewert zuordnen. Aus dieser so erhaltenen $j_{\rm SC}$ - $V_{\rm OC}$ -Kennlinie lassen sich ein sogenannten Pseudo-Füllfaktor (ohne den Einfluss eines Serienwiderstandes), sowie die Idealitäten bei unterschiedlichen Beleuchtungsintensitäten berechnen. Von besonderem Interesse sind dabei die Beleuchtungsintensitäten im MPP- und $V_{\rm OC}$ -Punkt der Kennlinie. Die Beleuchtungsintensität wird wie bei der quasi-stationären Photoleitfähigkeitsmessung (vgl. nächsten Abschnitt) mit Hilfe eines Blitzes moduliert. Die Intensität des Blitzes wird über eine Referenz-Photodiode gemessen.

2.5.3 Transiente und quasi-stationäre Photoleitfähigkeitsmessung

Mit der transienten (TrPCD)⁸ und quasi-stationären (QSSPC)⁹ Photoleitfähigkeitsmethode lässt sich die effektive Lebensdauer τ_{eff} eines passivierten Siliziumwafers bestimmen. Dabei werden durch einen infraroten Lichtblitz Überschussladungsträger im Siliziumwafer erzeugt. Durch die Bestrahlung mit infraroten Photonen ist die Überschussladungsträgerkonzentration über die Waferdicke W weitgehend homogen. Die Generation von Überschussladungsträgern Δn und Δp führt zu einer Erhöhung der Leitfähigkeit des Wafers. Diese Leitfähigkeitsänderung wird über eine Spule detektiert, die durch die Leitfähigkeitsänderung des Wafers ihre Induktivität ändert und dadurch einen Schwingkreis verstimmt. Nach [58] lässt sich dann über die Photoleitfähigkeit σ_{Photo} die Überschussladungsträgerdichte Δn über den Zusammenhang

$$\Delta n = \frac{\sigma_{\text{Photo}}}{qW(\mu_{n} + \mu_{p})} \tag{2.13}$$

berechnen, da die Werte der Mobilitäten μ_n und μ_p für monokristallines Silizium wohlbekannt sind. Aus der Überschussladungsträgerdichte kann dann die effektive Lebensdauer τ_{eff} des passivierten Wafers bestimmt werden. Dabei kommen je nach der verwendeten Methode (transient oder quasi-stationär) unterschiedliche Verfahren und Auswerteroutinen zur Anwendung.

Bei der QSSPC Messmethode muss die Abklingzeit des Blitzes lang gegenüber der Lebensdauer sein. Für die Messung wird dafür ein langer Blitz mit exponentiellem Abklingverhalten gewählt, außerdem muss die effektive Ladungsträgerlebensdauer <200 µs sein. Der passivierte Wafer befindet sich dann, während die Intensität des Blitzes langsam abklingt, in einem quasi-stationären Zustand, da sich quasi zeitgleich mit der Änderung der Generationsrate Geine neue Überschussladungsträgerdichte Δn einstellt. Die Intensität und damit die Generationsrate G wird über eine Referenz-Photodiode gemessen, die ebenfalls von dem Infrarot-Blitz beleuchtet wird. Es wird angenommen, dass bei der Intensität von einer Sonne die Generationsrate in dem passivierten Wafer eine Photostromdichte von 38 mA/cm^2 erzeugt. Dies wird in etwa bei einem $380 \,\mu\text{m}$ dicken Siliziumwafer mit geringen Reflexionsverlusten erreicht. Wenn in den Lebensdauerproben eine höhere oder niedrigere Photostromdichte zu erwarten ist, kann dies über den optischen Faktor f_{opt} korrigiert werden. Die effektive Lebensdauer kann dann über

$$\tau_{\rm eff,\,QSS} = \frac{(\Delta n)}{G_{\rm Referenz} \cdot f_{\rm opt}} \tag{2.14}$$

⁸ engl.: Transient Photoconductance Decay

⁹ engl.: Quasi-Steady-State Photoconductance

berechnet werden.

Bei der TrPCD Messmethode ist die Abklingzeit des Blitzes deutlich kürzer, zudem werden hier Lebensdauerproben vermessen, die erwartungsgemäß eine höhere Ladungsträgerlebensdauer als 200 µs aufweisen. Die Berechnung der effektiven Lebensdauer erfolgt nach [59] dann über die Gleichung

$$\tau_{\rm eff,\,Tr} = \frac{\Delta n}{\frac{-d\Delta n}{dt}} \,. \tag{2.15}$$

Beide Messmethoden sind mit dem selben Messaufbau anwendbar, wenn der zeitliche Verlauf des Blitzes und die Auswertung entsprechend angepasst werden.

Abschätzung des optischen Faktors

Wenn in einer Lebensdauerprobe bei der Bestrahlungsintensität von einer Sonne eine Photostromdichte kleiner oder größer als 38 mA/cm^2 erzeugt wird, so muss dies für die Berechnung der effektiven Lebensdauer bei der QSSPC Messmethode, aber auch für die Zuordnung der impliziten Leerlaufspannung $V_{\rm OC}^{\rm implied}$ zu einer Bestrahlungsintensität bei der TrPCD Messmethode (vgl. nachfolgenden Abschnitt) berücksichtigt werden. Für die Bestimmung des Korrekturfaktors $f_{\rm opt}$ wird eine weitere Auswertemethode verwendet, die sowohl die quasi-stationäre als auch die transiente Auswertung beinhaltet und somit für die Anregung mit einem Blitz mit langer Abklingzeit als auch mit einem kurzen Blitz gleichermaßen gültig ist. Sie wird als generalisierte Auswertemethode bezeichnet und vereint die Gleichungen 2.14 und 2.15 in

$$\tau_{\rm eff, \, Gen} = \frac{\Delta n(t)}{G(t) - \frac{d\Delta n(t)}{dt}} \,. \tag{2.16}$$

Für die Bestimmung des Korrekturfaktors wird das Blitzgerät so eingestellt, dass der Lichtblitz zunächst wie bei der QSSPC Messung exponentiell und verhältnismäßig langsam abklingt, die Intensität dann jedoch sprungartig auf null zurückgeht. Dadurch wird sowohl die quasi-stationäre Lebensdauer nach Gleichung 2.14 als auch die transiente Lebensdauer nach Gleichung 2.15 aufgenommen. Da bei der Berechnung der quasi-stationären Lebensdauer der optische Faktor für die Korrektur der Generationsrate berücksichtigt werden muss, bei der Berechnung der transienten Lebensdauer jedoch nicht, existiert eine Sprungstelle in der Darstellung der Lebensdauer, wenn der angegebene optische Faktor nicht korrekt ist. Bei korrekt angegebenem optischen Faktor verschwindet die Sprungstelle.

Alternativ ließe sich der optische Faktor auch über optische Modellrechnungen in Kombination von gemessenen Reflexions- und Transmissionsspektren der Lebensdauerproben bestimmen.

Implizite Leerlaufspannung

Aus der über TrPCD oder QSSPC bestimmten Überschussladungsträgerdichte lässt sich die Aufspaltung der Quasi-Ferminiveaus und damit eine implizite Leerlaufspannung $V_{\rm OC}^{\rm implied}$ berechnen. In Gleichung 2.17 ist exemplarisch die Berechnung der impliziten Leerlaufspannung für einen p-dotierten Absorber angegeben. Für einen n-dotierten Absorber muss die Akzeptorkonzentration $N_{\rm A}$ mit der Donatorkonzentration $N_{\rm D}$ ersetzt werden.

$$V_{\rm OC}^{\rm implied} = \frac{kT}{q} \ln(\frac{\Delta n(N_{\rm A} + \Delta n)}{n_{\rm i}^2})$$
(2.17)

Implizite Strom-Spannungs-Kennlinien

Die Generationsrate ist direkt proportional zu der Bestrahlungsstärke in Sonnen. Sie kann über den Zusammenhang

$$j_{\rm Ph} = qWG \tag{2.18}$$

in die generierte Photostromdichte umgerechnet werden, wobei $f_{opt} \cdot 38 \text{ mA/cm}^2$ der Intensität von einer Sonne entspricht. Somit ist es möglich, aus QSSPC und TrPCD Messungen implizite Strom-Spannungs-Kennlinien zu erhalten [58,60], genauer gesagt $j_{\text{SC}}^{\text{implizit}} \cdot V_{\text{OC}}^{\text{implizit}}$ -Kennlinien, mit der Annahme, dass die generierte Photostromdichte j_{Ph} der Kurzschlussstromdichte j_{SC} entspricht. Bei der QSSPC Messung wird die Überschussladungsträgerdichte automatisch einer Bestrahlungsintensität in Sonnen zugeordnet, da diese während der Messung durch die Referenz-Photodiode gemessen wird.

Bei der TrPCD Messung wird die Bestrahlungsintensität nur während der kurzen Dauer des Blitzes über die Referenz-Photodiode gemessen. Daher muss für jeden diskreten Wert der Überschussladungsträgerdichte eine effektive Bestrahlungsintensität aus dem Abklingen der Überschussladungsträger $-d\Delta n(t)/dt$ berechnet werden. In diese Berechnung fließt wiederum der optische Faktor f_{opt} mit ein.

Somit ist der optische Faktor für die effektive Lebensdauer bei TrPCD Messungen zwar bedeutungslos, für die korrekte Angabe der impliziten Leerlaufspannung bei der Bestrahlungsstärke von einer Sonne ist er jedoch auch für TrPCD Messungen entscheidend.

Die $j_{\rm SC}^{\rm implied}$ - $V_{\rm OC}^{\rm implied}$ -Kennlinie beschreibt ausschließlich das intensitätsabhängige Rekombinationsverhalten der Passivierschichten. Die parasitäre Widerstände $R_{\rm P}$ und $R_{\rm S}$ beeinflussen die Form der Kennlinie nicht. Aus einer $j_{\rm SC}^{\rm implied}$ - $V_{\rm OC}^{\rm implied}$ -Kennlinie lässt sich der implizite Füllfaktor berechnen.

2.5.4 Transfer-Längen Methode

Die Transfer-Längen Methode (TLM) ermöglicht die Bestimmung des spezifischen Kontaktwiderstandes $\rho_{\rm C}$ zwischen einer Metallschicht und einem Halbleiter wie zum Beispiel Silizium. Dafür wird eine Struktur von mehreren Metallstreifen mit unterschiedlichen Abständen gemäß Abb. 2.8 auf der rechten Seite auf das Silizium aufgebracht und jeweils die Strom-Spannungs-Charakteristik zweier benachbarter Streifen aufgenommen. Sind die Kontakte ohmsch, so können die Werte für die Widerstände gegen die Entfernung x geplottet werden, wie in der Abbildung auf der linken Seite dargestellt. Nun lässt sich eine Gerade durch die Punkte legen. Der Schnittpunkt dieser Geraden mit der y-Achse entspricht dem doppelten Kontaktwiderstand $R_{\rm C}$ eines Streifens. Der Schnittpunkt mit der x-Achse entspricht der doppelten negativen Transferlänge $L_{\rm T}$ [61, S. 147]. Mit der Breite w und der Länge l (vgl. Abb. 2.8 rechts) eines Streifens lässt sich nun der spezifische Kontaktwiderstand $\rho_{\rm C}$ über die Gleichung 2.19 berechnen [62].

$$\rho_{\rm C} = R_{\rm C} L_{\rm T} w \frac{1}{\coth(\frac{l}{L_{\rm T}})} \tag{2.19}$$

Des Weiteren lässt sich aus einer TLM Struktur der Schichtwiderstand im Halbleiter bestimmen mit



Abbildung 2.8: Veranschaulichung der Transfer-Länge Methode zur Bestimmung des Kontaktwiderstandes. Links: Auswertung der Messdaten mit Bestimmung des Kontaktwiderstandes $R_{\rm C}$ und der Transferlänge $L_{\rm T}$. Rechts: TLM-Messstruktur.

(2.20)

3 Probenpräparation und numerische Simulation

Im ersten Abschnitt dieses Kapitels wird die Präparation der in dieser Arbeit behandelten Solarzellen beschrieben. Die Herstellungsprozesse für die waferbasierten Solarzellen existierten bereits vor dieser Arbeit, wurden jedoch optimiert und weiterentwickelt. Die Kontaktsysteme und Herstellungsprozesse für die kristallinen Silizium-Dünnschichtsolarzellen wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit entwickelt, erstmalig technologisch umgesetzt und optimiert.

Im zweiten Abschnitt dieses Kapitels wird anhand von eindimensionalen numerischen Simulationen von Solarzellen mit rückseitigem pn-Übergang auf die Besonderheiten bei der Verwendung dünnerer Absorber eingegangen. Dafür wurde die Absorberschichtdicke im Bereich von 1 µm bis 500 µm für verschiedene Vorderseitenrekombinationsgeschwindigkeiten und zwei verschiedenen Dotierungen variiert.

3.1 Herstellung der Solarzellen

Die Herstellung der Solarzellen geschieht durch die Deposition und die Strukturierung der verschiedenen funktionalen Schichten der Solarzellen. Die Strukturierung erfolgt, wenn möglich, über die Verwendung von Schattenmasken während der Deposition, welche den nicht zu beschichtenden Teil der Probe abdecken. Dieses Verfahren hat den Vorteil, dass bereits nach der Deposition die strukturierte Schicht vorliegt und nicht durch einen weiteren Prozessschritt strukturiert werden muss. Ein Nachteil dieses Verfahrens ist einerseits, dass nur verhältnismäßig grobe Strukturen >100 µm erzeugt werden können¹, außerdem ist die Positionierung zu gegebenenfalls bereits auf der Probe vorhandenen Strukturen mit einer verhältnismäßig geringen Positioniergenauigkeit im Bereich ± 500 µm verbunden.

Werden feinere Strukturen sowie eine höhere Positioniergenaugikeit benötigt, erfolgt die Strukturierung mit Hilfe der Photolithographie [63, S. 36 ff.]. Dabei wurden im Rahmen dieser Arbeit im Wesentlichen zwei Strukturierungsmechanismen verwendet. Bei beiden wird zunächst eine photosensitive Lackschicht auf die Probe aufgeschleudert. Diese Lackschicht wird durch eine Schattenmaske belichtet und anschließend in sogenannter Entwicklerlösung

¹ Prinzipiell ist es möglich, auch deutlich kleinere Strukturen im Bereich von einigen 10 µm über die Deposition durch Schattenmasken zu erzeugen. Dies bedarf jedoch einerseits spezieller und verhältnismäßig teurer Masken, andererseits ist für das Erreichen solch kleiner Strukturen auch eine stark gerichtete Deposition notwendig.

strukturiert. Je nach Typ wird entweder der belichtete (Positivlack) oder der unbelichtete (Negativlack) Photolack im Entwickler gelöst. Eine Möglichkeit besteht dann in der Verwendung des Lackes als Ätzmaske. Hier werden die Bereiche, die nicht entfernt werden sollen, von der Lackschicht bedeckt und sind damit während der in der Regel nasschemischen Strukturierung vor der Ätzlösung geschützt. Eine andere Möglichkeit besteht in der Verwendung der Lackschicht als sogenannte "Lift-Off"-Maske. Dabei wird die Lackschicht dort geöffnet, wo sich später die strukturierte Schicht befinden soll. Es erfolgt die wiederum ganzflächige Deposition der Schicht auf die Lackschicht und in die geöffneten Bereiche. Anschließend wird der Lack in einem Lösemittelbad aufgelöst, die darauf befindliche Schicht wird dadurch ebenfalls von der Probe entfernt und es bleiben die gewünschten Strukturen auf der Probe zurück.

Die für die Herstellung der Solarzellen benötigten Photolithographie- und Durchdampfmasken wurden im Rahmen dieser Arbeit entwickelt und gezeichnet. Für die Photolithographiemasken wurde dafür das CAD-Programm Layed 5.6 verwendet, die Durchdampfmasken wurden mit AutoCAD 2011 in der Version 2.1 gezeichnet. Die Herstellung der Photolithographiemasken erfolgte im Reinraum des Fachbereichs Hochfrequenztechnik der TU Berlin, die Durchdampfmasken wurden institutsintern aus 0,5 mm dickem Stahlblech gefertigt.

3.1.1 Waferbasierte Rückkontakt-Solarzellen mit Silizium-Heterokontakten

Die im Rahmen dieser Arbeit vorgestellten waferbasierten Rückkontaktsolarzellen wurden auf am Insititut für Solarenergieforschung Hameln (ISFH) vorprozessierten Siliziumwafern hergestellt. Die vorprozessierten Wafer besitzen eine texturierte und passivierte Vorderseite, das Kontaktsystem wird anschließend auf der Rückseite des Wafers aufgebaut. Die photolithographische Strukturierung der Schichten erfolgt nach dem oben beschriebenen Prinzip mit Ätzmasken.

Punktförmige Majoritätenkontakte

Für die Herstellung der Rückkontakt-Solarzellen mit punktförmigen Majoritätenkontakten wurden 200 µm dicke FZ-c-Si(p) Wafer mit <100> Orientierung und einem spezifischen Widerstand von 0,5-1,5 Ω cm verwendet. Der Herstellungsprozess erzeugt mehrere nebeneinander angeordnete 1 cm² große Solarzellen auf einem Wafer. Die Vorderseite des Wafers ist mit Zufallspyramiden texturiert und mit einem Schichtstapel aus 10 nm thermisch gewachsenem SiO₂ und 96 nm PECVD SiN_x passiviert. Das SiN_x dient gleichzeitig auch als Antireflexschicht (Brechungsindex $n_{633 \text{ nm}} \approx 1,9$). Auf die SiN_x-Schicht wird mittels PECVD eine etwa 80 nm dicke *a*-Si:H(i) Schicht auf die Vorderseite deponiert. Sie dient dem Schutz der Vorderseitenpassivierung vor Flusssäure (HF) während der Prozessierung. Nach einer Oberflächenreinigung durch eine RCA Prozedur [64] wird daraufhin auf der Rückseite des Wafers das Kontaktsystem aufgebaut. Dafür wird zunächst als selektiver Minoritätenkon-
takt eine 30 nm dicke a-Si:H(n) Schicht mittels PECVD abgeschieden. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde gezeigt, dass die direkte Metallisierung von a-Si:H Schichten mit Aluminium bei einem Heizschritt mit Temperaturen >150 °C zu einer Degradation der a-Si:H Passivierung führt (vgl. Anhang D). Aus diesem Grund ist die Metallisierung des Minoritätenkontakts aus einem Schichtstapel aus 100 nm Ag und 400 nm Al aufgebaut². Beide Metalle werden mit Hilfe eines Widerstandsheizers verdampft und ganzflächig auf die a-Si:H(n) Schicht deponiert. Mit einer photolithographisch erzeugten Ätzmaske sowie geeigneten Ätzlösungen werden sowohl die Metallschichten als auch die a-Si:H(n) Schicht punktförmig geöffnet. Nach Entfernen der Ätzmaske wird ebenfalls mittels Photolithographie eine Isolationsschicht aufgebracht, die an den gleichen Stellen wie der vorangehende Schichtstapel geöffnet wird, jedoch mit kleinerem Punktdurchmesser. Zusätzlich wird die Isolationsschicht im Randbereich der Zelle auf einer Fläche von $200 \,\mu\text{m} \times 600 \,\mu\text{m}$ geöffnet, um die Metallisierung des Minoritätenkontakts zugänglich zu machen. Diese Öffnung soll im Folgenden als Minoritätenkontaktgraben (MKG) bezeichnet werden. Da momentan als Isolationsschicht ein Photolack (AZ4533) verwendet wird, folgt auf die Strukturierung ein 30 minütiger Ausheizschritt bei 200 °C, um die Beständigkeit des Lackes gegenüber Aceton zu erhöhen und ein Ausgasen während des darauf folgenden PECVD Prozesses zu verhindern. Im Anschluss wird eine 10 nm dicke a-Si:H(p) Schicht mittels PECVD abgeschieden, welche gemeinsam mit einer darauffolgend deponierten 1,5 µm dicken Aluminium-Schicht den Absorber kontaktiert und damit den Majoritätenkontakt bildet. Der Schichtstapel aus a-Si:H(p) und Al wird abschließend photolithographisch strukturiert, um so die Verbindung zwischen Majoritätenkontakt und Minoritätenkontakt (über den Minoritätenkontaktgraben) aufzuheben. Der Aufbau des Kontaktsystems ist in Abb. 3.1 dargestellt.



Abbildung 3.1: Darstellung des PRECASH Kontaktsystems und der Kontaktierung der Metallisierung des Minoritäten-Kontakts über den Minoritätenkontaktgraben.

Interdigitierende Kontakte

Die Rückkontakt-Solarzellen mit interdigitierenden Kontakten wurden auf etwa 280 µm dicken FZ-c-Si(n) Wafern mit einem spezifischen Widerstand von $1-5\,\Omega\,\mathrm{cm}$ und (100) Orien-

 $^{^{2}}$ Aluminium wird als Haftvermittler zur Isolationsschicht (Photolack) benötigt.

tierung hergestellt. Der Herstellungsprozess erzeugt mehrere nebeneinander angeordnete 1 cm² große Solarzellen auf einem Wafer. Die Vorderseite ist mit Zufallspyramiden texturiert und mit einem Schichtstapel aus $12 \,\mathrm{nm}$ thermisch bei 900 °C gewachsenem SiO₂ und 90 nm PECVD SiN_x passiviert. Zusätzlich ist zur Verbesserung der Passivierung [65, 66] sowie des lateralen Majoritätentransports innerhalb des Absorbers [66,67] eine vorderseitige Feldanhebung (FSF³) mittels Phosphor-Diffusion realisiert. Der Schichtwiderstand des FSFs beträgt $200\,\Omega$ bei einer Dotierstoffkonzentration an der Oberfläche von etwa $10^{19}\,\mathrm{cm}^{-3}$ und einer Diffusionsprofil-Tiefe von etwa 0,6 µm. Die Rückseite ist ganzflächig mit einem Schichtstapel aus 12 nm SiO_2 und $100 \text{ nm PECVD SiN}_x$ passiviert. Nach der Deposition einer etwa $50\,\mathrm{nm}$ dicken *a*-Si:H Schutzschicht auf der Vorderseite und einer etwa $80\,\mathrm{nm}$ dicken Schicht auf die Rückseite beginnt die Herstellung des Kontaktsystems mit der Strukturierung der rückseitigen SiO_2/SiN_x Passivierung. Je Solarzelle wird der SiO_2/SiN_x Schichtstapel auf einer Fläche von 1x1 cm² entfernt. Darauf folgt die Reinigung der Oberfläche mit einer RCA Prozedur [64]. Nach der Reinigung wird der a-Si:H Schichtstapel für den Majoritätenkontakt ganzflächig mittels PECVD abgeschieden. Er besteht aus 5 nm a-Si:H(i) und 20 nm a-Si:H(n) und wird anschließend von einer etwa 150 nm dicken SiN_x Schicht bedeckt, welche bei 200 °C ebenfalls mittels PECVD abgeschieden wird. Die SiN_x Schicht wird als Opferschicht benötigt, um den a-Si:H(i/n) Schichtstapel während der späteren Strukturierung des a-Si:H(i/p) Schichtstapels vor der dabei verwendeten Ätzlösung zu schützen. Auf die SiN_x Opferschicht wird wiederum eine Schutzschicht deponiert, bestehend aus 40 nm a-Si:H(i). Sie schützt die SiN_x Opferschicht vor den zahlreichen Behandlungen in 1% iger Flusssäure, die während der RCA Reinigung und vor der Deposition des a-Si:H(i/p) Schichtstapels durchgeführt werden. Die Schutzschichten, wie auch der a-Si:H Majoritätenkontakt werden photolitographisch strukturiert, so dass sich anschließend streifenförmige a-Si:H(i/n) Majoritätenkontakte innerhalb der geöffneten $1 \times 1 \text{ cm}^2$ Quadrate in der $\text{SiO}_2/\text{SiN}_{\times}$ Passivierung befinden. Nach der Entfernung des Photolacks erfolgt eine RCA Reinigung zur Konditionierung der Oberfläche vor der Bildung des a-Si:H(i/p) Minoritätenkontakts. Die Deposition des a-Si:H(i/p) Schichtstapels erfolgt wiederum mittels PECVD. Er besteht aus 5 nm a-Si:H(i) und 20 nm a-Si:H(p). Nach der Strukturierung des Minoritätenkontakts mittels Photolithographie, bei welcher die SiN_x Opferschicht die freiliegenden Bereiche des a-Si:H(i/n) Schichtstapels schützt, erfolgt die Entfernung der ${\rm SiN_x}$ Schicht in einer kommerziellen BOE
4 7:1 Lösung. Nach der Entfernung der Photolackmaske in Aceton wird die Oberfläche in einem H_2SO_4/H_2O_2 basierten Reinigungsbad (sogenannte Piranha-Lösung) von organischen Rückständen befreit. Darauf folgend wird ganzflächig eine 1,5 µm dicke Aluminiumschicht deponiert. Die Verdampfung des Metalls erfolgt mit einem Widerstandsheizer. Die Al Schicht wird ebenfalls photolithografisch strukturiert. Sie bedeckt den Minoritätenkontakt dann vollständig und

³ engl.: Front Surface Field

 $^{^4}$ engl.: Buffered Oxide Etchant, Na₄F:HF im Verhältnis 7:1

den Majoritätenkontakt zu etwa 65%. Eine schematische Zeichnung der resultierenden Zellstruktur ist in Abb. 4.6 b dargestellt.

3.1.2 Kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzellen

Im Rahmen dieser Arbeit wurden verschiedene Solarzellentypen speziell für die einseitige Kontaktierung von Siliziumabsorbern auf Glas entwickelt.

Zum einen Solarzellen mit dem Fokus auf eine einfache und schnelle Prozessierbarkeit und weiterhin Solarzellen mit Kontaktsystemen, die hohe Effizienzen ermöglichen. Für erstere soll im Folgenden die Terminologie Solarzellen-*Teststrukturen* verwendet werden, während letztere als *einseitig kontaktierte Solarzellen* bezeichnet werden sollen. Die Teststrukturen ermöglichen die Evaluierung von $j_{\rm Ph}$ und $V_{\rm OC}$, aufgrund des einfachen Aufbaus und der Dimensionen der Solarzellen jedoch keinen hohen Füllfaktor. Ein wichtiges Merkmal des Herstellungsprozesses für die Teststrukturen ist die ganzflächige Deposition der einzelnen Schichten und die sehr grobdimensionale Strukturierung, nach Möglichkeit direkt während der Deposition über Schattenmasken. Dem gegenüber wird für die Herstellung der einseitig kontaktierten Solarzellen für die Strukturierung der Kontakte im µm-Bereich die verhältnismäßig aufwendige Photolithographie verwendet. Je nachdem, ob der Siliziumabsorber noder p-dotiert ist, ergeben sich leicht unterschiedliche Herstellungsprozesse für die beiden Solarzellentypen.

Präparation der Silizium Absorber auf Glas

Die Präparation der Silizium Absorber beginnt mit der Reinigung von 1,1 mm dicken Corning Eagle XG^{TM} Glasscheiben in einer alkalischen Lösung (Mucasol[®]). Auf die Proben wird mittels reaktiver Kathodenzerstäubung (PVD⁵) oder plasmagestützter chemischer Gasphasenabscheidung (PECVD⁶) eine 200-250 nm dicke SiO_x-Schicht als Diffusionsbarriere gegen Verunreinigungen aus dem Glas deponiert. Zu Beginn dieser Arbeit wurde darauf eine etwa 10 nm SiC_x Schicht mittels reaktiver Kathodenzerstäubung als Benetzungshilfe aufgebracht [13]. Im Laufe der Arbeit wurde, ermöglicht durch die Entwicklung des Herstellungsprozesses der Solarzellen und deren Charakterisierung, festgestellt, dass die Kristallisation auf SiC_x zu einer verringerten effektiven Lebensdauer führt. Dies äußert sich in einer geringen Quanteneffizienz der Solarzellen insbesondere bei Beleuchtung durch das Glas und in einem verringerten Photolumineszenz-Signal des Absorbers verglichen mit einem auf einer SiO_x Schicht kristallisierten Absorber. Die Photolumineszenzspektren, sowie TEM-Aufnahmen der Grenzflächen zum Glas sind in Abb. 3.2 a dargestellt.

Auf die 200-250 nm dicke SiO_x Diffusionsbarriere werden gegebenenfalls noch eine etwa 70 nm dicke SiN_x -Schicht und eine 20 nm dicke SiO_x -Schicht mittels reaktiver Kathodenzer-

⁵ engl.: physical vapour deposition

⁶ engl.: plasma enhanced chemical vapour deposition



Abbildung 3.2: a): Photoluminszenzspektren elektronenstrahlkristallisierter Siliziumabsorber auf SiC_x und SiO_x Schichten. Nach [68]. b): Energiefenster für die Flüssigphasenkristallisation mittels Elektronenstrahl auf einer SiO_x Schicht in Abhängigkeit der SiO₂-Deckschichtdicke.

stäubung (PVD) abgeschieden. Die SiN_x -Schicht dient als Antireflexions-Schicht (ARC)⁷, die SiO_x-Schicht stellt die Ausbildung einer Si/SiO₂ Grenzfläche sicher und verhindert überdies, dass sich Stickstoff aus der SiN_x-Schicht während der Kristallisation im Absorber löst. Nach der Deposition der Zwischenschichten wird die Siliziumschicht mittels Hochraten-Elektronenstrahlverdampfung auf die Zwischenschichten aufgebracht. Die Depositionsrate beträgt zwischen $500 \,\mathrm{nm}\,\mathrm{min}^{-1}$ und $650 \,\mathrm{nm}\,\mathrm{min}^{-1}$, das Substrat wird während der Deposition auf 600 °C geheizt. Die deponierte Siliziumschicht ist üblicherweise etwa 1 µm dicker als die Zieldicke des Siliziumabsorbers, da während des Herstellungsprozesses ein Teil des Siliziums wieder abgetragen wird. Für die n-dotierten Absorberschichten wurde in dieser Arbeit auf den nominell intrinsischen Absorber eine wenige Nanometer dünne a-Si:H(n) Schicht mittels PECVD deponiert, die Phosphoratome in einer Konzentration von $8 \cdot 10^{18} \,\mathrm{cm}^{-3}$ bis $7 \cdot 10^{20} \,\mathrm{cm}^{-3}$ enthält. Die Dotierstoffkonzentration innerhalb des Absorbers kann über die Dotierung der a-Si:H(n) Schicht oder ihre Schichtdicke eingestellt werden. Zum Austreiben des in dieser Schicht enthaltenen Wasserstoffs werden die Proben anschließend für eine Stunde bei 600 °C in einem Rohrofen ausgeheizt. Für die Herstellung der **p-dotierten Absorberschichten** entfallen diese Schritte. Stattdessen wird während der Deposition der Siliziums über eine Effusionszelle Bor in die Siliziumschicht eingebracht. Die Bor-Konzentration wird dabei über die Temperatur der Effusionszelle eingestellt. Damit die Flüssigphasenkristallisation (LPC)⁸ mittels eines Elektronenstrahls auf einer SiO_x -Oberfläche möglich ist [68], wird eine 200 nm dicke SiO_x -Deckschicht mittels PVD auf den noch unkristallisierten Siliziumabsorber deponiert. Mit zunehmender Schichtdicke der Deckschicht vergrößert sich das Prozessfenster und sättigt bei etwa 400 nm, wie in Abb. 3.2 b zu erkennen ist.

Während der Kristallisation verfährt das Substrat unter dem Elektronenstrahl mit einer konstanten Geschwindigkeit von 6 mm s⁻¹. Die Energiedichte des Elektronenstrahls beträgt $1 \,\mathrm{J}\,\mathrm{mm}^{-2}$. Nach der Kristallisation werden die Proben in einem RTA⁹-Ofen bei 950 °C mit einer Plateauzeit von 1 min thermisch behandelt, um Verspannungen innerhalb des Glassubstrates abzubauen, die während der Kristallisation entstanden sind und die Proben zu glätten¹⁰. Nach der Glättung wird die SiO_x-Deckschicht in 5%iger wässriger Lösung von Fluorwasserstoff (HF) entfernt. Anschließend werden mit einer HF/HNO₃/H₃PO₄ basierten Silizium-Ätzlösung in einer Ätzzeit von 60 s die obersten 300-500 nm des Absorbers abgenommen, um die während der Kristallisation in diesem Bereich entstandene Defekte zu entfernen. Wenn nicht anders erwähnt, werden anschließend die Proben für 15 min einem Wasserstoffplasma ausgesetzt. Die Temperatur während des Prozesses beträgt 600 °C, der Druck in der Kammer 1 mbar. Mit der Plasmabehandlung werden in erste Linie offene Siliziumbindungen

⁷ engl.: Anti Reflection Coating

⁸ engl.: Liquid Phase Crystallisation

⁹ engl.: Rapid Thermal Annealing

¹⁰ Die Glättung ist essentiell notwendig für die spätere Prozessierung der Proben mit Hilfe der Photolithographie. Im Rahmen einer vom Autor betreuten Masterarbeit [69] wurden ein Verfahren zur Glättung der Gläser erstmalig erprobt.

an der Si/SiO₂ Grenzfläche durch Wasserstoff abgesättigt (vgl. Abschnitt 5.1.3, [68]). Eine detailliertere Beschreibung des Prozesses kann [70] entnommen werden. Nach der Passivierung werden die Proben abermals für 60 s mit der oben genannten Silizium-Ätzlösung behandelt, um durch den Plasmaprozess entstandene Schädigungen zu entfernen. Im Anschluss erfolgt eine RCA Reinigung [64], um eine möglichst saubere Oberfläche als Voraussetzung für eine defektarme a-Si:H/c-Si Grenzfläche sicher zu stellen.

Präparation der Kontaktierung für p-typ Absorber

Für die **Teststrukturen** wird nach der Reinigung der Minoritätenkontakt, bestehend aus 5 nm dicken *a*-Si:H(i) und 10 nm *a*-Si:H(n), ganzflächig mittels PECVD auf die 5 cm × 5 cm großen Substrate abgeschieden. Darauf folgt die Deposition einer 1,5 µm Aluminium Schicht mittels thermischer Verdampfung durch eine Schattenmaske, welche die Absorberkontakt-Bereiche definiert (vgl. Abb. 3.3 a). Anschließend wird eine 80 nm dicke Indium-Zinnoxid (ITO)¹¹ Schicht mittels teilreaktiver RF-Kathodenzerstäubung ebenfalls durch eine Schattenmaske deponiert. In einer parallel zu dieser Arbeit durchgeführten Dissertation hat sich gezeigt, dass es für die Effizienz der Solarzellen von Vorteil ist, wenn das ITO bei Raumtemperatur deponiert und anschließend für 5 min bei 200 °C auf einer Heizplatte thermisch aktiviert wird [71]. Bei diesem Heizschritt erfolgt zusätzlich die Formierung des Absorberkontaktes durch die bereits bei Temperaturen ab 150 °C stattfindende Interaktion von *a*-Si:H und Al [72,73]. Nach dem Heizschritt bildet jedes der acht 8 mm × 8 mm großen ITO-Fenster eine Solarzelle auf dem Substrat.



Abbildung 3.3: CAD Zeichnung der Schattenmasken zur Herstellung der Solarzellen-Teststrukturen. a) Maske für den Absorberkontakt, b) Maske für das TCO. c) Photographie einer Probe mit n-dotiertem Absorber mit acht Teststrukturen.

Für die **einseitig kontaktierten Solarzellen** werden ebenfalls $5 \text{ cm} \times 5 \text{ cm}$ große Substrate verwendet. Nach der RCA Reinigung wird zunächst nur die 5 nm *a*-Si:H(i) Schicht ganzflächig abgeschieden. Darauf folgt die Präparation einer Lift-Off Lackmaske mittels Photolithographie für das Majoritätenkontakt-Grid. Nach der Deposition einer 1 µm dicken Al Schicht mittels Elektronenstrahlverdampfung erfolgt die Auflösung der Lackmaske in einem Aceton-Bad und damit die Erzeugung der Al Strukturen mittels Lift-Off. Anschließend wird der Isolator in Form eines Photolacks aufgebracht und photolithographisch struktu-

¹¹ engl.: indium tin oxide

riert. Der Photolack bedeckt anschließend das Majoritätenkontakt-Grid, sowie das gesamte Substrat mit Ausnahme der aktiven Zellflächen der einzelnen Solarzellen und ihre außerhalb der aktiven Zellfläche liegenden Majoritätenkontakt-Pads zur späteren Kontaktierung der Solarzelle. Um ein späteres Ausgasen des Lackes in Vakuumkammern zu verhindern und um die Resistenz des Lackes gegenüber Aceton zu erhöhen, wird er 30 min bei 200 °C ausgeheizt. Durch die erhöhten Temperaturen löst sich außerdem die dünne a-Si:H(i) Schicht in das darüber liegende Al und es wird der Majoritätenkontakt erzeugt. Dieses Prinzip wird in der Literatur auch als COSIMA¹² Methode beschrieben [74]. Auf das Ausheizen des isolierenden Lackes folgt die ganzflächige Deposition von 10 nm a-Si:H(n) mittels PECVD bei einer Substrattemperatur von 150 °C. Die *a*-Si:H(n) Schicht formt dann im Bereich der aktiven Zellfläche den Minoritätenkontakt. Außerhalb der aktiven Zellfläche liegt sie auf dem Isolator und dem Minoritätenkontakt-Pad, ein Kurzschluss ist an dieser Stelle jedoch aufgrund der geringen Leitfähigkeit und der geringen Schichtdicke nicht zu befürchten. Auf die a-Si:H(n) Schicht wird das ITO aufgebracht, analog zu dem oben beschriebenen Teststrukturen-Prozess und ebenfalls mithilfe einer Schattenmaske. Zur Erhöhung der Querleitfähigkeit wird auf das ITO ein weiteres Kontaktgrid mit Hilfe eines photolithographischen Lift-Off Prozesses aufgebracht. Das Minoritätenkontakt-Grid besteht aus 50 nm Titan, 50 nm Paladium und 1 µm Silber. Alle drei Metalle werden mittels Elektronenstrahlverdampfung deponiert. Der Ausschnitt aus der CAD-Zeichnung in Abb. 3.4 zeigt eine Zelle mit einem Kontaktfinger-Abstand von 666 µm.



Abbildung 3.4: Ausschnitt aus der CAD-Zeichnung der Photolithographie-Masken. Dargestellt ist eine einzelne Zelle.

Präparation der Kontaktierung für n-typ Absorber

Die Präparation für **Teststrukturen** auf einem n-dotierten Absorber unterscheidet sich von der Präparation auf einem p-dotierten Absorber, da die Kontaktbildung über die COSIMA Methode hier nicht verwendet wird¹³. Auf den gereinigten Absorber auf Glas wird zunächst

¹² Contacts to an a-Si:H passivated wafer by means of annealing

¹³ Die COSIMA Methode ist in der Literatur nur zur ohmschen Kontaktbildung zu p-dotiertem Silizium beschrieben. Obwohl es prinzipiell auch möglich ist, mit Al einen ohmschen Kontakt auf n-dotiertem Silizium zu erhalten [75,76], ist der Kontakt in der Regel für die für Solarzellen typischen Dotierstoffkonzentrationen $(<10^{20} \text{ cm}^{-3})$ nichtlinear [63, S. 128].

ein Schichtstapel aus 5 nm a-Si:H(i) und 10 nm a-Si:H(p) mittels PECVD abgeschieden. Darauf folgt die ITO Deposition durch die in Abb. 3.3 b dargestellte Schattenmaske bei Raumtemperatur und der Heizschritt (5 min, 200 °C auf einer Heizplatte) zur Kristallisation der ITO Schicht und der damit einhergehenden Reduktion des Schichtwiderstands. Die einzelnen Zellflächen werden anschließend mit einem polyimidbasierten ätzstabilen Klebeband (DuPontTM Kapton[®]) mit einem umlaufenden Überstand von etwa 1 mm bedeckt. Der nicht bedeckte a-Si:H(i/p) Schichtstapel wird in einer Ätzzeit von 20 s mit der oben genannten Silizium-Ätzlösung entfernt. Danach wird der Absorberkontakt, bestehend aus 50 nm Ti, 50 nm Pd und 1 µm Ag, per Elektronenstrahlverdampfung auf die Silizium-Oberfläche und das Klebeband aufgebracht. Abschließend wird das Klebeband und der darauf befindliche Metall-Schichtstapel abgelöst und etwaige Rückstände werden mit Isopropanol entfernt.

Der Präparationsprozess der **einseitig kontaktierten Solarzellen** auf einem n-dotierten Absorber beginnt mit der Deposition des bereits oben genannten *a*-Si:H(i/p) Schichtstapels auf die gereinigte Siliziumoberfläche. Analog zum Prozess für p-typ Absorber wird eine Lift-Off Maske zur Erzeugung des Absorber-Kontaktgrids aufgebracht. Vor der Deposition des Ti/Pd/Ag Absorberkontakts wird die Lift-Off Maske als Ätzmaske benutzt, um den *a*-Si:H(i/p) Schichtstapel mittels der bereits beschriebenen Siliziumätzlösung zu entfernen. Nach der Deposition des Metall-Schichtstapels und der Auflösung der Lift-Off Maske in Aceton erfolgt die Erzeugung der Isolationsschicht wie oben beschrieben. Die Deposition der 80 nm ITO Schicht erfolgt analog zum Prozess für einen p-typ Absorber durch eine Schattenmaske. Anders als dort, wird jedoch das Ti/Pd/Ag-Grid ebenfalls durch eine Schattenmaske aufgebracht. Das liegt darin begründet, dass die einseitig kontaktierte Solarzelle auf n-typ Silizium mit dem Fokus auf eine Rückseitenkontaktierung, beziehungsweise für die Beleuchtung durch das Glas (Superstratkonfiguration) konzipiert wurde, während die Solarzelle mit p-typ Silizium als Absorber vorrangig für die Beleuchtung von der Siliziumseite ausgelegt wurde.

Der Herstellungsprozess der **IBC-SHJ^{TF} Solarzellen** beginnt ebenfalls mit der Deposition des *a*-Si:H(i/p) Schichtstapels mittels PECVD. Daraufhin wird die Lackmaske zur Strukturierung des Minoritätenkontakts aufgebracht und der *a*-Si:H(i/p) Schichtstapel mit der oben genannten Siliziumätzlösung entfernt. Darauf folgt die Deposition des Majoritätenkontakts. Bei den im Rahmen dieser Arbeit erstmalig prozessierten Solarzellen besteht dieser lediglich aus einer 10 nm dicken *a*-Si:H(n) Schicht, auf eine *a*-Si:H(i) Schicht wurde zunächst verzichtet. Der *a*-Si:H Majoritätenkontakt wird wiederum mit einer Lackmaske auf dem *a*-Si:H(i/p) Schichtstapel entfernt, er passiviert damit ebenfalls den Randbereich der Solarzelle, sowie den Bereich zwischen den Solarzellen. Der Ätzprozess wird mit 0,6 %iger Natriumhydroxidlösung durchgeführt, da die auf HF/HNO₃ basierende Lösung auch den *a*-Si:H(i/p) Schichtstapel entfernen würde. Anschließend wird ganzflächig 1,5 µm Aluminium deponiert, welches ebenfalls mit Hilfe einer Lackmaske strukturiert wird. Für die im Rahmen dieser Arbeit erstmalig prozessierten IBC-SHJ^{TF} Solarzellen wurde für die Kontaktierung Aluminium verwendet, da mit Al die Bildung eines ohmschen Kontakts sowohl zu a-Si:H(p) als auch zu a-Si:H(n) möglich ist. Zur Optimierung insbesondere der optischen Eigenschaften sollte hier prinzipiell ein TCO/Metall Schichtstapel verwendet werden.

3.2 Numerische Simulation

Die in diesem Abschnitt vorgestellten eindimensionalen Simulationen wurden mit dem Programm AFORS-HET [49] in der Version 2.4.1 durchgeführt. Durch das Programm wird eine Silizium-Solarzelle mit rückseitigem Heterokontakt modelliert (BC-SHJ).

Das Ziel der numerischen Simulation ist ein besseres qualitatives Verständnis der Auswirkung verschiedener Materialparameter des Silizium-Absorbers, insbesondere auch für dünne Absorber, sowie der vorderseitigen Rekombinationsgeschwindigkeit bei einer rückseitig sammelnden Solarzelle. Empfehlungen für die exakten Werte für ein optimales Bauteil beispielsweise bei gegebener Dicke des Silizium-Absorbers leistet die Simulation an dieser Stelle nicht.

3.2.1 Beschreibung des Modells

Die Optik wird mit dem Lambert-Beer Modell mit mehrfachem Strahlendurchlauf berechnet, wobei die externe Reflexion null und die interne Reflexion an Vorder- und Rückseitenkontakt eins gesetzt ist. Bei der nach Yablonovitch & Cody [77] maximal möglichen Strahlendurchlaufszahl von $n_{\rm opt} = 4n^2 \approx 50$ entspräche das optische Modell damit dem Modell mit "optimalem Lichteinfang-Verhalten" nach Brendel (Modell O [36, S. 20]). In den hier gezeigten Simulationen wurde jedoch $n_{\text{opt}} = 10$ gewählt, um eine Abschätzung zu erhalten, die sich näher an experimentell bereits gezeigten Ergebnissen orientiert. Mit $n_{opt} = 10$ beträgt die absorbierte Photostromdichte $j_{\rm Ph} = 32.2 \,\mathrm{mA} \,\mathrm{cm}^{-2}$ für einen $2.2 \,\mu\mathrm{m}$ dicken Silizium-Absorber und liegt damit nahe der von Keevers et al. gezeigten Kurzschlussstromdichte von $29,5 \,\mathrm{mA}\,\mathrm{cm}^{-2}$ für eine Solarzelle mit $2,2\,\mu\mathrm{m}$ dickem Silizium-Absorber (das Modell O mit $n_{\rm opt} = 4n^2 \approx 50$ würde dafür ein $j_{\rm Ph}$ von 37,5 mA cm⁻² ergeben). Für die elektrische Simulation wird der n-dotierte Silizium-Absorber durch das in dem Programm enthalten "c-Si Modell" beschrieben, das dabei verwendete Modell für die Auger-Rekombination ist die Parametrisierung nach Kerr & Cuevas [78]. Als freie Parameter zur Beschreibung des Absorbers bleiben die Donatorkonzentration $N_{\rm D}$ und die Konzentration der bandmittigen Defekte $N_{\rm trap}$. Die Mobilitäten werden durch das "c-Si Modell" in Abhängigkeit von der Dotierstoffkonzentration berechnet und entsprechen damit den Werten für kristallines Silizium [43]. Da die hier gezeigten Simulationen in erster Linie zeigen sollen, wie sich verschiedene Parameter des Silizium-Absorbers auf die Solarzelle auswirken, wurde der rückseitige a-Si:H(p) Minoritätenkontakt stark idealisiert modelliert. Dazu zählt, dass die Minoritätenkontaktschicht ohne Defekte definiert wurde, so dass durch diese keine Limitierung der $V_{\rm OC}$ stattfinden kann. Desweiteren wurde ihre Dotierung so gewählt, dass sie auch beim idealisierten Wert

 $S_{\rm p}^{\rm VS} = 0\,{\rm cm\,s^{-1}}$ für die Vorderseitenpassivierung die $V_{\rm OC}$ nicht limitiert. Dazu wurde für die Akzeptorkonzentration der *a*-Si:H(p) Schicht der Wert $10^{16}\,{\rm cm^{-3}}$ angenommen, was einem Abstand von 238 meV zwischen dem Ferminiveau der Löcher und dem Valenzband entspricht.

3.2.2 Hellkennlinienparameter in Abhängigkeit der Absorberdicke und weiterer Kenngrößen

In Abb. 3.5 sind die Hellkennlinien-Parameter $V_{\rm OC}$, $j_{\rm SC}$ und der Wirkungsgrad η in Abhängigkeit von der Absorberdicke für eine BC-SHJ Solarzelle dargestellt. Zusätzlich wurde die Rekombinationsgeschwindigkeit an der Vorderseite $S_{\rm p}^{\rm VS}$ bei jeweils zwei unterschiedlichen Dotierstoff- und Defektkonzentrationen innerhalb des Absorbers variiert.

Die Leerlaufspannung ist für die geringere Defektkonzentration $(N_{\rm tr} = 10^9 \,{\rm cm}^{-3})$ und bei niedrigerer Dotierung $(N_{\rm D} = 10^{16} \, {\rm cm}^{-3})$ hauptsächlich abhängig von der Rekombinationsgeschwindigkeit an der Vorderseite. Für $S_{\rm p}^{\rm VS} < 100\,{\rm cm\,s^{-1}}$ gibt es, außer für $S_{\rm p}^{\rm VS} = 0\,{\rm cm\,s^{-1}},$ in dem betrachteten Absorber-Schichtdickenbereich ein Maximum, welches sich für kleinere $S_{\rm p}^{\rm VS}$ zu kleineren Absorber-Schichtdicken verschiebt. Für $S_{\rm p}^{\rm VS} = 0\,{\rm cm\,s^{-1}}$ steigt die $V_{\rm OC}$ im betrachteten Schichtdicken
intervall an. Die $V_{\rm OC}$ entspricht bei ausreichend hoher Bandverbiegung, welche in dem hier verwendeten Modell gegeben ist, der impliziten $V_{\rm OC}$, welche nach Gleichung 2.17 bei gegebener Dotierung nur von der Überschussladungsträgerkonzentration abhängig ist. Damit lässt sich das beobachtete Verhalten durch zwei gegenläufige Effekte erklären, welche auf die Überschussladungsträgerdichte Δp wirken. Einerseits kommt es durch die Abnahme der Absorberdicke zu einer Zunahme der lokalen Überschussladungsträgerkonzentration und damit zu einer größeren Aufspaltung der Quasi-Ferminiveaus und folglich einer höheren $V_{\rm OC}$. Dem entgegen wirkt, dass mit dünner werdendem Absorber die rekombinationsaktive Vorderseite im Mittel näher an die sich im Absorber befindlichen Überschussladungsträger heranrückt. Je höher die Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit, desto eher überwiegt dieser Effekt die mit dünnerem Absorber steigende lokale Überschussladungsträgerkonzentration, was die Verschiebung des Voc-Maximums hin zu dickeren Absorbern bei steigender $S_{\rm p}^{\rm VS}$ erklärt. Bei $S_{\rm p}^{\rm VS} = 0\,{\rm cm\,s^{-1}}$ tritt der zweite Effekt nicht auf, folglich steigt die V_{OC} monoton für dünner werdende Absorber im betrachteten Schichtdickenintervall. Die Erhöhung der Dotierstoffkonzentration des Absorbers verschiebt das Ferminiveau der Majoritäten näher an die Leitungsbandkante und verbessert damit die Voraussetzungen für das Erreichen hoher Leerlaufspannungen. Allerdings steigt mit der höheren Dotierung auch die intrinsische Auger-Rekombination. Bei einer Dotierstoffkonzentration von $N_{\rm D} = 10^{16} \,\mathrm{cm}^{-3}$ beträgt die intrinsische Lebensdauer nach dem Modell von Kerr & Cuevas $\tau_{\rm KC}$ etwa 1,5 ms bei einer Überschussladungsträgerkonzentration von $10^{15}\,\mathrm{cm}^{-3}$ und limitiert damit bereits die effektive Lebensdauer τ_{eff} . Aufgrund des logarithmischen Zusammenhangs zwischen $V_{\rm OC}$ und $\tau_{\rm eff}$ ist der Einfluss auf die $V_{\rm OC}$ jedoch noch relativ gering. Bei einer Dotierstoffkonzentration von $10^{18} \,\mathrm{cm}^{-3}$ beträgt τ_{KC} nur noch etwa

10 µs und limitiert damit die maximal erreichbare $V_{\rm OC}$. Eine höhere Dotierung bringt also in Bezug auf die $V_{\rm OC}$ dann einen Vorteil, wenn die effektive Lebensdauer $\tau_{\rm eff}$ bei dieser Dotierung nicht durch die Auger-Rekombination limitiert wird, tendenziell also eher bei Absorbermaterial mit kleiner Überschussladungsträgerlebensdauer oder bei verhältnismäßig hohen Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeiten. Dies zeigt sich auch sehr deutlich bei Betrachtung der Simulationsergebnisse für eine höhere Defektdichte ($10^{12} \,\mathrm{cm}^{-3}$) innerhalb des Absorbers. Die defektbedingte Schockley-Read-Hall Lebensdauer $\tau_{\rm SRH}$ liegt mit 10 µs im gleichen Bereich wie $\tau_{\rm KC}$, was dazu führt, dass die $V_{\rm OC}$ in etwa das gleiche Verhalten zeigt, wie im Fall $\tau_{\rm SRH} = 10 \,\mathrm{ms}$ bei $N_{\rm D} = 10^{16} \,\mathrm{cm}^{-3}$. Dem gegenüber liegen die $V_{\rm OC}$ Werte bei den mit $10^{16} \,\mathrm{cm}^{-3}$ dotierten Absorbern etwa 50-100 mV unter denen bei hoher Dotierung.

Aus der Lage des Minoritätenkontakts auf der dem Licht abgewandten Seite des Absorbers folgt eine starke Abhängigkeit der Kurzschlussstromdichte von S_p^{VS} . Bemerkenswert ist, dass für dünnere Absorber die Rekombinationsgeschwindigkeit an der Vorderseite größere Werte annehmen darf als bei dickeren Absorbern. So reduziert bei einem 200 µm dicken Absorber mit $N_D = 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ und $\tau_{\text{SRH}} = 10 \text{ ms}$ eine vorderseitige Rekombinationsgeschwindigkeit von $100 \text{ cm} \text{ s}^{-1}$ die absorbierte Photostromdichte j_{abs} von $42,28 \text{ mA} \text{ cm}^{-2}$ auf eine Kurzschlussstromdichte von $36,4 \text{ mA} \text{ cm}^{-2}$, j_{SC} beträgt hier also etwa 86 % von j_{abs} . Bei einem 50 µm dicken Absorber beträgt die Kurzschlussstromdichte bei gleichem S_p^{VS} mit $39,1 \text{ mA} \text{ cm}^{-2}$ etwa 97 % der absorbierten Photostromdichte ($40,5 \text{ mA} \text{ cm}^{-2}$). Die Verwendung dünnerer Absorber stellt damit bezüglich der Kurzschlusstromdichte bei einer Solarzelle mit rückseitigem Minoritätenkontakt also geringere Anforderungen an die Passivierung der Vorderseite. Eine hohe Dotierung ist in Bezug auf die Kurzschlusstromdichte nicht von Vorteil, da sich mit höherer Dotierung die Mobilität der Ladungsträger und damit auch die Diffusionslänge der Minoritätsladungsträger verringert (vgl. Abb. 2.6).

Während eine hohe Dotierung in Abhängigkeit von der Absorberdicke, der Überschussladungsträgerlebensdauer und der vorderseitigen Rekombinationsgeschwindigkeit höhere Leerlaufspannungen ermöglichen kann, ist für eine hohe Kurzschlussstromdichte eine hohe Dotierung generell nicht von Vorteil. Betrachtet man die Effizienz in den Abbildungen 3.5 e und 3.5 f, so lässt sich erkennen, dass der Gewinn der höheren $V_{\rm OC}$ bei höherer Dotierstoffkonzentration für bestimmte Kombinationen der Größen $d_{\rm Abs}$, $\tau_{\rm eff}$ und $S_{\rm p}^{\rm VS}$ den Verlusten durch die geringere $j_{\rm SC}$ überwiegt und in einer höheren Effizienz resultiert. Für den Absorber mit $\tau_{\rm SRH} = 10\,\mu s$ liegt sogar die maximal erreichbare Effizienz bei $N_{\rm D} = 10^{18}\,{\rm cm}^{-3}$ etwa zwei Prozentpunkte höher als bei $N_{\rm D} = 10^{16}\,{\rm cm}^{-3}$.

3.3 Zusammenfassung des Kapitels

In diesem Kapitel wurden die Herstellungsprozesse für die in dieser Arbeit behandelten Solarzellen beschrieben. Eine wichtige Weiterentwicklung des Herstellungsprozesses von waferbasierten PRECASH Solarzellen stellt die Einführung einer Silber-Pufferschicht als



Abbildung 3.5: Numerische Simulation der Hellkennlinienkenngrößen $V_{\rm OC}$, $j_{\rm SC}$ und η für eine Silizium-Solarzelle mit rückseitigem Minoritätenkontakt in Abhängigkeit von der Absorberdicke und für verschiedene Rekombinationsgeschwindigkeiten der Vorderseitenpassivierung $S_{\rm p}^{\rm VS}$. Die Größen sind für zwei Minoritätsladungsträgerlebensdauern innerhalb des Absorbers und für zwei Dotierstoffkonzentrationen $N_{\rm D}$ dargestellt. Links: hohe Lebensdauer im Volumen des Absorers (10ms), rechts: geringe Lebensdauer (10 µs).

direkten Kontakt zum *a*-Si:H Minoritätenkontakt anstelle von Aluminium dar, welche die Degradation der *a*-Si:H Schicht durch einen Heizschritt während des Zellprozesses verhindert.

Die Herstellungsprozesse für Solarzellen basierend auf kristallinen Silizium-Dünnschichtabsorbern wurden im Rahmen dieser Arbeit entwickelt, erstmalig technologisch umgesetzt und optimiert. Die Etablierung von stabilen Prozessen zur Herstellung von Silizium-Dünnschichtsolarzellen ermöglichte auch die Charakterisierung und Weiterentwicklung des Absorbermaterials auf Glas. Dies führte durch die Verwendung einer SiO_x Deckschicht zu der Realisierbarkeit der Kristallisation auf SiO_x und damit, auch in Verbindung mit dem Wechsel auf einen n-dotierte Siliziumabsorber, zu einer deutlichen Verbesserung der vergrabenen Grenzfläche.

Die im zweiten Abschnitt dieses Kapitels gezeigten eindimensionalen numerischen Simulationen einer Silizium-Heterokontaktsolarzelle mit rückseitigem pn-Übergang zeigen, dass für dünne Absorber ($\ll 100 \,\mu$ m) die optimale Dotierstoffkonzentration tendenziell höher liegt als für Absorber mit Schichtdicken im Bereich >100 μ m, wie sie bei waferbasierten Solarzellen üblich sind. Außerdem sinkt bei dünneren Absorbern die Anforderung an die Vorderseitenpassivierung.

4 Entwicklung und Analyse von waferbasierten Rückkontakt-Solarzellen mit Silizium-Heteroübergang

In diesem Kapitel werden rückseitenkontaktierte Solarzellen mit Silizium-Heterokontakten (BC-SHJ) vorgestellt, bei denen ein Float-Zone (FZ) Siliziumwafer als Absorber dient. Das Ziel der Untersuchungen ist die Entwicklung und Optimierung von Zellprozessen zur Herstellung von Rückkontakt-Solarzellen mit Silizium-Heterokontakten. Desweiteren soll ein tiefergehendes Verständis der die Effizienz von BC-SHJ Solarzellen limitierenden Einflüsse erlangt werden, welche sowohl vom Herstellungsprozess als auch vom Aufbau des Kontaktsystems stammen können.

Die Ergebnisse sind aufgeteilt nach dem Leitungstyp des Absorbers, unterscheiden sich jedoch auch hinsichtlich des verwendeten Kontaktsystems. Bei den Solarzellen auf p-dotiertem Absorber wurde ein Kontaktsystem mit einem großflächigen Minoritätenkontakt und punktförmigen Majoritätenkontakten verwendet, während die Solarzellen mit n-dotiertem Absorber interdigitierende Minoritäten- und Majoritätenkontakte aufweisen.

Das Kapitel basiert auf den Veröffentlichungen [79], [80] und [81].

4.1 c-Si(p) Absorber

Die in diesem Abschnitt diskutierten Rückkontakt-Solarzellen mit Silizium-Heterokontakten basieren auf p-dotierten Siliziumwafern als Absorber. Teile des Abschnitts wurden bereits in [79] veröffentlicht.

4.1.1 Rückkontakt-Solarzelle mit punktförmigen Majoritätenkontakten

Solarzellen mit PRECASH¹ Kontaktsystem wurden 2008 erstmals von Stangl *et al.* vorgestellt [82,83]. Ein Merkmal dieses Kontaktsystems ist, dass aufgrund der punktförmig ausgeführten Majoritätenkontakte und der zweilagigen Metallisierung große Flächenanteile des Minoritätenkontakts ermöglicht werden, ohne große Transportwiderstände durch schmale Finger hervorzurufen, wie es bei einem interdigitierenden Kontaktsystem mit großer Minoritätenkontakt-Fläche der Fall wäre. Dem gegenüber steht, dass eine verlässliche Isolationsschicht zur Trennung der beiden Metallisierungslagen benötigt wird.

 $^{^1}$ engl.: Point ${\bf RE}{\rm ar}$ Contact Amorphous/crystalline Silicon Heterojunction

In vorangegangenen Arbeiten konnte ein Wirkungsgrad von 11,9 % erreicht werden [32]. Neben einem geringen Füllfaktor von 57,7 % war auch die mit 618 mV für Silizium-Heterosolarzellen recht geringe Leerlaufspannung Ursache für den niedrigen Wirkungsgrad. Bei der Herstellung früherer PRECASH Solarzellen wurde Aluminium als Metallisierung für den a-Si:H(n) Minoritätenkontakt verwendet. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde festgestellt, dass dies eine mögliche Ursache für die geringen Wirkungsgrade früherer PRECASH Solarzellen sein kann, da eine Temperaturbehandlung bei 200 °C Teil des Herstellungsprozesses ist (vgl. Abschnitt 3.1.1) und es bei Temperaturen >150 °C zu einer Degradation der Passivierwirkung kommen kann, wenn Aluminium in direktem Kontakt mit a-Si:H ist (vgl. [72,73] und Anhang D).

Die im Folgenden diskutierten Solarzellen vermeiden dieses Problem durch die Verwendung einer 100 nm dicken Silberschicht als direkten Kontakt des a-Si:H(n) Minoritätenkontakts. Die Solarzellen wurden nach dem in Abschnitt 3.1.1 auf S. 28 vorgestellten Zellprozess hergestellt. Der Temperaturbehandlung bei 200 °C dient dazu, die Lösemittel aus dem als Isolationsschicht verwendeten Photolack auszutreiben, um ein Ausgasen während darauffolgender Depositionen in Vakuum-Kammern zu verhindern und um seine chemische Beständigkeit insbesondere gegenüber Aceton zu erhöhen.

Hellkennlinie

Die Solarzellen-Hellkennlinien wurden unter Beleuchtung des in Abschnitt 2.5.1 beschriebenen AAA Solarsimulators aufgenommen. Beleuchtet wurde nur die aktive Zellfläche von 1 cm², der die Solarzellen umgebende Bereich wurde mit einer auf der Vorderseite plan aufliegenden, geschwärzten Metallmaske abgeschattet. Die Hellkennlinie der besten Solarzelle sowie ihre Hellkennlinienparameter sind in Abb. 4.1 dargestellt. Die Leerlaufspannung der besten Solarzelle beträgt 657 mV und übersteigt die vor dieser Arbeit mit diesem Kontaktsystem erreichten Werte [32] deutlich um etwa 40 mV. Dies ist in erster Linie der veränderten Metallisierung des *a*-Si:H Minoritätenkontakts zuzuordnen. Die Kontaktierung der *a*-Si:H(n) Schicht durch einen Stapel bestehend aus 100 nm Ag und 400 nm Al, mit Ag für den direkten Kontakt zum *a*-Si:H(n), verhindert die Kristallisation [73], sowie die Gegendotierung [72] der *a*-Si:H(n) Schicht durch das eindiffundierende Al.

Verlustanalyse

Die Effizienz der Solarzelle ist im Wesentlichen durch einen geringen Füllfaktor und eine geringe Leerlaufspannung begrenzt. Eine Reduzierung des FF kann entweder durch einen eingeschränkten Ladungsträgertransport oder durch Rekombination verursacht werden. Während letzteres auch in der Suns- $V_{\rm OC}$ Charakteristik sichtbar ist, beeinflusst ein eingeschränkter Ladungsträgertransport diese Charakteristik nicht, unabhängig davon, ob er ohmsch oder nichtlinear ist. Die Suns- $V_{\rm OC}$ Charakteristik der Solarzelle ist in Abb. 4.2 dargestellt. Des Weiteren wurde auf zwei verschiedene Arten der Serienwiderstand der So-



Abbildung 4.1: a): Hellkennlinie der besten PRECASH Solarzelle bei STC. b): Schematische Querschnittszeichnung sowie Draufsicht (bei der Schnittlinie) des PRECASH Kontaktsystems.

larzelle bestimmt. Einerseits durch den Vergleich zweier j(U)-Kennlinien bei verschiedenen Beleuchtungsintensitäten nach Wolf & Rauschenbach [84] und andererseits durch lineare Anpassung der Hellkennlinie in Durchlassrichtung im Bereich zwischen 0,9V und 1,0V. Die verwendeten Beleuchtungsintensitäten lagen bei etwa $100 \,\mathrm{mW \, cm^{-2}}$ und $110 \,\mathrm{mW \, cm^{-2}}$. Der aus dem Vergleich zweier Beleuchtungsintensitäten ermittelte Serienwiderstand $R_{\rm S}^{\rm W\&R}$ beträgt 2,6 $\Omega\,{\rm cm}^2$ und der aus der Hellkennlinie bestimmte Serienwiderstand $R_{\rm S}^{\rm hell}$ 1,6 $\Omega\,{\rm cm}^2,$ wie in Tabelle 4.1 dargestellt. Aus dem Vergleich des pFF aus der Suns- $V_{\rm OC}$ Messung mit dem FF aus der Hellkennlinie ergibt sich ein FF Verlust von 16 % absolut. Addiert man den Spannungsabfall über $R_{\rm S}^{\rm hell}$ stromdichteabhängig zur Hellkennlinie hinzu, so führt das zu einem pFF von 74 % und erklärt damit einen FF Verlust von etwa acht Prozentpunkten mit ohmschen Verlusten. Bei den hier diskutierten PRECASH Solarzellen kann die Metallisierung des Minoritätenkontakts nicht direkt mit der Messnadel kontaktiert werden, sondern ist durch eine Durchführung von $200 \,\mu\text{m} \times 600 \,\mu\text{m}$ in der Isolationsschicht mit der zweiten Metallisierungslage verbunden. Zwischen den beiden Metallisierungslagen befindet sich zudem aufgrund der Prozessabfolge die 10 nm dicke a-Si:H(p) Schicht. Zusammen mit der vergleichsweise kleinen Fläche der Durchführung ist es wahrscheinlich, dass der Großteil oder sogar die gesamten ohmschen Verluste der Durchführung der Metallisierung des Minoritätenkontakts zuzuschreiben sind. Dies entspräche dann einem spezifischen Kontaktwiderstand von $1.9 \,\mathrm{m}\Omega \,\mathrm{cm}^2$ für den Schichtstapel Al/a-Si:H(p)/Al. Addiert man den Spannungsabfall eines ohmschen Widerstands größer als $1.6 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2$ wie oben beschrieben zur Hellkennlinie hinzu, so verliert die daraus resultierende Kennlinie ihre Eindeutigkeit für Spannungswerte kleiner als die $V_{\rm OC}$. Der ohmsche Anteil des Transportwiderstands liegt also maximal bei $1,6\,\Omega\,\mathrm{cm}^2$. Gleichzeitig bedeutet dies, dass der verbleibende Verlust im FF durch eine nichtlinearen Transportbarriere verursacht wird. Auf der Probe befinden sich neben den Solarzellen vier TLM-Strukturen zur Bestimmung des spezifischen Kontaktwiderstandes des Majoritätenkontakts. Drei dieser Strukturen wiesen nichtlineare Kennlinien auf, was die

Tabelle 4.1: Übersicht über den Einfluss der unterschiedlichen Serienwiderstandsbeiträge auf den Füllfaktor der besten PRECASH Solarzelle. Für die berechneten Größen wurde der Spannungsabfall des in der Spalte $R_{\rm S}$ angegebene Serienwiderstands für jeden Stromdichtewert zu den korrespondierenden Spannungswerten der gemessenen Hellkennlinie addiert.

Ursprung	Beschreibung	$R_{\rm S}$	FF	
		$[\Omega{\rm cm}^2]$	(%)	
gemessen	$Suns-V_{OC}$	-	81.9	
berechnet	ohne $R_{\rm S}^{\rm W\&R}$	(2.6)	(76.2)	
berechnet	ohne $R_{\rm S}^{\rm hell}$	1.6	74.0	
gemessen	Hellkennlinie	-	65.9	

Vermutung nahe legt, dass sich die nichtlineare Transportbarriere am Majoritätenkontakt befindet. Da sich dort wo der Majoritätenkontakt erzeugt wird zunächst der *a*-Si:H(n) Minoritätenkontakt befindet (vgl. Abschnitt 3.1.1), könnte eine nichtlineare Transportbarriere am Majoritätenkontakt durch eine unvollständigen Entfernung der *a*-Si:H(n) Schicht hervorgerufen werden. An Referenzproben² durchgeführte in-situ Photolumineszenz Messungen von Greil *et al.* [85] weisen darauf hin, dass die Ätzzeit beim Entfernen der *a*-Si:H(n) Schicht zu kurz gewählt wurde und stützen diese Annahme. Es liegt damit nahe, dass der Unterschied zwischen $R_{\rm S}^{\rm W\&R}$ und $R_{\rm S}^{\rm hell}$ auf einen nichtlinearen Transportwiderstand zurückzuführen ist, was zur Folge hat, dass die Bestimmung des Serienwiderstandes nach der Methode von Wolf & Rauschenbach hier aufgrund der Nichtlinearität nicht anwendbar ist.



Abbildung 4.2: a): Hellkennlinie der besten Solarzelle, sowie die Suns- $V_{\rm OC}$ Kennlinie und eine berechnete j(U)-Kennlinie ohne den Serienwiderstand $R_{\rm S}^{\rm hell}$. b): Veranschaulichung der Flächenanteile des PRECASH Kontaktsystems.

Die zweite Limitierung der Solarzelle ist die geringe offene Klemmenspannung. Nach der Deposition der a-Si:H(n) Schicht auf die Rückseite des vorderseitig mit SiO_x/SiN_x passivierten Wafers lag die implizite V_{OC} dieser Struktur bei 695 mV und damit fast 40 mV

 $^{^{2}}$ c-Si(p), (111) Orientierung, beidseitig mit 15 nm a-Si:H(n) passiviert, vgl. [85]

über der $V_{\rm OC}$ der fertigen Solarzelle. Die exakte Ursache für den Unterschied ist nicht eindeutig feststellbar. Möglich ist, dass die $V_{\rm OC}$ in der fertigen Solarzelle durch die Bereiche mit geringerer Oberflächenpassivierung, insbesondere dem unpassivierten Bereich zwischen Minoritäten- und Majoritätenkontakt, sowie den punktförmigen Majoritätenkontakten selbst herabgesetzt wird. Die prozentualen Flächenanteile sind zwar mit nominell 4% für den Majoritätenkontakt und 0,6% für den Isolationsbereich recht gering, jedoch zeigen die im Rahmen einer vom Autor betreuten Diplomarbeit [86] durchgeführten zweidimensionalen numerischen Simulationen, dass ein Flächenanteil von 0,8% bei einer Rekombinationsgeschwindigkeit von etwa $6 \cdot 10^5$ cm s⁻¹ die $V_{\rm OC}$ von etwa 720 mV auf unter 660 mV reduzieren kann (vgl. Abb. F.1 in Anhang F). Eine Limitierung der $V_{\rm OC}$ aufgrund des unpassivierten Bereichs zwischen den beiden Kontakten erscheint damit sehr wahrscheinlich. Überdies ist der Randbereich um die Solarzelle herum unpassiviert. Da die Zellfläche mit 1 cm² recht klein ist, kann auch hier ein negativer Einfluss nicht ausgeschlossen werden.

4.1.2 Diskussion der Injektionsabhängigkeit der Vorderseitenpassivierung

In Abb. 4.3 ist die externe Quanteneffizizenz der oben beschriebenen Solarzelle mit und ohne Bias-Beleuchtung dargestellt (blau). Ebenfalls dargestellt ist die EQE einer Solarzelle mit einem, bis auf die Verwendung einer Al₂O₃ Vorderseitenpassivierung, identischen Aufbau. Während bei der Solarzelle mit SiO₂/SiN_x Passivierung die EQE ohne Biaslicht stark einbricht, ändert sich die EQE der Al₂O₃ passivierten Solarzelle kaum. Das heißt, dass die SiO₂/SiN_x Passivierung eine starke Abhängigkeit der Bias-Beleuchtung aufweist, was bei der Al₂O₃ Passivierung nicht der Fall ist. Die starke Injektionsabhängigkeit der SiO₂/Si Grenzfläche auf p-dotiertem Silizium ist bekannt [41]. Dies liegt nach Aberle *et al.* [87] an den asymmetrischen Einfangquerschnitten für Elektronen und Löchern im Zusammenspiel mit der nur verhältnismäßig geringen positiven Festladungsdichte im SiO₂, die im Bereich 10¹⁰ cm⁻² bis 10¹¹ cm⁻² liegt [88]. Eine Erhöhung der Bandverbiegung (in Richtung Inversion) ist vermutlich nicht gegeben. Obwohl die SiN_x Schicht aufgrund ihres nahezu stöchimetrischen Verhältnisses von Si und N verhältnismäßig viel Ladung enthält [89], was eine stärkere Bandverbiegung im Silizium nahelegen würde, wird die effektiv wirksame Festladung durch



Abbildung 4.3: Externe Quanteneffizienz (EQE) von PRECASH BC-SHJ Solarzellen mit unterschiedlichen Vorderseitenpassivierungen mit und ohne Bias-Beleuchtung mittels einer Halogenlampe ($E_{\text{Bias}} \approx 10 \,\mathrm{mW \, cm^{-2}}$).

die SiO₂ Zwischenschicht reduziert [90]. Zwar bildet sich bei der Oberflächenpassivierung mit Al_2O_3 auch eine 1-2 nm dünne SiO₂ Schicht aus [91], diese wird jedoch durch die in ihr enthaltene Ladung überkompensiert, so dass letztlich die durch die Al_2O_3 Schicht eingebrachte negative Ladung überwiegt und damit nahe der Silizium-Oberfläche eine Akkumulationsrandschicht erzeugt wird.

4.2 c-Si(n) Absorber

In vorangegangenen Arbeiten wurde vom Autor der vorliegenden Arbeit [32] und Mingirulli et al. [27] ein Herstellungsprozess für interdigitierende rückseitenkontaktierte Silizium-Heterokontaktsolarzellen (IBC-SHJ³) entwickelt und erstmalig technologisch umgesetzt, wobei ein Wirkungsgrad von 20,2% erreicht wurde. Für diese Solarzelle wird in Abschnitt 4.2.1 eine Analyse der rekombinationsbedingten Füllfaktorverluste durchgeführt.

Zwischen den n- und p-dotierten a-Si:H Schichten der bisher hergestellten IBC-SHJ Solarzellen befindet sich ein SiO₂/SiN_x Schichtstapel, der einerseits eine sehr gute Passivierwirkung aufweist und andererseits durch seine Eigenschaft als Dielektrikum eine gute elektrische Trennung von Elektronen- und Löcherkontakt darstellt [27, 32, 92]. Allerdings bedeutet die Verwendung eines Dielektrikums an dieser Stelle eine weitere Schicht im Herstellungsprozess der Solarzelle. Darum wurde im Rahmen dieser Arbeit ein Prozess untersucht, bei dem auf den dielektrischen Schichtstapel verzichtet wurde.

Dieser Abschnitt basiert auf den Veröffentlichungen [80] und [81].

4.2.1 Injektionsabhängige Oberflächenpassivierung durch amorphe Siliziumschichten

Für rückseitenkontaktierte Solarzellen mit einer interdigitierenden Kontaktstruktur, die bereits vor dieser Arbeit hergestellt worden sind [27,32], wurde im Rahmen dieser Arbeit eine erweiterte Analyse der rekombinationsbedingten Füllfaktorverluste durchgeführt.

In Abb. 4.4 sind auf der linken Seite implizite j(U)-Kennlinien von symmetrisch mit a-Si:H passivierten Proben zur Bestimmung der injektionsabhängigen Lebensdauer der Minoritätsladungsträger dargestellt. Die Proben wurden auf beidseitig polierten, 280 µm dicken 1-5 Ω cm FZ-c-Si(n) Wafern hergestellt, welche vor der Deposition der a-Si:H Schichten mit einer RCA Prozedur [64] gereinigt wurden. Die impliziten j(U)-Kennlinien lassen sich aus der gemessenen Lebensdauerkurve errechnen, wie in Abschnitt 2.5.3 beschrieben. In der Abbildung markiert der Schnittpunkt mit der gestrichelten schwarzen Hilfslinie jeweils den Punkt der impliziten $V_{\rm OC}$. Die Lage der Hilfslinie wurde so gewählt, dass sie mit 39,7 mA cm⁻² bei der gemessenen Stromdichte der besten IBC-SHJ Solarzelle lag, die mit diesen Schichtstapeln hergestellt wurde [27]. Im eingebetteten Diagramm sind zu den impliziten j(U)-Kennlinien ihre impliziten Füllfaktoren dargestellt. Es ist deutlich zu

³ engl.: interdigitated back contact silicon hetero junction



Abbildung 4.4: a): implizite j(U)-Kennlinien verschiedener *a*-Si:H Schichtstapel. Der Schnittpunkt der Kennlinien mit der gestrichelten schwarzen Linie markiert die implizite $V_{\rm OC}$. Im eingebetteten Diagramm: die impliziten Füllfaktoren der Kennlinien. b): aus der flächengewichteten Addition der impliziten Kennlinien der einzelnen Bereiche der Solarzelle (u.a. die links dargestellten Kennlinien) wurden implizite j(U)-Kennlinien von Solarzellen mit und ohne *a*-Si:H(i) Schichten unter dem Elektronen- und Löcherkontakt berechnet. Die kleinen Buchstaben symbolisieren die Dotierung der *a*-Si:H Schichten, während das große N für den n-dotierten kristallinen Silizium Absorber steht.

erkennen, dass der a-Si:H(i/p) Stapel mit knapp 81 % den kleinsten impliziten Füllfaktor aufweist. Eine a-Si:H(p) Schicht allein liegt mit über 83 % deutlich darüber, ebenso die a-Si:H(n) Schicht, sowie der a-Si:H(i/n) Schichtstapel, die bei etwa 84 % und knapp unter 85 % liegen.

Für die in Abb. 4.4 auf der rechten Seite dargestellten berechneten impliziten Kenngrößen $V_{\rm OC}$ und FF wurden die impliziten j(U)-Kennlinien (von links), sowie weitere implizite j(U)-Kennlinien von der Vorderseiten- und Gappassivierung (nicht dargestellt) den Flächenanteilen in der Solarzelle entsprechend addiert⁴. Diese Addition ist zulässig, solange die sogenannte narrow base approximation [93] erfüllt ist, das heißt, dass alle Bereiche einer Solarzelle mit der Einheitszellenbreite $W_{\rm ez}$ innerhalb der Diffusionslänge L erreicht werden können $(L_{\rm diff} > W_{\rm ez})$ und dass die Rekombinationsgeschwindigkeit S an allen Oberflächen klein genug ist, um nicht durch die Diffusionsgeschwindigkeit der Minoritätsladungsträger innerhalb des Absorbers beschränkt zu werden $(S < D_{\rm min}/W_{\rm ez})$, mit dem Diffusionskoeffizizenten der Minoritäten $D_{\rm min}$).

Aus den resultierenden j(U)-Kennlinien für Solarzellen mit und ohne a-Si:H(i) Schicht am Elektronen- oder Löcherkontakt wurden die Kenngrößen V_{OC}^{implizit} und FF_{implizit} bestimmt. Es ist klar erkennbar, dass für Zelltypen mit a-Si:H(i/p) Stapel (Typ B und Typ C) der implizite Füllfaktor der berechneten j(U)-Kennlinie deutlich kleiner ist als für Zelltypen mit a-Si:H(p) Löcherkontakt (Typ A und Typ D). Dass der implizite Füllfaktor für Typ C im

 $^{^4}$ Die Anteile sind 50 % für die Vorderseitenpassivierung, 30 % für den Minoritätenkontakt (p), 14 % für den Majoritätenkontakt (n) und 6 % für die sogenannte Gappassivierung, das heißt die Lücke zwischen Minoritäten- und Majoritätenkontakt.

Vergleich zu Typ B noch weiter sinkt, liegt daran, dass im Bereich geringerer Injektion, wo auch der MPP liegt, der *a*-Si:H(i/p) Stapel die Rekombination bestimmt, aber im höheren Injektionsbereich um den $V_{\rm OC}$ Punkt die bessere Passivierung des *a*-Si:H(i/n) Stapels zu einer höheren $V_{\rm OC}$ führt und so der berechnete Füllfaktor sinkt.

Der berechnete Füllfaktor stellt den durch Rekombination begrenzten und damit theoretisch maximal erreichbaren Füllfaktor der verschiedenen Solarzellen des Typs A bis D dar. Mit der Verwendung einer *a*-Si:H(i) Schicht als Teil eines *a*-Si:H(i/p) Stapels wird der maximal erreichbare Füllfaktor für Typ B auf 82,1 %, für Typ C sogar auf 81,6 % reduziert. Diese Werte werden als reale Füllfaktoren bereits von siliziumbasierten Hocheffzienz-Solarzellen erreicht [31,94]. Dies unterstreicht, dass für hohe Füllfaktoren nicht nur die ohmschen Transportverluste klein sein müssen, sondern auch die Rekombinationsdynamik der Solarzelle hohe Füllfaktoren ermöglichen muss. Hinsichtlich der hier verwendeten *a*-Si:H Schichten bedeutet das, dass für die Herstellung von Solarzellen mit hohen Füllfaktoren (> 80 %) insbesondere der *a*-Si:H(i/p) Schichtstapel noch optimiert werden muss.

4.2.2 Rückkontakt-Solarzelle mit interdigitierenden Silizium-Heterokontakten

Die Platzierung beider Kontakte auf der gleichen Seite des Absorbers bringt den Vorteil einer vollkommen verschattungsfreien Vorderseite mit sich, erhöht aber auch die Komplexität des Herstellungsprozesses für das Kontaktsystem. Insbesondere ist es notwendig, eine Trennung von Elektronen- und Löcherkontakt auf der Rückseite sicher zu stellen. Bei dem in Abschnitt 4.1.1 behandelten Kontaktsystem mit punktförmigen Absorberkontakten ist der Bereich zwischen Elektronen- und Löcherkontakt von einer nicht passivierenden Isolationsschicht bedeckt. Obwohl dieser Bereich nur einen kleinen prozentualen Anteil an der Gesamtfläche der Solarzelle ausmacht, kann er die Leerlaufspannung der Solarzelle reduzieren. Dies zeigen die numerischen 2D Simulationen in Anhang F. Für Leerlaufspannungen über 700 mV ist eine Passivierung dieses Bereichs damit unerlässlich. Eine hinreichende Passivierung kann beispielsweise mit einem isolierenden SiO₂/SiN_x Schichtstapel erreicht werden [27,32,95]. Jedoch bedeutet dies eine weitere Schicht im Aufbau des Kontaktsystems und damit eine erhöhte Prozesskomplexität. Wenn für die Passivierung die ohnehin vorhandenen *a*-Si:H Schichtstapel verwendet werden sollen, folgt daraus, dass mindestens eine von beiden nicht vollflächig metallisiert werden kann.

Zweidimensionale Simulation anteilig metallisierter Kontakte

Um den Einfluss eines nicht vollflächig metallisierten a-Si:H Elektronen- oder a-Si:H Löcherkontakts abzuschätzen, wurden zweidimensionale numerische Bauteilsimulationen durchgeführt⁵. In Abb. 4.5 ist auf der linken Seite das simulierte Symmetrieelement schematisch dargestellt und auf der rechten Seite der Füllfaktor über einen variierenden Metallisierungs-

⁵ Die Simulationen wurden im Rahmen einer vom Autor dieser Arbeit betreuten Diplomarbeit mit Sentaurus TCAD F-2011.09 durchgeführt. Für weitere Details zu den Simulationen siehe [86]



Abbildung 4.5: a): Schemazeichnung des simulierten Symmetrieelemente. b): der Füllfaktor in Abhängigkeit der Flächenanteile für die Metallisierung des Majoritäten- und Minoritätenkontakts. Die jeweils nicht variierte Kontakt ist vollständig metallisiert.

anteil des Elektronen- oder Löcherkontakts. Da der Absorber der simulierten Struktur n-dotiert ist, ist der Löcherkontakt der Minoritätenkontakt. Der Metallisierungsanteil des nicht variierten Kontakts beträgt jeweils 100 %. Es ist deutlich zu erkennen, dass ein unvollständig metallisierter Minoritätenkontakt den Füllfaktor wesentlich stärker reduziert als ein unvollständig metallisierter Majoritätenkontakt. Während bei einem Metallisierungsanteil von 50 % auf dem Majoritätenkontakt der Füllfaktor nur um 1,5 % absolut sinkt, reduziert er sich bei diesem Metallisierungsanteil auf dem Minoritätenkontakt bereits um 8 % absolut. Die Reduzierung des Füllfaktors bei einem unvollständig kontaktierten Minoritätenkontakt wurde bereits von Desrues *et al.* sowohl experimentell beobachtet als auch mit Hilfe numerischer Simulation modelliert [96]. Übereinstimmend mit den Beobachtungen von Desrues *et al.* lässt sich ableiten, dass zum Erreichen hoher Füllfaktoren die Metallisierung des Minoritätenkontakts wöllständig sein sollte, während eine nur anteilige Metallisierung des Majoritätenkontakts möglich sein sollte, um die benötigte Separation zwischen den zwei Metallkontakten sicher zu stellen.

Hellkennlinie

Die Solarzellen wurden gemäß dem in Abschnitt 3.1.1 beschriebenen Prozess hergestellt. Der a-Si:H Minoritätenkontakt ist vollständig metallisiert, während der Majoritätenkontakt zu etwa 65 % metallisiert ist.

Die beste hergestellte Solarzelle wurde am Fraunhofer ISE CalLab vermessen. Mit einer $V_{\rm OC}$ von 635 mV, einem Füllfaktor von 77,7 % und einer $j_{\rm SC}$ von 39,2 mA cm⁻² erreicht sie einen Wirkungsgrad von 19,4 %. Die Hellkennlinie der kalibrierten Messung ist in Abb. 4.6 a dargestellt. Um das Verhalten der Kennlinie unter negativer Vorspannung zu zeigen ist zusätzlich auch die institutsinterne Messung enthalten.



Abbildung 4.6: a): Hellkennlinie der kalibrierten Messung des Fraunhofer ISE CalLab bei Standardtestbedingungen. b): Schematische Darstellung der IBC-SHJ Solarzelle.

Verlustanalyse

Die geringe Leerlaufspannung ist die Kenngröße, die die Effizienz der Solarzelle am stärksten limitiert. Während des Zellprozesses wurden zwischen den Prozessschritten TrPCD Messungen durchgeführt. Vor der Metallisierung lag die implizite $V_{\rm OC}$ bei 700 mV und war damit $65 \,\mathrm{mV}$ höher als die V_{OC} der fertigen Solarzelle. Es ist möglich, dass ein Teil dieser Differenz durch den Wechsel der Messmethode bedingt ist, da bei der TrPCD Messung nicht die reale $V_{\rm OC}$ der Solarzelle, sondern nur mittelbar die Aufspaltung der Quasi-Fermi-Niveaus bestimmt wird. So kann beispielsweise ein symmetrisch mit a-Si:H(i) passivierter Siliziumabsorber eine hohe implizite $V_{\rm OC}$ aufweisen, ohne dass eine reale $V_{\rm OC}$ messbar ist, da keine Ladungsträgertrennung stattfindet. Die Aufnahme der ortsaufgelösten Photolumineszenz (PL) (vgl. Abb. 4.7) der Solarzelle zeigt ein stark reduziertes PL-Signal innerhalb der Zellfläche im Vergleich mit der umliegenden Randpassivierung. Da jedoch die Messung nicht kalibriert ist, sind quantitative Aussagen nicht möglich. Eine weitere mögliche Erklärung für die Differenz zwischen der impliziten $V_{\rm OC}$ vor der Metallisierung und der $V_{\rm OC}$ der fertigen Solarzelle ist eine während der TrPCD Messung überschätzte implizite $V_{\rm OC}$. Dies kann durch die Verteilung des elektrischen Feldes, welches durch die alternierende Struktur entgegengesetzt dotierter Streifen hervorgerufen wird, verursacht werden [97]. Anders als bei der hier diskutierten Solarzelle wurden in der Referenz [97] die unterschiedlich dotierten Bereiche der untersuchten Proben durch Diffusion erzeugt. Dennoch ist es möglich, dass auch bei der vorliegenden Solarzelle der in der Literatur beschriebene Effekt auftritt. Dies scheint insbesondere wahrscheinlich, da die Lebensdauerkurven aus den TrPCD Messungen nach der Deposition des a-Si:H(i/p) Minoritätenkontakts eine unübliche Form aufweisen. Damit wäre denkbar, dass die Passivierung des a-Si:H(i/n) Absorberkontakts während der Strukturierung des a-Si:H(i/p) Minoritätenkontakts reduziert wird, da in einer hier nicht



Abbildung 4.7: Photolumineszenzaufnahme der IBC-SHJ Solarzelle.

diskutierten Versuchsreihe festgestellt wurde, dass auch die Opferschicht (SiN_x) von der für das Ätzen der *a*-Si:H Schichten verwendeten Ätzlösung angegriffen wird. Die Degradation der Passivierung wird in den Kontrollmessungen jedoch nicht bemerkt, da gleichzeitig eine zu hohe Lebensdauer aufgrund der nach der Deposition des Minoritätenkontakts existenten Struktur mit alternierenden Dotierungen vorhanden ist. Zur Überprüfung dieser Vermutung sollten bei der Herstellung zukünftiger Solarzellen unstrukturierte Referenzproben jedes Bereichs (Minoritäten- und Majoritätenkontakt, sowie Vorderseite) koprozessiert werden, an denen sich die Einflüsse der Ätzprozesse verfolgen lassen, ohne von möglichen Anomalitäten während der Messung beeinflusst zu werden.

Die **Kurzschlussstromdichte** der Solarzelle ist mit $39,2 \,\mathrm{mA} \,\mathrm{cm}^{-2}$ etwas geringer, als bei anderen ausschließlich rückseitig kontaktierten Solarzellen. Idealerweise sollte die j_{SC} bei einer Solarzelle dieses Typs mehr als $40 \,\mathrm{mA} \,\mathrm{cm}^{-2}$ betragen (vgl. auch Tabelle 4.2). Um die Verluste zuordnen zu können, wurde das gemessene Reflexionsspektrum der Solarzelle mit dem AM1.5g Spektrum multipliziert und mittels Integration über das Wellenlängenintervall von 300 bis 1100 nm der Stromdichteverlust aufgrund von Reflexion (oder Reemission) zu $1,3 \,\mathrm{mA} \,\mathrm{cm}^{-2}$ bestimmt. Die einzelnen Teilspektren sind als Stapeldiagramm in Abb. 4.8 dargestellt. Bei einer Stromdichte des AM1.5g Spektrums von $42,7 \,\mathrm{mA} \,\mathrm{cm}^{-2}$ im Bereich zwischen $300 \,\mathrm{nm}$ bis $1100 \,\mathrm{nm}$ verbleiben noch $2,6 \,\mathrm{mA} \,\mathrm{cm}^{-2}$. Da der Verlust aufgrund von Transmission an der Rückseite mit $0,03 \,\mathrm{mA} \,\mathrm{cm}^{-2}$ vernachlässigbar gering ist, können diese $2,6 \,\mathrm{mA} \,\mathrm{cm}^{-2}$ Rekombination an der Vorderseite der Solarzelle oder dem Majoritätenkontakt oder parasitärer Absorption in der Aluminiumkontaktschicht zugeordnet werden.

Der **Füllfaktor** ist mit 77,7 % vergleichsweise hoch für eine rückseitenkontaktierte Siliziumheterosolarzelle (siehe Tabelle 4.2). Betrachtet man jedoch den mittels Suns- $V_{\rm OC}$ bestimmten Pseudo-Füllfaktor von 83,1 %, so ist klar, dass auch hier noch Verbesserungspotential besteht. Etwa 3 % absolut gehen aufgrund des recht hohen Kontaktwiderstands am Majoritätenkontakt verloren, der mittels TLM-Strukturen auf dem Wafer bestimmt wurde und 140 m Ω cm² beträgt. Daraus resultiert bei einem Anteil des Majoritätenkontakts an der





Abbildung 4.8: a): Spektral aufgelöste Darstellung der Stromdichteverluste sowie der Kurzschlussstromdichte der IBC-SHJ Solarzelle. b): Hellkennlinie der IBC-SHJ Solarzelle, Suns- $V_{\rm OC}$ Kennlinie und eine aus der Suns- $V_{\rm OC}$ Kennlinie berechnete Hellkennlinie mit einem Serienwiderstand von $0.5\,\Omega\,{\rm cm}^2$

Gesamtzellfläche von 28 % ein Serienwiderstand von $0.5 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2$. Der verbleibende Verlust ist einem Effekt zuzuordnen, der ein zu geringer Parallelwiderstand zu sein scheint, insofern man die Kennlinie nur bei positiven Vorspannungen betrachtet. Betrachtet man die Hellkennlinie in Sperrrichtung, das heißt bei negativen Vorspannungen, wird deutlich, dass es kein klassischer Parallelwiderstand ist, der die Form der Kennlinie bestimmt, da die Kennlinie im Bereich bis -500 mV eine sperrende Charakteristik aufweist (vgl. Abb. 4.6). Dies wäre nicht der Fall, wenn die Kennlinie durch einen zu geringen Parallelwiderstand beeinflusst würde. In der Simulation tritt dieses Verhalten auf, wenn der Minoritätenkontakt nicht vollständig metallisiert ist (vgl. Anhang F.2). Zwar reduziert gemäß der Simulation auch ein unvollständig metallisierter Majoritätenkontakt den Füllfaktor, jedoch im Rahmen der durchgeführten Simulationen im Wesentlichen in der Form, wie es ein Serienwiderstand nach dem einfachen Ein-Dioden-Modell tut. Das Phänomen lässt sich einem verteilten Serienwiderstand zuweisen und wird in der Literatur mit Hilfe eines erweiterten Zwei-Dioden-Modells beschrieben [98]. Zu einer Kennlinien-Charakteristik wie oben beschrieben kommt es, wenn aus mindestens zwei Bereichen der Solarzelle ein nennenswerter Beitrag zum Photostrom geliefert wird und einer dieser Bereiche über einen vergleichsweise hohen Serienwiderstand mit dem externen Stromkreis verbunden ist. Die Gesamt-Kennlinie setzt sich dann aus der Parallelschaltung beider Ersatz-Schaltkreise bzw. Bereiche zusammen. Ist der Widerstand jedoch zu hoch, würde der Effekt erst bei Betrachtung der Hellkennlinie bei hohen Rückwärtsspannungen auffallen. Auf den ersten Blick ist dann lediglich der Kurzschlussstrom reduziert. Wie es nun bei der diskutierten Solarzelle zu der beschriebenen Charakteristik kommt, lässt sich mit den bisher durchgeführten Experimenten nicht abschließend klären. Wie oben beschrieben, ist der a-Si:H Minoritätenkontakt vollständig metallisiert. Ein Auftreten des Effekts aufgrund eines nur teilweise metallisierten Minoritätenkontakts kann somit ausgeschlossen werden. Dennoch



Abbildung 4.9: Vereinfachtes Ersatzschaltbild zur Darstellung der Sammlung aus zwei Bereichen der Solarzelle (niederohmig kontaktiert und hochohmig kontaktiert).

ist es möglich und scheint aufgrund der Form der Kennlinie sehr wahrscheinlich, dass in der Solarzelle stromsammelnde Bereiche existieren, welche verhältnismäßig hochohmig mit den restlichen Bereichen verbunden sind. Im Protokoll des Herstellungsprozesses ist vermerkt, dass sich nach der Strukturierung des *a*-Si:H(i/p) Minoritätenkontakt-Schichtstapels noch Reste des Photolacks auf dem Wafer befanden, welche sich nicht durch die Behandlung mit Aceton entfernen ließen. Die Ursache dafür ist eine zu hohe Temperatur während des Hardbakes⁶. Nach der standardmäßigen Behandlung in einem H₂SO₄/H₂O₂ basierten Reinigungsbad waren diese Lackreste nicht mehr sichtbar. Nimmt man jedoch an, dass sich vereinzelt noch Lackreste auf der Solarzelle befinden (welche sich prozessbedingt auf die Bereiche des Minoritätenkontakts beschränken würden), so ließen sich damit schlechter kontaktierte Bereiche der Solarzelle erklären. Diese These wird unterstützt von dem Umstand, dass nicht alle Solarzellen auf der Probe die beschriebene Charakteristik aufweisen, sowie dass die Ausprägung unterschiedlich stark ausfällt. Zur Überprüfung dieses Erklärungsansatzes sollten Elektrolumineszenzmessungen durchgeführt werden.

4.2.3 Injektionsabhängigkeit der Vorderseitenpassivierung

In Abb. 4.10 ist die externe Quanteneffizienz einer IBC-SHJ mit der gleichen Vorderseitenpassivierung wie die im vorangehenden Abschnitt vorgestellte Solarzelle bei unterschiedlichen Intensitäten der Bias-Beleuchtung dargestellt. Die Bias-Beleuchtungen wurden durch eine Halogenlampe realisiert und ihre Intensitäten entsprechen, gemessen am Kurzschlussstrom der Solarzelle, etwa 10 mW cm⁻², 3 mW cm⁻² und 0,8 mW cm⁻². Vergleicht man die aus der Integration über die spektralen Empfindlichkeiten erhaltenen Stromdichten, so ergibt sich mit der höchsten Bias-Beleuchtung eine Kurzschlussstromdichte $j_{\rm SC}^{\rm SR}$ von 38,9 mA cm⁻² und mit der niedrigsten Bias-Beleuchtung von 37,1 mA cm⁻². Das Rekombinationsverhalten der Vorderseitenpassivierung ist damit nur schwach injektionsabhängig, wie aus der Literatur bekannt [41], insbesondere im Vergleich mit dem gleichen Schichtsystem auf einem p-dotierten

⁶ Der sogenannte Hardbake dient der Steigerung der chemischen Beständigkeit der Lackschicht gegenüber den zur Strukturierung verwendeten Ätzlösungen.

Siliziumabsorber (vgl. Abschnitt 4.1.2). Verantwortlich für die geringe Injektionsabhängigkeit sind nach Referenz [87] die um mehrere Größenordnung kleineren Einfangquerschnitte der Defekte der Si/SiO₂ Grenzfläche für die Minoritätsladungsträger in n-dotiertem Silizium, $\sigma_{\rm p}$ sowie die positiven Ladungen innerhalb des SiO₂, welche eine Akkumulation an der Siliziumoberfläche erzeugen.



4.3 Diskussion waferbasierte Rückkontakt-Solarzellen

Mit den im Rahmen dieser Arbeit entwickelten **Rückkontaktsolarzellen auf p-dotierten Siliziumabsorbern** konnte ein Wirkungsgrad von 17,1 % erreicht werden. Die V_{OC} der fertigen Solarzelle beträgt 657 mV und ist damit im Vergleich zur impliziten V_{OC} von 695 mV des mit SiO₂/SiN_x-Vorderseitenpassivierung und *a*-Si:H(n) Minoritätenkontakt passivierten Absorbers zu Beginn des Zellprozesses reduziert. Der Vergleich mit zweidimensionalen numerischen Simulationen (vgl. Anhang F) lässt darauf schließen, dass dies höchstwahrscheinlich auf den unpassivierten Bereich zurückzuführen ist, der die Majoritätenkontaktpunkte umschließt. Obwohl dieser Bereich bei der vorgestellten Solarzelle mit 0,6 % nur einen sehr kleinen Bereich der gesamten Solarzellenfläche ausmacht, kann er bei einer sehr hohen Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit dennoch die V_{OC} wesentlich reduzieren. Möglicherweise wirkt außerdem der *a*-Si:H(p) Majoritätenkontakt reduzierend auf die V_{OC} . Die Simulationen legen jedoch nahe, dass die Rekombination an diesem Kontakt bei der betrachteten Solarzelle eine untergeordnete Rolle spielen.

Der Füllfaktor der Solarzelle wird im Wesentlichen durch eine nicht ausreichend gründlich entfernte *a*-Si:H(n) Minoritätenkontaktschicht limitiert. Aufgrund dessen ist auch die Auswertbarkeit der vier TLM-Strukturen auf der Probe eingeschränkt - lediglich eine Struktur zeigt ohmsches Verhalten und ist entsprechend auswertbar. Der mit dieser Struktur bestimmte spezifische Kontaktwiderstand beträgt $33 \,\mathrm{m\Omega} \,\mathrm{cm}^2$ und würde damit bei gegebener Geometrie⁷ einen Serienwiderstandsbeitrag von $0,83 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2$ ausmachen. Bei der zukünfti-

 $^{^7}$ Der Anteil des Majoritätenkontakts beträgt 4 %.

der Panasonic Corp. wurde unabhangig vom AIST bestatigt. Die im Rahmen dieser Arbeit entstandenen Ergebnisse sind fett gedruckt.								
Gruppe	Strukturierung	$V_{\rm OC}$	$j_{ m SC}$	FF	η	Jahr d.	Quelle	
		(mV)	$(\mathrm{mA/cm^2})$	(%)	(%)	Veröff.		
ENEA	Schattenmasken	695	$35,\!3$	60,9	$15,\! 0$	2008	[20]	
Univ. Delaware	Photolithographie	631	$34,\!5$	68,9	$15,\! 0$	2012	[23]	
HZB*	Photolithographie	657	39,4	$65,\!9$	$17,\!1$	\mathbf{diese}	Arbeit	
IMEC	Photolithographie	656	$35,\!9$	75,0	17,7	2014	[25]	
INES	Laser	695	$36,\! 6$	75,2	$19,\! 0$	2012	[22]	
HZB	Photolithographie	635	39,2	77,7	$19,\!4$	diese	Arbeit	
HZB	Photolithographie	671	39,1	$76,\!9$	20,2	2011	[27]	
EPFL	Schattenmasken	724	39,9	$74,\!5$	$21,\!5$	2014	[26]	
LG Electronics	Photolithographie	723	41,8	77,4	$23,\!4$	2012	[24]	
Sharp Corp.	keine Angabe	736	41,7	$81,\!9$	25,1	2014	[29]	
Panasonic Corp.	keine Angabe	740	41,8	82,7	$25,\!6$	2014	[28]	

Tabelle 4.2: Übersicht über die Zellergebnisse verschiedener Gruppen auf dem Gebiet der waferbasierten Rückkontakt-Solarzellen mit interdigitierenden Silizium-Heterokontakten (außer mit * markiert: PRECASH Kontaktsystem). Bis auf die PRECASH Solarzelle und das Ergebnis der Gruppe der ENEA basieren die Solarzellen auf n-dotierten Absorbern. Das Ergebnis der Panasonic Corp. wurde unabhängig vom AIST bestätigt. Die im Rahmen dieser Arbeit entstandenen Ergebnisse sind fett gedruckt.

gen Herstellung derartiger Solarzellen ist der Ätzprozess zur Strukturierung entsprechend anzupassen.

Bei den im Rahmen dieser Arbeit hergestellten IBC-SHJ Solarzellen auf n-dotiertem Siliziumabsorber wurde der Bereich zwischen den Kontakten nicht mit einem Dielektrikum [27,32], sondern mit dem Majoritätenkontakt-Schichtstapel bestehend aus a-Si:H(i/n) passiviert. Die in Abschnitt 4.2.2 vorgestellte Solarzelle ist hauptsächlich durch eine geringe V_{OC} limitiert. Der spezifische Kontaktwiderstand des Majoritätenkontakts liegt zwar mit $140\,\mathrm{m}\Omega\,\mathrm{cm}^2$ um mehr als den Faktor vier über ρ_{c} der p-dotierten Solarzelle, aufgrund des deutlich größeren Anteils des Majoritätenkontakts von 28% gegenüber 4% beträgt der Beitrag zum Serienwiderstand der Solarzelle jedoch nur $0.5 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2$. Damit teilen sich die den Füllfaktor limitierenden Faktoren etwa zu gleichen Teilen auf den Majoritätenkontakt und einen verteilten Serienwiderstand auf. Die Ursache für den verteilten Serienwiderstand ließ sich nicht abschließend determinieren. Die geringe $V_{\rm OC}$ ist höchstwahrscheinlich einer Degradation der a-Si:H(i/n) Passivierung während des Prozesses zuzuschreiben. Um dies zu umgehen, ist bei gegebenem Prozess entweder eine geeignetere Opferschicht zu finden, oder der alternative Herstellungsprozess für IBC-SHJ Solarzellen anzuwenden, der in Abschnitt 3.1.2 vorgestellt, bisher jedoch nur auf Silizium-Dünnschichtabsorbern durchgeführt wurde (vgl. Abschnitt 5.2.4).

Betrachtet man die Ergebnisse der beiden unterschiedlichen Zellkonzepte für rückseitenkontaktierte Silizium-Heterosolarzellen, so fällt auf, dass für beide Konzepte der Füllfaktor eine wichtige Rolle spielt. Speziell bei Silizium-Heterokontaktsystemen mit ausschließlich rückseitiger Kontaktierung stellt das Erreichen hoher Füllfaktoren eine besondere Herausforderung dar, da im Vergleich mit einer beidseitig kontaktierten Solarzelle nur die Hälfte der Fläche für die Kontaktierung zur Verfügung steht. Anders als bei rückseitenkontaktierten Solarzellen mit diffundierten Kontakten, ist es bei BC-SHJ nicht unbedingt empfehlenswert, die Kontaktfläche eines Kontakts möglichst klein zu halten. Da durch die Heterostruktur prinzipiell eine gute Passivierung der Kontakte erreicht werden kann, ist dies, anders als bei den vergleichsweise hoch rekombinationsaktiven diffundierten Kontakten, auch nicht zwingend notwendig. Ein hoher Füllfaktor muss jedoch auch von der Rekombinationsdynamik der Passivierung des Absorbers ermöglicht werden. Hierzu muss zukünftig insbesondere der a-Si:H(i/p) Schichtstapel noch optimiert werden. Hinsichtlich einer verbesserten Optik ist für eine höhere Kurzschlussstromdichte die Verwendung eines TCO/Metall Schichtstapels anstelle der bisher verwendeten direkten Metallisierung mit Aluminium zur Kontaktierung der a-Si:H Schichten zu empfehlen. In Tabelle 4.2 sind die Hellkennlinienparameter der im Rahmen dieser Arbeit entstandenen BC-SHJ Solarzellen sowie die aktuellsten Zellergebnisse anderer auf diesem Gebiet arbeitenden Gruppen zusammengefasst. Die Ergebnisse dieser Arbeit sind fett gedruckt.

4.4 Zusammenfassung des Kapitels

In diesem Kapitel wurden die im Rahmen der vorliegenden Arbeit erzielten Ergebnisse waferbasierter Silizium-Heterokontaktsolarzellen mit ausschließlich rückseitiger Kontaktierung (BC-SHJ⁸) vorgestellt. Die Solarzellen auf p-dotiertem Siliziumabsorber erreichen einen Wirkungsgrad von 17,1 % und damit den höchsten veröffentlichten Wert für BC-SHJ Solarzellen auf p-dotiertem Siliziumabsorber. Die Effizienz der Solarzelle ist hauptsächlich durch einen geringen Füllfaktor limitiert, welcher auf eine unzureichend entfernte a-Si:H(n) Minoritätenkontakt-Schicht im Bereich der punktförmigen Majoritätenkontakte zurückzuführen ist.

Die Analyse der rekombinationsbedingten Füllfaktorverluste für eine vor dieser Arbeit hergestellte IBC-SHJ Solarzelle [27] ergab, dass für das Erreichen von Füllfaktoren deutlich über 80 % insbesondere die injektionsabhängige Rekombination des a-Si:H(i/p) Schichtstapels optimiert werden muss.

Bei der oben genannten IBC-SHJ Solarzelle wurde zur Passivierung des Bereichs zwischen Minoritäten- und Majoritätenkontakt ein Schichtstapel aus SiO₂ und SiN_x verwendet. Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine IBC-SHJ Solarzelle hergestellt, bei der zur Vereinfachung des Herstellungsprozesses anstelle des SiO₂/SiN_x-Schichtstapels der *a*-Si:H(i/n) Majoritä-

⁸ engl.: Back Contact Silicon Heterojunction

tenkontakt verwendet wurde. Die Solarzelle erreichte einen am Fraunhofer ISE unabhängig bestätigten Wirkungsgrad von $19,4\,\%.$

5 Kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzellen auf Glas mit einseitigem Kontaktsystem

Zu Beginn der vorliegenden Arbeit betrug der höchste publizierte Wirkungsgrad für kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzellen auf Glas 10,4 % [6]. Der Wert wurde auf einem Minimodul bestehend aus 20 Einzelzellen erreicht und ist hauptsächlich durch die geringe offene Klemmenspannung der Einzelzellen limitiert, welche unter 500 mV liegt. Der Silizium-Dünnschichtabsorber war in diesem Fall p-dotiert und wurde mit dem SPC¹ Verfahren kristallisiert. Mit 553 mV deutlich höhere offene Klemmenspannungen wurden auf n-dotierten und ebenfalls mit dem SPC Verfahren kristallisierten Siliziumabsorbern von Matsuyama *et al.* gezeigt [8]. Eine mit 545 mV ähnlich hohe $V_{\rm OC}$ wurde mit einer Solarzelle basierend auf einem flüssigphasenkristallisierten, p-dotierten Siliziumabsorber von Amkreutz *et al.* gezeigt [13]. Zum Zeitpunkt der Veröffentlichung war dies der höchste Wert für eine kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzelle mit p-dotiertem Absorber auf Glas.

Die von Amkreutz *et al.* gezeigte Solarzelle wurde am HZB mit einem Mesa-Kontaktsystem hergestellt. Von dem Kontaktsystem existieren am HZB zwei Varianten, mit beiden lassen sich einseitig kontaktierte Solarzellen mit einer Fläche von $4 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ herstellen.

Die Kontaktsysteme sind schematisch in Abb. 5.1 dargestellt. Bei einer Variante ist der Majoritätenkontakt nur am Rand der Zelle ausgeführt (Abb. 5.1 a), der Minoritäten sammelnde Bereich bleibt plateauartig (Mesa²) stehen. Das Kontaktsystem wird folglich als Mesa-Kontaktsystem bezeichnet. Bei dem anderen Kontaktsystem sind Minoritäten- und Majoritätenkontakt interdigitierend ausgeführt (Abb. 5.1 b), um Transportverluste innerhalb

 $^{^2}$ geolog. Bezeichnung für ein von Klippen umgebenes Plateau, im Deutschen auch Tafelberg genannt.



Abbildung 5.1: Mesa-Kontaktsysteme, nach [16]. a) "Mesa" mit außen liegendem Majoritätenkontakt, b) "interdigitierend Mesa".

¹ Festphasenkristallisation (engl.: solid phase crystallisation)

Tabelle 5.1: Flächenanteile der bisher verwendeten Mesa-Kontaktysteme, sowie der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Kontaktsysteme FrontERA und IBC-SHJ^{TF} für verschiedene Abstände $a_{\rm F}$ zwischen den Majoritätenkontakt-Fingern. $A_{\rm Min}$ stellt den prozentualen Anteil des Minoritätenkontakts dar. Unter $A^*_{\rm Min}$ ist für die Mesa-Kontaktsysteme der unverschattete und für das IBC-SHJ^{TF}-Kontaktsystem der metallisierte Anteil des Minoritätenkontakts angegeben.

	$a_{ m F}$	$A_{\rm Zelle}$	A_{Min}	A^*_{Min}	A_{Maj}
	$\left[\mu m \right]$	$[\mathrm{mm}^2]$	[%]	[%]	[%]
Mesa	3650	16	$73,\!5$	$62,\!4$	5,3
interdigit. Mesa	600	16	$53,\!4$	46,5	15,7
FrontERA	666	60	86,8	86,8	4,7
FrontERA	400	60	$80,\!6$	80,6	$4,\!9$
FrontERA	200	60	$65,\!4$	$65,\!4$	$4,\!9$
$IBC-SHJ^{TF}$	600	100	90,0	86,3	7,3

des Absorbers zu minimieren. Da der Herstellungsprozess im Wesentlichen dem des Mesa-Kontaktsystems entspricht, wird es als "interdigitierendes Mesa"-System bezeichnet. Ein Nachteil beider Kontaktsysteme ist, dass der Randbereich, sowie der "Mesa-Graben" nicht passiviert sind. Insbesondere bei dem interdigitierenden Aufbau entsteht damit ein großer Anteil nicht passivierter Oberfläche, was die Effizienz der Solarzelle einschränken kann, insbesondere die offene Klemmenspannung. Des Weiteren ist der Anteil des Minoritäten sammelnden Kontakts $A_{\rm Min}$ verhältnismäßig klein, wie der Tabelle 5.1 zu entnehmen ist. Dies führt insbesondere bei Solarzellen mit kurzen Diffusionslängen in der Regel zu einer geringeren Kurzschlussstromdichte. Ist die genaue Größe des Minoritäten-Kontakts bekannt, so lässt sich dieser Effekt herausrechnen, jedoch ist dies sehr fehleranfällig.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwei neue Kontaktsysteme entworfen, bei denen die Fläche der Solarzellen sowie der prozentuale Anteil des Minoritäten-Kontakts deutlich erhöht wurden. Zudem ist bei beiden Kontaktsystemen der die Solarzellen umgebende Randbereich passiviert. Das FrontERA Kontaktsystem wurde in erster Linie für die vorderseitige³ Kontaktierung eines elektronenstrahlkristallisierten Silizium-Absorbers⁴ ausgelegt und trägt daher seinen Namen. Bei diesem Kontaktsystem ist der Majoritätenkontakt nicht passiviert. Zusätzlich wurde, gegen Ende dieser Arbeit, ein Herstellungsprozess für ein interdigitierendes Kontaktsystem entworfen, welcher sich die Ätzselektivität verschieden dotierter *a*-Si:H Schichten zu Nutze macht. Da es für Dünnschicht⁵-Absorber entworfen wurde, wird es mit IBC-SHJ^{TF} bezeichnet, um Verwechselungen mit dem in Abschnitt 4.2.2 verwendeten Kontaktsystem für Wafer vorzubeugen. In Tabelle 5.1 sind die prozentualen Anteile von Minoritäten- und Majoritätenkontakt, sowie die Zellfläche und der Pitch⁶ angegeben. Die Be-

³ engl.: **Front** side

 $^{^4}$ engl.: Electron-beam Recrystallised Absorber

⁵ engl.: thin film

⁶ engl.: Abstand (zwischen zwei Majoritätenkontaktstreifen von Mitte zu Mitte)

rechnungen für die Auslegung der Kontaktsysteme hinsichtlich der Serienwiderstandsverluste befinden sich in Anhang C.

Außerdem wurde ein Verfahren entwickelt, welches die schnelle Prozessierung von Solarzellen-Teststrukturen ermöglicht, an denen sich die Kenngrößen $V_{\rm OC}$ und $j_{\rm Ph}$ bestimmen sowie EQE Messungen durchführen lassen. Das Herstellungsverfahren ist in Abschnitt 3.1.2 ab S. 34 beschrieben.

In diesem Kapitel werden im ersten Abschnitt Zellergebnisse auf Basis von p-dotierten und im zweiten Abschnitt auf Basis von n-dotierten Absorberschichten vorgestellt. An den jeweils besten Solarzellen wird exemplarisch eine Verlustanalyse durchgeführt. Des Weiteren wird, im Wesentlichen anhand von externen Quanteneffizienz-Messungen, auf die Injektionsabhängigkeit der Vorderseitenpassivierung eingegangen. Darauf folgt die Vorstellung erster Ergebnisse des IBC-SHJ^{TF} Kontaktsystems, sowie die Betrachtung der zeitlichen Stabilität der Hellkennlinienparameter der besten vorgestellten Solarzelle.

5.1 c-Si(p) Absorber

Teile dieses Abschnitts basieren auf einer vom Autor dieser Arbeit betreuten Masterarbeit [99] und wurden überdies bereits in [68] veröffentlicht.

5.1.1 Variation der Absorberdotierung

Zur Evaluierung des Einflusses der Akzeptorkonzentration $N_{\rm A}$ auf die Kenngrößen $j_{\rm Ph}$ und $V_{\rm OC}$ wurden Teststrukturen gemäß dem in Abschnitt 3.1.2 auf S. 34 vorgestellten Prozess hergestellt. Die unterschiedlichen Akzeptorkonzentrationen wurden über verschiedene Temperaturen der Bor-Effusionszelle während der Deposition der Siliziumschicht erreicht. Die Schichtwiderstände wurden nach der Vier-Spitzen-Methode mit einem Jandel Model RM3-AR an fünf Orten auf einer Probe gemessen. Für die Bestimmung der Akzeptorkonzentrationen wurde der Schichtwiderstand über die mittels Profilometer ermittelte Schichtdicke in den spezifischen Widerstand ρ umgerechnet. Über die Mobilität $\mu_{\rm p}$ und Gleichung 2.10 lässt sich dann der Zusammenhang $N_{\rm A} = f(\rho)$ herstellen. Die Mobilität der polykristallinen Siliziumschichten für p-dotiertes Material wurde im Rahmen einer parallel am HZB laufenden Doktorarbeit⁷ exemplarisch für Material mit einer Akzeptorkonzentration von etwa $1\cdot 10^{17}\,{\rm cm}^{-3}$ bestimmt. Sie betrug innerhalb eines Kornes etwa das 0,77 fache der Mobilität in monokristallinem Silizium $\mu_{\rm p}^{\rm c-Si}$ und über mehre Körner gemessen etwa die Hälfte. Für die Akzeptorkonzentration wurde dann das Fehlerintervall bestimmt, indem für den unteren Grenzwert die mit 0,77 multiplizierte Mobilität angenommen und mit dem Maximum des Fehlerintervalls der Messwerte des spezifischen Widerstandes ρ verrechnet wurde. Für den oberen Grenzwert wurde ein um $\frac{1}{3}$ reduziertes μ_{p}^{c-Si} angenommen, um eine insbesondere

 $^{^7}$ S. Kühnapfel



Abbildung 5.2: Mittlere Photostromdichte $j_{\rm Ph}$ und mittlere Leerlaufspannung $V_{\rm OC}$ aufgetragen über die Akzeptorkonzentration $N_{\rm A}$ verschiedener Proben. Die Fehlerbalken in y-Richtung entsprechen den Standardabweichungen der gemittelten Werte über eine Probe. Die Fehlerbalken in x-Richtung resultieren aus Schwankungen des an verschiedenen Orten der Probe gemessenen Schichtwiderstandes, sowie dem Fehlerintervall der Mobilität $\mu_{\rm p}$.

für hohe Dotierstoffkonzentrationen (vgl. Abb. 5.5) möglicherweise noch stärker reduzierte Mobilität zu berücksichtigen.

In Abb. 5.2 sind die Kenngrößen $j_{\rm Ph}$ und $V_{\rm OC}$ der Teststrukturen über die Akzeptorkonzentration dargestellt. Wenn nötig, wurde $j_{\rm Ph}$ bei negativer Vorspannung bis maximal -1,5 V extrahiert (vgl. Abb. 2.3 b). Die rot dargestellten Datenpunkte sind von Proben aus einer Präparations-Serie und unterscheiden sich nur in der Akzeptorkonzentration. Die Absorber wurden mittels Laser kristallisiert, als Diffusionsbarriere zwischen Glas und Silizium wurde eine mittels PECVD abgeschiedene 200 nm dicke SiO_x Schicht verwendet. Der schwarze Datenpunkt stammt aus einer anderen Präparations-Serie, der Absorber wurde hier mittels Elektronenstrahl kristallisiert, die 200 nm dicke SiO_x Barriere wurde per reaktiver Kathodenzerstäubung abgeschieden. Überdies basiert der Datenpunkt nur auf einer einzigen Teststruktur, während die roten offenen Datenpunkte aus den gemittelten Werten von in der Regel acht Teststrukturen auf einer Probe bestehen. Kurzgeschlossene Zellen wurden aus der Mittelung ausgeschlossen. Die Fehlerbalken in y-Richtung ergeben sich aus den Standardabweichungen der Werte über die Teststrukturen auf einer Probe. Der Fehler in x-Richtung resultiert aus der Standardabweichung der Schichtwiderstandsmessungen, sowie aus der oben beschriebenen Berücksichtigung unterschiedlich reduzierter Mobilitäten.

Aufgrund des unterschiedlichen Probenaufbaus und der mangelnden Statistik für die elektronenstrahlkristallisierte Probe auf PECVD Barriere werden für einen Vergleich der Kenngrößen nur die roten offenen Datenpunkte herangezogen. Bis auf die Daten für $j_{\rm Ph}$ bei
$N_{\rm A} = 6.7 \cdot 10^{16} \,\mathrm{cm}^{-3}$ sind für $j_{\rm Ph}$ und $V_{\rm OC}$ klare Trends erkennbar. Mit steigender Dotierung steigt die $V_{\rm OC}$ und $j_{\rm Ph}$ sinkt. Der Anstieg der $V_{\rm OC}$ lässt sich mit einer größeren Aufspaltung der Quasi-Fermi-Niveaus erklären. Mit der höheren Dotierung rückt das Ferminiveau der Majoritäten $E_{\rm f,p}$ näher an das Valenzband $E_{\rm V}$ und ermöglicht damit, bei gleicher Lage des Quasi-Fermi-Niveaus der Minoritäten $E_{\rm f,n}$, prinzipiell eine höhere Aufspaltung der Quasi-Fermi-Niveaus. Bei einer Erhöhung der Akzeptorkonzentration um eine Größenordnung ergibt sich etwa eine um 60 mV erhöhte Aufspaltung von $E_{\rm f,n}$ und $E_{\rm f,p}$. Passt man die Mittelwerte der $V_{\rm OC}$ der laserkristallisierten Proben mit einer linearen Funktion an, so ergibt sich ein Anstieg von 40 mV pro Größenordnung. Dies liegt etwas unter dem Anstieg, der aufgrund der Verschiebung des Fermi-Niveaus der Majoritäten $E_{\rm f,p}$ zu erwarten wäre. Eine mögliche Erklärung hierfür ist die Zunahme der Defektdichte $N_{\rm tr}$ innerhalb des Absorbers.

5.1.2 Einseitig kontaktierte Solarzelle mit großflächigem Heterokontakt für Minoritätsladungsträger

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwei Masterarbeiten betreut, die sich mit der technologischen Entwicklung und Optimierung des Kontaktsystems FrontERA befasst haben [69,99]. In der Arbeit von L. Jogschies [69] wurde das Kontaktsystem entwickelt und erstmalig technologisch umgesetzt. Auf einer SiC_x Schicht, die während der Kristallisation als Benetzungshilfe dient [13], wurde mit dem Kontaktsystem eine Solarzelle mit einer $V_{\rm OC}$ von 582 mV hergestellt [100]. Neben der Weiterentwicklung des Herstellungsprozesses des Kontaktsystems in der Arbeit von T. Häring [99] erfolgte auch der Wechsel auf SiO_x als direkte Kontaktschicht zum Silizium [68]. Die in diesem Abschnitt diskutierten Solarzellen wurden ebenfalls auf Siliziumabsorbern aufgebaut, bei denen die direkte Kontaktschicht zum Siliziumabsorber aus SiO_x besteht.

Die einseitig kontaktierten Silizium-Heterosolarzellen wurden gemäß dem in Abschnitt 3.1.2 auf S. 34 beschriebenen Zellprozess hergestellt. Der Abstand zwischen zwei Majoritätenkontaktfingern beträgt bei der im Folgenden diskutierten Solarzelle 666 µm.

Hellkennlinie

Die Hellkennlinie der besten Solarzelle auf p-dotiertem Absorber ist in Abb. 5.3 dargestellt. Die Solarzelle erreicht unter Beleuchtung in Substrat-Konfiguration⁸ eine Effizienz von 7,8 %, bei einer Leerlaufspannung von 577 mV, einer Kurzschlussstromdichte von 18,4 mA cm⁻² und einem Füllfaktor von 73,5 %. Beleuchtet man die Solarzelle durch das Glas, dann sinkt vor allem der Kurzschlussstrom deutlich auf 7,2 mA cm⁻². Die $V_{\rm OC}$ sinkt leicht, der *FF*

⁸ **Definition**: Mit Substrat-Konfiguration soll der Fall bezeichnet werden, in dem die Solarzellen von der Seite des Trägerglases beleuchtet werden, auf der sich die Solarzelle befindet. In diesem Fall befindet sich auch der Minoritäten-Kontakt auf der Lichteinfall-Seite des Silizium-Absorbers. Als Superstrat-Konfiguration wird der Aufbau bezeichnet, in dem die Solarzelle durch das Glas beleuchtet wird. Der Minoritäten-Kontakt befindet sich dann auf der dem Licht abgewandten Seite der Solarzelle.



Abbildung 5.3: a): Hellkennlinien der besten FrontERA(p) Solarzelle aufgenommen in Sub- & Superstrat-Konfiguration, sowie die Suns- $V_{\rm OC}$ Kennlinie. b): Externe Quanteneffizienz der Solarzelle in Sub- & Superstrat-Konfiguration sowie die zugehörigen Kurven der zusammengefassten optischen Verluste 1 - R - T - A.

 Tabelle 5.2: Hellkennlinienparameter der besten FrontERA Solarzelle auf p-dotiertem Absorber

 in Sub- und Superstratbeleuchtung.

	$V_{\rm OC}$	$j_{ m SC}$	FF	pFF	η
	(mV)	$(\mathrm{mAcm^{-2}})$	(%)	(%)	(%)
FrontERA(p) (Substrat)	577	18,4	$73,\!5$	78,0	7,8
FrontERA(p) (Superstrat)	546	7,2	73,7	-	2,9

nimmt aufgrund der geringeren Stromdichte leicht zu. Die Effizienz liegt dann nur noch bei 2,9 %. Die Hellkennlinienparameter sind in Tabelle 5.2 zusammengefasst.

Verlustanalyse & Diskussion

Die auffälligste Limitierung der vorgestellten Solarzelle ist die geringe **Kurzschlussstromdichte**. Dies wird insbesondere deutlich, wenn man den Unterschied der j_{SC} bei Sub- und Superstratbeleuchtung betrachtet. Zum Teil ist dieser Unterschied zwar durch unterschiedliche optische Eigenschaften bedingt, da bei Superstrat-Beleuchtung keine Antireflexionsschicht die Einkopplung von Photonen erhöht, im Wesentlichen ist jedoch die geringe j_{SC} bei Superstratbeleuchtung durch die geringe Sammlungseffizienz der Solarzelle für Wellenlängen unterhalb von 800 nm bedingt, wie am Unterschied zwischen der 1-*R*-*T*-*A* Kurve und der EQE zu sehen ist. Gründe dafür können eine kurze Diffusionslänge im Absorber oder eine hohe Rekombinationsgeschwindigkeit an der Si/SiO₂ Grenzfläche sein, welche sich bei Superstratbeleuchtung auf der Lichteinfallseite befindet. Die genaue Bestimmung von *S* und L_{diff} ist sehr aufwendig und aufgrund des ähnlichen Einflusses der beiden Parameter auf die externe Quanteneffizienz (vergleiche auch Abb. E.1 in Anhang E.2) nur bedingt mit Hilfe von numerischer Modellierung möglich. Zusätzlich ist bei der in Abb. 5.3 b dargestellten externen Quanteneffizienz der Solarzelle eine Abschätzung von S und L_{diff} durch die stark verrauschte Messung erschwert⁹. Mit Hilfe der Modellierung lässt sich jedoch sagen, dass die Rekombinationsgeschwindigkeit an der Si/SiO₂ Grenzfläche hoch ist (> 10⁴ cm s⁻¹), da die simulierten EQE Kurven im Bereich zwischen 300 nm und 700 nm für kleinere SRV eine deutlich geringere Steigung als die gemessene Kurve aufweisen (vgl. Anhang E.2).

Der Füllfaktor der Solarzelle ist mit 73,5 %, verglichen mit anderen kristalinen Silizium-Dünnschichtsolarzellen (siehe Tabelle 6.1), eher hoch. Dennoch besteht eine Differenz von viereinhalb Prozentpunkten zum mittels Suns-V_{OC} Messung ermittelten Pseudo-Füllfaktor (vgl. Tabelle 5.2). Diese Differenz lässt sich vollständig durch einen ohmschen Serienwiderstand erklären. Die Hellkennlinie lässt sich durch die Addition des Spannungsabfalls über einen Serienwiderstand von $1,25\,\Omega\,\mathrm{cm}^2$ bei den entsprechenden Stromdichten in die Suns-V_{OC} Kennlinie überführen. Die Auswertung der TLM-Strukturen, welche sich auf der selben Probe oder koprozessierten Proben befinden, ist nicht nach dem in Abschnitt 2.5.4 vorgestellten Verfahren möglich, da der Schichtwiderstand des Absorbers sehr hoch ist und damit der für die Auswertung benötigte Wert R(x=0) teilweise, bedingt durch die Streuung der Messwerte, negativ ist. Aus diesem Grund wurde für die Auswertung als obere Grenze für den doppelten Kontaktwiderstand $R_{\rm C}$ der Wert für den kleinsten Abstand $R(x = d_1)$ verwendet (vgl. Abschnitt 2.5.4). Der auf diese Weise durch die Auswertung von drei TLM-Strukturen ermittelte spezifische Kontaktwiderstand beträgt $(19,3 \pm 0,8) \,\mathrm{m\Omega \, cm^2}$. Bei einem Flächenanteil des Majoritätenkontakts von 6,6 % entspricht das einem Serienwiderstandsbeitrag von $(0.29 \pm 0.05) \,\Omega \,\mathrm{cm}^2$ für den Majoritätenkontakt. Damit lässt sich jedoch noch nicht der reduzierte *pFF* erklären. Gemäß den in Anhang C dargelegten Gleichungen lassen sich für die Solarzelle noch weitere Serienwiderstandsbeiträge errechnen. Diese gliedern sich auf in:

- Transport im Silizium absorber $(0,065\,\Omega\,{\rm cm}^2$ bei $R^{\rm Si}_{\Box}=174\,\Omega),$
- Transport im TCO $(0,026 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2 \,\mathrm{bei} \,R_{\Box}^{\mathrm{ITO}} = 70 \,\Omega),$
- Transport in den Kontaktfingern von Majoritäten- $(0,132\,\Omega\,\mathrm{cm}^2)$ und Minoritätenkontakt $(0,077\,\Omega\,\mathrm{cm}^2)$,
- Transport in den Busbars (Al-Majoritätenkontakt: $0,157 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2$, Ag-Minoritätenkontakt: $0,091 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2$).

Die Summe dieser Beiträge beträgt $0.55 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2$. Der Schichtwiderstand des Siliziumabsorbers wurde nach Gleichung 2.20 mit Hilfe der TLM-Strukturen bestimmt, der Schichtwiderstand der ITO Schicht wurde mit einem Vier-Spitzen-Handmessgerät¹⁰ gemessen. Für den

⁹ Die Ursache für das starke Rauschen konnte bislang nicht geklärt werden. Eine leichte Reduzierung des Rauschens ließ sich durch die Erhöhung der Chopperrad-Frequenz auf 328 Hz (anstelle von 78 Hz) sowie der Verwendung einer batteriebetriebenen LED Bias-Beleuchtung erreichen.

 $^{^{10}}$ MR-1, Schütz Messtechnik GmbH

		$R_{\rm S}$	(pseudo/berechneter)FF
Ursprung	Beschreibung	$[\Omega{\rm cm}^2]$	[%]
gemessen	$Suns-V_{OC}$	-	78,0
gemessen	Hellkennlinie	-	73,5
berechnet	ohne $\Sigma R_{\rm T}$	$0,\!55$	75,2
berechnet	ohne $\Sigma R_{\rm T} + R_{\rm C}$	0,84	76,0

Tabelle 5.3: Übersicht über den Einfluss der unterschiedlichen Serienwiderstandsbeiträge auf den Füllfaktor der besten FrontERA(p) Solarzelle. Für die berechneten Größen wurde der Spannungsabfall des in der Spalte $R_{\rm S}$ angegebene Serienwiderstands für jeden Stromdichtewert zu den korrespondierenden Spannungswerten der gemessenen Hellkennlinie addiert.

Transport in dem Al-Kontaktgrid wurde der im Rahmen der Arbeit von J. Düsterhöft [101] bestimmte spezifische Widerstand des Aluminiums verwendet (welcher etwa um den Faktor zwei höher ist als der Literaturwert) und für den Transport im Ag-Kontaktgrid ein ebenfalls um diesen Faktor erhöhter Literaturwert für Silber. Der spezifische Kontaktwiderstand zwischen ITO und Minoritätenkontakt-Grid beträgt nach Kämpfer $0.28 \,\mathrm{m\Omega \, cm^2}$ [102] und ist damit mit einem Serienwiderstandsbeitrag von etwa $0.004\,\Omega\,{\rm cm}^2$ vernachlässigbar. Der Transportwiderstand in einer 15 nm dicken a-Si:H(n) Schicht¹¹ beträgt bei einem spezifischen Widerstand von $\rho_{a-\text{Si:H}(n)} = 10^3 \,\Omega \,\text{cm}$ [32] und unter der Annahme, dass der Anteil des Minoritätenkontakts 85% beträgt, $0,0018\Omega$ cm² und ist damit ebenfalls vernachlässigbar. Addiert man die Spannung, die über einen Widerstand von $0.55 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2$ abfällt bei der jeweiligen Stromdichte auf die Spannungswerte der Hellkennlinie, so besitzt die auf diese Weise berechnete Hellkennlinie einen Füllfaktor von 75,2%. Addiert man zusätzlich noch den Spannungsabfall des Widerstandes resultierend aus dem Kontaktwiderstand des Majoritätenkontakt-Grids $(0,29\,\Omega\,\mathrm{cm}^2)$, so ergibt sich mit einem Serienwiderstand von $0,84\,\Omega\,\mathrm{cm}^2$ eine errechnete Hellkennlinie mit einem Füllfaktor von 76%. Die Füllfaktoren zusammen mit den jeweilig für die Berechnung verwendeten Werten für $R_{\rm S}$ sind in Tabelle 5.3 zusammengefasst. Damit verbleiben als nicht identifizierter Füllfaktor-Verlust 2 % absolut, welche sich aus der Differenz der Summe der errechneten Serienwiderstandsbeiträge von $0.84\,\Omega\,\mathrm{cm}^2$ und dem aus der Überführung der Hellkennlinie in die Suns- $V_{\rm OC}$ Kennlinie ermittelten Wert von $1,25\,\Omega\,\mathrm{cm}^2$ ergeben. Die Ursache für diese Differenz sind möglicherweise Ungenauigkeiten bei der Bestimmung der einzelnen Transportwiderstände oder unterbrochene Gridfinger.

5.1.3 Injektionsabhängige Rekombination an der SiO₂/c-Si(p) Grenzfläche

Von waferbasierten kristallinen Siliziumsolarzellen ist bekannt, dass die Rekombination an der Si/SiO₂ Grenzfläche stark injektionsabhängig ist. Mit geringeren Injektionsdich-

 $^{^{11}}$ obere Abschätzung: 5 nm $a\mbox{-}{\rm Si:}{\rm H(i)}$ + 10 nm $a\mbox{-}{\rm Si:}{\rm H(n)}$



Abbildung 5.4: Externe Quanteneffizienzen von Solarzellenstrukturen auf p-dotierten Absorbern in Superstrat-Konfiguration. a): Variation der Akzeptorkonzentration, b:) Bias-Lichtabhängigkeit in Abhängigkeit der Wasserstoffpassivierung und für verschiedene Bias-Beleuchtungen.

ten nimmt für p-dotiertes Silizium die Rekombination zu, gleiches gilt für zunehmende Akzeptorkonzentrationen im Silizium [41,87,103].

In Abb. 5.4 sind EQE-Messungen von Teststrukturen mit unterschiedlich dotierten Absorbern (a) und einer FrontERA(p) Solarzelle bei verschiedenen Bias-Beleuchtungen (b) dargestellt. Bei der Beleuchtung durch das Glas werden die meisten Ladungsträger nahe der Si/SiO₂ Grenzfläche generiert, somit sind die hier gezeigten Superstrat-Messungen besonders sensitiv in Bezug auf die Rekombination an dieser Grenzfläche. Bezüglich der Variation der Dotierkonzentration zeigt sich, dass mit höherer Dotierung die EQE, vor allem für Photonen mit kürzeren Wellenlängen, abnimmt.

Die Abnahme der Diffusionslänge aufgrund einer geringeren Mobilität bei höherer Dotierung reicht nicht aus, um den niedrigdotierten und den hochdotierten Fall mit ansonsten gleichen Parametern (Defektdichte innerhalb des Absorbers $N_{\rm tr}$ und vorderseitige Rekombinationsgeschwindigkeit $S_n^{\rm VS}$) zu beschreiben. Zwar ist auch eine Zunahme der Defektdichte möglich, die Ergebnisse von Glunz *et al.* (vgl. Abb. 2.5) legen jedoch nahe, dass die Zunahme von $S_n^{\rm VS}$ bei höherer Dotierung hauptverantwortlich für die Abnahme der EQE ist.

Abb. 5.4 b zeigt den Effekt von unterschiedlichen Bias-Beleuchtungen für eine Solarzelle mit und ohne Wasserstoffplasma-Behandlung als Teil der Absorberpräparation (vgl. Abschnitt 3.1.2). Die Solarzellen entsprechen in ihrem Aufbau der im vorangehenden Abschnitt vorgestellten Solarzelle. Als Bias-Beleuchtung wurde eine 12 V-Halogen-Kaltspiegellampe bei zwei verschiedenen Intensitäten¹² und eine LED mit einer Wellenlänge von 405 nm verwendet¹³. Mit zunehmender Bias-Beleuchtung durch die Halogenlampe steigt die EQE

¹² Die Halogenlampe wurde mit einer Stromstärke von 4,46 A (entspricht $I_{\text{Bias}}^{\text{Ha}+} = 2,33 \text{ mA}$) und 4,0 A (entspricht $I_{\text{Bias}}^{\text{Ha}-} = 1,20 \text{ mA}$) betrieben.

¹³ Thorlabs M405L2, nominelle Wellenlänge: 405 nm, FWHM: 13 nm.

der Solarzelle vor allem für Photonen mit Wellenlängen unter 800 nm. Die höchste EQE wird mit der Beleuchtung durch die blaue LED erreicht.

Ob dieser Effekt dem Siliziumabsorber oder der Si/SiO₂ Grenzfläche zuzuordnen ist, lässt sich nicht eindeutig beantworten. Einen Hinweis gibt jedoch die Betrachtung der verschiedenen Bias-Beleuchtungen und der zugehörigen Stromdichten j_{Bias} . Wie erwähnt führt eine höhere Bias-Beleuchtung durch die Halogenlampe zu einem Anstieg der EQE. Ebenso steigt die mittlere Überschussladungsträgerkonzentration in der Solarzelle und damit die Stromdichte j_{Bias} . Wäre die reduzierte EQE bei geringer Bias-Beleuchtung injektionsabhängiger Rekombination innerhalb des Siliziumabsorbers zuzuordnen (welche mit steigender Überschussladungsträgerkonzentration analog der an der Si/SiO₂ Grenzfläche [41] abnehmend sei), so müsste bei Bias-Beleuchtung mit der LED die EQE geringer sein als mit Beleuchtung der mit 4,46 A betriebenen Halogenlampe, da $I_{\text{Bias}}^{\text{LED}} < I_{\text{Bias}}^{\text{Ha}+}$ und damit auch die mittlere Überschussladungsträgerkonzentration im Siliziumabsorber bei Beleuchtung mit der LED geringer sein als mit der LED geringer sein als mit der LED überschussladungsträgerkonzentration im Siliziumabsorber bei Beleuchtung mit der LED geringer ist.

Gemäß Abb. 2.5 a (vgl. S. 18) sinkt mit höherer Überschussladungsträgerkonzentration die Rekombinationsrate an der SiO₂/*c*-Si(p) Grenzfläche. Obwohl die mittlere Überschussladungsträgerkonzentration innerhalb des Siliziumabsorbers bei Beleuchtung mit der LED kleiner ist als bei der Beleuchtung mit der Halogenlampe ($I_{\text{Bias}}^{\text{LED}} < I_{\text{Bias}}^{\text{Ha}+}$), ist sie in der Nähe der Si/SiO₂ Grenzfläche höher, da die meisten Überschussladungsträger grenzflächennah generiert werden¹⁴. Gemeinsam mit dem in Abb. 2.5 a dargestellten Verlauf der Grenzflächenrekombinationsgeschwindigkeit lässt sich damit der Effekt der unterschiedlichen Bias-Beleuchtungen erklären.

5.2 c-Si(n) Absorber

N-dotiertes Silizium hat in den vergangenen Jahren als Absorbermaterial für Solarzellen verstärkt an Bedeutung gewonnen. Alle in Tabelle 1.2 auf S. 5 aufgelisteten waferbasierten Hocheffizienz-Solarzellen basieren auf n-dotiertem Silizium-Absorbermaterial. Es besitzt gegenüber p-dotiertem Silizium eine geringere Empfindlichkeit gegenüber metallischen Verunreinigungen [104] und auch die Entstehung von Defekten aufgrund der Bildung des Bor-Sauerstoffkomplexen stellt für n-dotiertes Silizium kein Problem dar [105]. Allerdings kommt es, aufgrund des geringeren Segregationskoeffizienten von Phosphor gegenüber Bor in Silizium, bei der Herstellung der Siliziumblöcke zu Inhomogenitäten der Phosphor-Konzentration innerhalb eines Blocks [106].

Für das Solarzellenkonzept auf Silizium-Dünnschichtabsorbern ist von Vorteil, dass sich auf n-dotiertem Silizium leichter eine geringe Rekombinationsgeschwindigkeit an der Si/SiO₂ Grenzfläche erreichen lässt [41]. Eine geringe Rekombinationsgeschwindigkeit an dieser Grenzfläche ist insbesondere dann unerlässlich, wenn die Solarzelle durch das Glas beleuchtet

 $[\]overline{^{14}}$ Bei einer Wellenlänge von $405\,\mathrm{nm}$ sind $95\,\%$ der Photonen bereits nach $400\,\mathrm{nm}$ absorbiert.

und auschließlich rückseitig kontaktiert werden soll. Vor allem bei höheren Dotierstoffkonzentrationen steigt bei p-dotiertem Silizium die Rekombinationsgeschwindigkeit an der Si/SiO₂ Grenzfläche stark an, während auf n-dotiertem Material noch moderate Werte erreicht werden (vgl. Abb. 2.5, entnommen aus [41]).

Die höchste Leerlaufspannung auf festphasenkristallisiertem (SPC) Silizium wurde mit 553 mV bereits im Jahr 1996 von Matsuyama *et al.* [8] ebenfalls mit einem n-dotiertem Silizium-Absorber gezeigt, während bis heute die meisten anderen SPC Silizium-Dünnschichtsolarzellen $V_{\rm OC}$ -Werte unter 500 mV aufweisen.

Teile der in diesem Abschnitt gezeigten Ergebnisse wurden bereits in [107] veröffentlicht.

5.2.1 Elektronen-Hall-Beweglichkeit in n-dotierten LPC Siliziumschichten

Um eine möglichst genaue Beschreibung des Absorbermaterials zu ermöglichen, wurde die Hall-Beweglichkeit der Elektronen in n-dotierten LPC Siliziumschichten auf Glas mit Hilfe der van-der-Pauw Methode [108] für unterschiedliche Dotierungen gemessen. In Abb. 5.5 sind die gemessenen Werte über die Dotierstoffkonzentration aufgetragen (rot, gefüllte Quadrate). Zusätzlich sind in der Grafik Datenpunkte für multikristalline Wafer von Kopecek *et al.* [109] dargestellt (blau, gefüllte Kreise). Als obere Grenze ist die Elektronenmobilität in monokristallinem n-dotierten Silizium nach dem Modell von Masetti *et al.* gegeben (schwarz, durchgezogene Linie). Das Modell von Masetti *et al.* wurde überdies angepasst¹⁵, um die gemessenen Mobilitäten der LPC Absorber zu beschreiben (rot, gestrichelte Linie).

Wie sich aus der Abbildung erkennen lässt, liegen die Mobilitäten der LPC Absorber auf Glas etwa auf dem gleichen Niveau wie die des n-dotierten multikristallinen Wafermaterials.



¹⁵ Die Variablen lauten: $\mu_0 = 55, \mu_{\text{max}} = 1150, \mu_1 = 56.1, C_r = 2 \cdot 10^{16}, C_s = 3,41 \cdot 10^{20}, \alpha = 11, \beta = 1.98.$

Abbildung 5.5: Hall-Mobilitäten der Elektronen in n-dotiertem Silizium über die Dotierstoffkonzentration. Gemessen nach dervan-der-Pauw Methode [108]. Rote Rechtecke: n-dotiertes LPC poly-Si (diese Arbeit). Blaue Kreise: Daten für n-dotiertes, multikristallines Silizium von Kopecek *et al.* [109]. Durchgezogene schwarze Linie: Elektronenmobilitäten für monokristallines *c*-Si(n) nach dem Modell von Masetti *et al.* [43] als obere Grenze. Rote gestrichelte Linie: zur Beschreibung der gemessenen Mobilitäten von n-dotiertem LPC Silizium angepasstes Modell von Masetti.



Abbildung 5.6: Werte für $V_{\rm OC}$ und $j_{\rm Ph}$ von Teststrukturen aufgetragen über die Dotierstoffkonzentration $N_{\rm D}$ im Absorber. $N_{\rm D}$ wurde mit Hilfe von Schichtwiderstandsmessungen des Absorbers ermittelt, wobei die Mobilität dem auf die n-dotierten LPC Absorber angepassten Modell von Masetti entnommen wurde (siehe Abb. 5.5)

5.2.2 Variation der Absorberdotierung

In Abb. 5.6 sind die generierte Photostromdichte $j_{\rm Ph}$ und die $V_{\rm OC}$ von Teststrukturen in Sub- und Superstratbeleuchtung über die Dotierstoffkonzentration im Absorber aufgetragen. Bei der j(U)-Messung in Substrat-Konfiguration liegen die Solarzellen auf einem auf 25 °C temperierten, vergoldeten Messchuck, der somit einen Teil des Lichts in die Solarzelle zurück reflektiert. Die Superstratmessung wurde ohne Rückreflektor durchgeführt, des Weiteren ist die Solarzelle nicht gekühlt. Die Dotierstoffkonzentration wurde über die Messung des Schichtwiderstandes bestimmt unter Berücksichtigung der reduzierten Elektronenmobilitäten nach dem angepassten Modell von Masetti (vgl. Abb. 5.5). Die Photostromdichte wurde, wenn nötig, in Rückwärtsrichtung bei maximal -2 V extrahiert. Da bei den Teststrukturen die aktive Zellfläche nicht genau definiert ist, wurde exemplarisch an vier Teststrukturen über ihre spektrale Empfindlichkeit (SR¹⁶) integriert. Die so erhaltenen Stromdichten lagen im Mittel bei 87 % der am Sonnensimulator gemessenen Photostromdichten. Aus diesem Grund wurden die gemessenen $j_{\rm Ph}$ für die Darstellung in Abb. 5.6 um diesen Wert skaliert.

Anhand der Werte für die Teststrukturen (blau) lässt sich erkennen, dass mit zunehmender Dotierung die $V_{\rm OC}$ ebenfalls zunimmt und $j_{\rm Ph}$ sinkt. Für geringere Dotierstoffkonzentrationen liegen die Werte für $j_{\rm Ph}$ für Sub- und Superstratbeleuchtung auf dem gleichen Niveau, während für höhere Dotierungen die Ströme in Superstratbeleuchtung leicht unter denen in Substratbeleuchtung liegen. Der Anstieg der $V_{\rm OC}$ mit steigender Dotierung kann, wie auch für den p-typ Absorber (vgl. Abschnitt 5.1.1), mit einer höheren Aufspaltung der Quasi-Ferminiveaus erklärt werden. Mit höherer Dotierung rückt das Majoritäten-Ferminiveau

¹⁶ engl.: spectral response

 $E_{\rm f,n}$ näher an das Leitungsband $E_{\rm C}$ heran. Anders als beim p-typ Absorber ist der Anstieg in der $V_{\rm OC}$ jedoch deutlich kleiner als es durch die Lageänderung von $E_{\rm f,n}$ zu erwarten wäre. So entspricht die Steigerung der Dotierung von $N_{\rm D} = 10^{16} \,\mathrm{cm^{-3}}$ auf $10^{18} \,\mathrm{cm^{-3}}$ einer Verringerung der Differenz zwischen $E_{\rm f,n}$ und $E_{\rm C}$ um etwa 130 meV, die mittlere $V_{\rm OC}$ der Teststrukturen steigt jedoch nur um knapp 40 mV. Dieses Verhalten ist noch nicht verstanden und bedarf weiteren Untersuchungen. Die höchste offene Klemmenspannung von 656 mV wurde bei einer Dotierstoffkonzentration von $1.7 \cdot 10^{18} \,\mathrm{cm^{-3}}$ erreicht.

5.2.3 Rückkontakt-Solarzelle mit großflächigem Heterokontakt für Minoritätsladungsträger

Die Solarzellen wurden nach dem in Abschnitt 3.1.2 auf S. 35 vorgestellten Zellprozess für das FrontERA(n) Kontaktsystem hergestellt. Zusätzlich wurde für einige Messungen noch ein weißer diffuser Rückreflektor¹⁷ (DRR) auf die beste Solarzelle aufgebracht. Er bedeckt die aktive Zellfläche und einen Teil der umliegenden Fläche. Eine schematische Querschnittszeichnung ist in Abb. 5.7 dargestellt.



Abbildung 5.7: Schematische Querschnittszeichnung der rückseitenkontaktierten Silizium-Heterokontaktsolarzelle mit Front-ERA(n) Kontaktsystem.

Hellkennlinie und Quanteneffizienz

Die Hellkennlinien der besten BC-SHJ (nach 96 Stunden lichtinduzierter Alterung¹⁸) mit verschiedenen Lichteinfangstrukturen sind in Abb. 5.8 a dargestellt. Die Variation der Lichteinfangstrukturen erfolgte nach der Durchführung zweier kumulativer Temperaturbehandlungen auf einer Heizplatte an Luft (je 5 min bei 150 °C und 175 °C). Alle hier diskutierten Hellkennlinien wurden in Superstrat-Konfiguration aufgenommen. Die Hellkennlinien-Parameter der Solarzelle sowohl nach den Temperaturbehandlungen als auch mit verschiedenen Lichteinfangstrukturen sind in Tabelle 5.4 zusammengefasst. Die Temperaturbehandlung bei 150 °C erhöht den *FF* der Solarzelle um etwa ein Prozent absolut, die Kurzschlussstromdichte ebenso wie die $V_{\rm OC}$ bleiben im Rahmen des Fehlers gleich. Eine weitere Temperaturbehandlung bei 175 °C führt weder bei $V_{\rm OC}$ noch bei $j_{\rm Ph}$ zu einer Veränderung, während sich der Füllfaktor leicht reduziert. Möglicherweise ist diese Reduktion jedoch auf Ungenauigkeiten

¹⁷ TippEx[®] ECOLUTIONS - Aqua

¹⁸ Da die höchste Effizienz einer dünnschichtbasierten BC-SHJ Solarzelle nach der lichtinduzierten Alterung erreicht wurde, werden diese Hellkennlinienparameter hier diskutiert. Die Ergebnisse der lichtinduzierten Alterung selbst werden in Abschnitt 5.2.5 präsentiert.



Abbildung 5.8: a): j(U)-Kennlinien der besten BC-SHJ Solarzellen mit verschiedenen Lichteinfangstrukturen, sowie die Suns V_{OC} -Kennlinie der Solarzelle. b): Externe und interne Quanteneffizienz der Solarzelle, sowie die gemessene Reflexion (beide ohne ARF). Die IQE wurde unter Berücksichtigung der gemessenen Reflexion und separat bestimmten Absorption im Glas-Superstrat berechnet.

während des Messung zurückzuführen¹⁹. Ohne Rückreflektor erreicht die Solarzelle eine Kurzschlussstromdichte von $23 \,\mathrm{mA}\,\mathrm{cm}^{-2}$. Mit durch den ONO Schichtstapel gegebener Reflexion²⁰ wird bei einfachem Lichtdurchlauf eine Stromdichte von etwa 24,6 mA cm⁻² absorbiert (vgl. auch Abschnitt 6.3). Dieser Wert liegt leicht über der Kurzschlussstromdichte ohne DRR, was sich durch Rekombination beispielsweise an den Metallkontakten (der Flächenanteil des Minoritätenkontakts ist kleiner als 100 %) erklären lässt. Die Verwendung eines diffusen Rückreflektors erhöht die Kurzschlussstromdichte um 2 mA cm⁻² auf 25 mA cm⁻², das Aufbringen einer lichteinfangenden Antireflexionsfolie²¹ (ARF) abermals um etwa 2 mA cm⁻² auf 27,3 mA cm⁻². Der Prozess der lichtinduzierten Alterung beeinflusst die Kurzschlussstromdichte im Rahmen des Fehlers nicht.

Der Füllfaktor der BC-SHJ Solarzelle ist vergleichsweise gering. Die beste in Abschnitt 5.1.2 vorgestellte Solarzelle auf p-dotiertem Absorber erreicht mit einem ähnlichen Kontaktsystem einen FF von 73,5%. Zwar führt, wie oben bereits erwähnt, eine fünfminütige Temperaturbehandlung bei 150 °C zu einer Erhöhung des Füllfaktors, jedoch liegt er mit rund 65% immer noch deutlich unter dem der Solarzelle auf p-dotiertem Absorber. Nach dem Prozess der lichtinduzierten Alterung steigt der FF abermals leicht auf 66,2%, im Wesentlichen aufgrund des von 75,8% auf 77,0% gestiegenen Pseudo-Füllfaktors.

¹⁹ Je nach Positionierung des Messnadeln (in der Mitte des Busbars oder auf dem Kontaktpad) ist der Serienwiderstandsbeitrag innerhalb des Busbars leicht erhöht (vgl. Anhang C, Gleichung C.4).

²⁰ Die Reflexion wurde mit OPAL 2 [110] so berechnet, dass sie für den Wellenlängenbereich von 300 nm bis 600 nm das gemessen Reflexionsspektrum der Solarzelle ohne ARF beschreibt. Simulierter Schichtaufbau: Superstrat: Glas (Schott BG33), Film 1: 60 nm PECVD SiN_x nach [111], Film 2: 20 nm thermisches SiO₂ nach [112], Substrat: kristallines Silizium nach [113]. Im Gegensatz zu der gemessenen Kennlinie ist mit dem berechneten Reflexionsspektrum die Trennung zwischen Reflexion und Reemission möglich.

²¹ Freundlicherweise zur Verfügung gestellt von DSM Advanced Surfaces [114]

Tabelle 5.4: Übersicht der Hellkennlinienparameter der besten BC-SHJ Solarzelle auf ndotiertem Absorber nach verschiedenen Temperaturbehandlungen und mit verschiedenen Lichteinfangstrukturen: diffuser Rückreflektor (DRR) und Antireflexionsfolie (ARF). Der Pseudo-Füllfaktor pFF und die Idealitätsfaktoren bei einer Bestrahlungsstärke von etwa 10 mW cm⁻² $(n_{\approx MPP})$ und 100 mW cm⁻² (n_{Voc}) wurden mittels Suns- V_{OC} Messungen bestimmt. ^{Is}nach 96 h lichtinduzierter Alterung

Temperatur-	Lichteinfang-	$V_{\rm OC}$	$j_{ m SC}$	FF	η	pFF	$n_{\approx \mathrm{MPP}}$	$n_{\rm Voc}$
behandlung	$\operatorname{strukturen}$	(mV)	$(\mathrm{mAcm^{-2}})$	(%)	(%)	(%)		
initial	-	621	22,9	$63,\!9$	9,1	-	_	-
$+5\min@150^{\circ}\mathrm{C}$	-	620	23,0	$65,\!1$	$_{9,3}$	-	-	-
+5 min@175 °C	-	623	23,0	64,7	$_{9,3}$	-	-	-
keine weitere	DRR	630	25,0	$65,\!5$	10,3	-	-	-
keine weitere	DRR+ARF	632	$27,\!3$	$64,\!8$	$11,\!2$	$75,\!8$	$1,\!82$	$1,\!39$
+96 h@60 $^{\circ}\mathrm{C^{ls}}$	DRR+ARF	629	$27,\!5$	66,2	$11,\!5$	77,0	1,75	$1,\!28$

Verlustanalyse & Diskussion

Wie bereits erwähnt, ist der Füllfaktor der BC-SHJ Solarzelle mit FrontERA(n) Kontaktsystem verhältnismäßig gering, vor allem im Vergleich mit dem Füllfaktor der besten FrontERA(p) Solarzelle. Einerseits ist bereits der Pseudo-Füllfaktor der n-typ Solarzelle mit 77 % gegenüber der p-typ Solarzelle mit 78 % leicht reduziert. Andererseits ergibt die Auswertung der TLM-Struktur, welche sich auf der gleichen Probe wie die diskutierte BC-SHJ Solarzelle befindet, für den Ti/Pd/Ag Majoritätenkontakt einen spezifischen Kontaktwiderstand von $70 \,\mathrm{m}\Omega \,\mathrm{cm}^2$. Der Flächenanteil des Kontaktgrids wurde unter einem Lichtmikroskop vermessen und beträgt 6,7 %. Daraus ergibt sich ein Serienwiderstand von $1.8\,\Omega\,\mathrm{cm}^2$ für die Solarzelle. In der Literatur werden mit $0.2\,\mathrm{m}\Omega\,\mathrm{cm}^2$ deutlich geringere Werte für den spezifischen Kontaktwiderstand von Ti/Si angegeben [115], jedoch ist für solch geringe Werte die Bildung eines Titansilizides notwendig, welches in der Regel bei Temperaturen über 700 °C stattfindet [116]. Eine solche Temperaturbehandlung wurde nicht durchgeführt und ist in den derzeitigen Herstellungsprozess auch schwer integrierbar, da die a-Si:H Schichten bei derart hohen Temperaturen ihre Passivierwirkung verlieren würden. Ebenso wie für die in Abschnitt 5.1.2 vorgestellte Solarzelle lassen sich noch die folgenden Serienwiderstandsbeiträge errechnen:

- Transport im Siliziumabsorber $(0,174 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2 \text{ bei } R_{\Box}^{\mathrm{Si}} = 468 \,\Omega),$
- Transport im TCO $(0,103 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2 \,\mathrm{bei} \, R_{\Box}^{\mathrm{ITO}} = 70 \,\Omega),$
- Transport in den Kontaktfingern von Absorber- $(0,077 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2)$ und Minoritätenkontakt $(0,015 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2)$,
- Transport in den Busbars (Ag) je $0,091 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2$.

Tabelle 5.5: Übersicht über den Einfluss der unterschiedlichen Serienwiderstandsbeiträge auf den Füllfaktor der besten n-typ BC-SHJ. Für die berechneten Größen wurde der Spannungsabfall des in der Spalte $R_{\rm S}$ angegebene Serienwiderstands für jeden Stromdichtewert zu den korrespondierenden Spannungswerten der gemessenen Hellkennlinie addiert.

		$R_{ m S}$	FF
Ursprung	Beschreibung	$[\Omega{\rm cm}^2]$	[%]
gemessen	$Suns-V_{OC}$	-	77,0
gemessen	Hellkennlinie	-	66,2
berechnet	ohne $\Sigma R_{\rm T}$	$0,\!6$	68,3
berechnet	ohne $\Sigma R_{\rm T}$ + $R_{\rm C}$	2,4	$74,\! 6$

Die Summe dieser Beiträge beträgt etwa $0,6 \Omega \text{ cm}^2$. Aufgrund der gröberen Dimensionierung des Grids auf dem TCO ist gegenüber der in Abschnitt 5.1.2 vorgestellten Solarzelle der Transportwiderstand im ITO erhöht. Der Schichtwiderstand des Absorbers wurde, wie zu Beginn von Abschnitt 5.2 erwähnt, mit einem Vier-Spitzen-Messgerät bestimmt. Für den spezifischen Widerstand des Silbers wurde für die Berechnungen der doppelte Literaturwert verwendet, in Anlehnung an die Ergebnisse aus Referenz [101], in welcher der spezifische Widerstand von einer thermisch verdampften Al Schicht bestimmt worden ist und etwa dem doppelten Wert des Literaturwertes entsprach. In Tabelle 5.5 ist der Einfluss der Serienwiderstandsbeiträge auf den Füllfaktor der Solarzelle zusammengefasst. Wie sich leicht erkennen lässt, ist im Wesentlichen der hohe Kontaktwiderstand von $1,8\Omega \text{ cm}^2$ für den geringen Füllfaktor der Solarzelle verantwortlich. Die Summe der Transportwiderstände in den unterschiedlichen Bereichen der Solarzelle entspricht mit $0,6\Omega \text{ cm}^2$ in etwa dem Wert, der auch bei der besten p-dotierten Solarzelle ermittelt wurde.

Der nach der Subtraktion eines Serienwiderstandes von $2,4 \Omega \text{ cm}^2$ von der Hellkennlinie der Solarzelle berechnete Füllfaktor beträgt 74,6 % (vgl. Tabelle 5.5). Damit ergibt sich immer noch eine Differenz von 2,4 % absolut gegenüber dem mittels Suns- V_{OC} bestimmten pseudo Füllfaktor von 77,0 %. Diese Differenz könnte teilweise durch weitere nicht berücksichtigte ohmsche Transportverluste verursacht werden. Bei der Subtraktion eines Serienwiderstandes größer als $2,6 \Omega \text{ cm}^2$ ist die Steigung der berechneten Kennlinie größer als die der Suns- V_{OC} Kennlinie. Demnach beträgt der möglicherweise vernachlässigte Serienwiderstandsbeitrag maximal $0,2 \Omega \text{ cm}^2$. Der mit einem $R_{\rm S}$ von $2,6 \Omega \text{ cm}^2$ berechnete FF beträgt jedoch lediglich 75,3 %, das heißt, dass noch ein weiterer Mechanismus den Füllfaktor der Solarzelle gegenüber der Suns- V_{OC} Kurve reduziert. Dieser Mechanismus erzeugt eine Charakteristik, die einem reduzierten Parallelwiderstand zuordenbar scheint, wenn man die Hellkennlinie ausschließlich im vierten Quadranten betrachtet. Da die Suns- V_{OC} Kurve jedoch nicht betroffen ist und auch die Dunkelkennlinie der Solarzelle auf einen Parallelwiderstand $> 50 \text{ k}\Omega \text{ cm}^2$ schließen lässt, kann ein Parallelwiderstand als Ursache ausgeschlossen werden. Vielmehr ist diese Charakteristik höchstwahrscheinlich einem verteilten Serienwiderstand zuzuordnen, wie er

Tabelle 5.6: Übersicht über die Stromverluste in mA cm⁻² der BC-SHJ FrontERA(n) Solarzelle (mit Rückreflektor aber ohne ARF) im Vergleich mit der besten FrontERA(p) Solarzelle. Messtechnisch bestimmt wurden die parasitäre Absorption in Corning oder ITO (wenn zutreffend) $j_{Abs}^{Glas/ITO}$, Reflexion und Transmission $j_{Refl+Trans}$ und die externe Quanteneffizienz der Solarzellen j_{SC}^{EQE} . Diese Werte wurden von der im Sonnenspektrum von 300 - 1100 nm enthaltenen Stromdichte $j_{AM1.5g} = 42,71 \,\mathrm{mA \, cm^{-2}}$ subtrahiert. Für die FrontERA(n) Solarzelle wurden weitere optische Verluste j_{Rest}^{opt} mithilfe der Simulation bestimmt. Die restliche Stromdichte j_{Rest}^{rek} beinhaltet rekombinationsbedingte Verluste.

¹Substrat-Konfiguration, ²Superstrat-Konfiguration.

Probe	$j_{\rm Abs}^{\rm Glas/ITO}$	$j_{ m Refl+Trans}$	$j_{ m SC}^{ m EQE}$	$j_{\rm Abs}^{ m a-Si:H}$	$j_{\rm Rest}^{ m opt}$	$j_{\rm Rest}^{ m rek}$
FrontERA(p) auf SiO_x^1	0,83	$16,\!98$	$17,\!6$	$1,\!21$	-	6,09
$FrontERA(n)$ auf ONO^2	0,04	8,77	$25,\!5$	-	$6,\!62$	1,78

bereits in Abschnitt 4.2.2 auf S. 52 diskutiert wurde. Anders als in Abschnitt 4.2.2 ist hier leicht nachvollziehbar, wo sich die Bereiche befinden, welche hochohmig an den Rest der Solarzelle angeschlossen sind und aus denen Beiträge zum Photostrom gesammelt werden. Wie sich der eingebetteten Schemazeichnung in Abb. 5.11 a entnehmen lässt, ist ein Teil des a-Si:H(i/p) Minoritätenkontakts nicht mit ITO kontaktiert. Der Bereich ergibt sich aus den Toleranzen während der Erzeugung der Lift-Off Maske für den Majoritätenkontakt und der Strukturierung des a-Si:H(i/p) Minoritätenkontakts (vgl. Abschnitt 3.1.2) mit Hilfe dieser Maske. Der Flächenanteil dieses Bereichs kann maximal 6,4 % betragen, wahrscheinlicher ist aber ein kleinerer Anteil. Die Hellkennlinie ist allerdings auch nur leicht von der Charakteristik eines verteilten Serienwiderstandes geprägt, so dass es durchaus möglich ist, dass dieser Anteil ausreicht, um die beobachtete Charakteristik hervorzurufen.

Für die in Tabelle 5.6 aufgeführten **Kurzschlussstromverluste** wurden gemessene oder berechnete optische Spektren mit dem AM1.5g Spektrum multipliziert und das Produkt anschließend von 300 nm bis 1100 nm integriert. Gemessen wurden die parasitäre Absorption in 1,1 mm dickem Corning Eagle XG Glas oder ITO, die Reflexion und Transmission²² sowie die externe Quanteneffizienz der Solarzelle. Der Wert $j_{\text{Rest}}^{\text{opt}}$ der BC-SHJ Solarzelle resultiert aus der Anpassung der Optik über numerische Simulation (beschrieben in Anhang E.1) und kann parasitärer Absorption an der Rückseite (im Rückreflektor oder Titan), oder seitlich ausgekoppelter Strahlung und damit von den Messungen nicht erfasster Transmission zugeordnet werden²³. Die so erhaltenen Stromdichten wurden von der im Sonnenspektrum in diesem Wellenlängenintervall enthaltenen Stromdichte subtrahiert und die Differenz wird Rekombinationsverlusten zugeschrieben. Zum Vergleich sind in der Tabelle zusätzlich die Werte für die in Abschnitt 5.1.2 vorgestellte Solarzelle auf p-dotiertem Absorber enthalten

²² Da der Rückreflektor der BC-SHJ Solarzelle opak ist, ist die Transmission null. Für die p-Typ auf SiO_x Solarzelle wurden Reflexion und Transmission addiert.

²³ Das optische Modell der Simulationssoftware bietet nicht die Möglichkeit, parasitäre Absorption nach dem Durchgang durch den Absorber zu berücksichtigen. Stattdessen kann jedoch die Transmission an der Rückseite als entsprechender Verlustkanal verwendet werden.



Abbildung 5.9: (a): LBIC Aufnahme der in diesem Abschnitt vorgestellten BC-SHJ Solarzelle. Die Messung wurde in Superstrat-Konfiguration, ohne ARF aber mit diffusem Rückreflektor durchgeführt. Die Wellenlänge des Anregungslasers beträgt 532 nm und der Durchmesser etwa 35 µm. Die zwei horizontalen Linien markieren die Positionen der Linien für (b), die obere Linie markiert die Position $y_1 = 1520$ µm, die untere $y_2 = 2280$ µm. (b) Normierter Messstrom entlang der zwei Linien y_1 und y_2 .

(aus [99]). Im Vergleich zur p-typ Solarzelle auf SiO_x verliert die n-Typ Solarzelle deutlich weniger Strom aufgrund von Rekombination. Zusätzlich ist die Lichteinkopplung in den Absorber der Solarzelle erhöht ($j_{AM1.5g}-j_{Refl+Trans}-j_{Rest}^{opt}-j_{Abs}^{Glas} = 27,28 \text{ mA cm}^{-2}$ gegenüber $j_{AM1.5g}-j_{Refl+Trans}-j_{Abs}^{a-Si:H}-j_{Abs}^{ITO} = 23,69 \text{ mA cm}^{-2}$). Die Kombination beider Effekte führt zu der mit 25,5 mA cm⁻² deutlich höheren Kurzschlussstromdichte der BC-SHJ Solarzelle auf n-dotiertem Absorber. Dennoch ist festzuhalten, dass weitere Maßnahmen zur Optimierung der Lichteinkopplung nötig sind.

Desweiteren lässt sich anhand der in Abb. 5.9 a dargestellten LBIC²⁴-Aufnahme erkennen, dass die Stromsammlung einerseits durch die nicht passivierten Majoritätenkontakte, aber andererseits auch durch größere Inhomogenitäten innerhalb des Absorbers beeinträchtigt wird. Über den Majoritätenkontakt-Fingern sinkt der LBIC-Messstrom auf etwa ein Viertel ab, während außerhalb der aktiven Zellfläche und bei dem in Abb. 5.10 mit (e) gekennzeichneten Defekt der LBIC-Messstrom auf nahe null zurück geht. Aufgrund der zu geringen Auflösung ist nicht eindeutig belegbar, ob wirklich ein Viertel der Minoritätsladungsträger, die über den Majoritätenkontakten generiert werden, noch gesammelt werden. Möglicherweise beruht der Effekt lediglich auf der anteiligen Beleuchtung des Majoritätenkontakt-Fingers und des ihn umgebenden Minoritätenkontakts. Während es naheliegend ist, dass die Sammlung über den unpassivierten Majoritätenkontakt-Fingern weniger effizient ist, als direkt über dem Minoritätenkontakt, bedarf es für die Klärung der eingeschränkten Sammlung in den übrigen Bereichen weiterer Analysen. In Abb. 5.10 ist abermals die LBIC-Aufnahme aus Abb. 5.9 dargestellt, sowie Bereiche mit eingeschränkter Sammlung markiert. Zusätzlich ist zu jedem Bereich eine Lichtmikroskopaufnahme dargestellt. Für die Aufnahmen wurde der

²⁴ engl.: light beam induced current

diffuse Rückreflektor in einem Bad aus deionisiertem Wasser unter mechanischer Bearbeitung wieder entfernt.

In Abb. 5.10 sind Lichtmikroskopaufnahmen von verschiedenen Bereichen der Solarzelle in Verbindung mit auffälligen Bereichen im LBIC-Bild dargestellt. Die Aufnahmen sind von der Silizium-Seite aus mit Auflicht aufgenommen, außer die mit (*) markierten Ausschnitte, welche von der Glas-Seite aus mit Auflicht-Dunkelfeldbeleuchtung aufgenommen wurden. Auffällig ist, dass Bereiche mit einer hohen Dichte an Zwillingskorngrenzen, wie Beispielsweise die dunklen Bereiche in der Auflicht-Aufnahme von Bereich (a), ein relativ starkes LBIC-Signal zeigen, während die im Auflicht in Bereich (a) hell erscheinenden Bereiche ein geringeres LBIC-Signal zeigen. Im Bereich (b) treffen zwei Körner aufeinander, das untere besitzt eine hohe Zwillingskorngrenzendichte. Die Sammlungseffizienz ist in beiden Körnern in etwa gleich, lediglich an den Ausläufern der Zwillingskorngrenzen bildet sich ein Bereich mit geringer Sammlungseffizienz aus. Desweiteren sind die vier mit (d) markierten Gebiete auffällig, welche raupenförmige Defektstrukturen mit einer Länge von 60-70 µm zeigen. Am deutlichsten ist das LBIC-Signal in den Bereichen (c) und (e) reduziert. Im Bereich (c) gibt es noch einen Bereich, in dem die Sammlung besonders stark eingeschränkt ist, dieser ist mit (c^{*}) bezeichnet. Im Auflicht von der Silizium-Seite wirkt der gesamte Bereich (c) recht hell. Bei genauerer Betrachtung lassen sich in den Bereichen mit verringerter Sammlung Gleitlinien erkennen, die sich mehrfach überlagern und so teilweise rautenförmige Muster bilden. Im Bereich (c^*) ist die Sammlung besonders stark reduziert, ebenso im Bereich (e). Beide Bereiche haben gemeinsam, dass sie in der Auflichtaufnahme von der Silizium-Seite relativ unauffällig wirken, durch das Glas und mit Auflicht-Dunkelfeldbeleuchtung jedoch eine deutlich erkennbare lineare Struktur aufweisen. Im Bereich (e^{*}) ist zusätzlich noch ein Riss zuerkennen, von dem der Bereich auszugehen scheint. Ein Riss ist im Bereich (c^*) nicht zu erkennen, somit scheint dies nicht die Ursache für das beobachtete Phänomen zu sein. Wahrscheinlich ist hingegen, dass sowohl der Riss als auch die linear strukturierten Bereiche die Folge eines Abbaus von Spannungen sind. Diese Vermutung wird dadurch unterstützt, dass sich im Bereich der linear strukturierten Bereiche auch eine plastische Verformung des Glases erkennen lässt, welche jedoch mit der Lichtmikroskopie nicht abbildbar ist. Die Spannungen entstehen vermutlich im Zuge der Kristallisation. Mit der Optimierung der Kristallisationsparameter, insbesondere Vorheiztemperatur und Abkühlprofil, sowie der Variation der Spannungen in den Zwischenschichten durch geeignete Wahl von Prozessparametern und Schichtdicken lassen sich solche Folgen des Abbaus mechanischer Spannungen möglicherweise vermeiden. Für das Erreichen möglichst hoher Effizienzen gilt es, auch hier Prozessoptimierung zu betreiben.

Simulationsgestützte Bauteilcharakterisierung

Für die Charakterisierung von Solarzellen ist es nützlich, spezifische Kenngrößen wie beispielsweise die Lebensdauer der Minoritätsladungsträger τ_{\min} , oder die Rekombinations-



Abbildung 5.10: Zuordnung der Bereiche mit reduzierter Stromsammlung zu Defektformationen anhand von Lichtmikroskopieaufnahmen. (a), (c) und (e): Bereich mit Versetzungen, (b): Grenze zwischen einem Bereich mit Zwillingskorngrenzen (unterer Bereich) und einem Bereich ohne Zwillingskorngrenzen, das reduzierte LBIC-Signal liegt im Bereich der Ausläufer der Zwillingskorngrenzen und nicht auf der Korngrenze selbst, (d): kleine Defekte, etwa 60-70 µm lang. Im Bereich (c) existiert ein Bereich, der von der Siliziumseite aus betrachtet sich mehrfach kreuzende Versetzunglinien enthält. Der dunkelste Bereich in Bereich (c) ist in einem weiteren Detail-Abbild von der Glasseite aus dargestellt (c^{*}). Der Bereich (e^{*}) zeigt den Bereich (e), jedoch ebenfalls von der Glasseite aus betrachtet. (c^{*}) und (e^{*}) sind Aufnahmen unter Dunkelfeldbeleuchtung.

geschwindigkeit S an den Grenzflächen des Absorbers zu kennen. Klassische Dünnschicht-Charakterisierungsmethoden wie die Defektspektroskopie mittels Elektronenspinresonanz (ESR) oder auch Sekundärionen-Massenspektroskopie (SIMS) stoßen jedoch aufgrund der sehr geringen Defekt- respektive Fremdatomdichten in aktuellem LPC Silizium-Absorbermaterial an ihre Auflösungsgrenzen. Für waferbasierte Solarzellen existiert eine Vielzahl von Messmethoden zur Bestimmung der effektiven Minoritätsladungsträgerlebensdauer, wie beispielsweise die weit verbreitete QSSPC-Messmethode (vgl. Abschnitt 2.5.3). Bedauerlicherweise sind diese Messmethoden nur schwer bei den hier vorgestellten Silizium-Dünnschicht-Absorbern anwendbar, im Wesentlichen aufgrund des geringen Signal-Rausch-Verhältnisses, bedingt durch die vergleichsweise geringe Materialmenge, aber auch Effekten wie der Modulation einer Verarmungszone²⁵ [117–119].

Aus diesem Grund wurde mit Hilfe der numerischen Simulationssoftware AFORS-HET²⁶ eine Modellierung der EQE durchgeführt. Dafür wurde zunächst die Anpassung des optischen Modells durchgeführt, wie im Anhang E.1 beschrieben. Da mit AFORS-HET nur eindimensionale Simulationen möglich sind, die zu modellierende Solarzelle in guter Näherung jedoch zweidimensional ist, das heißt, dass insbesondere der Minoritäten sammelnde Kontakt nicht den vollständigen Bereich einer Einheitszelle ausfüllt, ist es sinnvoll, eine effektive Sammelfläche $A_{\text{eff}}^{\text{SF}}$ in Form eines Faktors einzuführen, der Werte zwischen null und eins annehmen kann. Soll nun die gemessene EQE mit einer simulierten EQE aus der eindimensionalen Simulation verglichen werden, so kann $A_{\text{eff}}^{\text{SF}}$ als Skalierungsfaktor herangezogen werden. In der eindimensionalen Simulation ist $A_{\text{eff}}^{\text{SF}}$ nicht existent, beziehungsweise zwangsläufig gleich eins. Würde die zu modellierende Solarzelle aus der gesamten monochromatisch beleuchteten Fläche sammeln, so wäre $A_{\text{eff}}^{\text{SF}} = 1$ und damit keine Skalierung notwendig. Tatsächlich sammelt jedoch die im vorangehenden Abschnitt beschriebene Solarzelle nicht aus dem gesamten Bereich, wie in der LBIC-Aufnahme in Abb. 5.9 leicht zu erkennen ist. Neben den Inhomogenitäten innerhalb des Absorbers liegt dies im Wesentlichen daran, dass Ladungsträger, die über den Majoritätenkontakt-Fingern generiert werden, aufgrund der hohen Rekombinationsgeschwindigkeit an den Kontaktfingern²⁷ nicht gesammelt werden können. Der Skalierungsfaktor $A_{\text{eff}}^{\text{SF}}$ ist damit kleiner als eins.

Aus der Vermessung der Solarzellengeometrie anhand von Lichtmikroskopaufnahmen ergibt sich, dass der maximale Flächenanteil des Minoritätenkontakts nicht größer als 93,5 % sein kann, da der Anteil des Majoritätenkontakts 6,5 % beträgt. Aufgrund von Variationen bei der Strukturierung des Minoritätenkontakts (vgl. Abschnitt 3.1.2 auf S. 35) ist es schwierig, seinen exakten Flächenanteil anzugeben. Anhand der Abmaße des Isolators lässt sich jedoch sagen, dass er *mindestens* 87,1 % beträgt (vgl. schematische Querschnittszeichnung in Abb. 5.11 a).

²⁵ engl.: depletion region modulation (DRM)

²⁶ v2.4.1, das am HZB entwickelte Simulationsprogramm ist frei verfügbar unter http://www. helmholtz-berlin.de/forschung/oe/enma/si-pv/projekte/asicsi/afors-het/index_de.html

²⁷ Bei dem verwendeten Kontaktsystem ist der Majoritätenkontakt nicht passiviert und die Rekombinationsgeschwindigkeit entsprechend einem Metall-Halbleiterkontakt sehr hoch.



Abbildung 5.11: a): EQE und IQE in Abhängigkeit verschiedener Skalierungsfaktoren. Außerdem: Schemazeichnung zur Erläuterung der verschiedenen Skalierungsfaktoren. b) 1D-Simulation der EQE Charakteristik zur Bestimmung einer Mindest-Diffusionslänge L_{diff} und Maximalwerte für die vorderseitige Rekombinationsgeschwindigkeit der Löcher S_p^{VS} für zwei verschiedene effektive Sammelflächen $A_{\text{eff}}^{\text{coll}}$.

In Abb. 5.11 a sind die Verläufe der externen, sowie der internen Quanteneffizienz für verschiedene Skalierungsfaktoren dargestellt. Es ist leicht erkennbar, dass $A_{\text{eff}}^{\text{SF}}$ größer als 87,1% sein muss, da bei diesem Faktor die IQE größer als eins wird. Skaliert man das Maximum der IQE auf eins, so lässt sich sagen, dass $A_{\text{eff}}^{\text{SF}}$ mindestens 90% beträgt. Dieser Wert stimmt in etwa auch mit der Abschätzung der aktiven Zellfläche unter Berücksichtigung des Majoritätenkontakts mit der in Abb. 5.9 dargestellten LBIC-Aufnahme überein.

Wie bereits erwähnt, ist es bei den hier diskutierten Solarzellen schwierig, zu unterscheiden, ob eine nicht ausreichende Diffusionslänge, oder eine hohe Rekombinationsgeschwindigkeit an der Grenzfläche zum Superstrat die Stromsammlung der Solarzelle limitiert. Insbesondere, da auch die optischen Messungen, mit deren Hilfe das optische Modell in der Simulation kalibriert wird, fehlerbehaftet sind. Unbekannte parasitäre Absorption in der Solarzelle erhöht weiter die Messunsicherheit. Darum ist es nicht sinnvoll, eine exakte Modellierung der gemessenen EQE anzustreben. Dennoch können für beide Rekombinationspfade mit Hilfe der Simulation Grenzwerte angegeben werden. In Abb. 5.11 b sind Ausschnitte von simulierten EQE Kurven, sowohl für verschiedene Diffusionslängen L_{diff} bei konstanter Vorderseiten-Rekombinationsgeschwindigkeit der Minoritäten $S_{\rm p}^{\rm VS} = 1\,{\rm cm\,s^{-1}}$, als auch konstanter Diffusionslänge $L_{\rm diff} = 568 \,\mu {\rm m} \, (N_{\rm tr} = 10^{10} \,{\rm cm}^{-3}, \tau_{\rm SRH} = 1 \,{\rm ms})$ für verschiedene $S_{\rm p}^{\rm VS}$ gezeigt. Zum Vergleich sind auch die gemessene EQE Kurve der BC-SHJ Solarzelle, sowie die auf 93,5 % skalierte EQE enthalten. Betrachtet man die gemessene EQE als untere Grenze, so lässt sich sagen, dass die Diffusionslänge mindestens $19\,\mu\mathrm{m}$ (N_{tr} = $10^{13} \,\mathrm{cm}^{-3}, \tau_{\mathrm{SRH}} = 1 \,\mathrm{\mu s}$) beträgt und $S_{\mathrm{p}}^{\mathrm{VS}}$ nicht größer als 500 cm s⁻¹ ist. Bei Annahme einer effektiven Sammelfläche von 93,5 % ergeben sich 27 µm $(N_{\rm tr} = 5 \cdot 10^{12} \,{\rm cm}^{-3}, \tau_{\rm SRH} = 2 \,{\rm \mu s})$ und $200 \,\mathrm{cm}\,\mathrm{s}^{-1}$ als Grenzwerte.

5.2.4 Rückkontakt-Solarzelle mit interdigitierenden Silizium-Heterokontakten

Nach dem in Abschnitt 3.1.2 beschriebenen Herstellungsprozess wurden erstmalig IBC-SHJ^{TF 28} Solarzellen auf n-dotierten Silizium-Dünnschichtabsorbern hergestellt. Gegenüber dem Herstellungsprozess, der bei den waferbasierten IBC-SHJ Solarzellen aus Abschnitt 4.2.2 angewendet wurde, wird während des IBC-SHJ^{TF} Prozesses keine zusätzliche Schicht benötigt, um die bereits strukturierte *a*-Si:H Schicht zu schützen. Stattdessen basiert der Prozess auf der reduzierten Ätzrate alkalischer Lösungen gegenüber stark Bor-dotiertem Silizium [120]. Die resultierende Struktur ist schematisch in Abb. 5.12 dargestellt.



Abbildung 5.12: Schematischer Aufbau des IBC-SHJ^{TF} Kontaktsystems.

Die Hellkennlinie der besten IBC-SHJ^{TF} Solarzelle ist in Abb. 5.13 a dargestellt. Die Hellkennlinienparameter sind in der Abbildung ebenfalls enthalten, sowie als Referenz die Kennlinie der besten BC-SHJ Solarzelle, welche in Abschnitt 5.2.3 vorgestellt worden ist.

Gegenüber der BC-SHJ ist vor allem die Kurzschlussstromdichte um fast $4\,\mathrm{mA\,cm^{-2}}$ reduziert. Aus den in Abb. 5.13b dargestellten Kurven für die Quanteneffizienz und die Reflexion lässt sich erkennen, dass die IBC-SHJ^{TF} Solarzelle im Wellenlängenbereich von 300 nm bis 500 nm zwar eine geringere Reflexion als die Referenz aufweist, für größere Wellenlängen jedoch bis zu 20 % absolut darüber liegt. Dadurch liegt die reflektierte Stromdichte im Bereich von $300 \,\mathrm{nm}$ bis $500 \,\mathrm{nm}$ etwa $0.4 \,\mathrm{mA} \,\mathrm{cm}^{-2}$ unter der Referenz, im Bereich von 500 nm bis 1100 nm jedoch knapp $3 \,\mathrm{mA}\,\mathrm{cm}^{-2}$ darüber, wodurch sich in der Summe ein gegenüber der Referenz um $2.6 \,\mathrm{mA}\,\mathrm{cm}^{-2}$ erhöhter Stromdichteverlust aufgrund von Reflexion ergibt. Der restliche Beitrag zu den knapp $4\,\mathrm{mA\,cm^{-2}}$ Differenz ist durch eine erhöhte Rekombination bedingt, wie sich anhand der gegenüber der Referenz global leicht reduzierten IQE der IBC-SHJ^{TF} Solarzelle erkennen lässt. Für Wellenlängen größer 850 nm wird die Reflexion zunehmend durch Reemission aus dem Siliziumabsorber bestimmt (vgl. Anhang E.1). Anders als bei der BC-SHJ Solarzelle wird bei der IBC-SHJ^{TF} Solarzelle das Licht an der Rückseite nicht diffus gestreut. Die erhöhte Reflexion der IBC-SHJ^{TF} Solarzelle für lange Wellenlängen ist somit aller Wahrscheinlichkeit nach der spekularen Reflexion an der Rückseite der Solarzelle zuzuordnen. Die erhöhte Reflexion zwischen 300 nm und 500 nm lässt sich durch eine reduzierte Schichtdicke der $\mathrm{SiN}_{\mathrm{x}}$ Zwischenschicht erklären. Die $\mathrm{SiN}_{\mathrm{x}}$

²⁸ Aufgrund der Auslegung für Dünnschicht (engl.: thin-film) Absorber und vor allem zur Unterscheidung gegenüber dem in Abschnitt 4.2.2 behandelten IBC-SHJ Kontaktsystem für waferbasierte Solarzellen wurde der Zusatz TF eingeführt.



Abbildung 5.13: a): j(U)-Kennlinie der besten IBC-SHJ^{TF} Solarzelle des ersten Durchlaufs im Vergleich mit der besten BC-SHJ Solarzelle aus Abschnitt 5.2.3. Gestrichelt: Suns V_{OC} -Kennlinie. b): Externe und interne Quanteneffizienz der Solarzelle, sowie die gemessene Reflexion (beide ohne ARF). Die IQE wurde unter Berücksichtigung der gemessenen Reflexion und separat bestimmten Absorption im Glas-Superstrat berechnet.

Schicht wird nach der SiO_x Schicht auf $10 \text{ cm} \times 10 \text{ cm}$ große Glasproben abgeschieden, welche erst nach der Silizium-Deposition in kleinere $5 \text{ cm} \times 5 \text{ cm}$ Proben zerteilt werden. Zu den Rändern der $10 \text{ cm} \times 10 \text{ cm}$ große Glasproben hin nimmt die Schichtdicke relativ stark ab. Mithilfe optischer Modellierung nach [121] wurde ermittelt, dass die SiN_x Schicht am Ort der vermessenen Solarzelle etwa 20 nm zu dünn ist. Die Ursache für die erhöhte Rekombination lässt sich nicht eindeutig feststellen. Die Dotierstoffkonzentration des Absorbers beträgt wie bei der Referenz etwa $4 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$, eine Reduzierung der Diffusionslänge aufgrund reduzierter Mobilitäten bei höherer Dotierstoffkonzentration ist also nicht gegeben. Welche Prozessvariation für die Verringerung der effektiven Diffusionslänge verantwortlich ist, lässt sich nicht abschließend beantworten.

Die Leerlaufspannungen beider Solarzellen sind im Rahmen der Messunsicherheit gleich, die Füllfaktoren ebenso. Dennoch ergeben sich in Bezug auf den Füllfaktor leichte Unterschiede zwischen den Solarzellen. Wie sich anhand der geringeren Steigung im Spannungsbereich oberhalb der $V_{\rm OC}$ erkennen lässt, ist die Kennlinie der IBC-SHJ^{TF} Solarzelle mit einer stärker ausgeprägten Transportbarriere behaftet. Diese Barriere ist zudem leicht nicht-linear. Überdies leidet die Solarzelle weniger stark unter dem Einfluss eines verteilten Serienwiderstandes (erkennbar an der kleineren Differenz zwischen Hellkennlinie und Suns- $V_{\rm OC}$ Kurve bei z.B. 400 mV). Für die Ermittlung der Ursache der Transportbarriere sollen zunächst die ohmschen Serienwiderstandsbeiträge analog dem Vorgehen der bisher vorgestellten Solarzellen untersucht werden. Die Beiträge teilen sich auf in:

- Transport im Siliziumabsorber $(0,15 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2 \,\mathrm{bei} \,R_{\Box}^{\mathrm{Si}} = 500 \,\Omega),$
- Transport in den Kontaktfingern des Majoritätenkontakts $(0,216\,\Omega\,\mathrm{cm}^2)$,
- Transport in den Busbars bei Abgriff in der Mitte (je $0,032 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2$.

Der Transportwiderstand in den Kontaktfingern des Minoritätenkontakts ist vernachlässigbar. Die Summe der oben aufgelisteten Beiträge beträgt $0.43\,\Omega\,\mathrm{cm}^2$ und erklärt damit nicht den hohen Serienwiderstand der IBC-SHJ^{TF} Solarzelle. Der Kontaktwiderstand zum Zeitpunkt der Hellkennlinienmessung lässt sich nicht mehr ermitteln, da die Solarzelle nach der Messung einer fünfminütigen Temperaturbehandlung bei 150 °C ausgesetzt wurde. Diese führte aufgrund der Interaktion von Al mit a-Si:H [72,73] zu einer starken Verringerung des Parallelwiderstandes. Des Weiteren wurde auch die oben erwähnte Transportbarriere reduziert, insbesondere hat sie ihren nicht-linearen Charakter verloren. Aus der Steigung der Hellkennlinie nach der Temperaturbehandlung (nicht gezeigt) für Spannungen größer als die $V_{\rm OC}$ ergibt sich jedoch immer noch ein Serienwiderstand von etwa $4\,\Omega\,{\rm cm}^2$. Dabei ist anzunehmen, dass die Temperaturbehandlung auch den spezifischen Kontaktwiderstand des Majoritätenkontakts reduziert hat. Die Auswertung der TLM-Strukturen nach der Temperaturbehandlung ergab einen spezifischen Kontaktwiderstand von $12.5 \,\mathrm{m\Omega \, cm^2}$, was bei einem Flächenanteil des Majoritätenkontakts von etwa 5,6 % einen Serienwiderstandsbeitrag von $0.22 \,\Omega \,\mathrm{cm}^2$ bewirkt. Mit Berücksichtigung dieses Beitrags lässt sich der hohe Serienwiderstand immer noch nicht erklären. Eine eindeutige Klärung der Ursache des hohen Serienwiderstandes der Solarzelle ist damit im Rahmen dieser Arbeit nicht mehr möglich.

In Zukunft gilt es, das IBC-SHJ^{TF} Kontaktsystem weiter zu entwickeln, vor allem im Hinblick auf die Lichteinkopplung in die Solarzelle. Es liegt nahe, die Siliziumoberfläche zu texturieren, um so, zusammen mit einem TCO/Metall Rückreflektor eine effizientere Lichteinfangstruktur zu erreichen. Außerdem würde auf diese Weise die Oberfläche des Siliziumabsorbers vergrößert, was zu einer Verringerung der Serienwiderstandsbeiträge der a-Si:H Kontakte führen sollte.

5.2.5 Stabilität

Zur Untersuchung der Stabilität der in Abschnitt 5.2.3 vorgestellten BC-SHJ Dünnschichtsolarzelle wurde sie einem sogenannten Lichtalterungs-Prozess unterzogen. Die Probe wird dabei unkontaktiert mit einem AM1.5g ähnlichen Spektrum mit einer Intensität von etwa 100 mW cm^{-2} bestrahlt und auf etwa 60 °C temperiert. Jeweils nach etwa 24 und 96 Stunden wurde die Hellkennlinie der Solarzelle aufgenommen. In Abb. 5.14 sind die Hellkennlinienparameter über die Zeit der Bestrahlungsdauer aufgetragen. Die gemessene Effizienz der Solarzelle erhöht sich leicht von 11,2% auf 11,5% über den Zeitraum von 96 Stunden. Dies liegt hauptsächlich an der Erhöhung des Füllfaktors von 64,8% auf 66,2%. Der *pFF* steigt durch die Lichtalterung von 75,8% auf 77,0% und ist damit hauptsächlich für den erhöhten *FF* verantwortlich. Die $V_{\rm OC}$ sinkt um 3 mV, dies liegt jedoch im Rahmen der Messungenauigkeit, da die Solarzelle während der Messung nicht gekühlt wurde.

Von Dore *et al.* wurde eine kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzelle vorgestellt, welche ebenfalls auf einem flüssigphasenkristallisierten Absorber basiert und einen initialen Wirkungsgrad von 11,0% aufweist [15]. Der Wirkungsgrad ist jedoch nicht stabil und degradiert



Abbildung 5.14: j(U)-Parameter der besten BC-SHJ Solarzelle während eines Lichtalterungsprozesses bei AM1.5g-ähnlichen Bestrahlung und 60 °C. Die Werte wurden mit diffusem Rückreflektor (DRR) und DRR und Antifreflexionsfolie (ARF) aufgenommen.

nach zwei Tagen auf 7,2 %, hauptsächlich durch eine Degradation von $V_{\rm OC}$ und *FF*. Durch eine Temperaturbehandlung für eine Stunde bei 150 °C lässt sich der initiale Wirkungsgrad wieder herstellen, beziehungsweise durch die wiederholte Durchführung der Temperaturbehandlung auf bis zu 11,7 % steigern. Nach viermaliger Wiederholung des Heizschrittes liegt der stabilisierte Wirkungsgrad der Solarzelle bei 10 %.

Damit ist der Wirkungsgrad der in Abschnitt 5.2.3 vorgestellten Solarzelle mit 11,5% der weltweit höchste (stabile) Wirkungsgrad für eine kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzelle auf Glas.

5.3 Zusammenfassung des Kapitels

In diesem Kapitel wurden Ergebnisse von Solarzellen vorgestellt, welche mit im Rahmen dieser Arbeit entwickelten und optimierten Kontaktsystemen hergestellt worden sind. Als Basis dienten vornehmlich elektronenstrahlkristallisierte Siliziumabsorber auf Glas. Die Deposition einer SiO_x Deckschicht auf den unkristallisierten Siliziumabsorber ermöglicht die Flüssigphasenkristallisation auf einer SiO_x Schicht im Vakuum.

Auf einem p-dotierten Silizium absorber auf einer SiO_x Zwischenschicht auf Glas konnte damit ein Wirkungsgrad von 7,8 % erreicht werden.

Auf n-dotierten Siliziumabsorbern, welche auf einem SiO_x/SiN_x/SiO_x Schichtstapel kristallisiert wurden, konnten Solarzellen mit offenen Klemmenspannungen im Bereich von 630 mV bis 650 mV sowie einem stabilen Wirkungsgrad von 11,5 % hergestellt werden. Dies sind die bisher höchsten publizierten Werte für eine kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzelle, deren Absorber direkt auf Glas hergestellt wurde.

6 Diskussion der Potentiale kristalliner Silizium-Dünnschichtsolarzellen

In diesem Kapitel werden hauptsächlich die Ergebnisse der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Experimente zu Silizium-Dünnschichtsolarzellen diskutiert. Die Ergebnisse zu waferbasierten Rückkontaktsolarzellen wurden bereits in Abschnitt 4.3 diskutiert.

Die in Kapitel 5 vorgestellten Ergebnisse dokumentieren den Fortschritt der im Rahmen dieser Arbeit unternommenen Schritte hin zu hocheffizienten Silizium-Dünnschichtsolarzellen auf Glas. Dies ist in Abb. 6.1 anhand des Verlaufs der Leerlaufspannung der Silizium-Dünnschichtsolarzellen über die letzten anderthalb Jahre gut zu erkennen. Gekennzeichnet sind die wesentlichen Technologiesprünge, die zu den jeweiligen Anstiegen der $V_{\rm OC}$ der Solarzellen geführt haben. Durch die Einführung des FrontERA Kontaktsystems konnte die $V_{\rm OC}$ bei einem im Wesentlichen unveränderten Aufbau des Silizium-Absorbers auf Glas von 545 mV auf 582 mV (vergleiche die im Umfeld der Arbeit entstandene Publikation des Autors [100]) gesteigert werden. Die numerische Simulation der externen Quanteneffizienz deutet darauf hin, dass an der Si/SiC_x Grenzfläche eine hohe Rekombinationsgeschwindigkeit vorherrscht ($S \approx 10^6 \,\mathrm{cm \, s^{-1}}$, vgl. Anhang E.2). Die Einführung einer auf den unkristallisierten Silizium-Absorber deponierten SiO_x Deckschicht ermöglicht die Kristallisation des Absorbers mittels Elektronenstrahl auf einer SiO_x Schicht [68]. Die dadurch erzeugte Si/SiO₂ Grenzfläche ermöglicht die Passivierung von Grenzflächendefekten mit Hilfe einer Wasserstoffplasmabehandlung, was bei der Si/SiC_x Grenzfläche nicht möglich ist [68], und damit die Reduzierung der Oberflächenrekombinationsgeschwindigkeit um etwa anderthalb



Abbildung 6.1: Verlauf des Fortschrittes der Leerlaufspannung $V_{\rm OC}$ von kristallinen Silizium-Dünnschichtsolarzellen im Laufe der vorliegenden Arbeit.

Größenordnungen auf Werte im Bereich von einigen $10^4 \,\mathrm{cm \, s^{-1}}$. Eine $V_{\rm OC}$ über 600 mV wurde ebenfalls erstmals auf einem Absorber auf SiO_x erreicht. Die Akzeptorkonzentration betrug hierbei $4 \cdot 10^{17} \,\mathrm{cm^{-3}}$. Eine abermals um etwa 40 mV erhöhte $V_{\rm OC}$ konnte durch den Wechsel des Dotiertyps zu n-dotierten Absorbern erreicht werden. Hierbei ist jedoch zu beachten, dass der Wert von 643 mV bei einer sehr hohen Donatorkonzentration von $7 \cdot 10^{18} \,\mathrm{cm^{-3}}$ erreicht wurde. Gleichwohl ist festzuhalten, dass auch für die geringere Dotierstoffkonzentration von $4 \cdot 10^{17} \,\mathrm{cm^{-3}}$ die mittlere $V_{\rm OC}$ bei 617 mV und damit 11 mV über der höchsten bei dieser Dotierstoffkonzentration erreichten $V_{\rm OC}$ von Solarzellen auf p-dotiertem Silizium-Absorber liegt. Eine weitere Steigerung der $V_{\rm OC}$ konnte wiederum mit dem Wechsel auf einen anderen Barrieretyp erreicht werden. Die Einführung eines ONO Schichtstapels ermöglichte eine $V_{\rm OC}$ von 656 mV bei einer Donatorkonzentration von $1,7 \cdot 10^{18} \,\mathrm{cm^{-3}}$. Bei einer Donatorkonzentration von $4 \cdot 10^{17} \,\mathrm{cm^{-3}}$ liegt die mittlere $V_{\rm OC}$ auf ONO bei 633 mV.

6.1 Absorberdotierung: n-Typ vs. p-Typ

In Abb. 6.2 sind die $V_{\rm OC}$ Werte für n- und p-dotierte Teststrukturen dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Teststrukturen auf n-dotierten Absorbern eine etwa 40-90 mV höhere $V_{\rm OC}$ aufweisen als die Teststrukturen auf p-dotierten Absorbern bei gleicher Dotierkonzentration. Die Solarzellen auf ONO Barriere weisen wiederum eine etwa 15-20 mV höhere $V_{\rm OC}$ auf.

Sowohl die Wahl von n-dotiertem Material als auch die Verwendung eines ONO^1 Zwischenschichtstapels haben demnach einen positiven Einfluss auf die V_{OC} . Durch den n-dotierten Siliziumabsorber ist es möglich, bei relativ hoher Dotierung, geringere Rekombinationsge-

 1 Zur Erinnerung: 200 nm SiO_x als Diffusionsbarriere gegen Verunreinigungen aus dem Glassubstrat / 70 nm SiN_x hauptsächlich als ARC / 20 nm SiO_x als Kontaktschicht zum Silizium.



Abbildung 6.2: $V_{\rm OC}$ Werte für Teststrukturen auf n- und p-dotierten Absorbern auf unterschiedlichen Zwischenschichten zum Glassubstrat.

schwindigkeiten an der Si/SiO₂ Grenzfläche zu erreichen als bei p-dotiertem Material. Die SiN_x Schicht innerhalb des ONO Zwischenschichtstapels könnte durch zwei verschiedene Mechanismen zu einer Erhöhung der $V_{\rm OC}$ beitragen. Einerseits wirkt SiN_x ebenfalls als Diffusionsbarriere [122], andererseits könnte es durch die in der SiN_x Schicht enthaltenen Ladung zu einer weiteren Reduzierung der effektiven Rekombinationsgeschwindigkeit an der vergrabenen Grenzfläche kommen. Insbesondere stöchiometrische Siliziumnitrid-Schichten besitzen eine hohe Ladungsdichte [89]. Die hier genutzten, mittels reaktiver Kathodenzerstäubung von einem Si-Target unter Zugabe von Stickstoff hergestellten SiN_x Schichten sind ebenfalls nahezu stöchiometrisch.

Die hohen Leerlaufspannungen und auch die interne Quanteneffizienz mit einem Maximum bei 90 % (vgl. Abb. 5.8) unterstreichen die hohe Qualität des Absorbermaterials. Auch die in Abschnitt 5.2.3 durchgeführten numerischen Simulationen weisen auf eine hohe Güte sowohl des Absorbers als auch der vergrabenen Grenzfläche hin. Eine wesentliche Limitierung des aktuellen Zelldesigns ist der mit 66,2 % vergleichsweise geringe Füllfaktor der in dieser Arbeit vorgestellten Dünnschichtsolarzellen auf n-dotiertem Siliziumabsorber. Dies wird insbesondere deutlich, da die auf p-dotiertem Absorbern hergestellten Solarzellen mit bis zu 73,5 % deutlich höhere Füllfaktoren aufweisen. Der geringe Füllfaktor ist in erster Linie einem hohen Kontaktwiderstand (70 m Ω cm²) des Ti/Si Majoritätenkontakts geschuldet, der deutlich höher ist, als der Kontaktwiderstand des Al/Si-Kontakts für p-dotierte Absorber (19,3 m Ω cm²). Generell werden die in der Literatur angegebenen Werte von 0,2 m Ω cm² [115] erst nach der Titansilizidbildung durch eine Temperaturbehandlung bei mindestens 700 °C erreicht [116]. Diese Temperaturbehandlung ist jedoch nicht anwendbar, da hierdurch die amorphen Siliziumschichten kristallisiert würden.

6.2 Neues Kontaktsystem für Rückkontakt-Solarzellen mit interdigitierenden Silizium-Heterokontakten

Die in Abschnitt 5.2.4 vorgestellte IBC-SHJ^{TF} Solarzelle stellt einen ersten Schritt zur Überwindung dieser Problematik dar, da hier anstelle eines reinen Metallkontakts auch der Majoritätenkontakt über einen Heterokontakt realisiert ist. Zwar bringt ein Heterokontakt nicht zwangsläufig einen geringen spezifischen Kontaktwiderstand mit sich - tatsächlich ist seine Realisierung sogar verhältnismäßig schwierig [123] - dennoch bietet das IBC-SHJ^{TF} Kontaktsystem mehr Freiheiten, was den Einsatz verschiedener Kontaktschichten angeht. Außerdem ist der Majoritätenkontakt hier durch den Einsatz der *a*-Si:H Schichten passiviert. Damit könnte, eine ausreichend hohe Diffusionslänge innerhalb des Absorbers vorausgesetzt, der Anteil des Minoritätenkontakts zugunsten eines größeren Anteils des Majoritätenkontakts reduziert werden.

6.3 Perspektiven für Wirkungsgrade über 15 %

Um mit den hier diskutierten Silizium-Dünnschichtsolarzellen Wirkungsgrade über 15%zu erreichen, ist neben dem Erreichen von hohen Füllfaktoren vor allem auch die Implementierung von effektiven Lichteinfangstrukturen nötig. In Abb. 6.3 ist links eine Abschätzung der absorbierten Photostromdichte für einen planaren Siliziumabsorber (10 µm) bei verschiedenen Lichtwegverlängerungs-Faktoren von zwei bis 50 dargestellt. Auf der Lichteinfallseite wurde die Reflexion an einem planaren Schichtstapel aus Glas/SiN_x/SiO₂/Si berücksichtigt. Das verwendete Reflexionsspektrum wurde mit OPAL 2 [110] berechnet². Die Kurven für die Transmission wurden mit AFORS-HET berechnet, die Modellierung entspricht dem in Abschnitt 3.2.1 beschriebenen Verfahren, mit der zusätzlichen Annahme der externen Reflexion. Die durch Reflexion verlorene Stromdichte beträgt $4.6 \,\mathrm{mA}\,\mathrm{cm}^{-2}$, absorbiert werden je nach Lichtwegverlängerungsfaktor 28,4 mA cm⁻² (n = 2) bis 36,2 mA cm⁻² (n = 50). Es ist leicht erkennbar, dass das Erreichen von Photostromdichten deutlich über $30 \,\mathrm{mA}\,\mathrm{cm}^{-2}$ bei der Verwendung eines 10 µm Siliziumabsorbers große Herausforderungen an die Lichteinfangstrukturen der Solarzelle stellt. Die aus dem gemessenen Reflexionsspektrum der Dünnschicht BC-SHJ Solarzelle berechnete 1-R Kurve liegt zwischen 300 nm und 700 nm unter der simulierten 1-R-T Kurve. Dies liegt daran, dass in der Simulation die SiO₂ Schicht zwischen der SiN_x Antireflexionsschicht und dem Siliziumabsorber nur 10 nm beträgt, während sie bei der realen Solarzelle etwa 20 nm dick ist. Die Differenz der beiden Kurven zwischen $300 \,\mathrm{nm}$ und $700 \,\mathrm{nm}$ entspricht einer Stromdichte von etwa $0.6 \,\mathrm{mA} \,\mathrm{cm}^{-2}$.

Der Optimierungsbedarf liegt folglich hauptsächlich bei Wellenlängen zwischen 700 nm und 1000 nm. Dabei sind die Verluste, wie in Abschnitt 5.2.3 bereits diskutiert, zu einem Großteil parasitärer Absorption im diffusen Rückreflektor und im Titan zuzuordnen und weniger der Reemission aus dem Siliziumabsorber. Die simulierten 1-R-T Kurven sind für Wellenlängen nahe der Bandlücke wesentlich steiler, weil hier keine parasitäre Absorption stattfindet.

Unter der Annahme einer wellenlängenunabhängigen internen Quanteneffizienz von 90% bei maximal möglichem Lichtwegverlängerungsfaktor n = 50 ($j_{\rm SC} = 32,6$ mA cm⁻²), einem Füllfaktor von 75% und einer $V_{\rm OC}$ von 630 mV ließe sich eine Effizienz von 15,4% erreichen. Für deutlich höhere Wirkungsgrade sind weitere Maßnahmen zur Erhöhung der Lichtabsorption notwendig, wie zum Beispiel die Verringerung von Reflexionsverlusten durch eine Strukturierung der Superstrat/Silizium Grenzfläche, wie sie in parallel am HZB laufenden Doktorarbeiten untersucht wird³. Ließe sich die Reflexion auf die eines mit Zufallspyramiden texturierten Siliziumwafers mit ARC reduzieren ($j_{\rm Refl} = 1,3$ mA cm⁻², vgl. Abschnitt 4.2.2 S. 53) und damit bei n = 50 eine $j_{\rm Ph}$ von 39,2 mA cm⁻² erreichen, so läge die Effizienz bei sonst gleichen Annahmen wie oben bei 16,7%. Für eine weitere Steigerung ist ein verbesserter

 $^{^2}$ v2.5.3, Superstrat: Glas (Schott BG33), Film 1: 60 nm PECVD SiN_x [111], Film 2: 10 nm thermisches SiO₂ [112], Substrat: kristallines Silizium [113].

³ V. Preidel, G. Köppel



Abbildung 6.3: a): Abschätzung der absorbierten Photostromdichte $j_{\rm Ph}$ eines 10 µm dicken Siliziumabsorbers bei verschiedenen Lichtwegverlängerunsfaktoren und mit berechneter Reflexion eines planaren ONO Schichtstapels auf Glas. b): zum Vergleich die externe Quanteneffizienz der besten BC-SHJ Dünnschichtsolarzelle mit DRR und der IBC-SHJ Solarzelle, sowie die Kurven 1 - R der beiden Solarzellen.

Füllfaktor ebenso nötig, wie eine Erhöhung der internen Quanteneffizienz. Für letzteres gilt es insbesondere, die Homogenität des Absorbers in Bezug auf die Stromsammlung zu erhöhen. In Abschnitt 5.2.3 wurde anhand einer LBIC-Aufnahme gezeigt, dass es Bereiche innerhalb der besten Dünnschicht BC-SHJ Solarzelle gibt, in denen die Stromsammlung stark eingeschränkt ist. Diese Bereiche mit erhöhter Defektdichte entstehen wahrscheinlich aufgrund des Abbaus von Spannungen zwischen den Glassubstrat und der Siliziumschicht während der Kristallisation, oder beim anschließenden Abkühlen und lassen sich möglicherweise durch eine Variation der Zwischenschichten oder alternativer Substrattemperaturen während und nach der Kristallisation vermeiden.

Davon unabhängig stellt der Herstellungsprozess für die IBC-SHJ^{TF} Solarzellen (vgl. Abschnitt 3.1.2, S. 36) eine vielversprechende Alternative zu dem in dieser Arbeit verwendeten Herstellungsprozess für waferbasierte IBC-SHJ Solarzellen dar (vgl. Abschnitt 3.1.1), da er keine Opferschichten zur Strukturierung der *a*-Si:H Schichten benötigt. Auch im Hinblick auf eine weitere Optimierung des IBC-SHJ^{TF} Herstellungsprozesses selbst sollten zukünftig mit dem Prozess auch waferbasierte IBC-SHJ Solarzellen hergestellt werden.

In Tabelle 6.1 sind Zellergebnisse verschiedener Gruppen auf dem Gebiet der kristallinen Siliziumsolarzellen auf Glas dargestellt. Zusammen mit den über die Absorberdicke aufgetragenen $V_{\rm OC}$ Werten für unterschiedliche siliziumbasierte Solarzellentypen in Abb. 6.4 illustrieren sie die neuen Perspektiven für kristalliner Silizium-Dünnschichtsolarzellen auf Glas.

Gruppe	Absorber	$V_{\rm OC}$	$j_{ m SC}$	FF	η	Jahr d.	Quelle
		(mV)	$(\mathrm{mAcm^{-2}})$	(%)	(%)	Veröff.	
CSG Solar	p-typ (SPC)	492	29.5	72.1	10.4	2007	[6]
0.0 0. 10 0.00	$\mathbf{F} = \mathbf{F} + $		_0,0	• = , =	_ = ; -		[•]
TUHH/HZB	p-typ (e-LPC)	545	11,8	74,1	4,7	2010	[13]
Sanyo Corp.	n-typ (SPC)	553	25,0	66,4	9,2	1996	[8]
UNSW	p-typ (l-LPC)	557	24,2	$62,\!3$	8,4	2012	[14]
HZB	p-typ (e-LPC)	577	$18,\!4$	$73,\!5$	7,8	diese	Arbeit
HZB	p-typ (e-LPC)	582	$13,\!2$	$53,\!1$	4,3	2013	[100]*
UNSW	p-typ (l-LPC)	585	$27,\!6$	$72,\!4$	11,7	2013	[15]
HZB	n-typ (e-LPC)	629	$27,\!5$	66,2	$11,\!5$	diese	Arbeit

Tabelle 6.1: Übersicht über Zellergebnisse verschiedener Gruppen auf dem Gebiet der kristallinen Siliziumsolarzellen auf Glas. Die im Rahmen dieser Arbeit entstandenen Ergebnisse sind fett gedruckt. Die Ergebnisse sind sortiert nach aufsteigender $V_{\rm OC}$. * Publikation des Autors im Umfeld dieser Arbeit.



Abbildung 6.4: Leerlaufspannungen verschiedener Siliziumsolarzellen aufgetragen über die Korngröße oder die Absorberdicke, falls Korngröße > Absorberdicke. Die Datenpunkte für Dünnschichtzellen auf Glas sind rot oder blau, für waferbasierte Solarzellen schwarz. Der mir "diese Arbeit" markierte Bereich beinhaltet $V_{\rm OC}$ -Werte von Dünnschichtsolarzellen, die in den Abschnitten 3.1.2 und 5.2 beschrieben werden. Nachfolgend werden die gezeigten Daten mit einem Schlagwort beschrieben und der erreichte Wirkungsgrad genannt: van den Donker *et al.* und Hänni *et al.*: mikrokristalline Absorber (pin) 10,7% [124,125], Keevers *et al.*: Wirkungsgrad-Rekord SPC 10,4% [6], Matsuyama *et al.*: $V_{\rm OC}$ -Rekord SPC 9,2% [8], van Gestel *et al.*: AIC 8,5% [5], Dore *et al.*: laserinduzierte LPC 11,7% [15], Amkreutz *et al.*: elektronenstrahlinduzierte LPC [68], Peter *et al.*: standard multikristalline Waferzelle 16% [126], Schmich *et al.*: multikristalline PERC Zelle 18,5% [127], Schultz *et al.*: Wirkungsgrad-Rekord multikristalline Waferzelle 20,3% [128], Moslehi *et al.*: monokristalline Dünnschicht (Transfer) 20,1% [11], Cousins *et al.*: SunPower IBC 24,2% [94], Taguchi *et al.*: $V_{\rm OC}$ -Rekord *c*-Si, Sanyo/Panasonic HIT, 24,7% [31], Masuko *et al.*: Wirkungsgrad-Rekord *c*-Si (IBC-SHJ), 25,6% [28]. Der schraffierte Bereich markiert die Daten bei denen die Korngröße die Dicke des Absorbers übersteigt.

7 Zusammenfassung

Diese Arbeit beschreibt Teilschritte auf dem Weg zu hocheffizienten kristallinen Silizium-Dünnschichtsolarzellen auf Glas unter der Verwendung von Silizium-Heterokontakten. Dabei wurden zunächst Kontaktsysteme auf kristallinen Siliziumwafern als Modellstruktur entwickelt und optimiert und anschließend die Erfahrungen für die Entwicklung von ähnlichen Kontaktsystemen für neuartige flüssigphasenkristallisierte Silizium-Dünnschichtsolarzellen genutzt. Die Charakterisierung und Simulation dieser Dünnschichtsolarzellen bildete die Voraussetzung um den Herstellungsprozess und die Eigenschaften der kristallinen Absorberschichten und der vergrabenen Siliziumgrenzfläche auf der Glas zugewandten Seite zu verstehen und zu verbessern.

Den Ausgangspunkt bildeten zunächst bestehende Prozesse zur Herstellung von waferbasierten Rückkontakt-Solarzellen mit Silizium-Heterokontakten, welche optimiert und auf eine potentielle Vereinfachung hin untersucht wurden. Unter Verwendung eines Kontaktsystems mit punktförmigen Majoritäten-Kontakten konnte durch die Einführung einer Silber-Pufferschicht als direkte Kontaktschicht zum a-Si:H(n) Minoritätenkontakt auf einem p-dotierten Siliziumwafer eine Solarzelle mit einem Wirkungsgrad von 17,1 % gezeigt werden. Die Effizienz dieser Solarzelle ist hauptsächlich durch einen geringen Füllfaktor limitiert, welcher auf einen nicht ausreichend entfernten a-Si:H Minoritäten-Kontakt von den zur Bildung des Majoritäten-Kontakts vorgesehenen Bereichen zurückzuführen ist.

Bei einem bereits vor dieser Arbeit vom Autor mitentwickelten Prozess zur Herstellung von interdigitierenden Silizium-Heterokontakt-Solarzellen (IBC-SHJ) ist der Bereich zwischen den entgegengesetzt dotierten *a*-Si:H Kontakten mit einem isolierenden SiO₂/SiN_x-Schichtstapel passiviert. Zur Vereinfachung des Herstellungsprozesses für IBC-SHJ Solarzellen wurde mittels zweidimensionalen numerischen Simulationen untersucht, ob für die Passivierung dieses Bereichs auch die *a*-Si:H Schichten verwendet werden können. Gemäß den Simulationen ist die Verwendung des *a*-Si:H Minoritäten-Kontakts aufgrund einer starken Reduzierung des Füllfaktors nicht sinnvoll, die Verwendung des *a*-Si:H Majoritäten-Kontakts jedoch möglich. Es wurden IBC-SHJ Solarzellen hergestellt, bei denen der Bereich zwischen den Kontakten mit dem *a*-Si:H Majoritäten-Kontakt passiviert ist und ein vom Fraunhofer ISE unabhängig bestätigter Wirkungsgrad von 19,4 % erreicht.

In dieser Arbeit durchgeführte eindimensionale numerische Simulationen einer Silizium-Heterokontaktsolarzelle mit rückseitigem pn-Übergang zeigen, dass für dünne Absorber ($\ll 100 \,\mu$ m) die optimale Dotierstoffkonzentration tendenziell höher liegt als für Absorber mit Schichtdicken im Bereich von 150 µm bis 300 µm, wie sie bei waferbasierten Solarzellen üblich sind. Außerdem sinkt bei dünneren Absorbern die Anforderung an die Vorderseitenpassivierung.

Die Herstellungsprozesse für Solarzellen basierend auf kristallinen Silizium-Dünnschichtabsorbern wurden im Rahmen dieser Arbeit entwickelt, erstmalig technologisch umgesetzt und optimiert. Die Etablierung von stabilen Prozessen zur Herstellung von Silizium-Dünnschichtsolarzellen ermöglichte auch die Charakterisierung und Weiterentwicklung des Absorbermaterials auf Glas. Erst durch die Deposition einer SiO_x Deckschicht auf den unkristallisierten Siliziumabsorber wird die Flüssigphasenkristallisation auf einer SiO_x Schicht im Vakuum mittels einer Elektronenstrahllinienquelle möglich. Dabei gelang es in der Arbeit zu zeigen, dass die Verwendung eines n-dotierten Siliziumabsorbers zusammen mit der Verwendung von SiO_x als direkte Kontaktschicht zum Absorber zu einer deutlichen Verbesserung der elektrischen Passivierung dieser vergrabenen Grenzfläche führt.

Auf einem p-dotierten Siliziumabsorber auf einer SiO_x Zwischenschicht auf Glas konnte mit dem in dieser Arbeit entwickelten FrontERA Kontaktsystem ein Wirkungsgrad von 7,8 % erreicht werden. Auf n-dotierten Siliziumabsorbern, welche auf einem $SiO_x/SiN_x/SiO_x$ Schichtstapel auf Glas kristallisiert wurden, konnten Solarzellen mit offenen Klemmenspannungen im Bereich von 630 mV bis 650 mV sowie einem stabilen Wirkungsgrad von 11,5 % erreicht werden. Damit gelang es erstmalig, Leerlaufspannungen von über 600 mV für kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzellen auf Glas zu demonstrieren.

Die nächsten Schritte auf dem Weg zu hocheffizienten kristallinen Silizium-Dünnschichtsolarzellen sind die Implementierung von bekannten, effektiven Lichteinfangstrukturen und die Optimierung der Kontaktsysteme für das Erreichen hoher Füllfaktoren. Kristalline Silizium-Dünnschichtsolarzellen auf Glas mit Wirkungsgraden von über 15 % sollten damit ermöglicht werden.

A Symbolverzeichnis

Symbol	Bedeutung	Einheit
χ	Elektronenaffinität	eV
D_{it}	Grenzflächenzustandsdichte	$\mathrm{c}m^{-2}$
D_{n}	Diffusionskonstante der Elektronen	cm^2/s
$\Delta E_{\rm C}$	Diskontinuität im Leitungsband	eV
$\Delta E_{\rm V}$	Diskontinuität im Valenzband	eV
Δn	Überschussladungsträgerdichte	${\rm cm}^{-3}$
E	Bestrahlungsstärke	${ m mWcm^{-2}}$
$E_{\rm C}$	Leitungsband	eV
E_{f}	Ferminiveau	eV
$E_{\rm g}$	Bandlücke	eV
$E_{\rm V}$	Valenzband	eV
η	Wirkungsgrad	
FF	Füllfaktor	
j	Stromdichte	${\rm mAcm^{-2}}$
$j_{ m abs}$	absorbierte Photostromdichte	${\rm mAcm^{-2}}$
$j_{ m MPP}$	Stromdichte im MPP der Hellkennlinie	${\rm mAcm^{-2}}$
$j_{ m Ph}$	Photostromdichte	${\rm mAcm^{-2}}$
$j_{ m SC}$	Kurzschlussstromdichte	${\rm mAcm^{-2}}$
$j_{ m SR}$	Kurzschlussstromdichte, ermittelt über die Integration über die spektrale Empfindlichkeit der Solarzelle	$\rm mAcm^{-2}$
k	Boltzmann-Konstante $(8,617343\cdot10^{-5})$	${\rm eV}{\rm K}^{-1}$
q	Elementarladung	As
R	elektrischer Widerstand	Ω
R_{C}	Kontaktwiderstand	Ω
$R_{\rm S}$	Serienwiderstand einer Solarzelle	Ω
$R_{\rm P}$	Parallelwiderstand einer Solarzelle	Ω
$ ho_{ m C}$	spezifischer Kontaktwiderstand	$\Omega { m cm}^2$
S _{VS}	vorderseitge Rekombinationsgeschwindigkeit der Minoritäts- ladungsträger	cm/s

A Symbolverzeichnis

Symbol	Bedeutung	Einheit
Т	Temperatur	К
$ au_{ ext{eff}}$	effektive Lebensdauer	μs
$U_{\rm MPP}$	Spannung im MPP der Hellkennlinie	mV
$U_{\rm ext}$	extern an eine Solarzelle angelegte Spannung	mV
$V_{\rm OC}$	Leerlaufspannung	mV
$V_{\rm OC}^{\rm implizit}$	implizite Leerlaufspannung	mV

B Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bedeutung
AIC	aluminium induzierte Kristallisation (engl.: Aluminium induced crystallisation
ALD	Atomlagenabscheidung (engl.: Atomic Layer Deposition)
ALILE	aluminium induzierter Schichtaustausch (engl.: Aluminium induced layer exchange)
ARC	Antireflexionsschicht (engl.: anti reflex coating)
a-Si:H(i)	undotiertes, hydrogenisiertes amorphes Silizium
a-Si:H(n)	n-dotiertes, hydrogenisiertes amorphes Silizium
a-Si:H(p)	p-dotiertes, hydrogenisiertes amorphes Silizium
AM1.5g	Air Mass 1.5 global, standard Sonnenspektrum ($\approx 48^\circ$ nördl. Breite)
BC-SHJ	Rückseitenkontaktierte Silizium-Heterosolarzelle (engl.: Back Contacted Silicon Heterojunction)
BSF	Back Surface Field
$c ext{-Si}$	monokristallines Silizium
DRR	diffuser Rückreflektor
e^-	negativ geladener Ladungsträger (Elektron)
MKG	Minoritätenkontaktgraben
e-LPC	elektronenstrahlinduzierte Flüssigphasenkristallisation
EQE	Externe Quanten Effifienz
FSF	Front Surface Field
h^+	positiv geladener Ladungsträger (Loch)
HF	Fluorwasserstoff (Flusssäure)
HIT	Heterojunction with Intrinsic Thin layer
HZB	Helmholtz-Zentrum Berlin
IBC-SHJ	interdigitated back contacts with Silicon Heterojunction
ITO	Indium-dotiertes Zinnoxid
IQE	Interne Quanten Effizienz
ISE	Fraunhofer Institut für solare Energiesysteme
l-LPC	laserinduzierte Flüssigphasenkristallisation

LPC Flüssigphasenkristallisation (engl.: liquid phase crystallisation)

Abkürzung	Bedeutung
MPP	Hellkennlinien-Arbeitspunkt der maximalen Leistung (engl.: Maxi- mum Power Point)
ONO	$Oxid-Nitrid-Oxid$ $(SiO_2/SiN_x/SiO_2)$
ORG	Oberflächenrekombinationsgeschwindigeit
PECVD	plasma enhanced chemical vapour deposition
PRECASH	Point Rear Contact Amorphous/crystalline Silicon Heterojunction
QSSPC	quasi-steady-state photoconductance
RCA	Radio Corporation of America
\mathbf{RS}	Rückseite(n)
SHJ	Silizium-Heteroübergang (engl.: silicon heterojunction)
SPC	Festphasenkristallisation (engl.: solid phase crystallisation)
STC	Standard Testbedingungen (engl.: standard test conditions), AM1.5g, $100\rm mW\rm cm^{-2},25\rm ^{o}C$
TCO	Transparent-leitfähiges Oxid (engl.: transparent conductive oxide)
TLM	Transfer-Längen Methode
TrPCD	Transiente Photoleitfähigkeitsmethode (engl.: Transient Photocon- ductance Decay)
VS	Vorderseite(n)
ZnO:Al	aluminiumdotiertes Zinkoxid

C Auslegung des FrontERA Kontaktsystems

Der Serienwiderstand einer Solarzelle resultiert aus dem verlustbehafteten Transport von elektrischer Ladung in den unterschiedlichen Bereichen der Solarzelle. Für die Auslegung des FrontERA Kontaktsystems wurden die Serienwiderstandsbeiträge der für den Serienwiderstand relevanten Bereiche für verschiedene Abstände der Gridfinger $a_{\rm F}$ berechnet. Für die Berechnung wurde im Wesentlichen auf die in [34, S. 121 ff] hergeleiteten Gleichungen zurückgegriffen. In [34] werden jedoch lediglich die absoluten Serienwiderstandsbeiträge in Ω cm² müssen die Gleichungen noch mit der jeweiligen Bezugsfläche multipliziert werden. Die Bezugsfläche ist in den folgenden Gleichungen durch runde Klammern hervorbehoben.

Für den Transportwiderstand in einem Siliziumabsorber mit der Schichtdicke w_{Si} und dem spezifischen elektrischen Widerstand ρ_{Si} ergibt sich damit

$$R_{\rm T}^{\rm Si} = \frac{1}{6} \rho_{\rm Si} \frac{a_{\rm F}}{w_{\rm Si} \ l_{\rm F}} \cdot \left(\frac{a_{\rm F}}{2} l_{\rm F}\right) = \frac{1}{12} a_{\rm F}^2 \frac{\rho_{\rm Si}}{w_{\rm Si}}.$$
 (C.1)

 $R_{\rm T}^{\rm Si}$ besitzt also eine quadratische Abhängigkeit vom Gridfingerabstand $a_{\rm F}$ und ist unabhängig von der Länge eines Kontaktfingers $l_{\rm F}$. Gleiches gilt für den Serienwiderstandsbeitrag durch Transport im TCO, welcher sich mit dem Schichtwiderstand des TCOs $R_{\Box}^{\rm TCO}$ nach

$$R_{\rm T}^{\rm TCO} = \frac{1}{6} R_{\Box}^{\rm TCO} \frac{a_{\rm F}}{l_{\rm F}} \cdot \left(\frac{a_{\rm F}}{2} l_{\rm F}\right) = \frac{1}{12} a_{\rm F}^2 R_{\Box}^{\rm TCO} \tag{C.2}$$

ergibt. Für den Transportwiderstand in den Fingern der Kontakt-Grids gilt mit der Höhe $d_{\rm F}$ und der Breite $b_{\rm F}$ des Gridfingers

$$R_{\mathrm{T,F}}^{\mathrm{Al/Ag}} = \frac{1}{3}\rho_{\mathrm{Al/Ag}} \frac{l_{\mathrm{F}}}{d_{\mathrm{F}} b_{\mathrm{F}}} \cdot (l_{\mathrm{F}} a_{\mathrm{F}}).$$
(C.3)

Analog gilt für den Transportwiderstand in den Sammelbussen (in dem entworfenen Zelldesign wird der Strom am Ende des Sammelbusses abgegriffen)

$$R_{\mathrm{T,B}}^{\mathrm{Al/Ag}} = \frac{1}{3} \rho_{\mathrm{Al/Ag}} \frac{l_{\mathrm{B}}}{d_{\mathrm{B}} b_{\mathrm{B}}} \cdot (A_{\mathrm{Zelle}}).$$
(C.4)

mit der Höhe $d_{\rm B}$ und der Breite $b_{\rm B}$ des Sammelbusses. Die Ergebnisse sind in Tabelle C.1 zusammengefasst. Für die Berechnungen wurden ferner zugrunde gelegt: $l_{\rm B} = 1 \text{ cm}$, $b_{\rm B} = 0.7 \text{ mm}$, $l_{\rm F} = 0.6 \text{ cm}$, $d_{\rm F} = d_{\rm B} = 1.5 \,\mu\text{m}$, spezifischer Widerstand Si $\rho_{\rm Si} = 0.5 \,\Omega \,\text{cm}$ $(R_{\Box}^{\rm Si} = 500 \,\Omega)$, Schichtwiderstand TCO: $R_{\Box}^{\rm TCO} = 60 \,\Omega$, spezifischer Widerstand Al: $\rho_{\rm Al} =$

a_{F}	$R_{\mathrm{T}}^{\mathrm{Si}}$	$R_{\mathrm{T}}^{\mathrm{TCO}}$	$R_{\mathrm{T}}^{\mathrm{F,Al}}$	$R_{\mathrm{T}}^{\mathrm{F,Ag}}$	$R_{\mathrm{T}}^{\mathrm{B,Al}}$	$R_{\mathrm{T}}^{\mathrm{B,Ag}}$	ΣR_{T}	$R_{\rm C}^{\rm Al-Si}$
$\left[\mu m\right]$	$[\Omega{\rm cm}^2]$	$[\Omega{\rm cm}^2]$	$[\Omega{\rm cm}^2]$	$[\Omega{\rm cm}^2]$	$[\Omega{\rm cm}^2]$	$[\Omega{\rm cm}^2]$	$[\Omega{\rm cm}^2]$	$[\Omega{\rm cm}^2]$
200	$0,\!017$	$0,\!002$	0,088	$0,\!051$	$0,\!105$	$0,\!061$	$0,\!31$	$0,\!2$
400	0,067	0,008	$0,\!088$	$0,\!051$	$0,\!105$	$0,\!061$	$0,\!34$	0,2
667	$0,\!185$	0,022	0,088	$0,\!051$	$0,\!105$	$0,\!061$	0,39	$0,\!2$

Tabelle C.1: Übersicht über die flächenbezogenen Serienwiderstandsbeiträge für das FrontERAKontaktsystem.

 $5.5 \cdot 10^{-6} \,\Omega \,\mathrm{cm}$ nach [101], spezifischer Widerstand Ag: $\rho_{\mathrm{Ag}} = 3.2 \cdot 10^{-6} \,\Omega \,\mathrm{cm}$ (= 2x Literaturwert), Schichtdicken Al/Ag: 1,5 µm, $R_{\mathrm{C}}^{\mathrm{Al-Si}}$ bei Annahme von $\rho_{\mathrm{C}}^{\mathrm{Al-Si}} = 10 \,\mathrm{m\Omega} \,\mathrm{cm}^2$ und 5% Kontaktfläche Al/Si. Die Zellfläche A_{Zelle} beträgt 0,6 cm².
D Aluminiuminduzierte Degradation der a-Si:H Passivierung

Eine mögliche Form der Degradation dünner *a*-Si:H Schichten mit Auswirkung auf ihre passivierenden Eigenschaften ist die Interaktion mit Aluminium. Während bei kristallinem Silizium diese Interaktion erst bei Temperaturen >400 °C stattfindet, kommt es beim Kontakt von *a*-Si:H mit Al bereits ab 150 °C zur Interaktion [73]. Zur Untersuchung des Einflusses erhöhter Temperaturen auf die Passivierwirkung wurden symmetrisch mit einem *a*-Si:H(i/n) Schichtstapel passivierte Lebensdauerproben auf $3-5 \Omega$ cm Fz-*c*-Si(n) Wafern hergestellt, welche einseitig mit 500 nm Al beschichtet wurden. Die Proben wurden kumulativ geheizt, anschließend auf Raumtemperatur abgekühlt und die Intensität der Band-Band-Photolumineszenz (PL) gemessen. In Abb. D ist der Verlauf der PL-Intensität über die durchgeführten Heizschritte dargestellt. Es ist klar zu erkennen, dass es bei den mit Aluminium metallisierten Proben für Temperaturen >150 °C zu einem Abfall in der PL-Intensität kommt, während die PL-Intensität der nicht-metallisierten Referenz leicht ansteigt. Der Anstieg für die nicht-metallisierte Probe ist wahrscheinlich einer Restrukturierung innerhalb des *a*-Si:H Schichtstapels [129] oder der Absättigung von offenen Bindungen an der *c*-Si Oberfläche durch in Folge der erhöhten Temperatur mobilisierten Wasserstoffs zuzuordnen.

Abschließend ist festzuhalten, dass, insofern sich a-Si:H in direktem Kontakt mit Al befindet, die Temperaturen während und nach der Prozessierung 150 °C nicht überschreiten sollten.



Abbildung D.1: Photolumineszenz-Intensitäten aufgetragen über kumulative Heizschritte für mit a-Si:H(i/n) passivierte Lebensdauerproben. Zwei Proben sind einseitig mit Aluminium metallisiert. Im Inset: der Probenaufbau.

E Eindimensionale numerische Simulation

E.1 Optische Modellierung von Silizium-Dünnschichtsolarzellen mit AFORS-HET

In der Simualtionssoftware AFORS-HET ist in der aktuellen Version 2.4.1 die Berechnung der optischen Generation auf das Lambert-Beer Modell beschränkt. Dies erschwert die optische Modellierung, insbesondere von Solarzellen mit vergleichsweise dünnen Absorberschichten, wie die in dieser Arbeit diskutierten Silizium-Dünnschichtabsorber mit Schichtdicken von etwa 10 µm. In der Software kann ein externes Reflexionsspektrum $R_{\text{ext}}(\lambda)$ der beleuchteten Seite zugewiesen werden. Dieses Spektrum wird dann mit dem eintreffenden Spektrum (in der Regel AM1,5g) verrechnet und ein entsprechend reduziertes Spektrum wird dann zur Berechnung der Generation in den elektrischen Schichten verwendet. Wird nun für $R_{\text{ext}}(\lambda)$ ein gemessenes Spektrum $R_{\text{gemessen}}(\lambda)$ verwendet, so werden die langen Wellenlängen in der Generation unterbewertet, da $R_{\text{gemessen}}(\lambda)$ auch bereits mindestens einmal durch den Absorber gelaufenen Photonenfluss enthält. Aus diesem Grund wurde für $R_{\rm ext}(\lambda)$ das gemessene Spektrum bis zu einer Wellenlänge von 680 nm verwendet und für größere Wellenlängen auf $R_{\text{gemessen}}(680 \, nm)$ gesetzt. Dieses berechnete Spektrum soll mit $R_{\text{berechnet}}(\lambda)$ bezeichnet werden. Der Faktor n_{opt} für die optische Weglänge in AFORS-HET und die internen Reflexionen an Vorder- und Rückseitenkontakt wurden daraufhin so gewählt, dass $R_{\text{gemessen}}(\lambda) = R_{\text{berechnet}}(\lambda) + T_{\text{illum}}(\lambda)$, wobei $T_{\text{illum}}(\lambda)$ den an der beleuchteten Seite reemittierten Photonenfluss darstellt.

E.2 Externe Quanteneffizienz einer Silizium-Dünnschichtsolarzelle in Superstrat-Konfiguration



Abbildung E.1: Eindimensionale numerische Simulation einer rückseitenkontaktierten Silizium-Heterosolarzelle mit einem 10 µm dicken, p-dotierten Absorber. Die Optik wurde gemäß Abschnitt E.1 für die in Abschnitt 5.1.2 vorgestellte Solarzelle angepasst.

F Zweidimensionale numerische Simulation

In diesem Kapitel sind Ergebnisse dargestellt, die während einer vom Autor dieser Arbeit betreuten Diplomarbeit [86] entstanden sind. Die Simulationen wurden mit dem Simulationsprogramm Sentaurus TCAD durchgeführt.



F.1 Einfluss kleiner Bereiche auf die Hellkennlinienparameter

Abbildung F.1: 2D Simulation des Einflusses eines kleinen Bereichs auf die Leerlaufspannung (links) und die Kurzschlussstromdichte (rechts).

F.2 Hellkennlinien bei teilweise metallisierten a-Si:H Kontakten



Abbildung F.2: Hellkennlinien des in Abb. 4.5 dargestellten Symmetrieelements mit anteilig metallisierten *a*-Si:H Minoritäten- (links) und Majoritäten-Kontakten (rechts).

Literaturverzeichnis

- [1] H. WIRTH, Aktuelle Fakten zur Photovoltaik in Deutschland, Mai 2014.
- [2] INTERNATIONAL ENERGY AGENCY, Key World Energy Statistics 2013, http://www.iea.org/ publications/freepublications/publication/KeyWorld2013.pdf, Juni 2014.
- [3] K. ARDANI UND R. MARGOLIS, 2010 Solar Technologies Market Report. Energy Efficiency & Renewable Energy (EERE), 2011.
- [4] International Technology Roadmap for Photovoltaic (ITRPV) 2013 Results, March 2014.
- [5] D. V. GESTEL, I. GORDON UND J. POORTMANS, Aluminum-induced crystallization for thinfilm polycrystalline silicon solar cells: Achievements and perspective, *Solar Energy Materials* and Solar Cells 119, 0 (2013), S. 261 – 270, Thin-film Photovoltaic Solar Cells.
- [6] M. KEEVERS, T. YOUNG, U. SCHUBERT UND M. GREEN, 10% efficient CSG minimodules, In Proceedings of 22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference (2007), S. 1783–1790.
- [7] C. BECKER, D. AMKREUTZ, T. SONTHEIMER, V. PREIDEL, D. LOCKAU, J. HASCHKE, L. JOGSCHIES, C. KLIMM, J. MERKEL, P. PLOCICA, S. STEFFENS UND B. RECH, Polycrystalline silicon thin-film solar cells: Status and perspectives, *Solar Energy Materials and Solar Cells* 119, 0 (2013), S. 112–123.
- [8] T. MATSUYAMA, N. TERADA, T. BABA, T. SAWADA, S. TSUGE, K. WAKISAKA UND S. TSUDA, High-quality polycrystalline silicon thin film prepared by a solid phase crystallization method, *Journal of Non-Crystalline Solids* **198-200**, Part 2 (May 1996), S. 940–944.
- [9] J. H. PETERMANN, D. ZIELKE, J. SCHMIDT, F. HAASE, E. G. ROJAS UND R. BRENDEL, 19%-efficient and 43 um-thick crystalline Si solar cell from layer transfer using porous silicon, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 20, 1 (2012), S. 1–5.
- [10] F. DROSS, B. O'SULLIVAN, M. DEBUCQUOY, T. BEARDA, J. GOVAERTS, R. LABIE, X. LOOZEN, S. GRANATA, O. EL DAIF, C. TROMPOUKIS, K. VAN NIEUWENHUYSEN, M. MEURIS, I. GORDON, N. POSTHUMA, K. BAERT, J. POORTMANS, C. BOULORD UND G. BEAUCARNE, 18% Efficiency IBC Cell With Rear-Surface Processed on Quartz, *Photovoltaics, IEEE Journal of* 3, 2 (April 2013), S. 684–689.
- [11] M. A. GREEN, K. EMERY, Y. HISHIKAWA, W. WARTA UND E. D. DUNLOP, Solar cell efficiency tables (version 43), *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 22, 1 (2014), S. 1–9.
- [12] S. JEONG, M. D. MCGEHEE UND Y. CUI, All-back-contact ultra-thin silicon nanocone solar cells with 13.7% power conversion efficiency, *nature Communications* 4, 2950 (Dec. 2013).
- [13] D. AMKREUTZ, J. MÜLLER, M. SCHMIDT, T. HÄNEL UND T. F. SCHULZE, Electron-beam crystallized large grained silicon solar cell on glass substrate, *Progress in Photovoltaics: Research* and Applications 19 (2011), S. 937–45.
- [14] J. DORE, R. EVANS, U. SCHUBERT, B. D. EGGLESTON, D. ONG, K. KIM, J. HUANG, O. KUNZ, M. KEEVERS, R. EGAN, S. VARLAMOV UND M. A. GREEN, Thin-film polycrystalline silicon solar cells formed by diode laser crystallisation, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 21, 6 (2013), S. 1377–1383.
- [15] J. DORE, D. ONG, S. VARLAMOV, R. EGAN UND M. GREEN, Progress in Laser-Crystallized Thin-Film Polycrystalline Silicon Solar Cells: Intermediate Layers, Light Trapping, and Metallization, *Photovoltaics, IEEE Journal of* 4, 1 (Jan 2014), S. 33–39.
- [16] D. AMKREUTZ, J. MÜLLER, M. SCHMIDT, T. SCHULZE, T. HÄNEL UND J. HASCHKE, Efficient electron beam crystallized large grained silicon solar cells on glass substrates, In 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition / 5th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, 6-10 September 2010, Valencia, Spain (2010), S. 2832, 3CO.15.3.

- [17] D. DE CEUSTER, Low Cost, high volume production of >22% efficiency silicon solar cells, In 22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference, 3-7 September 2007, Milan, Italy (2007), S. 816.
- [18] R. M. SWANSON, Recent Progress In Back Contacted Solar Cells, Vortrag (2BP.1.3), 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Valencia, Spain (2010).
- [19] M. LU, S. BOWDEN, U. DAS UND R. BIRKMIRE, Interdigitated back contact silicon heterojunction solar cell and the effect of front surface passivation, *Applied Physics Letters* **91** (2007), S. 063507.
- [20] M. TUCCI, L. SERENELLI, E. SALZA, L. PIROZZI, G. DE CESARE, D. CAPUTO, M. CEC-CARELLI, P. MARTUFI, S. D. IULIIS UND L. J. GEERLIGS, BEHIND (Back Enhanced Heterostructure With Interdigitated Contact) Solar Cell, In Proc. 23rd European Photovoltaic Solar Energy Conference (2008), S. 1749–1752.
- [21] Z. CHOWDHURY, D. STEPANOV, D. YEGHIKYAN UND N. KHERANI, Excellent low temperature passivation scheme with reduced optical absorption for back amorphous-crystalline silicon heterojunction (BACH) photovoltaic device, In *Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)*, 2012 38th IEEE (June 2012), S. 001026–001028.
- [22] T. DESRUES, S. DE VECCHI, F. SOUCHE, D. MUNOZ UND P. RIBEYRON, SLASH concept: A novel approach for simplified interdigitated back contact solar cells fabrication, In *Photovoltaic* Specialists Conference (PVSC), 2012 38th IEEE (2012), S. 001602–001605.
- [23] L. ZHANG, B. SHU, R. BIRKMIRE, S. HEGEDUS UND U. DAS, Impact of back surface patterning process on FF in IBC-SHJ, In *Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)*, 2012 38th IEEE (June 2012), S. 001177–001181.
- [24] K. JI, H. SYN, J. CHOI, H. LEE UND D. KIM, The Emitter Having Microcrystalline Surface in Silicon Heterojunction Interdigitated Back Contact Solar Cells, *Japanese Journal of Applied Physics* 51 (2012), S. 10NA05.
- [25] S. GRANATA, M. ALEMAN, T. BEARDA, J. GOVAERTS, M. BRIZZI, Y. ABDULRAHEEM, I. GORDON, J. POORTMANS UND R. MERTENS, Heterojunction Interdigitated Back-Contact Solar Cells Fabricated on Wafer Bonded to Glass, *IEEE Journal of Photovoltaics* 4, 3 (2014), S. 807–813.
- [26] A. TOMASI, B. PAVIET-SALOMON, D. LACHENAL, S. DE NICOLAS, A. DESCOEUDRES, J. GEISSBUHLER, S. DE WOLF UND C. BALLIF, Back-Contacted Silicon Heterojunction Solar Cells With Efficiency >21%, Photovoltaics, IEEE Journal of 4, 4 (July 2014), S. 1046–1054.
- [27] N. MINGIRULLI, J. HASCHKE, R. GOGOLIN, R. FERRÉ, T. F. SCHULZE, J. DÜSTERHÖFT, N.-P. HARDER, L. KORTE, R. BRENDEL UND B. RECH, Efficient interdigitated back-contacted silicon heterojunction solar cells, *physica status solidi (RRL) - Rapid Research Letters* 5, 4 (2011), S. 159–161.
- [28] K. MASUKO, M. SHIGEMATSU, T. HASHIGUCHI, D. FUJISHIMA, M. KAI, N. YOSHIMURA, T. YAMAGUCHI, Y. ICHIHASHI, T. YAMANISHI, T. TAKAHAMA, M. TAGUCHI, E. MARUYAMA UND S. OKAMOTO, Achievement of more than 25% conversion efficiency with crystalline silicon heterojunction solar cell, In *Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)*, 2014 40th IEEE (2014).
- [29] J. NAKAMURA, N. ASANO, T. HIEDA, C. OKAMOTO, T. OHNISHI, M. KOBAYASHI, H. TADOKORO, R. SUGANUMA, Y. MATSUMOTO, H. KATAYAMA, K. HIGASHI, T. KAMIKAWA, K. KIMOTO, M. HARADA, T. SAKAI, H. SHIGETA, T. KUNIYOSHI, K. TSUJINO, L. ZOU, N. KOIDE UND K. NAKAMURA, Development of Heterojunction Back Contact Si Solar Cells, In *Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), 2014 40th IEEE* (2014).
- [30] D. D. SMITH, P. COUSINS, S. WESTERBERG, R. D. JESUS-TABAJONDA, G. ANIERO UND Y.-C. SHEN, Towards the Practical Limits of Silicon Solar Cells, In *Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), 2014 40th IEEE* (2014).
- [31] M. TAGUCHI, A. YANO, S. TOHODA, K. MATSUYAMA, Y. NAKAMURA, T. NISHIWAKI, K. FUJITA UND E. MARUYAMA, 24.7% record efficiency HIT solar cell on thin silicon wafer, *IEEE Journal of Photovoltaics* 4, 1 (2014), S. 96–99.

- [32] J. HASCHKE, Analyse und Entwicklung von Kontaktsystemen für rückseitig kontaktierte amorph/kristalline Silizium-Heterosolarzellen, Masterarbeit, Technische Universität Berlin, 2011.
- [33] P. WÜRFEL, *Physik der Solarzellen*, Spektrum Akademischer Verlag, 2000.
- [34] A. GOETZBERGER, B. VOSS UND J. KNOBLOCH, Sonnenenergie: Photovoltaik. Physik und Technologie der Solarzelle, Teubner Studienbücher, 1996.
- [35] M. A. GREEN, Solar Cells Operating Principles, Technology and System Applications, 1982.
- [36] R. BRENDEL, Thin-Film Crystalline Silicon Solar Cells: Physics and Technolocy, Wiley-VCH, 2003.
- [37] S. M. SZE UND K. N. KWOK, Physics of Semiconductor Devices, 3 Ed., John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2007.
- [38] W. SHOCKLEY, The Theory of p-n Junctions in Semiconductors and p-n Junction Transistors, Bell System Technical Journal 28 (1949), S. 435.
- [39] W. SHOCKLEY UND W. T. READ, Statistics of the Recombinations of Holes and Electrons, *Physical Review* 87, 5 (1952), S. 835.
- [40] A. B. SPROUL, Dimensionless solution of the equation describing the effect of surface recombination on carrier decay in semiconductors, *Journal of Applied Physics* 76 (1994), S. 2851–2854.
- [41] S. W. GLUNZ, A. B. SPROUL, W. WARTA UND W. WETTLING, Injection-level-dependent recombination velocities at the Si-SiO₂ interface for various dopant concentrations, *Journal of Applied Physics* 75, 3 (1994), S. 1611–1615.
- [42] D. KLAASSEN, A unified mobility model for device simulation I. Model equations and concentration dependence, *Solid-State Electronics* 35, 7 (1992), S. 953 – 959.
- [43] G. MASETTI, M. SEVERI UND S. SOLMI, Modeling of carrier mobility against carrier concentration in arsenic-, phosphorus-, and boron-doped silicon, *Electron Devices*, *IEEE Transactions on* 30, 7 (Jul 1983), S. 764–769.
- [44] D. DIOUF, J. KLEIDER, T. DESRUES UND P.-J. RIBEYRON, Study of interdigitated back contact silicon heterojunctions solar cells by two-dimensional numerical simulations, *Materials Science and Engineering: B* 159-160 (2009), S. 291 – 294, EMRS 2008 Spring Conference Symposium K: Advanced Silicon Materials Research for Electronic and Photovoltaic Applications.
- [45] E. VAN KERSCHAVER UND G. BEAUCARNE, Back-contact solar cells: A review, Progress In Photovoltaics 14, 2 (Mar. 2006), S. 107–123.
- [46] R. STANGL, T. GEIPEL, M. DUBIEL, M. KRIEGEL, T. EL-SHATER UND K. LIPS, AFORS-HET 3.0: first approach to a two-dimensional simulation of solar cells, In *Proceedings of the* 22nd European Photovoltaic Solar Energy Conference, 3-7 September 2007, Milan, Italy (2007), G. Willeke, H. Ossenbrink, und P. Helm, Eds., S. 82–6.
- [47] M. HERMLE, Analyse neuartiger Silizium- und III-V-Solarzellen mittels Simulation und Experiment, Doktorarbeit, Universität Konstanz, 2008.
- [48] O. NICHIPORUK, A. KAMINSKI, M. LEMITI, A. FAVE UND V. SKRYSHEVSKY, Optimisation of interdigitated back contacts solar cells by two-dimensional numerical simulation, *Solar Energy Materials and Solar Cells* 86, 4 (Apr. 2005), S. 517–526.
- [49] R. STANGL, C. LEENDERTZ UND J. HASCHKE, Numerical Simulation of Solar Cells and Solar Cell Characterization Methods: the open-source on demand program AFORS-HET, In *Solar Energy*, R. D. Rugescu, Ed. InTech, 2009, Kap. 14.
- [50] R. L. ANDERSON, Germanium-gallium arsenide heterojunction, IBM J. Res. Dev. 4 (1960), S. 283–287.
- [51] T. F. SCHULZE, H. N. BEUSHAUSEN, C. LEENDERTZ, A. DOBRICH, B. RECH UND L. KORTE, Interplay of amorphous silicon disorder and hydrogen content with interface defects in amorphous/crystalline silicon heterojunctions, *Applied Physics Letters* 96, 25 (2010), S. 252102.

- [52] M. TANAKA, M. TAGUCHI, T. MATSUYAMA, T. SAWADA, S. TSUDA, S. NAKANO, H. HANAFUSA UND Y. KUWANO, Development of New a-Si/c-Si Heterojunction Solar Cells: ACJ-HIT (Artificially Constructed Junction-Heterojunction with Intrinsic Thin-Layer), Jpn. J. Appl. Phys. **31** (1992), S. 3518–22.
- [53] M. TAGUCHI, A. TERAKAWA, E. MARUYAMA UND M. TANAKA, Obtaining a higher V-oc in HIT cells, Prog. in Photovolt. 13 (2005), S. 481–8.
- [54] U. K. DAS, M. Z. BURROWS, M. LU, S. BOWDEN UND R. W. BIRKMIRE, Surface passivation and heterojunction cells on Si (100) and (111) wafers using dc and rf plasma deposited Si:H thin films, *Applied Physics Letters* 92 (2008), S. 063504–3.
- [55] H. ANGERMANN, J. RAPPICH, K. V. MAYDELL, E. CONRAD, I. SIEBER, D. SCHAFFARZIK UND M. SCHMIDT, Wet-Chemical Passivation of Interface Defects in a-Si:H/c-Si Heterojunction Solar Cells With Randomly Distributed Pyramids, In *Proceedings of 21st European Photovoltaic* Solar Energy Conference, 4 - 8 September, Dresden, Germany, (2006), S. 895–898.
- [56] Designation E 927 05, Standard Specification for Solar Simulation for Photovoltaic Testing, 2005.
- [57] R. A. SINTON UND A. CUEVAS, A Quasy-Steady Open-Circuit Voltage Method for Solar Cell Characterization, In Proceedings of the 16th European Photovoltaic Solar Energy Conference (2000), S. 1152–1155.
- [58] R. A. SINTON UND A. CUEVAS, Contactless determination of current–voltage characteristics and minority-carrier lifetimes in semiconductors from quasi-steady-state photoconductance data, *Applied Physics Letters* **69**, 17 (Oct. 1996), S. 2510–2512.
- [59] H. NAGEL, C. BERGE UND A. G. ABERLE, Generalized analysis of quasi-steady-state and quasi-transient measurements of carrier lifetimes in semiconductors, *Journal of Applied Physics* 86, 11 (Dec. 1999), S. 6218–6221.
- [60] M. J. KERR, A. CUEVAS UND R. A. SINTON, Generalized analysis of quasi-steady-state and transient decay open circuit voltage measurements, *Journal of Applied Physics* 91, 1 (2002), S. 399–404.
- [61] D. K. SCHRODER, Semiconductor material and device characterization, 3 Ed., John Wiley & Sons, 2006.
- [62] H. SCHADE UND Z. E. SMITH, Contact resistance measurements for hydrogenated amorphous silicon solar cell structures, *Journal of Applied Physics* 59, 5 (1986), S. 1682–1687.
- [63] U. HILLERINGMANN, Silizium-Halbleitertechnologie, Teubner Studienskripten, 1996.
- [64] W. KERN UND D. A. PUOTINEN, Cleaning Solutions Based on Hydrogen Peroxide for Use in Silicon Semiconductor Technology, *RCA Review* **31** (1970), S. 187–206.
- [65] R. KING, R. SINTON UND R. SWANSON, Front and back surface fields for point-contact solar cells, In *Photovoltaic Specialists Conference*, 1988., Conference Record of the Twentieth IEEE (1988), S. 538–544 vol.1.
- [66] M. HERMLE, F. GRANEK, O. SCHULTZ UND S. W. GLUNZ, Analyzing the effects of frontsurface fields on back-junction solar cells using the charge-collection probability and the reciprocity theorem, *Journal of Applied Physics* 103, 5 (2008), S. 024507.
- [67] F. GRANEK, M. HERMLE, D. M. HULJIÄ[‡], O. SCHULTZ-WITTMANN UND S. W. GLUNZ, Enhanced lateral current transport via the front N+ diffused layer of n-type high-efficiency backjunction back-contact silicon solar cells, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 17, 1 (2009), S. 47–56.
- [68] D. AMKREUTZ, J. HASCHKE, T. HÄRING, F. RUSKE UND B. RECH, Conversion efficiency and process stability improvement of electron beam crystallized thin film silicon solar cells on glass, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **123** (2014), S. 13–16.
- [69] L. JOGSCHIES, Entwicklung und Optimierung eines einseitigen Kontaktsystems für elektronenstrahl kristallisierte Absorber auf Glas, Masterarbeit, Technische Universität Berlin, 2013.

- [70] B. GORKA, B. RAU, P. DOGAN, C. BECKER, F. RUSKE, S. GALL UND B. RECH, Influence of Hydrogen Plasma on the Defect Passivation of Polycrystalline Si Thin Film Solar Cells, *Plasma Processes and Polymers* 6, S1 (2009), S. 36–40.
- [71] R. RÖSSLER, Transparente leitfähige Oxide (TCO) in Silizium-Heterostruktursolarzellen: Elektronische Eigenschaften des TCO/a-Si:H Kontakts, Doktorarbeit, Technische Universität Berlin, 2014.
- [72] M. S. HAQUE, H. A. NASEEM UND W. D. BROWN, Interaction of Aluminum With Hydrogenated Amorphous-silicon At Low-temperatures, *Journal of Applied Physics* 75, 8 (Apr. 1994), S. 3928–3935.
- [73] M. S. HAQUE, H. A. NASEEM UND W. D. BROWN, Aluminum-induced degradation and failure mechanisms of a-Si:H solar cells, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **41-2** (June 1996), S. 543–555.
- [74] H. PLAGWITZ, M. NERDING, N. OTT, H. P. STRUNK UND R. BRENDEL, Low-temperature formation of local Al contacts to a-Si:H-passivated Si wafers, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 12, 1 (2004), S. 47–54.
- [75] S. L. MATLOW UND E. L. RALPH, Ohmic Aluminum-n-Type Silicon Contact, Journal of Applied Physics 30, 4 (1959), S. 541–543.
- [76] D. NORTHROP UND D. PUDDY, Ohmic contacts between evaporated aluminium and n-type silicon, Nuclear Instruments and Methods 94, 3 (1971), S. 557–559.
- [77] E. YABLONOVITCH UND G. CODY, Intensity enhancement in textured optical sheets for solar cells, *Electron Devices*, *IEEE Transactions on* 29, 2 (Feb 1982), S. 300–305.
- [78] M. J. KERR UND A. CUEVAS, General parameterization of Auger recombination in crystalline silicon, *Journal of Applied Physics* 91, 4 (Feb. 2002), S. 2473–2480.
- [79] J. HASCHKE, N. MINGIRULLI UND B. RECH, Progress in Point Contacted Rear Silicon Heterojunction Solar Cells, *Energy Proceedia* 27, 0 (2012), S. 116–121.
- [80] J. HASCHKE, N. MINGIRULLI, R. GOGOLIN, R. FERRÉ AND, T. F. SCHULZE, J. DÜSTERHÖFT, N. HARDER UND L. KORTE, Interdigitated Back-Contacted Silicon Heterojunction Solar Cells With Improved Fill Factor and Efficiency, *Photovoltaics, IEEE Journal of* 1, 2 (oct. 2011), S. 130 –134.
- [81] J. HASCHKE, Y.-Y. CHEN, R. GOGOLIN, M. MEWS, N. MINGIRULLI, L. KORTE UND B. RECH, Approach for a Simplified Fabrication Process for IBC-SHJ Solar Cells with High Fill Factors, *Energy Procedia* 38 (2013), S. 732–736, Proceedings of the 3rd International Conference on Crystalline Silicon Photovoltaics SiliconPV 2013.
- [82] R. STANGL, J. HASCHKE, M. BIVOUR, M. SCHMIDT, K. LIPS UND B. RECH, Planar Rear Emitter Back Contact Amorphous/Crystalline Silicon Heterojunction Solar Cells (RECASH / PRECASH), In 33rd IEEE Photovoltaic Specialists Conference (2008).
- [83] J. HASCHKE, Technologieentwicklung rückseitenkontaktierter amorph/kristalliner Silizium Heterosolarzellen, Diplomarbeit, Fachhochschule für Technik und Wirtschaft Berlin / Hahn-Meitner-Institut Berlin, Berlin, 2008.
- [84] M. WOLF UND H. RAUSCHENBACH, Series resistance effects on solar cell measurements, Advanced Energy Conversion 3, 2 (1963), S. 455–479.
- [85] S. M. GREIL, N. MINGIRULLI, L. KORTE, K. HARTMANN, A. SCHÖPKE, J. RAPPICH UND B. RECH, Etching of a-Si: H on c-Si absorber monitored by in situ photoluminescence measurements, *Energy Procedia* 8 (2011), S. 269–274.
- [86] J. DÜSTERHÖFT, Mehrdimensionale numerische Simulation rückseitenkontaktierter Solarzellen mit amorph/kristalliner Siliziumheterostruktur, Diplomarbeit, Technische Universität Berlin, 2012.
- [87] A. G. ABERLE, S. GLUNZ UND W. WARTA, Impact of illumination level and oxide parameters on Shockley–Read–Hall recombination at the Si-SiO₂ interface, *Journal of Applied Physics* 71, 9 (May 1992), S. 4422–4431.

- [88] G. DINGEMANS UND W. KESSELS, Status and prospects of Al2O3-based surface passivation schemes for silicon solar cells, *Journal of Vacuum Science & Technology A* 30 (2012), S. 040802.
- [89] H. MÄCKEL UND R. LÜDEMANN, Detailed study of the composition of hydrogenated SiNx layers for high-quality silicon surface passivation, *Journal of Applied Physics* 92, 5 (2002), S. 2602–2609.
- [90] 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, *Photovoltaics, IEEE Journal of* 1, 2 (Oct 2011), S. 135–145.
- [91] B. HOEX, S. B. S. HEIL, E. LANGEREIS, M. C. M. VAN DE SANDEN UND W. M. M. KESSELS, Ultralow surface recombination of c-Si substrates passivated by plasma-assisted atomic layer deposited Al2O3, *Applied Physics Letters* 89, 4 (JUL 24 2006), S. 042112.
- [92] A. HERTANTO, H. LIU, D. YEGHIKYAN, B. RAYAPROL, N. KHERANI UND S. ZUKOTYNSKI, Back Amorphous-Crystalline Silicon Heterojunction (bach) photovoltaic device, In *Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)*, 2009 34th IEEE (june 2009), S. 001767 –001770.
- [93] SWANSON UND SINTON, Advances in Solar Energy: High Efficiency Silicon Solar Cells, No. ISBN 0-306-43727-9. Plenum Press, New York, 1990.
- [94] P. COUSINS, D. SMITH, H.-C. LUAN, J. MANNING, T. DENNIS, A. WALDHAUER, K. WILSON, G. HARLEY UND W. MULLIGAN, Generation 3: Improved performance at lower cost, In *Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), 2010 35th IEEE* (June 2010), S. 275–278.
- [95] A. HERTANTO, Back Amorphous-Crystalline Silicon Heterojunction Photovoltaics: Fabrication Methodology, Master thesis, The Edward S. Rogers Sr. Department of Electrical and Computer Engineering University of Toronto, 2009.
- [96] T. DESRUES, P.-J. RIBEYRON, A. VANDENEYNDE, A.-S. OZANNE, D. MUÑOZ, F. SOUCHE, C. DENIS UND D. HESLINGA, Progress in contacting a-Si:H/c-Si heterojunction solar cells and its application to interdigitated back contact structure, In *Proceedings of the 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition 2009, Hamburg, Germany* (2009), S. 2202.
- [97] M. JUHL, C. CHAN, M. D. ABBOTT UND T. TRUPKE, Anomalously high lifetimes measured by quasi-steady-state photoconductance in advanced solar cell structures, *Applied Physics Letters* 103, 24 (2013), S. 243902.
- [98] T. FELLMETH, J. GREULICH, F. CLEMENT UND D. BIRO, Modelling of Silicon Solar Cells by Using an Extended Two-diode-model Approach, In *Proceedings 27th European Photovoltaic* Solar Energy Conference (2012).
- [99] T. HÄRING, Optimierung eines einseitigen Kontaktsystems zur Charakterisierung flüssigphasenkristallisierter Siliziumabsorber auf Glas, Masterarbeit, Technische Universität Berlin, 2013.
- [100] J. HASCHKE, L. JOGSCHIES, D. AMKREUTZ, L. KORTE UND B. RECH, Polycrystalline silicon heterojunction thin-film solar cells on glass exhibiting 582mV open-circuit voltage, *Solar Energy Materials & Solar Cells* **115**, C (2013), S. 7–10.
- [101] J. DÜSTERHÖFT, Auslegung und Analyse einer interdigitierenden rückseitenkontaktierten Solarzelle mit a-Si:H/c-Si Heterostruktur, Studienarbeit, Technische Universität Berlin, 2010.
- [102] S. KÄMPFER, Optimierung von transparenten leitfähigen Oxiden für amorph/kristalline Siliziumsolarzellen, Masterarbeit, Technische Universität Berlin, Dezember 2012.
- [103] R. GIRISCH, R. MERTENS UND R. D. KEERSMAECKER, Determination of Si-SiO2 interface recombination parameters using a gate-controlled point-junction diode under illumination, *Electron Devices, IEEE Transactions on* 35, 2 (1988), S. 203–222.
- [104] D. MACDONALD UND L. J. GEERLIGS, Recombination activity of interstitial iron and other transition metal point defects in p- and n-type crystalline silicon, *Applied Physics Letters* 85, 18 (2004), S. 4061–4063.
- [105] J. SCHMIDT, A. ABERLE UND R. HEZEL, Investigation of carrier lifetime instabilities in Cz-grown silicon, In Photovoltaic Specialists Conference, 1997., Conference Record of the Twenty-Sixth IEEE (Sep 1997), S. 13–18.

- [106] A. CUEVAS, M. J. KERR, C. SAMUNDSETT, F. FERRAZZA UND G. COLETTI, Millisecond minority carrier lifetimes in n-type multicrystalline silicon, *Applied Physics Letters* 81, 26 (2002), S. 4952–4954.
- [107] J. HASCHKE, D. AMKREUTZ, L. KORTE, F. RUSKE UND B. RECH, Towards wafer quality crystalline silicon thin-film solar cells on glass, *Solar Energy Materials and Solar Cells* 128, 0 (2014), S. 190–197.
- [108] L. J. VAN DER PAUW, A method of measuring specific resistivity and Hall effect of discs of arbitrary shape, *Philips Research Reports* 13, 1 (1958), S. 1–9.
- [109] R. KOPECEK, J. LIBAL, T. BUCK, K. PETER, K. WAMBACH, M. ACCIARRI, S. BINETTI, L. GEERLIGS UND P. FATH, N-type multicrystalline silicon: material for solar cell processes with high efficiency potential, In *Photovoltaic Specialists Conference, 2005. Conference Record of the Thirty-first IEEE* (Jan 2005), S. 1257–1260.
- [110] K. MCINTOSH UND S. BAKER-FINCH, OPAL 2: Rapid optical simulation of silicon solar cells, In Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), 2012 38th IEEE (June 2012), S. 000265–000271.
- [111] S. C. BAKER-FINCH UND K. R. MCINTOSH, Reflection of normally incident light from silicon solar cells with pyramidal texture, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 19 (2011), S. 406–416.
- [112] E. PALIK, Handbook of Optical Constants of Solids Vol I, Academic Press, Orlando, 1985.
- [113] M. A. GREEN, Self-consistent optical parameters of intrinsic silicon at 300K including temperature coefficients, Solar Energy Materials and Solar Cells 92, 11 (2008), S. 1305 – 1310.
- [114] C. ULBRICH, A. GERBER, K. HERMANS, A. LAMBERTZ UND U. RAU, Analysis of short circuit current gains by an anti-reflective textured cover on silicon thin film solar cells, *Progress* in *Photovoltaics: Research and Applications* 21, 8 (2013), S. 1672–1681.
- [115] J. G. ZHU, X. L. YANG UND M. TAO, Low-resistance titanium/n-type silicon (100) contacts by monolayer selenium passivation, *Journal of Physics D: Applied Physics* **40**, 2 (2007), S. 547.
- [116] D. LEVY, J. PONPON, A. GROB, J. GROB UND R. STUCK, Rapid thermal annealing and titanium silicide formation, *Applied Physics A* **38**, 1 (1985), S. 23–29.
- [117] M. BAIL, M. SCHULZ UND R. BRENDEL, Space-charge region-dominated steady-state photoconductance in low-lifetime Si wafers, *Applied Physics Letters* 82, 5 (Feb. 2003), S. 757–759.
- [118] A. CUEVAS UND F. RECART, Capacitive effects in quasi-steady-state voltage and lifetime measurements of silicon devices, *Journal of Applied Physics* **98**, 7 (Oct. 2005), S. 074507–7.
- [119] C. LEENDERTZ, Effizienzlimitierende Rekombinationsprozesse in amorph/kristallinen und polykristallinen Siliziumsolarzellen, Doktorarbeit, TU Berlin/Helmholtz-Zentrum Berlin, 2011.
- [120] H. SEIDEL, L. CSEPREGI, A. HEUBERGER UND H. BAUMGÄRTEL, Anisotropic Etching of Crystalline Silicon in Alkaline Solutions: II. Influence of Dopants, *Journal of The Electrochemical Society* 137, 11 (1990), S. 3626–3632.
- [121] E. Y. WANG, F. T. S. YU, V. L. SIMMS, H. W. BRANDHORST UND J. D. BRODER, Optimum design of antireflection coating for silicon solar cells, In *Proceedings of 10th Photovoltaic* Specialists Conference (1973), S. 168–173.
- [122] G. BILGER, T. VOSS, T. SCHLENKER UND A. STROHM, High-temperature diffusion barriers from Si-rich silicon-nitride, *Surface and Interface Analysis* 38, 12-13 (2006), S. 1687–1691.
- [123] S.-Y. LEE, H. CHOI, H. LI, K. JI, S. NAM, J. CHOI, S.-W. AHN, H.-M. LEE UND B. PARK, Analysis of a-Si:H/TCO contact resistance for the Si heterojunction back-contact solar cell, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **120**, **Part A** (Jan. 2014), S. 412–416.
- [124] M. N. VAN DEN DONKER, S. KLEIN, B. RECH, F. FINGER, W. M. M. KESSELS UND M. C. M. VAN DE SANDEN, Microcrystalline silicon solar cells with an open-circuit voltage above 600mV, *Applied Physics Letters* **90**, 18 (2007), S. 183504.
- [125] S. HÄNNI, G. BUGNON, G. PARASCANDOLO, M. BOCCARD, J. ESCARRÉ, M. DESPEISSE, F. MEILLAUD UND C. BALLIF, High-efficiency microcrystalline silicon single-junction solar cells, Progress in Photovoltaics: Research and Applications 21, 5 (2013), S. 821–826.

- [126] K. PETER, E. ENEBAKK, K. FRIESTAD, R. TRONSTAD UND C. DETHLOFF, Investigation of multicrystalline silicon solar cells from solar grade silicon feedstock, In *Proceedings of the 20th EUPVSEC* (2005), S. 615–618.
- [127] E. SCHMICH, Y. GASSENBAUER, K. RAMSPECK, K. DRESSLER, M. FIEDLER, W. HEFNER, M. MANOLE, B. BETHMANN, E. PARR, E. SCHLENKER, P. ROTH, B. SCHUM, J. HORZEL, J. MOSCHNER, A. METZ, W. SCHMIDT, A. SEIDL, T. MONO UND M. MÜLLER, Industrial Multi-Crystalline Silicon Solar Cells with Dielectrically Passivated Rear Side and Efficiencies Above 18%, In *Proceedings of 25th EUPVSEC / 5th WCPEC* (2010), S. 1154–1157.
- [128] O. SCHULTZ, S. W. GLUNZ UND G. P. WILLEKE, Multicrystalline silicon solar cells exceeding 20% efficiency, Progress in Photovoltaics: Research and Applications 12, 7 (2004), S. 553–558.
- [129] T. SCHULZE, N. MINGIRULLI, C. LEENDERTZ, H. BEUSHAUSEN, B. RECH UND L. KORTE, Impact of a-Si:H Structural Properties on Annealing Behavior and Voc of a-Si:H/c-Si Heterojunction Solar Cells, In 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition / 5th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, 6-10 September 2010, Valencia, Spain (2010), S. 1276–1281.
- [130] P. REISS, J. HASCHKE, L. KORTE, N. MINGIRULLI, D. AMKREUTZ, C. LEENDERTZ, A.-M. TEODOREANU UND B. RECH, Short Circuit Current Loss Analysis of Electron Beam Crystallized Silicon Solar Cells on Glass by Numerical Computer Simulation, In Proceedings of 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference (2012), S. 2396 – 2399.
- [131] D. AMKREUTZ, J. HASCHKE, S. SCHONAU, F. RUSKE UND B. RECH, Light trapping in polycrystalline silicon thin-film solar cells based on liquid phase crystallization on textured substrates, In *Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)*, 2013 IEEE 39th (June 2013), S. 1326–1329.
- [132] Y.-Y. CHEN, L. KORTE, C. LEENDERTZ, J. HASCHKE, J.-Y. GAN UND D.-C. WU, Simulation of Contact Schemes for Silicon Heterostructure Rear Contact Solar Cells, *Energy Procedia* 38, 0 (2013), S. 677–683.
- [133] D. LOCKAU, M. HAMMERSCHMIDT, J. HASCHKE, M. BLOME, F. RUSKE, F. SCHMIDT UND B. RECH, A comparison of scattering and non-scattering anti-reflection designs for back contacted polycrystalline thin film silicon solar cells in superstrate configuration, In *Proc. SPIE* (2014), vol. 9140, S. 914006.

Veröffentlichungen des Autors

Im Rahmen dieser Arbeit entstanden folgende Veröffentlichungen:

Patentanmeldung

J. HASCHKE, D. AMKREUTZ, B. RECH, Rückseitenkontaktierte Si-Dünnschicht-Solarzelle, DE 10 2014 102 864.3

Peer-Reviewed Journalpaper

als Erstautor

J. HASCHKE, N. MINGIRULLI, R. GOGOLIN, R. FERRÉ, T. F. SCHULZE, J. DÜSTERHÖFT, N.-P. HARDER, L. KORTE, Interdigitated Back-Contacted Silicon Heterojunction Solar Cells With Improved Fill Factor and Efficiency, *IEEE Journal of Photovoltaics* 1, No. 2 (2011), S. 130-134, referenziert unter [80].

J. HASCHKE, L. JOGSCHIES, D. AMKREUTZ, L. KORTE, B. RECH, Polycrystalline silicon heterojunction thin-film solar cells on glass exhibiting 582 mV open-circuit voltage, *Solar Energy Materials* & *Solar Cells* **115** (2013), S. 7-10, referenziert unter [100].

J. HASCHKE, D. AMKREUTZ, L. KORTE, F. RUSKE, B. RECH, Towards wafer quality crystalline silicon thin-film solar cells on glass, *Solar Energy Materials & Solar Cells* **128** (2014), S. 190-197, referenziert unter [107].

als Koautor

C. BECKER, D. AMKREUTZ, T. SONTHEIMER, V. PREIDEL, D. LOCKAU, J. HASCHKE, L. JOG-SCHIES, C. KLIMM, J.J. MERKEL, P. PLOCICA, S. STEFFENS, B. RECH, Polycrystalline silicon thin-film solar cells: Status and perspectives, *Solar Energy Materials & Solar Cells* **119** (2013), S. 112-123,

referenziert unter [7].

D. AMKREUTZ, J. HASCHKE, T. HÄRING, F. RUSKE, B. RECH, Conversion efficiency and process stability improvement of electron beam crystallized thin film silicon solar cells on glass, *Solar Energy Materials & Solar Cells* **123** (2014), S. 13-16, referenziert unter [68].

Konferenzbeiträge

als Erstautor

J. HASCHKE, N. MINGIRULLI, B. RECH, Progress in Point Contacted Rear Silicon Heterojunction Solar Cells, *Energy Procedia* **27** (2012), S. 116-121, referenziert unter [79].

J. HASCHKE, Y.-Y. CHEN, R. GOGOLIN, M. MEWS, N. MINGIRULLI, L. KORTE, B. RECH, Approach for a Simplified Fabrication Process for IBC-SHJ Solar Cells with High Fill Factors, *Energy Procedia* **38** (2013), S. 732-736, referenziert unter [81].

als Koautor

P. REISS, J. HASCHKE, L. KORTE, N. MINGIRULLI, D. AMKREUTZ, C. LEENDERTZ, A.-M. TEODOREANU, B. RECH, Short Circuit Current Loss Analysis of Electron Beam Crystallized Silicon Solar Cells on Glass by Numerical Computer Simulation, *Proceedings of 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference (EUPVSEC)*, 2013, S. 2396-2399, referenziert unter [130].

D. AMKREUTZ, J. HASCHKE, S. SCHÖNAU, F. RUSKE, B. RECH, Light trapping in polycrystalline silicon thin-film solar cells based on liquid phase crystallization on textured substrates, *Proceedings of 39th IEEE Photovoltaic Specialists Conference (PVSC) 2013*, S. 1326-1329, referenziert unter [131].

Y.-Y. CHEN, L. KORTE, C. LEENDERTZ, J. HASCHKE, J.-Y. GAN, D.-C. WU, Simulation of Contact Schemes for Silicon Heterostructure Rear Contact Solar Cells, *Energy Procedia* **38** (2013), S. 677-683,

referenziert unter [132].

D. LOCKAU, M. HAMMERSCHMIDT, J. HASCHKE, M. BLOME, F. RUSKE, F. SCHMIDT, B. RECH, A comparison of scattering and non-scattering anti-reflection designs for back contacted polycrystalline thin film silicon solar cells in superstrate configuration, *Proceedings of SPIE*, 2014, 9140, S. 914006-914006-14,

referenziert unter [133].

Danksagung

An dieser Stelle möchte ganz herzlich all jenen danken, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Beginnen möchte ich mit **Prof. Dr. Bernd Rech** - nicht nur allgemein dafür, diese Arbeit an seinem Institut für Siliziumphotovoltaik durchführen zu können und für seine Tätigkeit als Doktorvater und Erstgutachter der Arbeit, sondern vor allem und ganz besonders auch für die vielen Ideen und Diskussionen während des zweiten Teils der Arbeit, als ich mich den Silizium-Dünnschichtsolarzellen zugewandt habe. Vielen Dank auch an **Prof. Dr. Jef Poortmans** und **Prof. Dr. Rutger Schlatmann** für die Übernahme der beiden weiteren Gutachten dieser Arbeit.

Dr. Lars Korte, möchte ich für sein immer offenes Ohr, die guten Ideen und natürlich auch die berüchtigten fruitful discussions rund um die a-Si:H/c-Si Solarzelle danken. Dr. Nicola Mingirulli gilt mein Dank für die Betreuung während des ersten Jahres. Dr. Daniel Amkreutz möchte ich ganz besonders danken. Zum einen dafür, dass er die "ERA" ans HZB gebracht hat, ohne die es wohl in meiner Arbeit keine kristallinen Silizium-Dünnschichtsolarzellen auf Glas gegeben hätte, aber auch für die super produktive Zusammenarbeit ohne die der große Fortschritt auf dem Gebiet nicht möglich gewesen wäre. Paul Plocica gilt ebenso großer Dank, besonders auch für seine Aufgeschlossenheit von Veränderungen an Anlagen, aber auch ganz allumfassend für seinen großen Einsatz für die kristalline Silizium-Dünnschichttechnologie in all ihren Facetten - yes, we can. Weiterhin danken möchte ich Kerstin Jacob für ihren unermüdlichen Einsatz im Technologielabor, ihre vielen guten Tipps und Ratschläge zur Photolithographie und Ätzprozessen, und vielem mehr. Erhard "Conny" Conrad sei bedankt für die vielen a-Si:H Depos und natürlich auch dafür, dass die PEVCD Anlage immer sehr verlässlich lief - auf jeden Fall solange er nicht gerade im Urlaub war. Ebenfalls danken möchte ich einer ganzen Reihe von Menschen, nämlich Sven Kühnapfel, Mathias Mews, Martin Muske, Martin Reiche, Florian Ruske und Mona Wittig, für die vielen kleinen und großen Beiträge beginnend bei der Glasreinigung, über die Barrieren- und Silizium-Depos, der Wasserstoffpassivierung, bis hin zur Laserkristallisation und noch so einigem mehr. Außerdem muss ich natürlich noch Tobias Hänel und Karolina Mack danken. An so tip-top gewarteten Messplätzen messen zu können, war eine reine Freude.

Viel zu spät möchte ich auch ganz besonders "meinen" Diplomanden/Masteranden danken. Jan Düsterhöft für seine Geduld im Umgang mit Sentaurus TCAD und die daraus resultierten zweidimensionalen Simulationen, die Antworten auf so einige Fragen brachten. Lisa Jogschies und Tai Häring möchte ich ganz besonders für ihren Einsatz bei der Technologientwicklung des FrontERA Kontaktsystems danken.

Marie und Lars möchte ich ganz herzlich für die Hilfe beim Korrekturlesen der kleinen einleitenden Geschichte zu Beginn dieser Arbeit danken.

Für den nötigen Ausgleich zwischendurch möchte ich den Adlershofer Eichhörnchen genauso danken wie auch **Grit** (danke für die höfliche Umschreibung von "mehlig" mit "fluffig"), **Mathias** (jaja, einige schoben das Finale der Weltmeisterschaft im Blindenfaustball vor, um vorzeitig die Mauerradwegstour zu beenden), **Paul** (vielen vielen Dank für das außergewöhnliche Engagement als Hutmacher), **Robert** (läuft), **Simon** (bom, bom bom booom, bo bodom, bom boom), **Stefanie** (danke auch für das Retten meiner Grünlilie, die ich leichtsinnigerweise während meiner einmonatiger Abwesenheit allein mit M. M. und J. D. im Büro zurückließ) und natürlich meinem Schreiberlingezimmerkollegen **Veit** für die vielen sehr produktiven Kaffeepausen in der Sonne.

Danke auch an **Armin**, der schon zu Schulzeiten der Meinung war, ich sollte Elektrotechnik studieren. Mit einem kleinen Umweg über Umwelttechnik war das ja dann auch tatsächlich von Erfolg gekrönt. Außerdem gilt mein Dank natürlich auch meiner Freundin **Manu**, du hast mir einiges abgenommen in den letzten Wochen des Zusammenschreibens und ich gelobe, zukünftig abmachungsgemäß meinen Aufgaben im Haushalt wieder voll und ganz nachzukommen ;-). Falls ich jemanden vergessen haben sollte, was bestimmt der Fall ist, nehmts mir nicht übel sondern fühlt euch stattdessen ebenfalls recht herzlich bedankt.