



TECHNISCHE UNIVERSITÄT
BERGAKADEMIE FREIBERG

Die Ressourcenuniversität. Seit 1765.

Untersuchungen zur Degradation der Metallisierung von PERC-Solarzellen

Von der Fakultät für Chemie und Physik
der Technischen Universität Bergakademie Freiberg

genehmigte

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur
(Dr.-Ing.)

vorgelegt von **M.Sc. Tobias Urban**

geboren am 30.05.1990 in Köthen (Anhalt)

Gutachter: Prof. Dr. Johannes Heitmann, TU Bergakademie Freiberg
Prof. Dr. Jörg Bagdahn, Hochschule Anhalt

Tag der Verleihung: Freiberg, den 07.02.2020

Versicherung

Hiermit versichere ich, dass ich die vorliegende Arbeit ohne unzulässige Hilfe Dritter und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe; die aus fremden Quellen direkt oder indirekt übernommenen Gedanken sind als solche kenntlich gemacht.

Die Hilfe eines Promotionsberaters habe ich nicht in Anspruch genommen. Weitere Personen haben von mir keine geldwerten Leistungen für Arbeiten erhalten, die nicht als solche kenntlich gemacht worden sind. Die Arbeit wurde bisher weder im Inland noch im Ausland in gleicher oder ähnlicher Form einer anderen Prüfungsbehörde vorgelegt.

07.02.2020

M.Sc. Tobias Urban

Kurzzusammenfassung

Die weltweite Einführung der *PERC*-Solarzellentechnologie (*passivated emitter and rear cell*) stellte in den letzten Jahren einen großen Umbruch in der Photovoltaikindustrie dar und ersetzt die zuvor dominierenden *BSF*-Solarzellen (*back surface field*). Der Hauptunterschied zu diesen liegt bei der Solarzellenrückseite, welche durch einen vollflächig abgeschiedenen Schichtstapel aus $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_x\text{N}_y$ passiviert wird. Dieser wird mittels Laserablation lokal geöffnet, um den Kontakt zwischen der Aluminium-Metallisierung und dem Wafer herzustellen. Durch den Wechsel von einem vollflächigen zu lokalen Kontakten unter Verwendung neuer Metallisierungspasten ändern sich neben den elektrischen auch die mechanischen Eigenschaften der Solarzelle.

Die Auswirkungen dieser Veränderung der Metallisierung auf den Serienwiderstand im Ausgangszustand und vor allem das Verhalten dieser Solarzellen hinsichtlich ihrer Zuverlässigkeit wurde im Rahmen dieser Arbeit im Detail untersucht. Die Charakterisierung aller relevanten Serienwiderstandsbeiträge der Metallisierung und Zellverschaltung wurde an speziell entwickelten Teststrukturen, industriell hergestellten Solarzellen und -modulen durchgeführt. Die Bewertung der Zuverlässigkeit erfolgte durch die Charakterisierung zu spezifischen Zeiten während der zyklischen thermomechanischen Belastung des Temperaturwechselltests (engl. *thermal cycling*, TC-Test), welcher nach DIN EN 61215 zur beschleunigten Alterung von Solarmodulen industrieweit Verwendung findet. Parallel dazu wurde die numerische FEM-Simulation mittels COMSOL Multiphysics auf Basis der bestimmten Widerstände genutzt, um die experimentell ermittelten Moduldegradationen zu validieren und die Zusammenhänge im Solarmodul im Detail zu erklären.

Erstmals wurde im Kontext von *PERC*-Solarzellen die lokale Silber-Aluminium-Legierungsbildung im Kontaktbereich zwischen rückseitigen Lötspads und flächiger Aluminiummetallisierung untersucht. Dabei konnte nachgewiesen werden, dass der hohe spezifische Widerstand der Legierung in der untersuchten, industriell üblichen Konfiguration mit $0,06 \Omega \text{ cm}^2$ zum Serienwiderstand der Solarzelle beiträgt und damit einen Einfluss auf die Effizienz η von ca. $-0,09 \%_{abs}$ hat. Gleichzeitig konnte zudem ein Leerlaufspannungsverlust von $1,2 \text{ mV}$ für diese Solarzellen ermittelt werden, hervorgerufen durch parasitäre AgAl-Kontakte im Bereich der Legierungsbildung, welche die Rückseitenpassivierung lokal schädigen. Ausgehend von diesen Untersuchungen und Analysen an einem Modellsystem aus aufgedampften Silber und Aluminium wurde ein Modell der Legierungsbildung und Wechselwirkungen dieser mit der Solarzellenpassivierung aufgestellt.

Außerdem wurden der Kontaktwiderstand der lokalen Rückseitenkontaktierung (LCO) und der laterale Widerstand der Aluminiummetallisierung untersucht. Durch lokal aufgelöste Widerstandsmessungen konnte dabei die Widerstandserhöhung durch die Aluminium-Silizium-Legierungsbildung aufgezeigt und somit die Auswirkung verschiedener Metallisierungsdesigns bestimmt werden. Der diesem Bereich zugeordnete Serienwiderstandseffekt liegt bei $0,08 \Omega \text{ cm}^2$ ($\Delta\eta \approx -0,12 \%_{abs}$). Der Beitrag der lokalen Aluminium-Silizium-Kontakte konnte gleichzeitig mit $0,04 \Omega \text{ cm}^2$ ($\Delta\eta \approx -0,06 \%_{abs}$) bestimmt werden. Die Rückseitenmetallisierung trägt damit am Gesamtserienwiderstand der Zellmetallisierung einen Anteil von $\sim 40 \%$, die restlichen $0,46 \Omega \text{ cm}^2$ und damit ein Wirkungsgradverlust von $-0,67 \%_{abs}$ entfällt auf die Vorderseitenmetallisierung.

Die Untersuchungen zur Degradation der Widerstandsbeiträge während des TC-Tests wurden an eingekapselten Teststrukturen bzw. speziell hergestellten Modulen untersucht. Hinsichtlich der industriell üblichen Verschaltung mittels schmaler Kupferlötbandchen konnte dabei erstmals festgestellt werden, dass die effektive Verschaltung nicht ausschließlich über die lokalen Lötkontakte erfolgt. Auch die Bereiche zwischen den Lötstellen tragen im Solarmodul zur Zellverschaltung bei, mit positiver Auswirkung auf den Serienwiderstand. Während der ersten thermomechanischen Belastung im TC-Test geht dieser Kontakt jedoch schnell verloren und durch die damit verbundene Änderung der Stromflussmuster kommt es zu einem schnellen Serienwiderstandsanstieg. Außerdem kommt es während des 400 Zyklen langen TC-Tests zu einem Anstieg der Widerstände im Bereich der Silber-Aluminium-Legierung und der Rückseitenmetallisierung. Vor allem die Aluminium-Silizium-Legierung zeigt dabei eine starke Degradation, welche den Serienwiderstandsbeitrag dieser um $0,07 \Omega \text{ cm}^2$ ($\Delta\eta \approx -0,10 \%_{abs}$) erhöht. Der Anstieg im Silber-Aluminium-Legierungsbereich trägt mit $0,02 \Omega \text{ cm}^2$ ($\Delta\eta \approx -0,03 \%_{abs}$) zusätzlich zur Degradation bei. Des Weiteren konnte der Effekt der Kontaktwiderstandserhöhung der vorder- und rückseitigen Lötkontakte mit zusammen $0,15 \Omega \text{ cm}^2$ bestimmt werden, was einen weiteren signifikanten Beitrag von $\Delta\eta \approx -0,22 \%_{abs}$ darstellt. Zusammen mit der Degradation des Aluminium-Silizium-Kontaktwiderstandes und dem Effekt von Fingerunterbrechungen auf der Zellvorderseite ergibt sich für die untersuchten 3-Busbar-Zellen eine Serienwiderstandsdegradation von $0,45 \Omega \text{ cm}^2$ und damit ein $\Delta\eta$ von $\approx -0,66 \%_{abs}$ nach TC400, welche nahezu vollständig durch die Rückseitenmetallisierung bedingt ist. Eine Degradation der Vorderseitenmetallisierung und damit zusammenhängender Beitrag zur Gesamtdegradation wurde nicht festgestellt.

Aus den ermittelten Degradationsbeiträgen konnten über numerische Simulationen Optimierungsvorschläge abgeleitet sowie der Einfluss von Lötfehlern abgeschätzt werden. Eine Anpassung des Metallisierungsdesigns auf 5-Busbar-Zellen bei gleichzeitiger Nutzung von 12 Lötkontakten auf Vorder- und Rückseite ergab dabei das Potential einer auf $0,13 \Omega \text{ cm}^2$ gesenkten Serienwiderstandsdegradation nach TC400. Der daraus erwartete Effizienzgewinn gegenüber dem 3-Busbar Solarmodul nach 400 TC-Zyklen beträgt damit $\sim 0,43 \%_{abs}$.

Abstract

The worldwide introduction of *PERC* solar cell technology (passivated emitter and rear cell) has caused a major transition in the photovoltaic industry in recent years and replaces the previously dominant *BSF* solar cells (back surface field). The main difference lies on the rear side of the solar cell, which is passivated by a full surface deposited layer stack of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_x\text{N}_y$. This is locally opened by laser ablation to establish contact between the aluminum metallization and the wafer. By changing from full-surface to local contacts using new metallization pastes, not only the electrical but also the mechanical properties of the solar cell are modified.

The effects of this change in metallization on the initial state and, especially, the behavior of these solar cells with regard to their reliability have been characterized in detail in this thesis. The investigation of all relevant series resistance contributions of the metallization and cell interconnection were carried out on specially developed test structures, industrially manufactured solar cells and modules. The evaluation of the reliability is carried out by the periodic characterization during the thermomechanical loading of the thermal cycling (TC)-test, which is used industry-wide according to DIN EN 61215 for the accelerated ageing of solar modules. In parallel, the numerical FEM simulation using COMSOL Multiphysics on the basis of the determined resistances was used to validate the experimentally measured module degradation. This was also used to understand the current flow patterns in the solar module in detail.

For the first time in the context of *PERC* solar cells the local silver-aluminium alloy formation in the contact area between rear solder pads and aluminium metallization was investigated. It could be proven that the high specific resistance of the alloy in the industrial typical configuration contributes $0.06 \Omega \text{ cm}^2$ to the series resistance of the solar cell and therefore reduces the efficiency η by $\approx -0.09 \%_{abs}$. At the same time, an open-circuit voltage loss of 1.2 mV could be determined for these solar cells, caused by parasitic AgAl contacts in the area of alloy formation, which locally damage the rear side passivation. Based on these investigations and analyses on a model system of silver and aluminum deposited by thermal evaporation, a model of alloy formation and interaction with solar cell passivation could be established.

In addition, the contact resistance of the local rear contact (LCO) and the lateral resistance of the aluminum metallization were investigated. By means of locally resolved resistance measurements, the increase in resistance due to aluminium-silicon alloy formation could be shown and thus the effect of different metallization designs could be determined. The series resistance effect associated with this area is $0.07 \Omega \text{ cm}^2$ ($\Delta\eta \approx -0.10 \%_{abs}$). The contribution of the local aluminum-silicon contacts could be measured simultaneously with $0.04 \Omega \text{ cm}^2$ ($\Delta\eta \approx -0.06 \%_{abs}$). The rear side metallization thus accounts for $\sim 40\%$ of the total series resistance of the cell metallization, the remaining $0.46 \Omega \text{ cm}^2$ and thus an efficiency effect of $-0.67 \%_{abs}$ is accounted by the front side metallization.

The investigations on the degradation of the resistance contributions during the TC-test were carried out on encapsulated test structures or specially manufactured modules. With regard to the industrial standard interconnection by means of narrow copper solder ribbons, it was found for the first time that the effective interconnection does not exclusively take place via the local solder contacts. The areas between the solder joints also contribute to cell

interconnection in the solar module, with a positive effect on series resistance. During the first thermomechanical load in the TC-test, however, this contact is quickly lost and the associated change in current flow patterns leads to a rapid increase in series resistance. In addition, during the 400 cycles of TC-test there is an increase in resistances in the silver-aluminum alloy and rear metallization. Especially the aluminum-silicon alloy shows a strong degradation, which increases the series resistance contribution by $0.07 \Omega \text{ cm}^2$ ($\Delta\eta \approx -0.10 \%_{abs}$) after 400 TC cycles. The increase in the silver-aluminum alloy region also contributes to degradation with $0.02 \Omega \text{ cm}^2$ ($\Delta\eta \approx -0.03 \%_{abs}$). Furthermore, the effect of the contact resistance increase of the front and rear solder contacts could be determined with $0.15 \Omega \text{ cm}^2$, which represents another significant contribution of $\Delta\eta \approx -0.22 \%_{abs}$. Together with the degradation of the aluminum-silicon contact resistance and the effect of finger interruptions of the solar cell front, a series resistance degradation of $0.45 \Omega \text{ cm}^2$ and thus $\Delta\eta$ of $\approx -0.66 \%_{abs}$ according to TC400 for the investigated 3-busbar *PERC* cells results, which is almost completely caused by the back side metallization. A degradation of the front side metallization and thus degradation contribution was not determined.

From the degradation contributions determined, optimization proposals could be derived via numerical simulation, and the influence of soldering faults could be estimated. An adaptation of the metallization design to 5-busbar-cells with simultaneous use of 12 solder contacts on the front and rear side resulted in the potential of a reduced series resistance degradation to $0.13 \Omega \text{ cm}^2$ according to TC400. The expected efficiency gain compared to the 3-busbar solar module after 400 TC cycles is $\sim 0.4 \%_{abs}$.

Inhaltsverzeichnis

Kurzzusammenfassung	5
Abstract	7
Inhaltsverzeichnis	9
1 Einleitung	11
2 Industrielle Solarzellen- und Modulherstellung	13
2.1 Grundlagen	13
2.2 Zellherstellung	15
2.3 Modulherstellung	17
2.4 Metallisierung industrieller Solarzellen	18
2.4.1 Siebdruckprozess	18
2.4.2 Silber-Silizium Kontakt	20
2.4.3 Aluminium-Silizium Kontakt	21
2.4.4 Silber-Aluminium-Legierungsbildung	24
3 Degradationsuntersuchungen an Solarmodulen	29
3.1 Freifeld-Untersuchungen	29
3.2 Beschleunigte Alterungstests	31
3.3 Metallisierungsdegradation	33
3.3.1 Vorderseitenmetallisierung	33
3.3.2 Rückseitenmetallisierung	34
3.3.3 Zellverschaltung	35
4 Charakterisierung der Serienwiderstandsbeiträge industrieller Solarzellen	37
4.1 Analytische Berechnungen der Serienwiderstandsbeiträge	38
4.2 3D FEM-Simulation	41
4.3 Mess- und Analysemethoden	43
4.3.1 Vierletermessung & Seebeck-Kompensation	43
4.3.2 Transfer-Längen-Methode	44
4.3.3 Kontakt-End-Widerstands-Messung	45
4.3.4 Busbar-Busbar-Messung	47
4.3.5 IV-Messung	48
4.4 Teststrukturen und -methoden zur Bestimmung der Serienwiderstandsanteile der Metallisierung	48
4.4.1 Silber-Silizium-Kontaktwiderstand	49
4.4.2 Vorderseitengrid und Einfluss von Fingerunterbrechungen	49
4.4.3 LCO-Kontaktwiderstand	50
4.4.4 Schichtwiderstand der Rückseitenmetallisierung	52
4.4.5 AgAl-Widerstand	54
4.4.6 AgAl-Si-Kontaktwiderstand	55
4.4.7 Löt- und Druckkontaktwiderstand	56
4.4.8 1-Zell-Module - Untersuchungen auf Modulebene	58

5 AgAl-Legierung bei der Rückseitenmetallisierung industrieller PERC-Solarzellen	61
5.1 Formierungsbedingungen	62
5.2 Einfluss des R_{AgAl} auf den Serienwiderstand	69
5.3 Wechselwirkung mit Rückseitenpassivierung	72
5.4 Zusammenfassung	76
6 Serienwiderstand der Zellmetallisierung und deren Degradation	79
6.1 Silber-Grid Vorderseite	79
6.2 Ag-Si-Kontaktwiderstand	81
6.3 LCO-Kontaktwiderstand	82
6.4 Al- & AlSi-Schichtwiderstand	83
6.4.1 Einfluss der AlSi-Legierung	84
6.4.2 Degradation der AlSi-Legierung	86
6.4.3 Einfluss der Waferdicke	88
6.4.4 Degradation auf Modulebene	90
6.5 AgAl-Überlappwiderstand	92
6.6 Ag-Schichtwiderstand	96
6.7 Löt- und Druckkontaktwiderstand	96
6.7.1 Potential des Druckkontaktes	97
6.7.2 Druckkontakte im Solarmodul	98
6.7.3 Lötkontaktwiderstand	105
6.8 Zusammenfassung	107
7 Optimierung der Zellmetallisierung zur verbesserten Langzeitstabilität	111
7.1 Vorderseite	111
7.2 Rückseite	112
8 Zusammenfassung	117
Referenzen	119
Acronyme	133
Symbole	135
Geometrieparameter	139
9 Anhang	151
9.1 Modulprüfung nach IEC 61215	151
9.2 Widerstandsparameter industrieller PERC-Solarzellen	152
9.3 Analytische Berechnung der r_{Al} -Serienwiderstandsbeiträge	152
9.4 Serienwiderstandseinfluss von Fingerunterbrechungen	153
9.5 Diffusionsweite der AgAl-Legierung bei h_{Ag} Variation	154
9.6 Einfluss der Al-Paste auf die $R_{\text{sh-al}}$ -Degradation	155
10 Publikationen	157
Danksagung	159

1 Einleitung

Nach der Herstellung des ersten kristallinen Silizium-Moduls in den Bell Laboratories im Jahr 1955 hat die Nutzung der Photovoltaik eine enorme Entwicklung erfahren [1]. Nach der erfolgreichen Anwendung zur Energieversorgung in der Raumfahrt [2] hat sich die photovoltaische Stromerzeugung spätestens seit dem Ende des 20. Jhd. auch in der terrestrischen Anwendung etabliert [3]. Mittlerweile hat sie die größte jährliche Zubaurate aller Formen der Energieerzeugung erreicht und überragte im Jahr 2017 mit $\sim 100 \text{ GW}_{\text{peak}}$ sogar die neu installierte Kraftwerkskapazität aller fossilen und nuklearen Kraftwerke zusammen [4]. In Abhängigkeit der lokalen Gegebenheiten werden für Großanlagen vielerorts Stromgestehungskosten erreicht, welche von keiner anderen Art der Energieerzeugung unterboten werden können [4].

Dieser Erfolg beruht auf der kontinuierlichen Entwicklung der Solarzellen hinsichtlich ihrer Effizienzsteigerung, Senkung der Herstellungskosten und Erhöhung der Zuverlässigkeit. Maßgeblich mit diesen Fortschritten verbunden war die Entwicklung der *BSF*-Zelltechnologie im Jahr 1972 [5], bei welcher eine flächige Aluminium-Metallisierung auf der Zellrückseite in einem Sinterprozess das namensgebende *back surface field* formt. Dieser technologisch einfache Prozess senkte die rückseitige Oberflächenrekombination und ermöglichte zusammen mit der Entwicklung der siebgedruckten Metallisierung die kostengünstige industrielle Zellherstellung. Die über Jahrzehnte durchgeführte Optimierung der Prozesse führte zu Wirkungsgraden industriell hergestellter Solarzellen von bis zu $\sim 20\%$ [6]. Gleichzeitig konnte die von den Herstellern gegebene Leistungsgarantie für die aus diesen Solarzellen hergestellten Module durch langreichende Erfahrung im Feld und ausgiebige Labortests auf einen Zeitraum von 20 bis 25 Jahren angehoben werden. In diesem Zeitraum muss ohne Eingriffe durch den Betreiber eine zuverlässige Funktion gewährleistet sein, wobei eine übliche, jährliche Leistungsabnahme von $\sim 0,6\%$ nicht überschritten werden darf.

Durch die Einführung der *PERC*-Technologie (*passivated emitter and rear cell*) in die industrielle Massenproduktion im Jahr 2012 konnten vorhandene Limitierungen der *BSF*-Zellen überwunden und in der industriellen Produktion bereits Effizienzen von $\sim 22\%$ erzielt werden [7]. Als Hauptunterschied wird auf der Solarzellenrückseite ein vollflächiger Schichtstapel aus $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_x\text{N}_y$ zur Passivierung der rückseitigen Oberfläche abgeschieden. Dieser wird mittels Laserablation lokal geöffnet, um den Kontakt zwischen der Aluminium-Metallisierung und dem Wafer herzustellen. Durch den Wechsel von einer vollflächigen zu einer komplexeren Metallisierung mit lokalen Kontakten unter Verwendung neuer Metallisierungspasten und Prozesse ändern sich allerdings neben den elektrischen auch die mechanischen Eigenschaften einer Solarzelle [8]–[11]. Die Erfüllung der bereits etablierten hohen Qualitätsansprüche und langjährigen Leistungsgarantien erforderte daher eine umfangreiche Charakterisierung dieser *PERC*-Solarzellen, vor allem in Bezug auf die Metallisierung und der damit eng verbundenen Zellverschaltung.

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich daher mit möglichen Teststrukturen und Messmethoden, um eine separate Bestimmung aller serienwiderstandsrelevanter Metallisierungs- und Verschaltungskomponenten zu ermöglichen. Neben dem Verhalten im Ausgangszustand liegt der Fokus auf der Betrachtung der jeweiligen Widerstandsänderung während beschleunigter Alterungstests mit dem Ziel, die serienwiderstandsbedingten Verluste zuzuordnen und dadurch Wege zur Reduktion dieser Verluste aufzeigen zu können.

2 Industrielle Solarzellen- und Modulherstellung

2.1 Grundlagen

Mit „When sunlight strikes a solar cell, the incident energy is converted directly into electricity without any mechanical or polluting by-products“¹, fasst Green die Funktionsweise der Solarzelle zusammen [12]. Gleichzeitig beschreibt er den Charme der Technologie, nämlich die direkte Konvertierung der Energie der Photonen in elektrischen Strom.

Eine Solarzelle ist dabei im Prinzip eine großflächige Diode. Der pn-Übergang wird dabei über die Dotierung eines Silizium-Wafers mit Bor (p) und Phosphor (n) erreicht. Nach der Absorption des Lichtes unter Generation von Elektron-Loch-Paaren diffundieren die jeweiligen Minoritätsladungsträger im Silizium und können bei Erreichen des pn-Überganges diesen mit Hilfe des zugehörigen lokalen elektrischen Feldes überwinden [13]. Der umgekehrte Weg in die Basis zurück ist über das elektrische Feld am pn-Übergang nahezu vollständig unterdrückt. Entsprechend lässt sich die ideale Solarzelle als Stromquelle mit der durch Beleuchtung generierten Photostromdichte (j_{ph}) und einer Diode über die Shockley-Gleichung [14] beschreiben, Gl. 2.1.

$$j = j_{\text{ph}} - j_0 \left(e^{\frac{qV}{nkT}} - 1 \right) \quad (2.1)$$

Entscheidende Parameter sind dabei die Sperrsättigungsstromdichte (j_0), Elementarladung (q), Boltzmann-Konstante (k), Temperatur (T) sowie der Idealitätsfaktor (n) der Diode. Über diese Parameter ergibt sich ein charakteristischer Zusammenhang zwischen Stromdichte und Spannung welcher als IV-Kennlinie der Solarzelle bezeichnet wird. Dabei unterscheidet man die beiden Fälle: Hell- ($j_{\text{ph}} > 0$) und Dunkel-Kennlinie ($j_{\text{ph}} = 0$), vergl. Abb. 2.1. Im beleuchteten Zustand generiert die Solarzelle Strom, welcher über die äußeren Kontakte abgeführt wird, die charakteristischen Punkte der Kennlinie sind dabei:

- Kurzschlussstromdichte (j_{sc})
- Leerlaufspannung (V_{oc})
- Arbeitspunkt maximaler Leistung (engl.: *maximum power point*) (MPP)
- Stromdichte am MPP (j_{MPP})
- Spannung am MPP (V_{MPP})

Daraus lässt sich direkt der Wirkungsgrad (η) bei gegebener eintreffender Strahlungsleistung (E_{L}) auf die Solarzellen über Gl. 2.2 bestimmen. Die Messung der IV-Kennlinie erfolgt dafür unter standardisierten Messbedingungen (*standard test conditions*, STC) bei $E_{\text{L}} = 1000 \text{ W m}^{-2}$, einer Zelltemperatur von 25 °C und durch Nutzung des in IEC 60904-3 genormten Lichtspektrums [15].

$$\eta = \frac{j_{\text{MPP}} V_{\text{MPP}}}{E_{\text{L}}} \quad (2.2)$$

¹Übersetzung: Wenn Sonnenlicht auf eine Solarzelle trifft, wird die eintreffende Energie direkt in elektrische umgewandelt, ohne jegliche mechanische Bewegung oder Produktion umweltschädlicher Nebenprodukte.

Zusätzlich wird der Füllfaktor (FF) als Gütemaß für die Solarzellenkennlinie eingeführt (Gl. 2.3) und als einfacheres Maß für die Bewertung der Kennlinie herangezogen. Dieses Flächenverhältnis der charakteristischen Betriebspunkte ist auch in Abb. 2.1 a) abgebildet und beinhaltet Verluste durch Serienwiderstand (r_s), Parallelwiderstand (r_{shunt}) und Sperrsättigungsstromdichte (j_0).

$$FF = \frac{j_{MPP} V_{MPP}}{j_{sc} V_{oc}} \quad (2.3)$$

Die wichtigsten Kenngrößen zur Beschreibung einer Solarzelle stellen damit V_{oc} , j_{sc} , FF und η dar.

Auch ohne Beleuchtung kann über die Aufnahme der Dunkelkennlinie eine Charakterisierung der Solarzelle erfolgen, exemplarische Dunkelkennlinien sind der Abb. 2.1 b) zu entnehmen. Durch die Aufprägung eines externen Stromes wird die Solarzelle als Verbraucher betrieben, die elektrischen Eigenschaften bleiben dabei bestehen und können aus der Kennlinie bestimmt werden. Allerdings ändert sich durch die externe Stromzufuhr das Stromflussmuster innerhalb der Solarzelle, sodass sich vor allem die Widerstandsbeiträge des Wafers und Emitters vom beleuchteten Fall unterscheiden und zu einem geringeren r_s führen [16], [17]. Zur Beschreibung einer realen Solarzelle wird das bereits vorgestellte Ersatzschaltbild um eine weitere Diode und Widerstände in Reihe und parallel zur Stromquelle erweitert, um die real auftretenden Effekte besser zu beschreiben und die experimentelle Daten ausreichend gut anpassen zu können, siehe Abb. 2.1 b) und Gl. 2.4.

$$j = j_{ph} - j_{01} \left(e^{\frac{q(V-jr_s)}{n_1 kT}} - 1 \right) - j_{02} \left(e^{\frac{q(V-jr_s)}{n_2 kT}} - 1 \right) - \frac{V - jr_s}{r_{shunt}} \quad (2.4)$$

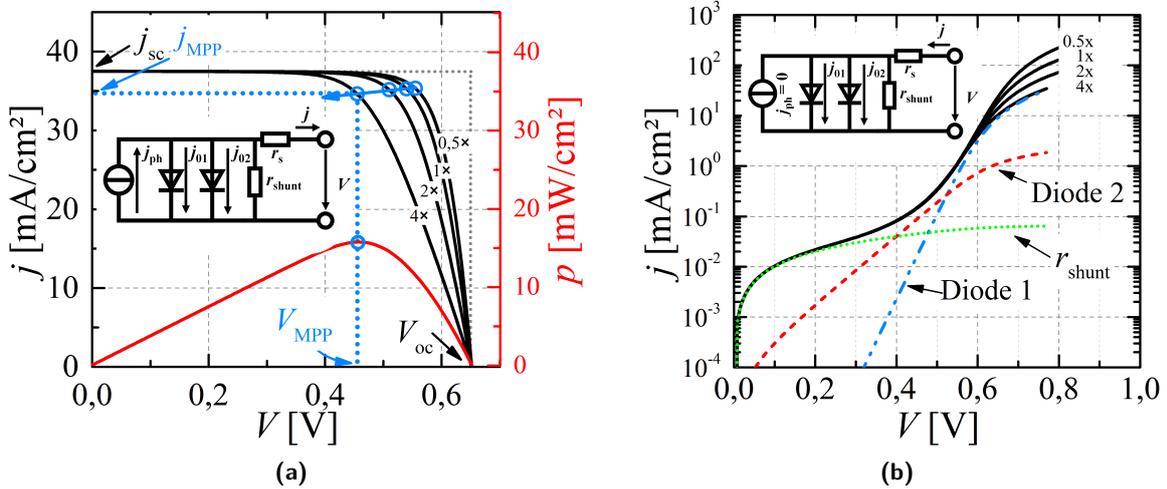


Abb. 2.1: Exemplarische Darstellung der a) Hell-IV-Kennlinien von 4 Solarzellen mit unterschiedlichem r_s als Vielfaches von $0,9 \Omega \text{ cm}^2$, sowie die zur $4 \times r_s$ gehörende p(V)-Kurve und die charakteristischen Punkte der Kennlinie. Außerdem in b) die zugehörigen Dunkel-IV-Kennlinien mit der exemplarischen Aufteilung der Komponenten für die $4 \times r_s$ -Kurve. Daten erstellt mit "2/3-Diode Fit"[18]. Zusätzlich sind die Ersatzschaltbilder der 2-Dioden-Gleichung im jeweiligen Betriebszustand in die Graphen eingefügt.

Spannungsabfälle, hervorgerufen durch den Widerstand von Leiterbahnen etc., werden über $V - jr_s$ berücksichtigt, wobei r_s der flächengewichtete Serienwiderstand der Solarzelle ist. In der modellhaften Vorstellung beschreibt die erste Diode und deren j_{01} mit einem Idealitätsfaktor $n_1 \sim 1$ die Band-Band-Rekombination in Basis und Emitter, die zweite Diode ($n_2 \sim 2$) hingegen die Störstellen-Rekombination im Bereich des pn-Überganges [13]. Aufgrund der unterschiedlichen Spannungsabhängigkeiten überwiegt der Einfluss der zweiten Diode im

Bereich niedriger Spannungen, wohingegen bei höheren Spannungen die Kennlinie maßgeblich von der ersten Diode bestimmt wird, vergl. Abb. 2.1 b). Zusätzlich wird auch der r_{shunt} als parasitärer Stromfluss zur Umgehung der Diode betrachtet, welcher die Solarzelle allerdings meist nur in geringem Maße beeinflusst. Das entsprechende Ersatzschaltbild ist in Abb. 2.1 b) zu sehen.

Der Serienwiderstand bzw. dessen Änderung während der beschleunigten Alterung von Solarzellen und -modulen stellt einen Hauptaspekt dieser Arbeit dar. Die Bestimmung des Serienwiderstandes und dessen Einfluss auf die Zelleistung ist entsprechend wichtig.

In Abb. 2.1 a) und b) ist jeweils der Einfluss einer r_s -Änderung auf die Solarzellenkennlinie dargestellt. Unter der realistischen Annahme, dass ein Widerstandsanstieg einen zusätzlichen Spannungsabfall, aber keine Änderung des j_{sc} , j_{MPP} und V_{oc} hervorruft, kann die lineare Abhängigkeit nach Mette [19] zwischen r_s und FF über Gl. 2.5 bestimmt werden. Somit kann aus einer FF -Änderung und den IV Parameter der Hellkennlinie ein Δr_s abgeleitet werden.

$$\frac{\Delta FF}{\Delta r_s} = \frac{j_{\text{MPP}}^2}{V_{\text{oc}} j_{\text{sc}}} \quad (2.5)$$

Die vorgestellten Modelle und physikalischen Zusammenhängen bilden die Grundlage der Charakterisierung der kristallinen Solarzellen mit passivierter Zellvorder- und rückseite (engl.: *passivated emitter and rear cell*) (*PERC*)-Solarzellen. Sie werden daher im Folgenden verwendet um den Serienwiderstand aufgeschlüsselt nach allen Metallisierungs- und Verschaltungskomponenten zu bestimmen.

2.2 Zellherstellung

Aufgrund der physikalischen Limitierung der Zelltechnologie durch das Namensgebende *Back Surface Field* (BSF) auf $\sim 20\%$ (cz-Si) [6], wurde das Konzept der Solarzellen mit passivierter Zellvorder- und rückseite (engl.: *passivated emitter and rear cell*) (*PERC*) bei vielen Herstellern in die Fertigungslinien etabliert. Dabei wird das durch Blakers et al. [20] im Jahr 1989 vorgestellte Konzept durch die Passivierung der Zellrückseite mittels Al_2O_3 , in Kombination mit lokalen Laserkontaktöffnungen (LCO) und somit lokalen Al-Si-Kontakten, umgesetzt, siehe Abb. 2.2.

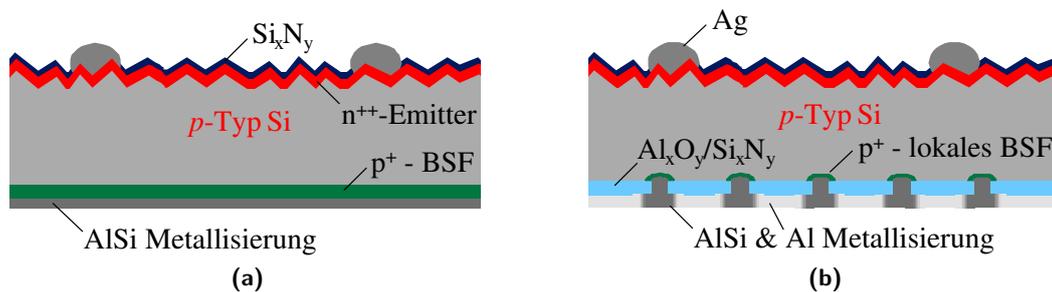


Abb. 2.2: Schematische Darstellung des a) *BSF*- und b) *PERC*-Zellkonzeptes.

Nach der ersten industriellen Einführung im Jahr 2013 durch die Firma Hanwha Q Cells [21] konnte der Wirkungsgrad der *PERC*-Solarzellen mit einer jährlichen Rate von $\sim 0,6\%$ gesteigert werden [22] und erreicht heute in der Massenproduktion Effizienzen von $> 22\%$ [7], [23]. Heute zeigt diese Technologie eine hohe Marktdurchsetzung und erreichte im Jahr 2018 einen Anteil von 35% am Weltmarkt für Photovoltaik [24]. Aktuelle Prognosen gehen davon aus, dass im Jahr 2019 die *PERC*-Technologie die am häufigsten angewendete Herstellungstechnologie sein wird [24] und somit die erstmalig 1972 demonstrierte und in den 1980er Jahren industriell umgesetzte Rückseitige p+-dotierte Schicht durch Aluminiumlegierungsprozess auf

der Zellrückseite (engl.: *Back Surface Field*) (*BSF*)-Technologie endgültig ablösen wird [5]. Die Möglichkeit der Erweiterung bisheriger *BSF*-Produktionslinien mittels Abscheideanlagen für die Rückseitenpassivierung und Einführung von günstigen Laserprozessen zur lokalen Kontaktöffnung auf der Zellrückseite beschleunigen dabei den Übergang deutlich, siehe Abb. 2.3. Die in dieser Arbeit verwendeten Solarzellen wurden, wenn nicht anders beschrieben, nach dem vorgestellten *PERC*-Prozess mit multikristallinem Silizium-Material hergestellt.

Nach einer Eingangskontrolle werden die mit Bor dotierten Wafer mit einer Kantenlänge von $156 \times 156 \text{ mm}^2$ einer nasschemischen Behandlung unterzogen. Diese beinhaltet dabei sowohl die Entfernung des oberflächlichen Sägeschadens aus der Waferherstellung mittels wässriger, alkalischer KOH-Lösung, als auch eine Reinigung und Texturierung der Silizium-Oberfläche zur Verbesserung der Lichtabsorption durch eine HF/HNO₃-Lösung. Auf die entstandene schwammartige Oberfläche erfolgt die Abscheidung eines phosphorhaltigen Silicatglases, welches im anschließenden Hochtemperaturprozess als Dotierquelle verwendet und als POCl-Diffusion bezeichnet wird. Am Ende des Dotierprozesses ist der pn-Übergang flächig auf einer Zellseite ausgebildet. Ein weiterer nasschemischer Prozessschritt folgt, um das Phosphorsilicatglas von der Oberfläche zu entfernen und darauf folgend durch eine nasschemische Kantenisolation den Kurzschluss über einen Diffusionsumgriff an der Zellkante zu entfernen.

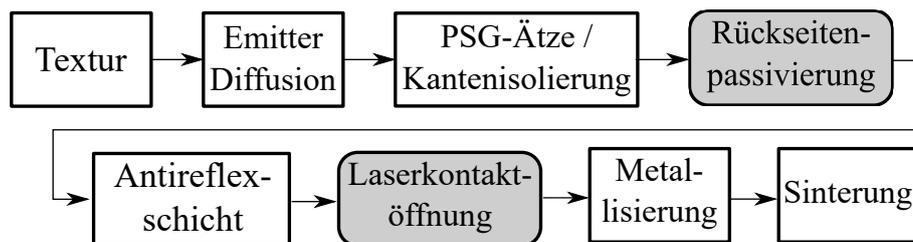


Abb. 2.3: Übersicht der Prozesskette zur Solarzellenherstellung, wobei die grau hinterlegten Prozesse in den Herstellungsprozess von *BSF*-Solarzellen eingefügt werden, um die Produktion von *PERC*-Solarzellen zu erreichen.

Die Rückseitenpassivierung wird über eine plasmaunterstützte Gasphasenabscheidung realisiert. Mit Hilfe von Linear-Antennen und Mikrowellen-Pulsen bei 2.45 GHz wird in einem Vakuum-Reaktor ein Argon-Plasma erzeugt. In die Prozesskammer wird ein Gasgemisch, bestehend aus Trimethylaluminium (TMA, Al(CH₃)₃) und Distickstoffmonoxid (N₂O) eingeleitet [25]. Unterstützt durch das Plasma findet die Reaktion des TMA und N₂O zu Aluminium-Oxid (Al₂O₃) statt. Die 20..30 nm dicke Schicht erzeugt eine chemische und Feld-Effekt-Passivierung der Siliziumoberfläche, welche die Oberflächenrekombination stark absenkt. Direkt im Anschluss erfolgt in einem zweiten Schritt die Abscheidung einer Silizium-Nitrid Schicht (Si_xN_y)-Schicht. Auch hier wird über ein Ar-Plasma die Reaktion von Ammoniak (NH₃) und Silan (SiH₄) hervorgerufen, sodass in Abhängigkeit der Gasflüsse eine in der Stöchiometrie einstellbare Si_xN_y-Schicht auf der Oberfläche abgeschieden wird [26]. Die Schichtdicke wird dabei an den jeweiligen Zellprozess angepasst und beträgt zwischen 70..150 nm. Dadurch wird zum einen eine gegenüber der Metallisierung beständige Schutzschicht erzeugt [27], welche eine Anwendung der Rückseitenpassivierung für herkömmliche Siebdurck-Solarzellen ermöglicht [28] und zum anderen die Rückreflektion an der Waferrückseite erhöht und somit die Stromausbeute verbessert [29].

Um eine Kontaktierung durch diese dielektrische Schicht zu ermöglichen, wird in einem regelmäßigen Muster die Passivierschicht mittels gepulstem Laser ablatiert. Auf der Rückseite werden so linienförmige Kontaktöffnungen mit $\sim 60 \mu\text{m}$ Linienbreite erzeugt. Dabei wird lokal das Silizium durch den Energieeintrag mittels Laser aufgeschmolzen und rekristallisiert in

einem Graben von wenigen μm Tiefe. Direkt im Anschluss folgt der Siebdruck der Rückseitenmetallisierung in zwei Schritten. Auf der Rückseite werden dadurch 18 lötbare Silber-Pads verteilt auf 3 Busbars aufgetragen, siehe Abb. 2.4 a). Im nachfolgenden Prozessschritt wird Aluminium-Paste flächig auf der Rückseite aufgetragen, wobei ein umlaufender Rand von 0,5 mm Breite sowie der Bereich der Silber-Pads ausgespart wird, Abb. 2.4 a). Auf der Zellvorderseite wird das Kontaktgrid mit 3 Busbars (BB) und dazu senkrecht verlaufenden Fingern appliziert. Der elektrische Kontakt zwischen Metall und Silizium wird nach einer Trockenphase bei $\sim 450^\circ\text{C}$ in einem wenige Sekunden dauernden Hochtemperatur-Sinterprozess hergestellt.

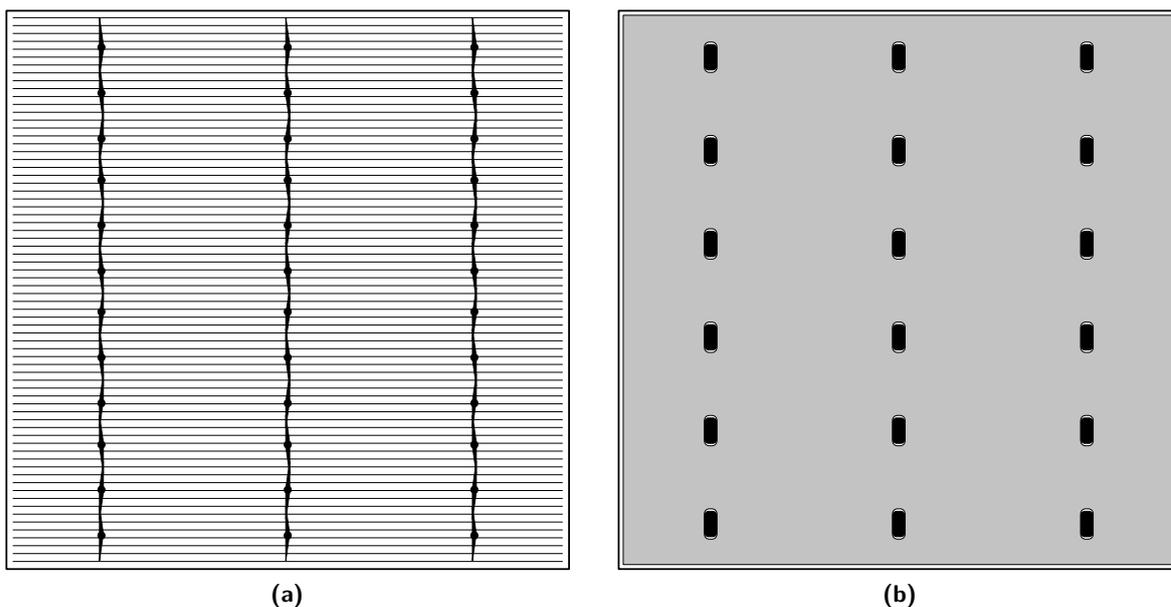


Abb. 2.4: Schematisches Layout der a) Vorder- und b) Rückseitenmetallisierung einer 3BB Solarzelle im 6"Format mit $156 \times 156 \text{ mm}^2$ Kantenlänge.

2.3 Modulherstellung

Die Modulherstellung hat sich bei der Umstellung auf die *PERC*-Technologie nicht prinzipiell verändern müssen, sodass auf die gleichen Produktionslinien zurückgegriffen werden kann. Ein Überblick über den Herstellungsprozess ist in Abb. 2.5 zu finden. Die Zellen werden zu Beginn in einem meist vollautomatischen Lötautomaten in Serie verschaltet. Die mit Lot beschichteten, schmalen Kupfer-Bändchen werden zumeist induktiv auf $\sim 180^\circ\text{C}$ erwärmt und mit der Silber-Metallisierung verlötet [30]. Die Lötung erfolgt für die untersuchten Solarzellen lokal an 6 Punkten pro Busbar auf der Rückseite und 12 Punkten auf der Vorderseite, vergl. Abb. 2.4. Die Serienschaltung erfolgt durch die Verbindung der Zellrückseite der einen Zelle mit der Vorderseite der nächsten Zelle. Eine dichte Aneinanderreihung von 10 bzw. 12 Zellen bildet einen so genannten *String*.

Im nächsten Prozessschritt werden 6 dieser *Strings* nebeneinander auf ein mit EVA abgedeckte Glasscheibe gelegt und die Stränge mit breiteren Kupferbändchen, den so genannten Querverbindern, in Serie verbunden, sodass 60 bzw. 72 Solarzellen in Reihe geschaltet sind. Darauf wird wiederum eine zugeschnittene EVA-Folie und das Backsheet gelegt, wobei die Kontaktenden der Strings herausgeführt werden. In einem Vakuum-Laminationsverfahren wird der gesamte Stapel für einige Minuten auf $\sim 140^\circ\text{C}$ erwärmt. Dadurch erfolgt ein Aufschmelzen der EVA-Folie verbunden mit einer Vernetzung der Polymere. Es ergibt sich dadurch die hohe

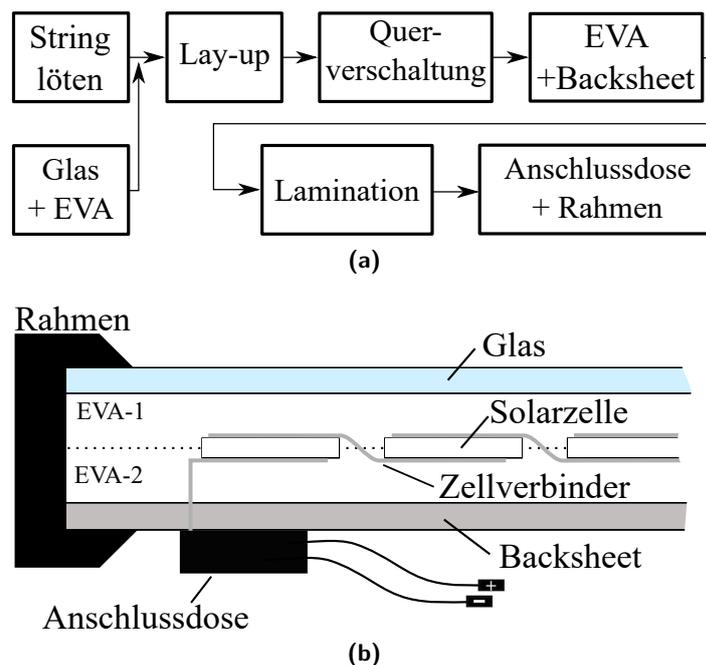


Abb. 2.5: a) Übersicht der Prozesskette zur Solarmodulherstellung, sowie b) der schematische Querschnitt eines entsprechenden Moduls.

Transparenz des EVA und eine mechanische Einkapselung der Zellen sowie Verbindung des EVA mit dem Frontglas und der Rückseitenfolie zu einem stabilen Laminat.

Nach dem Abkühlen wird ein Rahmenprofil umlaufend um das Laminat angebracht, um die mechanische Stabilität zu erhöhen. Außerdem wird die Anschlussdose angebracht und die herausgeführten Kontakte der Solarzellen werden mit den eigentlichen Kabeln zur Modulverschaltung verbunden.

2.4 Metallisierung industrieller Solarzellen

Aufgrund der niedrigen Prozesskosten und geringen Komplexität hat sich in der industriellen Herstellung von Solarzellen die Metallisierung mittels Siebdruck von metallhaltigen Pasten durchgesetzt. Die Paste wird dabei mittels Rakel durch die feinen Maschen der Siebdruckschablone gepresst und somit auf den Wafer übertragen.

2.4.1 Siebdruckprozess

Der Siebdruck wird mit Hilfe von feinen Kunststoff- oder Stahldraht-Geweben realisiert, welche durch ein Polymer großflächig versiegelt (auch als Emulsion bezeichnet) und nur lokal mittels Photolithographie geöffnet sind. Diese Positivschablonen werden für den direkten Übertrag der Metallisierungspasten auf die Solarzellen verwendet, wobei diese mittels Scherbewegung eines Rakels übertragen werden. Der Druckprozess lässt sich in drei grundlegende Schritte einteilen. Zu Beginn wird durch ein Flutrakel mit geringem Druck das offene Volumen des Siebes mit der Paste gefüllt, siehe Abb. 2.6 a). Nachdem das Flutrakel vollständig über den Druckbereich verfahren wurde, folgt der eigentliche Druckprozess in entgegengesetzter Richtung durch das Druckrakel, Abb. 2.6 b). Durch hohen Druck wird durch das Rakel zum einen das Sieb auf die Waferoberfläche gedrückt und zum anderen die Paste durch die Sieböffnungen. Die Metallisierungspaste haftet bei Kontakt mit der Siliziumoberfläche an

dieser aufgrund adhesiver Kräfte. Im abschließenden Auslöseprozess hebt sich das Sieb von der Oberfläche und die Paste verbleibt auf dem Wafer, allerdings muss dafür die Adhäsion der Paste auf der Waferoberfläche größer sein als zu den Seitenwänden im Druckkanal des Siebes.

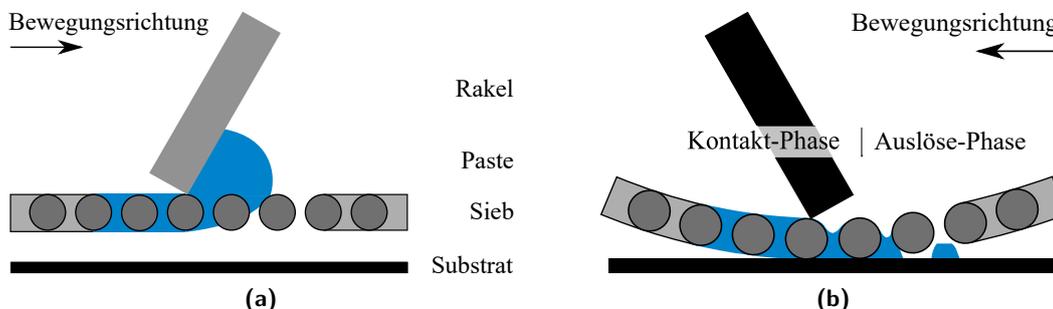


Abb. 2.6: Siebdruck-Prozess: a) das offene Volumen des Siebes wird mit Paste unter geringem Rakeldruck gefüllt und b) anschließend unter hohem Druck durch das Rakel auf die Waferoberfläche gepresst (Kontaktphase). Die Übertragung auf das Substrat wird durch das Abheben des Siebes vom Substrat und das Freigeben der Paste aus dem Gewebe abgeschlossen (Auslöse-Phase).

Die Qualität und Quantität des Druckes hängt dabei von einer Vielzahl von Parametern ab. Die Menge an übertragener Metallisierungspaste hängt vor allem vom offenen Volumen des Siebes ab, welches wiederum durch die Maschendichte, Drahtdicke und Emulsionsstärke bestimmt wird. Übersteigt die Emulsionsstärke die Höhe des Drahtgewebes, wird folglich der Druckkanal vergrößert und das mögliche Druckvolumen steigt unabhängig vom verwendeten Gewebe an. Die Behandlung der offen liegenden Drähte und der Emulsion bestimmt maßgeblich die Oberflächenspannung der von Paste benetzten Kontaktflächen im Druckkanal. Dies beeinflusst das Auslöseverhalten der Paste aus dem Gewebe, was zum einen die übertragene Materialmenge, vor allem aber die Qualität der Druckbildwiedergabe bestimmt. Ziel ist es, ein möglichst leichtes Herausgleiten einer hochviskosen Paste aus dem Druckkanal zu ermöglichen.

Grundlegend setzen sich die verwendeten Pasten aus zwei Gruppen von Inhaltsstoffen zusammen, denen zur Einstellung der Druckeigenschaften und den funktionalen, welche die abschließenden elektrischen Eigenschaften bestimmen. Letztgenannte bestehen aus den Metallpartikeln mit einer Größe von wenigen Mikrometern und kugelförmiger oder flacher, flockenartiger Form, wobei Mischungen unterschiedlicher Partikelgrößen und Formen verwendet werden. Der Gewichtsanteil der Metallpartikel liegt je nach Anwendung der Metallisierungspaste bei $\sim 90\%$ (Silber, Vorderseite), $50\text{--}65\%$ (Silber, Rückseite) bzw. $60\text{--}70\%$ (Aluminium, Rückseite). Außerdem wird der Mischung ein Glas-Pulver, die sog. Glasfritte beigefügt, welche für die Verbindung der Metallpartikel untereinander und zur Kontaktierung des Siliziums im nachfolgenden Hochtemperaturschritt notwendig ist [31]–[33].

Die rheologischen Eigenschaften der Paste werden durch die Zugabe von organischen Bindemitteln (z.B. Ethylzellulose), Lösemitteln mit einem niedrigen Dampfdruck (z.B. Terpeneolen) und speziellen Additiven eingestellt [34]–[36]. Beide Gruppen, funktionale und rheologische, beeinflussen sich gegenseitig und somit die Druckeigenschaften und müssen daher speziell aufeinander abgestimmt werden. Ziel ist es, eine hochviskose Flüssigkeit zu erhalten, welche eine hohe Haftung auf dem Substrat aufweist, gleichzeitig aber eine geringe Adhäsion im Druckkanal des Siebes zeigt. Dafür vorteilhaft ist zumeist eine Scherentzähung, also eine Viskositätsabnahme bei hohen Scherkräften. Durch die Scherbewegung während des Siebdruckprozesses verringert sich die Viskosität der Paste, was eine Verbesserung der Fließeigenschaften durch die engen Maschen des Gewebes ermöglicht und somit zu einem homogenen Übertrag der Druckschablone führt [37].

Im direkten Anschluss jedes Siebdruck-Schrittes findet ein Trockenschritt statt, welcher bei

Temperaturen von ca. 150 °C das Verdampfen leicht flüchtiger Lösemittel bewirkt. Dadurch ist die Paste beständig gegen die leichten mechanischen Beanspruchungen der folgenden Transport- und Druckschritte.

Der Metallisierungsprozess der Solarzellen beginnt mit dem Druck der rückseitigen Silber-Pads, (siehe Abb. 2.4 a). Nach dem ersten Trockenschritt folgt der großflächige Auftrag der Aluminiummetallisierung. Bei den in dieser Arbeit untersuchten Solarzellen überlappen entlang der Längsseite der Silber-Pads beide Metallpasten ca. 250 µm, um den Kontakt beider Metallflächen auch bei leichten Druckungenauigkeiten zu garantieren. Durch die Kante am Übergang vom Substrat zum Silber-Pad kommt es zu einem nicht idealen Abdichten des Siebes im 2. Druckschritt in diesem Bereich. Daraus folgt ein lokal höherer Pastenauftrag und damit dickere Aluminium Schicht am Silber-Pad. An der kurzen Seite der Silber-Pads wiederum wird zur Vermeidung dieser Aluminium-Überhöhung eine Lücke gelassen. Die elektrische Kontaktierung der Solarzellen mit den aufgetragenen Metallpasten findet in einem abschließenden Co-Feuerschritt statt, Abb. 2.7. Dabei werden gleichzeitig auf Vorder- und Rückseite die Kontakte zwischen Silber und n⁺-Emitter und Aluminium und p-Silizium-Basis ausgebildet. Die Kontaktformierung unterscheidet sich dabei jedoch grundlegend. Während der ersten Phase des Aufheizens bis zur Plateau-Temperatur (~ 540 °C) verdampfen alle noch vorhandenen Lösungsmittel und die organischen Bindemittel verbrennen. Im nachfolgenden kurzen Hochtemperaturschritt findet die eigentliche Kontaktausbildung auf beiden Zellseiten statt.

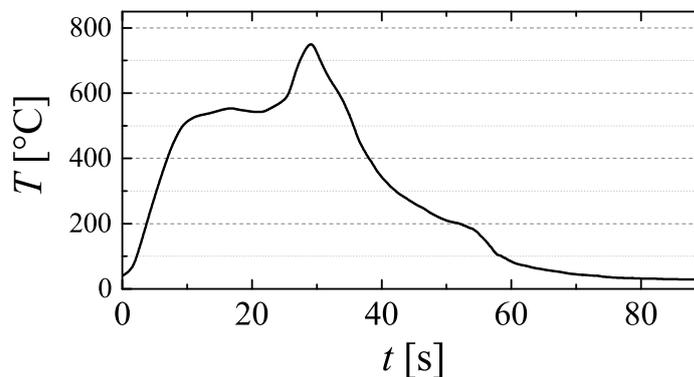
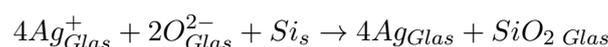


Abb. 2.7: Exemplarisches Feuerofenprofil eines industriellen Co-Feuerprozesses wie er im Rahmen dieser Arbeit Anwendung fand.

2.4.2 Silber-Silizium Kontakt

Während des kurzen Hochtemperaturschrittes schmilzt das Glas ab etwa 550 °C auf und nimmt Silber aus Silberpartikeln in sich auf [38], [39]. Damit einhergehend kommt es zur Verbindung der Silberpartikel zu einer porösen, aber trotzdem elektrisch gut leitfähigen Matrix. Gleichzeitig wird bei der weiteren Erwärmung auf ~800 °C im Kontaktbereich das Si_xN_y geätzt, der zuständige Mechanismus ist dabei noch nicht abschließend geklärt. Nach aktuellem Stand der Literatur ist daran das Glas selbst [36], [39] oder das in dem Glas gelöste Ag₂O verantwortlich [40] bzw. eine Mischung aus beiden möglichen Reaktionen.

Durch die Auflösung der Si_xN_y-Schicht wird der direkte Kontakt zwischen dem Silizium und der Glasschmelze ermöglicht und die in der Schmelze gelösten Ag⁺ und O²⁻ diffundieren zur Silizium Grenzfläche.



Durch eine Redoxreaktion bilden sich Silberausscheidungen im Glas, welche bei abnehmender Temperatur und damit sinkender Löslichkeit in der Schmelze lokal begrenzt an der Siliziumoberfläche epitaktisch aufwachsen [41]. Die Silberkristallite stehen somit in direktem ohmschen Kontakt zum Silizium und sind wiederum direkt oder indirekt mit den gesinterten Silberpartikeln verbunden [42]. Der indirekte Pfad beruht dabei auf der Leitfähigkeit des Glases, welches nach derzeitigem Kenntnisstand auch nach der Abkühlung von Silberpartikeln durchsetzt ist und vollständige Strompfade bzw. quantenmechanisches Tunneln ermöglicht [38], [41].

Für die Vorderseitenmetallisierung ist natürlich auch die Leitfähigkeit der Finger wichtig, welche neben der Geometrie von dem spezifischen Widerstand der Silberfingerstruktur beeinflusst wird. Der spez. Widerstand der gesinterten Schicht liegt im Bereich von 3,3..4,5 $\mu\Omega$ cm für einen Standard-Sinterprozess und sättigt bei $\sim 2,3 \mu\Omega$ cm bei starker Temperaturerhöhung im Sinterprozess [36], [43]. Silber erreicht als Volumenmaterial einen spezifischen Widerstand von 1,6 $\mu\Omega$ cm, der spez. Widerstand der Paste ist damit lediglich um den Faktor 2..2,8 erhöht, wobei die Metallpaste aufgrund ihrer Zusammensetzung und porösen Struktur auch bei langen Feuerofenschritten maximal einen Faktor 1.4 erlaubt und damit nie die Leitfähigkeit reinen Silbers erreicht [36]. Aufgrund der limitierten Möglichkeiten hinsichtlich der weiteren Optimierung des spezifischen Widerstandes wird viel mehr an rheologischen Pasteneigenschaften gearbeitet um einen möglichst großen Leiterquerschnitt bei gleichzeitig möglichst geringer optischer Verschattung zu erreichen.

2.4.3 Aluminium-Silizium Kontakt

Back-Surface-Field (BSF)

Neben der Vorderseitenkontaktierung findet auch auf der Rückseite eine Reaktion statt. Während des Aufheizprozesses verdampfen die Lösemittel und die organischen Bindemittel der Paste verbrennen. Die offenporige Matrix aus Aluminiumpartikeln mit Aluminiumoxidhüllen bleibt zurück. Parallel zu der vorderseitigen Kontaktausbildung erfolgt auf der Rückseite ab einer Temperatur von 660 °C das Aufschmelzen der Aluminiumpartikel, siehe Abb. 2.8 a) [44]. Die Oxidhüllen bleiben während des gesamten Prozesses nicht nur bestehen und erhalten somit die poröse Struktur der Metallisierung [45], sondern wachsen aufgrund des Hochtemperaturprozesses auch noch in der Dicke an, wobei die finale Oxidschichtdicke nach der Sinterung zwischen 100 - 200 nm liegt [45]. Flüssiges Metall durchstößt lokal die Al_2O_3 -Hüllen und Kontaktstellen zwischen den Partikeln und der Silizium-Oberfläche (sog. Sinterhalse) bilden sich aus, siehe Abb. 2.8 a)-b) [46], [47]. In Folge dessen löst sich das Silizium in der flüssigen Metallphase, entsprechend der temperaturabhängigen Löslichkeit steigt mit zunehmender Temperatur im Sinterprozess der Anteil von Silizium in der Schmelze. Durch die Sinterhalse wird der Grundstein für die Querleitfähigkeit der Aluminium-Metallisierung gelegt, wobei ein komplexes Netzwerk an Kontaktstellen zwischen den Partikeln entsteht.

Ausgehend von den lokalen Kontaktstellen zwischen Aluminium und Silizium breitet sich bei weiterem Temperaturanstieg das Metall auf der gesamten Si-Oberfläche aus und löst weiteres Silizium, wobei eine Ausbreitung der flüssigen Legierung in die Waferoberfläche vorangetrieben wird. Zusammen mit der Peak-Temperatur wird auch der höchste Silizium-Gehalt in der Schmelze erreicht. Im Falle der *BSF*-Solarzelle geschieht dies homogen auf der gesamten Zellrückseite. Beim nachfolgenden Abkühlen der Metallisierung scheidet sich das Silizium an der $AlSi_l:Si$ -Grenzfläche aufgrund der sinkenden Löslichkeit in der Schmelze aus (siehe Abb. 2.8 b) und eine Aluminium dotierte epitaktische p^+ -Si Schicht bildet sich, welche als *Back Surface Field* wirkt [46]. Die dabei erreichten Schichtdicken des BSF liegen im Bereich 0,5..15 μm [46], [47], [50]. Erreicht die Schmelze während der Abkühlung die eutektische Temperatur von 577 °C [44], kommt es schlagartig zur Kristallisation der Legierung in der eutektischen Zusammensetzung von 12,2 % Silizium in der Aluminium-Matrix [51]. Es bildet sich eine

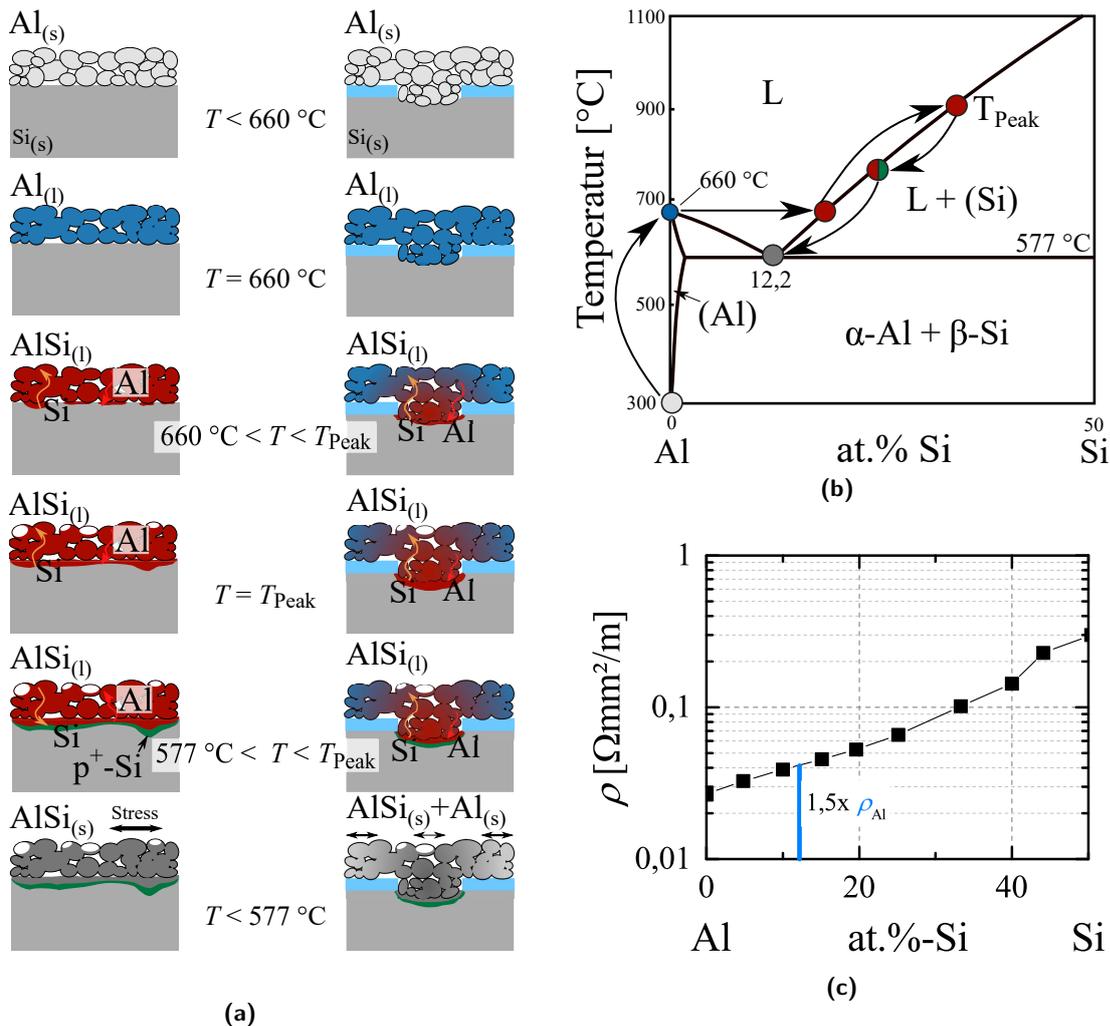


Abb. 2.8: a) Schematischer Vergleich der Kontaktausbildung der *BSF*- und *PERC*-Solarzelle, nach [45], [48], sowie b) das AlSi -Phasendiagramm im Mischungsbereich bis 50 at% Silizium nach Referenz [49], sowie die Legierungsbildung nach Huster. In c) ist der spez. Widerstand der Legierung über den relevanten Mischbereich abgebildet, nach [44].

lamellare Struktur aus, wie sie für eutektische Legierungen üblich ist. In der eutektischen Matrix kommt es zur Ausbildung von dendritischen, siliziumreichen Ausscheidungen [52]. Ebendieser Vorgang findet auch innerhalb der Oxidhüllen der Pastenmatrix statt, sodass auch dort eine Aluminium-Silizium-Legierung mit siliziumreichen Ausscheidungen vorzufinden ist. Durch die Erstarrung bei $577\text{ }^\circ\text{C}$ und nachfolgender Abkühlung auf Raumtemperatur kommt es zum Teil zu einer starken Durchbiegung der Wafer. Grund dafür sind die Unterschiede im Wärmeausdehnungskoeffizienten des Silizium-Wafers und der flächigen Aluminium-Silizium-Metallisierung und deren stoffschlüssige Verbindung. Während der Abkühlung unter die Liquidustemperatur zieht sich die Aluminium-Silizium-Legierung stärker zusammen als der starre Wafer. Dementsprechend erfährt die Al-Si -Matrix eine Zugbelastung, bei welcher die elastische Verformbarkeit bei einer Temperatur zwischen 300 und $400\text{ }^\circ\text{C}$ endet und die plastische Verformung der Paste einsetzt. Dies führt zu einer Durchbiegung der Wafer und ist stark abhängig von den Pasteneigenschaften und Prozessbedingungen [53]. Die Durchbiegung erreicht dabei Werte im Bereich einiger Millimeter und kann in der nachfolgenden Weiterverarbeitung zu Problemen bzw. Zerstörung der Zelle führen.

PERC

Der Sinterprozess bei *PERC*-Solarzellen ist im Vergleich zum *BSF*-Prozess stark durch die Asymmetrie zwischen einbezogenem Aluminium und Silizium bestimmt. Durch die Kontaktöffnung von 40..80 μm wird die Diffusion von Silizium in die Metallisierung stark limitiert [48]. Der prinzipielle Legierungsprozess findet allerdings analog zum *BSF*-Prozess statt, siehe Abb. 2.8 a). Ab einer Temperatur von $> 660^\circ\text{C}$ kommt es zur Legierungsbildung. Silizium verteilt sich dabei von der Al-Si-Kontaktstelle ausgehend in der Pastenmatrix, durch das Abkühlen rekristallisiert das Silizium, dotiert mit Al und bildet ein lokales BSF, darüber erstarrt die eutektische AlSi-Legierung. Allerdings gibt es Effekte, welche spezifisch für den *PERC*-Prozess sind und im Folgenden diskutiert werden.

Das Al-AlSi-System

Das Aluminium direkt an der Grenzfläche zum Silizium wird schneller mit Silizium gesättigt als das Aluminium entfernt von den Kontaktöffnungen. Der entstehende Diffusionsgradient sorgt für eine laterale Verteilung des Siliziums in kontaktferne Bereiche. Somit wird in Abhängigkeit der Prozessbedingungen (Temperatur (T), Schichtdicke, LCO-Öffnungsbreite) ein Bereich von mehreren 100 μm mit Silizium legiert [48], [54]. Aufgrund der verminderten Reflektivität der Legierung mit steigender Si-Konzentration ist der Legierungsbereich mittels Lichtmikroskopie einfach zu erkennen und zu vermessen [55]. Ausgehend von der lokalen Kontaktöffnung sinkt der Silizium-Gehalt demnach von der eutektischen Konzentration von 12,2% zu den Bereichen reinen Aluminiums ab. Der Konzentrationsverlauf entspricht dabei einer Gauß-Funktion und zeigt einen gut definierten Legierungsbereich [54], [56], [57]. Die Rückseitenmetallisierung der in dieser Arbeit untersuchten Solarzellen weist aufgrund der linienförmigen Kontaktöffnungen mit einem Abstand von 1,25 mm abwechselnd Bereiche mit und ohne Silizium-Legierung auf.

Im Vergleich zur *BSF*-Rückseite weist die *PERC*-Rückseitenmetallisierung zusätzlich zu den unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten zwischen Metall und Silizium auch noch kleinere Differenzen innerhalb der Paste auf. Der lineare Wärmeausdehnungskoeffizient des Volumenmaterials liegt bei 25°C für Aluminium bei $23,1 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ [58], für AlSi in eutektischer Zusammensetzung bei $20,3 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ [44] und für Silizium bei $2,6 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$ [59]. Bei der Erstarrung der Schmelze kommt es demnach zu einer starken Kontraktion der Metallpaste, wobei die reinen Aluminiumbereiche um $\sim 12\%$ stärker schrumpfen, als die AlSi-Legierung. Aufgrund der hohen Steifigkeit des Siliziumwafers wird dieser nahezu nicht gedehnt und es entsteht eine Zugbelastung innerhalb der Metallisierung [53], welche im reinen Aluminium entsprechend $\sim 12\%$ höher als im AlSi-Bereich ausfällt.

Allerdings ist durch die lokale Kontaktierung die Verbindung zwischen Wafer und Metallisierung weniger stark ausgeprägt und die effektive Zelldurchbiegung für *PERC*-Zellen im Allgemeinen geringer als bei *BSF*-Zellen [60]–[63].

Neben den mechanischen Eigenschaften unterscheiden sich auch die elektrischen, so liegt der spez. Widerstand der eutektischen Legierung mit $\sim 4.8 \times 10^{-2} \Omega \text{cm}$ etwa 70% über dem des reinen Aluminiums ($2.8 \times 10^{-2} \Omega \text{cm}$) [44]. Da die Schichtdicke über die Waferoberfläche als konstant angenommen werden kann, ergibt sich eine Metallschicht mit lateraler unterschiedlicher Leitfähigkeit.

Voids

Die starke Asymmetrie zwischen der Fläche des Al-Si-Kontaktbereiches und dem Al-Pastenvolumen, kann zur Bildung von ungefüllten Kontaktöffnungen, den sog. *voids*, führen. Der genaue Mechanismus der Formierung ist dabei noch nicht geklärt und es existieren mehrere Theorien zur Entstehung. Dabei werden prinzipiell 2 Arten von Ungefüllter LCO Kontakt mit oder ohne ausgebildetem *BSFs* (*void's*) unterschieden, zum einen *void's* mit *BSF* am Boden der Kontaktöffnung und zum anderen jene ohne diese Aluminium-dotierte Silizium-Schicht. Der Zeitpunkt der Entstehung ist nach Urrejola ausschlaggebend für die Bildung

der jeweiligen Form [48]. Wenn sich die flüssige Legierung noch vor dem Abkühlungsprozess, und somit vor der epitaktischen Rekristallisation, aus der Laseröffnung in die darüberliegende Pastenmatrix zurückzieht, bildet sich ein *void* ohne *BSF*. Erfolgt das Leeren der Kontaktöffnung während des Abkühlprozesses konnte bereits ein Teil der Schmelze das *BSF* formieren.

Die Ursache für das Zurückziehen der flüssigen AlSi-Schmelze wird durch unterschiedliche Diffusionsgeschwindigkeiten von Aluminium und Silizium im jeweils anderen Stoff und somit der Bildung von Leerstellen an der Grenze, dem sogenannten Kirkendall-Effekt [64], erklärt [48]. Eine weitere weit verbreitete Theorie beruht auf dem hohen Massentransport von Silizium in das Pastenvolumen aufgrund der bereits beschriebenen starken Asymmetrie. Resultierend daraus ist die Silizium-Konzentration im Aluminium relativ gering, der Diffusionsgradient zurück zur festen Silizium-Grenzfläche somit deutlich geringer und die Diffusion dementsprechend langsamer [65]. Die poröse Struktur der Pastenmatrix verlangsamt die Diffusion dabei noch zusätzlich. Außerdem wurde von Kranz et al. ein Modell der *void*-Bildung, beruhend auf der Oberflächenenergie der Schmelze, Pastenmatrix und des Wafers, entwickelt. Das Zurückziehen der Schmelze in die Pastenmatrix ist dabei abhängig von der Kontakttiefe. Wird ein Grenzwert überschritten ist es im Sinne der Minimierung der Oberflächenenergie für die Schmelze günstiger die Oberfläche der Metallpartikel der Pastenmatrix zu benetzen [67] und sich entsprechend aus der Kontaktöffnung zu entfernen.

Vor allem zu Beginn der *PERC*-Einführung war der Anteil von nicht gefüllten Kontakten bedeutend und führte zu Untersuchungen der *void's* in Bezug auf den Einfluss auf die Solarzellenparameter. Zum einen kann der V_{oc} durch ein fehlendes lokales *BSF* reduziert werden, zum anderen wurde überprüft, inwiefern noch ein elektrischer Kontakt zum Silizium besteht bzw. der Serienwiderstand der Zelle durch fehlende gefüllte Kontakte beeinflusst wird. Untersuchungen, gestützt mit numerischer Bauteilsimulation, von Lottspeich et al. [68] zeigen, dass auch ein *void*-Anteil von 60 % keinen negativen Einfluss auf die Zellparameter haben muss, wenn unter den geleerten Kontakten ein *BSF* existiert. Es gibt demnach *void's* mit lokalem *BSF* und geringem Kontaktwiderstand zum Silizium-Wafer [68], [69], allerdings gibt es ebenso *void's* mit geringer Oberflächenpassivierung und erhöhtem Kontaktwiderstand [69]. Durch Anpassungen am Sinterprozess [70], [71] und den Metallisierungspasten [71]–[73] konnte allerdings der Einfluss der *void's* im industriellen Prozess stark minimiert werden [6], sodass *void's* heute nur noch eine untergeordnete Rolle spielen.

Al-Si-Spikes

Im Bereich der geschlossenen Rückseitenpassivierung muss die Aluminium-Metallisierungspaste eine mechanische Haftung zum Untergrund erzeugen, ohne dabei die Passivierqualität durch Entfernen der Al_2O_3/Si_xN_y -Schicht zu zerstören [6]. In der industriellen Anwendung treten jedoch trotzdem vereinzelte parasitäre Kontakte zwischen Aluminium und Silizium auf, welche durch Unregelmäßigkeiten/Löcher in der Si_xN_y -Schicht entstehen können [27], [74], [75]. Die Herkunft der Löcher ist bislang nicht vollständig geklärt, zum einen kann es zu einer Blasenbildung und damit verbundenem Abplatzen der Schichten durch den Feuerofenprozess kommen und zum anderen können mittels industrieller CVD-Prozesse keine vollkommen lochfreien Schichten hergestellt werden. Die parasitären Kontakte führen nach Untersuchungen von Weber et al. ab einem Flächenanteil von $> 0,1\%$ zu Verlusten im V_{oc} , können in der industriellen Produktion jedoch in der Regel bei $< 0,02\%$ gehalten werden [74].

2.4.4 Silber-Aluminium-Legierungsbildung

Im Randbereich der Silber-Pads auf der Zellrückseite findet während des Feuerofenschrittes die Legierungsbildung zwischen Silber und Aluminium statt. Die Reaktionsprozesse in diesem Bereich sind allerdings im Detail bisher nicht in der Literatur beschrieben. Im Kontext

der Zellmetallisierung wird jedoch die Reaktionskinetik der Silber-Pasten für die Kontaktierung von BBr_3 -Emitttern untersucht. Bei diesen werden zum Teil geringe Al-Zugaben zur Ag-Metallisierung verwendet um die Kontaktierung zu den p^+ -Schichten zu ermöglichen. In diesem Zusammenhang wurde die Legierungsbildung von Silber, Aluminium und Silizium unter anderem durch Fritz et al., Heinz et al., Frey et al. und Riegel et al. untersucht [76]–[79].

Aus den bereits vorgestellten Erkenntnissen zur Al-Si-Kontaktformierung und diesen Al-haltigen Silberpasten kann allerdings ein konsistentes Bild der Reaktion am Silber-Aluminium Übergang konstruiert werden. Während des Sinterprozesses schmilzt bei einer Temperatur von 660°C das Aluminium auf und ist dadurch in der Lage, die Oxidhüllen zu durchdringen und Sinterhalse zwischen den Partikeln auszubilden [45].

In der Silber-Paste wird durch das Aufschmelzen der bleihaltigen Glasfritte zwischen $500..600^\circ\text{C}$ die Ausbildung von Sinterhälsen zwischen den Silberpartikeln hervorgerufen [36], wobei das Silber aufgrund seines Schmelzpunktes von 960°C nicht flüssig wird und daher seine Struktur weitestgehend beibehält. Somit existiert im Temperaturbereich $\sim 660^\circ\text{C}$ eine durchgängige Silber- und Aluminium-Matrix, welche auf der Aluminium-Seite durch die Oxidhüllen stabilisiert ist, (Abb. 2.9 a). Ausgehend von der entstandenen fest-flüssig-Phasengrenze zwischen Silber und Aluminium kommt es zur Legierungsbildung. Dabei löst sich das Silber an der Phasengrenze im flüssigen Aluminium, die Zusammensetzung der Schmelze ist entsprechend reich an Silber.

Im Laufe der Sinterung verschiebt sich somit die fest-flüssig Phasengrenze in den Bereich der Ag-Metallisierung hinein, (siehe Abb. 2.9 b). Aufgrund der geringen Schichtdicke der Ag-Metallisierung kommt es in erster Näherung zuerst zur Bildung der flüssigen Schmelze im Bereich der Überlappung beider Metalle, gefolgt von der Ausbreitung in die Ag-Metallisierung hinein.

Der Bereich der Aluminium-Metallisierung ist geprägt von der Diffusion der Silber-Atome von der Phasengrenze ausgehend in die Aluminium-Schmelze, wobei sich die Diffusion mehrere $100\ \mu\text{m}$ in die Aluminium-Metallisierung erstrecken kann. Der Diffusionskoeffizient kann für Metallschmelzen näherungsweise mit $\sim 10^{-5}\ \text{cm}^2/\text{s}$ angenommen werden [83].

Sobald das Temperaturmaximum unterschritten ist, kommt es zur Ausscheidung von festen Phasen aus der flüssigen Legierung. Wie aus dem Phasendiagramm ersichtlich, kommt es zuerst auf der silberreichen Seite zur Ausscheidung einzelner Phasen und somit zur Verschiebung der fest-flüssig Phasengrenze. Durch die Abkühlung der Schmelze von T_{Peak} bis zum peritektischen Punkt bei 778°C scheiden sich Ag-Mischkristalle (kfz) mit einem Al-Gehalt von bis zu $\sim 22\ \text{at}\%$ aus und der Al-Gehalt der Schmelze nimmt somit zu. Bei der weiteren Abkühlung bis 726°C kommt es zur Ausscheidung der β -Phase, welche aus Ag_3Al (krz) besteht. Darauf folgt bis zum eutektischen Punkt bei 567°C die Bildung von festem Ag_2Al (hdp) und Al-Mischkristall, (vergl. Abb. 2.9 b).

Ausgehend von der aluminiumreichen Seite, welche durch die Diffusionsweite von Ag im flüssigen Al definiert ist, kommt es ab einer Temperatur unterhalb von 660°C zur Ausscheidung von einem Al-Mischkristall. Somit kommt es auch zum Voranschreiten einer fest-flüssig Phasengrenze aus dem Al-reichen Pastenvolumen hin zum Bereich der AgAl-Kontaktfläche. Beim Erreichen des eutektischen Punktes erstarrt wie bereits beschrieben die verbliebene Schmelze vollständig.

Im Verlauf der Abkühlung der erstarrten Legierung bis auf Raumtemperatur kommt es zum eutektoiden Zerfall der metastabilen Ag_3Al -Phase in Ag_2Al und Ag-Mischkristall. Allerdings entsteht im Konzentrationsbereich von $21..24\ \text{at}\%$ eine AgAl-Tieftemperaturphase (μ) mit βMn -Kristallstruktur. Im Konzentrationsbereich darunter entsteht entsprechend ein Gefüge aus Ag-Mischkristall und μ -Phase, oberhalb der $24\ \text{at}\%$ bis $\sim 33\ \text{at}\%$ eine Phase aus Ag_2Al und der AgAl-Tieftemperaturphase.

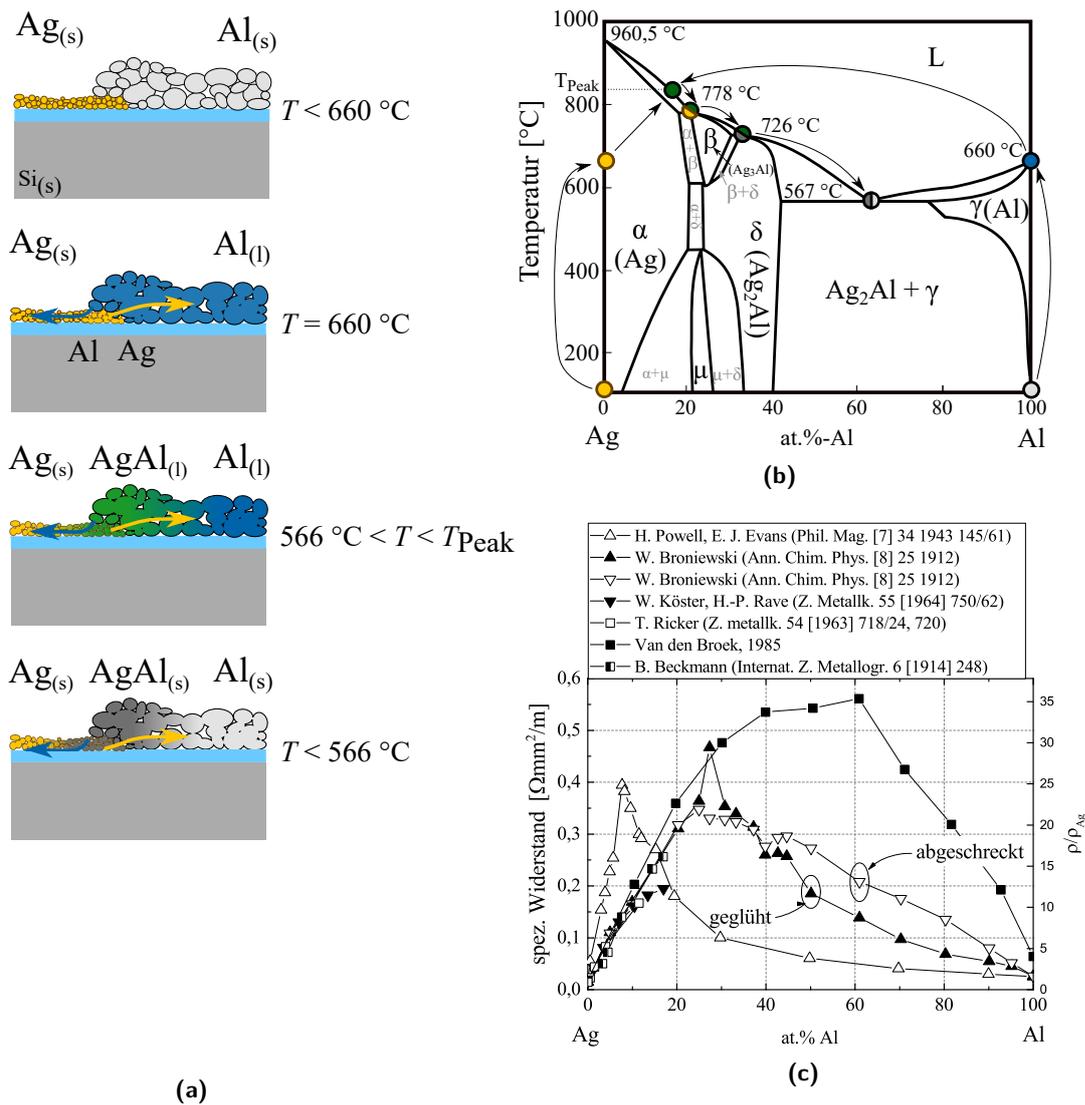


Abb. 2.9: a) Schematischer Ablauf der Legierungsbildung am Übergangsbereich zwischen Silber-Pad und Aluminium-Metallisierung im Verlauf des Sinterungsprozesses, sowie b) das binäre Phasendiagramm nach [80]–[82] mit dem schematischen Ablauf der Legierungsbildung am Bereich der $\text{Ag}_{(s)}$ - $\text{Al}_{(l)}$ -Phasengrenze entsprechend zu a) während der Sinterung. In c) ist der spezifische Widerstand der AgAl -Legierung in Abhängigkeit der Zusammensetzung dargestellt.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass im Konzentrationsbereich bis 24 at.% ein AgAl -Mischkristall vorliegt, wobei sich die Kristallstruktur vom einfachen kfz-Gitter zur komplexen βMn -Kristallstruktur ändert. Oberhalb der 33 at.% Al bildet sich Ag_2Al mit einem stetig bis auf 100% zunehmenden Anteil des Al-Mischkristalls.

Die Ag_2Al -Legierung ist ähnlich wie das AlSi -System durch eine geringe Reflektivität geprägt und somit optisch deutlich durch ihre dunkelgraue bis schwarze Farbe zu erkennen [84]. Zusätzlich zur Interaktion der Metalle untereinander steht auch die Si_xN_y -Schicht in direktem Kontakt mit den Metallpasten und deren Legierung. Die Metallpasten wurden entsprechend von den Herstellern angepasst um die Si_xN_y -Schicht nicht vollständig zu durchdringen und somit die Oberflächenpassivierung aufrecht zu erhalten [6], [85], jedoch eine gute mechanische Haftung durch oberflächliches Anätzen zu erzielen [86]. In Bezug auf die Wechselwirkung der Nitrid-Schicht mit der AgAl -Legierung gibt es hingegen keine direkten Untersuchungen. Allerdings werden Si_xN_y -Schichten als Beschichtungsmaterial für Schmelztiegel in der Metall-

industrie benutzt und sind für eine hohe Korrosionsbeständigkeit bekannt [87]–[89]. So bildet eine Aluminium-Schmelze beispielsweise eine dichte Aluminium-Nitrid-Schicht an der Grenze zu Si_xN_y aus, welche als Diffusionsbarriere für Aluminium wirkt [90].

Im Rahmen von mechanischen Untersuchungen durch Kaule et al. [9] und Kohn et al. [91] wurden Indizien gefunden, welche eine Schwächung der Solarzellen im Bereich der AgAl-Legierung vermuten lassen. Kohn et al. gehen davon aus, dass durch unterschiedliche mechanische Spannungen in den Pasten eine Trennung beider Pasten am Übergang zwischen Al und Ag stattfindet und dadurch eine Kerbwirkung bei mechanischer Belastung der Zelle entsteht. Ursache dafür sind die Eigenspannungen innerhalb der Metallisierung im Bereich des Überlapps der beiden Pasten, diese sind etwa $1,4\times$ höher als innerhalb der Silber- und $3,6\times$ erhöht im Vergleich zur Aluminium-Metallisierung [91]. Auch an aufgedampften und anschließend legierten Proben wurde eine signifikante Erhöhung der Eigenspannungen innerhalb der Legierung festgestellt. Das Maximum wird dabei bei einer Zusammensetzung von 40 at.% Al erreicht und zeigt im Gegensatz zu den reinen Metallen keine Zug- sondern Druckspannung in der Schicht [92].

Auch wenn die besonderen mechanischen Eigenschaften der Legierung von einigen Autoren herausgearbeitet wurden, so werden diese bei der mechanischen Betrachtung der Solarzelle meist nicht berücksichtigt. Dabei zeigen gerade Untersuchungen und Simulationen von verlöteten Zellen, dass im Bereich der Löt pads erhöhte Eigenspannungen innerhalb der Solarzelle auftreten [93], [94].

Die elektrischen Eigenschaften der AgAl-Legierung und deren Einfluss auf den Gesamtwiderstand der Solarzelle sind in der Photovoltaik-Literatur bislang nicht abgebildet. Dabei zeigen Untersuchungen an Volumenproben einen deutlichen Anstieg des spezifischen Widerstandes in Abhängigkeit des Mischungsverhältnisses, siehe Abb. 2.9 c). Verschiedene Untersuchungen zeigen eine gute Übereinstimmung im Bereich des Silber-Mischkristalls bis zu einem Aluminium-Anteil von $\sim 20\%$ [80]. Der Verlauf entspricht dabei weitgehend der Theorie von Nordheim, die davon ausgeht, dass durch den Einbau von Fremdatomen die Streuung der Elektronen proportional zum Anteil der Fremdatome steigt und somit der elektrische Widerstand [95]. Im Bereich der β - (Ag_3Al), δ - (Ag_2Al) und γ -Phase (Al-Mischkristall) bzw. deren Mischungen, gibt es hingegen große Abweichungen der experimentellen Befunde. Die dargestellten Messungen zeigen, wie stark die Herstellung der Proben bzw. der Abkühlprozess aus der Schmelze die elektrischen Eigenschaften beeinflusst. So führt ein Abschrecken aus der Schmelze zu einem deutlich gleichmäßigerem Widerstandsverlauf. Eine 50°C unter der Schmelztemperatur geglühte und anschließend abgeschreckte Probe zeigt im Bereich von 30 % Al eine deutliche Widerstandszunahme durch die Bildung der β -Phase (Ag_3Al -Hochtemperaturphase). Auch wenn keine allgemeine Aussage über den spezifischen Widerstand über den gesamten Mischungsbereich getroffen werden kann, ist allen Befunden gemein, dass der Widerstand gegenüber dem der Reinelemente deutlich steigt. Im Bereich der eutektischen Zusammensetzung mit 62.6 % Aluminium ist der spezifische Widerstand drei mal so groß wie der reinen Silbers [96] und im Höchstfall das 35fache des selbigen [97], siehe Abb. 2.9 c).

3 Degradationsuntersuchungen an Solarmodulen

Während der Betriebszeit eines Solarmodules treten zwangsläufig Alterungserscheinungen auf, wobei eine Verlängerung der Nutzungsdauer immer eine Senkung der effektiven Stromgestehungskosten nach sich zieht, da die Betriebskosten eines Solarmodules meist vernachlässigbar sind. Das Ende der Nutzung ist daher definiert durch das Auftreten von Sicherheitsproblemen, oder über den Zeitpunkt, zu dem die Leistung unter ein bestimmtes Niveau fällt, typischerweise zwischen 70..80 % der initialen Nennleistung [98]. Eine geringe jährliche Degradation erhöht somit direkt die Nutzungsdauer und senkt damit z.B. die Stromgestehungskosten und erhöht den Energieertrag während der Lebenszeit der Anlage.

3.1 Freifeld-Untersuchungen

Die Analyse des Degradationsverhaltens von Solarmodulen wird durch verschiedenste Forschungsgruppen und Institute weltweit verteilt durchgeführt. Gute Zusammenfassungen einer Vielzahl von Untersuchungen sind durch Kurtz und Jordan [99] und Phinikarides et al. [100] veröffentlicht worden. Die Erstgenannten kommen für kristalline Silizium-Module auf eine jährliche Degradationsrate von 0,7 %/a, die Letztgenannten auf $\sim 0,85$ %/a, siehe Abb. 3.1 a). Es zeigt sich dabei vor allem der Unterschied zu anderen Technologien (Abb. 3.1 b) - Histogramm vs. Mittelwert). Für Solarmodule mit Solarzellen aus amorphem Silizium und CIGS¹ ist heutzutage eine Degradation von ~ 1 %/a Jahr zu erwarten [99]. Allerdings konnte auch festgestellt werden, dass die ermittelten Werte technologieunabhängig zu hoch liegen. Unter Nutzung der Medianwerte je Studie konnte eine bessere Abschätzung der durchschnittlichen Degradation erzielt werden, da der Einfluss von Messunsicherheiten und Ausreißern minimiert wurden. Demnach kann aktuell von einer Degradationsrate von $\sim 0,5$ %/a ausgegangen werden [101]. Die Leistungsgarantien der Modulhersteller basieren weitestgehend auf einer linearen Leistungsgarantie von $\leq 0,6$ %/a, in aktuellen Rechnungen zu den realen Stromgestehungskosten wird daher ebenfalls von einer Degradationsrate von 0,5 %/a ausgegangen [102].

Der Verlauf der Degradation von Solarmodulen lässt sich grob in drei Bereiche einteilen [98]. Zu Beginn der Nutzung (I) gibt es eine erhöhte Ausfallwahrscheinlichkeit, welche häufig auf Konstruktions-, Produktions- oder Werkstoffmängel zurückzuführen sind, was z.B. defekte Anschlussdosen oder gebrochene Gläser sein können, welche sich im Betrieb sofort negativ auswirken. Nach dem Durchschreiten dieser ersten Zeitspanne folgt ein Betrieb bei konstanter Degradationsrate (II) für die ansonsten intakten Module. Die Leistungsabnahme in dieser Zeitspanne tritt z.B. durch Degradation der Metallisierung, Verfärbung der EVA, Delamination oder Alterung der Glasantireflexschicht auf. Bei einigen Modulen können jedoch auch in dieser Zeit zusätzlich hohe Verluste durch Potential induzierte Degradation (PID) [103], oder durch Licht und erhöhte Temperatur induzierte Degradation (LeTID) [104] auftreten. Allerdings können diese Verlustmechanismen durch Prozessanpassungen weitestgehend unterdrückt werden, so dass bei entsprechender Herstellung keine negativen Effekte daraus zu erwarten sind [103], [105].

¹Abk. für Cadmium-Indium-Gallium-Diselenid-Solarzellen

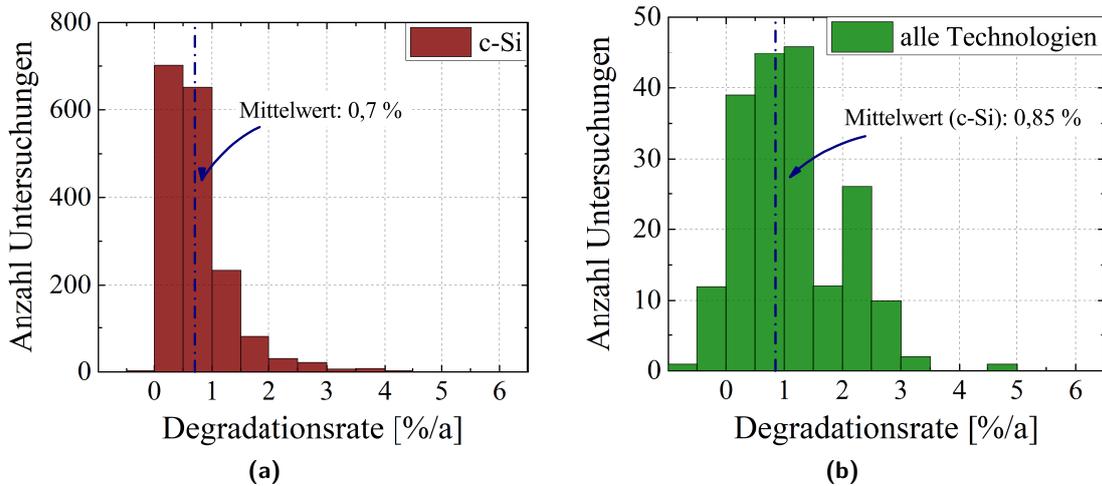


Abb. 3.1: Untersuchungsergebnisse von a) Kurtz und Jordan zur Degradation von kristallinen Silizium-Modulen, sowie b) durch Phinikarides et al. zu ermittelten Degradationsraten für Photovoltaikanlagen über alle Technologien hinweg im Freifeld, mit den jeweils ermittelten Mittelwerten der Degradationsrate für kristalline Silizium Module, Abbildung entnommen aus Kurtz und Jordan und Phinikarides et al. [99], [100].

Die Phase III ist bestimmt von einem Anstieg der Degradationsrate z.B. durch Wechselwirkung mehrerer Mechanismen oder alterungsbedingter Komplettausfälle. Diese Effekte sind allerdings bislang wenig beschrieben, was unter anderem daran liegt, dass die Anzahl von Systemen im entsprechenden Alter zu gering ist. Nach einer Betriebszeit von 20 bzw. 30 Jahren und regelmäßiger Leistungsmessung zeigte sich in Untersuchungen von Friesen et al. [106] und Abenante et al. [107] unter anderem eine deutliche Zunahme der Degradation gegen Ende der Betriebszeit. Auch Simulationen von Huang und Wang [108] legen eine Zunahme der Degradation aufgrund der Kopplung mehrerer Degradationsursachen nahe, was sich z.B. auch in einer deutlich höheren Streuung der Degradationsrate gegen Ende der Betriebszeit ausdrückt [101]. Ursachen des Komplettausfalls gegen Ende der Modullebenszeit sind beispielsweise gebrochene Zellen oder Korrosionseffekte an der Zellverschaltung oder -metallisierung.

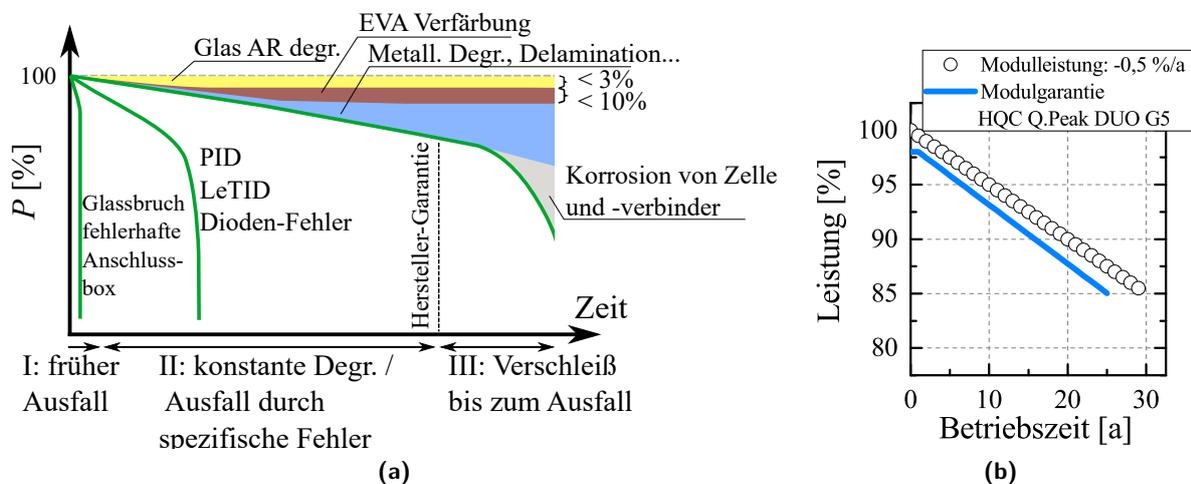


Abb. 3.2: a) Nachbildung der prinzipiellen Degradationsphasen eines kristallinen Solarmoduls von Köntges et al. [98], erweitert um den Beitrag der Metallisierungsdegradation. b) Theoretischer Degradationsverlauf eines Solarmoduls während des Betriebes bei einer mittleren Degradationsrate von 0,5%/a, im Vergleich dazu ein in der Industrie typischer Garantieverlauf (Q.Peak Duo G5 von Hanwha Q Cells [109]).

Umfangreiche Untersuchungen zu Degradationsursachen in Phase II sind in der Literatur beschrieben, da der Hauptteil der zu erwartenden Degradation im Betriebszeitraum durch diese Effekte auftritt, (vergl. Abb. 3.2 b). Neben den optischen Effekten, wie z.B. Verfärbung der EVA und Degradation der Si_xN_y -Schicht kann ebenso eine Delamination auftreten. Damit verbunden ist die Veränderung der optischen Eigenschaften des Moduls, da der optische Übergang von Glas zu EVA durch die dazwischenliegende Luft verschlechtert wird. Außerdem können durch Alterungen und Risse in der Rückseitenfolie höhere Leckströme fließen, welche Verluste erzeugen bzw. kann Feuchtigkeit in das Modul eindringen und so zu Korrosionserscheinungen führen. Da die vorliegende Arbeit die Verschaltungs- und Metallisierungsdegradation im Fokus hat, wird im Folgenden nur auf den Literaturstand dieses speziellen Feldes eingegangen.

3.2 Beschleunigte Alterungstests

Bei einem Betriebszeitraum von 25 Jahren bestimmt die lineare Leistungsdegradation (vergl. Abb. 3.2 a) die Gesamtdegradation maßgeblich und ist daher von großer Bedeutung für die Photovoltaik-Industrie. Eine Analyse von Komponenten bzw. vollständigen Modulen in Freifeld-Umgebung ist aber selbstverständlich aufgrund der dafür nötigen Zeitskala nicht umsetzbar. Aufgrund dessen wird auf die beschleunigte Alterung im Labor, durch international genormte Prüfverfahren, zurückgegriffen.

Die Analyse von Alterungsprozessen begleitet die Herstellung von Solarmodulen seit ihrer kommerziellen, terrestrischen Anwendung. Nach umfangreichen Recherchen von Kurtz und Jordan [99] wurden erste Degradationsuntersuchungen an Freifeldanlagen im Jahr 1987 publiziert, mit starkem Zuwachs zu Beginn des 21. Jahrhunderts durch den deutlichen Anstieg der Verbreitung von Photovoltaikanlagen und der Zunahme des Alters der bereits in Betrieb genommenen Anlagen. In Abb. 3.3 ist zu erkennen wie zusammen mit der Installationsdauer, und damit der Erfahrung der Hersteller im Bezug auf das Degradationsverhalten, die Garantiezeiträume durch die Produzenten stetig angestiegen sind. Derzeit ist eine Garantiezeit von 25 Jahren, bei einer Mindestleistung von 80 % gegenüber dem Initialwert, der Standard bei allen großen Modulherstellern.

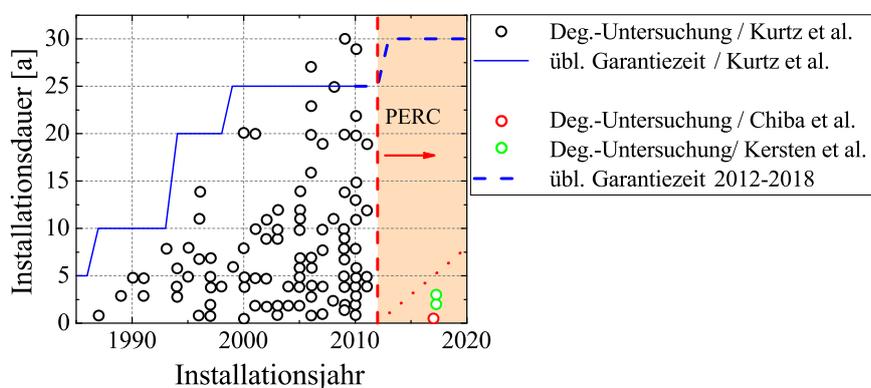


Abb. 3.3: Umfassende Zusammenfassung der Erfahrung im Bereich der Degradation von BSF-Solarzellen, übernommen von Kurtz und Jordan [99] und erweitert um den Beginn der industriellen Massenproduktion von PERC-Solarzellen [21] und in der Literatur abgebildete Freifeld Degradationsuntersuchungen an PERC-Modulen von Kersten et al. [104] und Chiba et al. [110]

Die Abb. 3.3 zeigt auch, dass mittlerweile Untersuchungen an Modulen durchgeführt wurden,

welche mehr als 30 Jahre in Betrieb waren. Die Verwendung von EVA und PVF²/PET³-Backsheets ist zwar seit Mitte der 1980er Jahre Standard [1], allerdings haben die damals verwendeten Materialien wenig mit den heute verwendeten Varianten gemein. Ein Beispiel dafür stellt die EVA-Folie dar, welche gerade zu Beginn der Einführung Mitte der 1980er Jahre [1], eine hohe Anfälligkeit gegenüber UV-Strahlung zeigt [111]. Eine Projektion der Erkenntnisse aus diesen Analysen auf heutige Solarmodule ist daher nur begrenzt möglich.

Eine weitere Herausforderung ergibt sich bei der Einführung von neuen Zelltechnologien wie den PERC-Solarzellen, die z.B. durch Hanwha Q Cells 2012 in die Massenproduktion überführt wurden [21]. Bisher wurden nur 3 Untersuchungen von PERC-Modulen im Freifeld in der Literatur beschrieben, wobei der Fokus jeweils auf der Degradation durch Licht und erhöhte Zelltemperatur (LeTID) lag. Limitiert sind diese Untersuchungen bislang durch den Umstand, dass die ältesten kommerziell erhältlichen Module etwa 7 Jahre alt sind.

Das Problem der stark verzögerten Rückmeldung aus Untersuchungen von Freifeldanlagen ist bereits seit den Anfangstagen der Photovoltaik gegeben, so dass beschleunigte Alterungstests entwickelt wurden, um die Haltbarkeit von Modulkomponenten und Herstellungsprozessen zu untersuchen und damit die Einführung neuer Prozesse und Technologien schneller zu ermöglichen. Die Tests wurden so ausgelegt, dass die in den Freifeld-Untersuchungen festgestellten Mängel in kürzerer Zeit reproduziert werden können. Eine herstellerübergreifende Qualitätssicherung wurde mit der Einführung der IEC 61215-Norm im Jahre 1993 [112], [113] eingeführt. Darin werden zum einen die wichtigsten beschleunigten Alterungstests und zum anderen die Messmittel und Methoden zur Einschätzung des Alterungsverhaltens der Solarmodule vorgeschrieben. Ausgehend von einer Stichprobe von 8 Modulen werden die in der Übersicht im Anhang 9.1 aufgezeigten Untersuchungen durchgeführt. Initial werden alle Module einer UV-Beleuchtung mit einer kumulierten Einstrahlung von 5 kW h m^{-2} behandelt und anschließend die Modulleistung unter STC-Bedingungen ermittelt. Diese gilt als Referenzwert für die Einschätzung der Leistungsdegradation am Ende der verschiedenen Testprozeduren. Als Kriterium für das Bestehen des Verfahrens gilt eine Leistungsminderung von weniger als 5%. Zusätzlich müssen die sicherheitsrelevanten Isolationstests bestanden werden. Dafür wird der Widerstand zwischen einem Kontakt des Zellstranges und dem Wasser, in welchem das Modul liegt, bzw. beim trockenen Modul gegenüber dem Modulrahmen gemessen. Beide Messungen werden vor und nach den beschleunigten Alterungstests durchgeführt und müssen zu Isolationswiderständen $> 40 \text{ M}\Omega \text{ m}^2$ führen um als bestanden zu gelten.

Die Alterungsbeständigkeit wird nach der IEC 61215 Norm hauptsächlich durch Feuchte-Wärme- (*Damp Heat*, DH), Temperaturwechselbelastung (*Temperature Cycle*, TC), Feuchte-Frost-Prüfung (*Humidity Freeze*, HF) und UV-Beleuchtung überprüft, vergl. Tabelle 3.1. Der in der IEC-Norm vorgeschriebene DH-Test umfasst eine 1000 h andauernde Auslagerung der Module in einer 85°C warmen und mit 85% r.Hd. (relative Luftfeuchte) wasserangereicherten Umgebung. Für den TC-Test (TC-Test) wird die Umgebungstemperatur der Module hingegen 200 mal zwischen -40°C und $+85^\circ\text{C}$ variiert, wobei diese Extremwerte mindestens 10 min gehalten werden müssen und die Temperaturwechsel nicht schneller als 100 K h^{-1} ausgeführt werden dürfen. Für die Zeiten mit einer Modultemperatur $> 25^\circ\text{C}$ ist gleichzeitig ein Strom in Vorwärtsrichtung einzustellen, wobei die Stromstärke dem Initialen Strom am MPP entsprechen muss. Eine Kombination von DH- und TC-Test stellt der HF-Test dar. Die Modultemperatur wird dabei 10 mal zwischen -40°C und $+85^\circ\text{C}$ variiert, wobei das Modul bei -40°C für 0,5 h gehalten wird und bei $+85^\circ\text{C}$ für 20 h. Bei einer Modultemperatur $> 25^\circ\text{C}$ ist eine Luftfeuchte von 85% r.Hd. sicherzustellen, ein zusätzlicher Strom wird nicht angelegt. Der UV-Test beinhaltet eine Gesamtbestrahlungsstärke von 15 kW h m^{-2} im Wellenlängenbereich von 280..385 nm. Die durch einen der vier Tests hervorgerufene Leistungsdegradation darf

²Polyvinylfluorid

³Polyethylenterephthalat

jeweils nicht größer als 5 % im Vergleich zum Initialwert sein. Zudem dürfen keine optischen und sicherheitsrelevanten Mängel auftreten [113].

Tab. 3.1: Tabellarische Zusammenfassung der Alterungseffekte, welche durch den jeweiligen Test provoziert werden, [114]–[117].

Alterungseffekt	DH	TC	HF	UV
String				
Metall-Korrosion	✓			
Gebrochene Lötstelle oder. Zellverbinder		✓	✓	
Zellriss		✓		
Fingerunterbrechung		✓	✓	
ARC-Degradation	✓			
Einkapselung				
Delamination der EVA	✓		✓	
EVA: Verlust der Haftung und Elastizität	✓	✓		✓
Verfärbung				✓
Backsheet-Versprödung				✓
Modul				
Haftung der Anschlussdose	✓	✓	✓	
Isolationswiderstand		✓		✓

In Tabelle 3.1 ist eine Übersicht der Alterungseffekte dargestellt, auf die mit den vorgestellten Untersuchungen geprüft werden soll. Es wird ersichtlich, dass der TC-Test vor allem die von den unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten hervorgerufenen Effekte provozieren soll. Die mechanische Belastung der Zelle kann dabei bis zur Rissbildung in der Zelle führen. Häufiger treten jedoch Schäden in Form von lokalen Unterbrechungen in den dünnen Silber-Fingern der Vorderseitenmetallisierung auf, welche durch die starre Verbindung zwischen Zelle und Lötbandchen hervorgerufen werden. Der mechanische Stress durch die temperaturbedingte Ausdehnung relaxiert in der Anschlussstelle der Finger am Busbar und führt zur Unterbrechung der Leiterbahn an dieser Stelle [117]. Aufgrund der offensichtlich starken Wechselwirkungen des TC-Tests mit der Mechanik der Zelle wurde dieser als Standard-Test für die Untersuchung der Metallisierung und Verschaltung der in dieser Arbeit untersuchten PERC-Zellen ausgewählt.

3.3 Metallisierungsdegradation

3.3.1 Vorderseitenmetallisierung

Die Degradation der Vorderseitenmetallisierung äußert sich bei Untersuchungen von Modulen aus dem Freifeld häufig durch das Auftauchen von Korrosionserscheinungen, zum einen an der Lötstelle zwischen Busbar und Lötbandchen, zum anderen am Kontakt Finger-Emitter [115], [118]–[120]. Vor allem bei Untersuchungen von Solarmodulen aus einem Produktionsjahr vor 2000 wurde von Korrosionserscheinungen an der Silber-Metallisierung berichtet [118], [119], [121]. Diese visuellen Effekte korrelieren dabei stark mit einem r_s -Anstieg und damit FF -Verlust.

Zurückgeführt wird diese Alterungserscheinung auf das Eindringen von Feuchtigkeit in das Laminat. Nach Untersuchungen von Gagliardi et al. kommt es durch UV-Strahlung bei hoher Feuchtigkeit im Laminat zur Depolymerisation der EVA-Folie und damit der Bildung von Essigsäure (CH_3COOH) [122]. Das Wasser dringt dabei über das Backsheet in das Laminat ein und gelangt durch die Zellzwischenräume bis zur Zellvorderseite und sorgt somit für eine

erhöhte Diffusion der gebildeten Essigsäure [122]. Daher kann es ausgehend vom Zellrand zu Korrosionserscheinungen kommen. Dabei wird die Glasfritte, welche zum Großteil aus Bleimonooxid (PbO) besteht, im Kontaktbereich zwischen Silber und Silizium vom Rand ausgehend aufgelöst, Gl.3.1 [123]–[127].



Aufgrund des Beitrages der Glasfritte zum elektrischen Kontakt steigt ρ_c und damit der r_s der Zelle an und führt zu signifikanten Leistungsverlusten [124]. Gleichzeitig kommt es auch zur Oxidation der Partikel der Silberpaste selbst, was möglicherweise auch eine Verminderung der Linienwiderstand des Fingers (R_{Lf}) hervorrufen kann [124].

Durch Anpassung der chemischen Zusammensetzung der EVA-Folie konnte die Beständigkeit dieser in den letzten Jahren stark erhöht werden [128]. Auch kann durch eine erhöhte Wasserdurchlässigkeit und damit Abführung des Wassers aus dem Laminat die Degradation gesenkt werden [129].

Des Weiteren treten im Laufe der Betriebszeit häufig Fingerunterbrechungen (FUs) auf. Diese bezeichnen die lokale Unterbrechung eines Fingers, so dass dieser keinen/weniger Strom zum Busbar ableiten kann. Typischerweise sind diese als dunkle Schatten in Elektrolumineszenz (EL)-Bildern sichtbar [130]. In Untersuchungen von Wendt et al. [117] konnten diese auf die Nähe zu den Lötstellen, und damit zu den Punkten erhöhter mechanischer Belastung durch den Unterschied der Ausdehnungskoeffizienten von Lötbandchen und Zelle, zurückgeführt werden. Der Einfluss auf den Serienwiderstand ist dabei stark abhängig vom Metallisierungslayout (Busbar- und Fingeranzahl) und dem Emitterschichtwiderstand. Köber et al. [131] errechneten für eine 2BB Zelle einen FF -Effekt von $0,05 \%_{abs}$ pro Fingerunterbrechung (gemittelt über verschiedene Positionen von Unterbrechungen), Rose et al. [132] sehen für eine 3BB Zelle hingegen nur noch einen FF -Verlust von $0,02..0,04 \%_{abs}$ pro Fingerunterbrechung.

3.3.2 Rückseitenmetallisierung

Eine Degradation der Metallisierung der Solarzellenrückseite ist bislang wenig in der Literatur beschrieben. Was zum einen daran liegen kann, dass es bei üblichen Glas-EVA-Backsheet-Modulen keine Möglichkeit der visuellen Inspektion gibt, da die Rückseite nicht transparent ist, oder zum anderen das Resultat einer nicht vorhandenen Degradation sein.

Eine Ausnahme bilden Untersuchungen zur Degradation der Rückseitenmetallisierung im Zusammenhang mit Korrosionserscheinungen durch Essigsäurebildung. So konnte ein Serienwiderstandsanstieg durch die Reaktion der Aluminium-Metallisierung mit Essigsäure nachgewiesen werden [126], [127]. Analysen von Xiong et al. [133] weisen auf eine starke Oxidation der Aluminium-Partikel hin, wenn diese hohen Luftfeuchtigkeiten, Temperaturen und Essigsäure ausgesetzt sind. Aufgrund des niedrigen Standardelektrodenpotentials von Aluminium ($-1,66 \text{ V}$) gegenüber Silber ($+0,8 \text{ V}$, Lötband) oder Zinn ($+0,15 \text{ V}$, Lötbandchen) kommt es zur Oxidation des Aluminiums, wenn sich dieses über einen Feuchtigkeitsfilm im direkten Kontakt befindet. Die poröse Struktur wurde dabei lockerer, die Verbindungen zwischen den Aluminiumpartikeln reduziert und die Leitfähigkeit entsprechend verringert [133]. Lang andauernde Auslagerung (3000 h) von Modulen bei 85°C und $85 \% \text{ r.Hd.}$ führte durch diesen Effekt zu einer FF -Degradation von $3,6 \%$. Die Verwendung von Glas-Glas-Modulen mit stark reduziertem Wassereintrag hingegen zeigten eine um $\sim 50 \%$ reduzierte Verschlechterung.

Ähnliche Effekte wurden auch von Braid et al. [11] beschrieben, wobei bifaziale Module mit einem Aluminium-Grid auf der Rückseite untersucht wurden. Durch die verringerte Leitfähigkeit im Vergleich zur flächigen Metallisierung wirkt sich eine Verschlechterung der Leitfähigkeit entsprechend stärker aus und führte nach 3000 h DH-Test zu $20..30 \%_{abs}$ FF -Verlusten. Zurückgeführt wird die Degradation hierbei auch auf Korrosionseffekte durch Essigsäurebildung

und erhöhte Feuchtigkeit im Laminat.

Eine Wechselwirkung der Leitfähigkeit der Rückseitenmetallisierung mit thermomechanischer Belastung, wie sie durch den TC-Test erzeugt wird, ist in der Literatur hingegen nicht beschrieben.

Neben den teilweise negativen Einflüssen der *void's* auf die Solarzelle selbst, gab es Befürchtungen einer erhöhten Degradation. Es konnte jedoch gezeigt werden, dass auch die schmalen Kontaktbereiche zwischen Silizium und Aluminium hinreichend stabil sind [134]. Während TC-Tests konnte keine Unterbrechung oder Verschlechterung des elektrischen Kontaktes festgestellt werden. Ebenso war kein negativer Effekt durch eine 500 h dauernde Belastung mit 8 A in Vorwärtsrichtung zu erkennen, ein negativer Einfluss auf den r_s durch Elektromigration in Bereichen hoher Stromdichte scheint damit unwahrscheinlich [134].

3.3.3 Zellverschaltung

Im Rahmen vieler Studien wurden verschiedene Aspekte der Degradation der Modulverschaltung analysiert. Ein häufig auftretendes Problem sind fehlerhafte Lötstellen, was zu einer lokalen Widerstandserhöhung und damit verbundener Wärmeentwicklung und im Extremfall zum Brand führen kann. Prinzipiell muss dabei in Lötstellen zwischen Zell- und Querverbinder und Zellverbinder und Metallisierung unterschieden werden. Erstere weisen eine homogenere Lötverbindung auf, da lediglich 2 gleiche oder ähnliche Lote verwendet werden. Durch Prozessfehler können dabei fehlerhafte Lötstellen auftreten [135], [136]. Häufig treten diese Fehler bereits in den ersten Jahren der Freifeld-Nutzung auf und führen zu einer schnellen anfänglichen Degradation [137].

Hinsichtlich der kontinuierlichen Alterung ist die Lötverbindung zur Zellmetallisierung deutlich anfälliger. Durch die Verwendung von Zinn und Blei im Lot und Silber in der Metallisierung kommt es zur Ausbildung von intermetallischen Phasen. Beschleunigt durch hohe Zelltemperaturen entstehen z.B. Ag_3Sn und Cu_3Sn -Phasen an der Grenzfläche zur Metallisierung bzw. zum Kupfer-Lötbändchen [138], [139]. Im Vergleich zur Silber-Leitfähigkeit von $\sim 33 \times 10^6 \text{ S/m}$ erreicht Ag_3Sn lediglich $0,6 \dots 9,7 \times 10^6 \text{ S/m}$ und $\text{Cu}_3\text{Sn} \sim 11 \times 10^6 \text{ S/m}$, wobei die Schichtdicken mit $< 3 \mu\text{m}$ verhältnismäßig dünn ausfallen [139]. Mechanisch weisen diese wenige Mikrometer starken Phasen große Unterschiede zu der Metallisierung bzw. zu Kupfer auf, was zusammen mit einer strukturellen Änderung, vor allem einer Kornvergrößerung, zu einer Schwächung der Lötstelle führt und auch in Freifelduntersuchungen aufgefallen ist [111]. Außerdem nimmt die Silber-Metallisierung Zinn auf, was zu einer Schwächung der Adhäsion der Metallisierung auf der Silizium-Oberfläche führt. Zumindest in beschleunigten Alterungstests wurde dies nachgewiesen und wird vermutlich hervorgerufen durch die Verspannung der Paste durch Volumenzuwachs bei Eindiffusion und Reaktion von Zinn mit weiteren Bindemitteln der Paste [140].

Nach umfangreicher Recherche kommt Kuitche et al. [115] zu dem Schluss, dass nahezu alle Module nach einer Betriebszeit von mehr als 10 Jahren von fehlerhaften Lötstellen betroffen sind und diese signifikant zum Anstieg des Serienwiderstandes beitragen. Dabei ist jedoch kein sukzessiver Anstieg des Kontaktwiderstandes jeder Lötverbindung, sondern der mechanisch bedingte Ausfall einzelner Lötstellen durch Rissbildung im Lot zu verzeichnen [111], [141]. Ein Kontakt, welcher an einer gebrochenen Lötstellen lediglich noch durch das Aufeinanderliegen von Lötbändchen und Metallisierung zustande kommt, ist demnach nicht hinreichend zur elektrischen Kontaktierung, was zum einen mit der Oxidation der Grenzfläche zusammenhängen kann, oder durch einen kaum vorhandenen Anpressdruck in einem gealterten Modul zu erklären ist [142].

Neben der mechanischen Belastung wurde nachgewiesen, dass hohe Feuchte im Laminat und Bildung von Essigsäure ebenfalls zur Korrosion von Lötverbindungen führen kann [133].

Prinzipiell tritt dabei die gleiche elektrochemische Korrosion wie auf der Zellrückseite auf. Das Lot (Zinn und Blei) bildet dabei die Anode und geht entsprechend in die Lösung. Ein mikroskopisch detektierbarer Spalt zwischen Zellverbinder und Metallisierung kann entstehen und somit den Lötkontakt vollkommen trennen (uneingekapselte Zellen nach 240 h, 25 °C, essigsäureangereicherte, feuchte Luft - 85 % r.Hd., [133]).

Neben den Lötstellen können auch die Lötbandchen selbst durch die thermomechanische Belastung im Solarmodul altern bzw. brechen [120]. Anfällig dafür ist die S-förmige Biegung bei der Überführung der rückseitigen Kontakte einer Zelle auf die Vorderseite der nächsten Zelle im Verschaltungsstrang (vergl. Abb. 2.5 b), S. 18) [143]. Je nachdem, wie stark die Zellverbinder durch den verwendeten Zellabstand im Strang geknickt werden müssen, kommt es nach mehreren 1.000 bis 10.000 Belastungswechseln (mechanisch/thermomechanisch) zu Brüchen im Kupferbandchen. Insgesamt ist die Ermüdung der Zellverbinder aber ein selteneres Phänomen aktuell hergestellter Module [115].

4 Charakterisierung der Serienwiderstandsbeiträge industrieller Solarzellen

Einen inhärenten Verlustmechanismus von Solarzellen stellt der Serienwiderstand (R_s) dar, welcher bereits seit der Vorstellung von Silizium-Solarzellen umfangreich diskutiert wird [144]. Dieser setzt sich neben dem Widerstand des Wafermaterials vor allem aus den Übergangswiderständen zwischen Wafer und Metallisierung sowie dem der Metallisierung selbst zusammen. Im Fall der Betrachtung des Solarmoduls kommt zusätzlich der Widerstandsbeitrag des Kontaktes zwischen Metallisierung und Zellverschaltung (Löt- und Druckkontakt) sowie der der Lötbandchen selbst hinzu. Die Zuordnung der Serienwiderstandsbeiträge einer PERC-Solarzelle ist in Abb. 4.1 grafisch dargestellt. Diese Widerstandskomponenten werden zur besseren Vergleichbarkeit untereinander im Weiteren aber immer bezogen auf das jeweilige Symmetrieelement als flächengewichteter Serienwiderstandsbeitrag benannt und diskutiert (siehe Kap. 4.1)

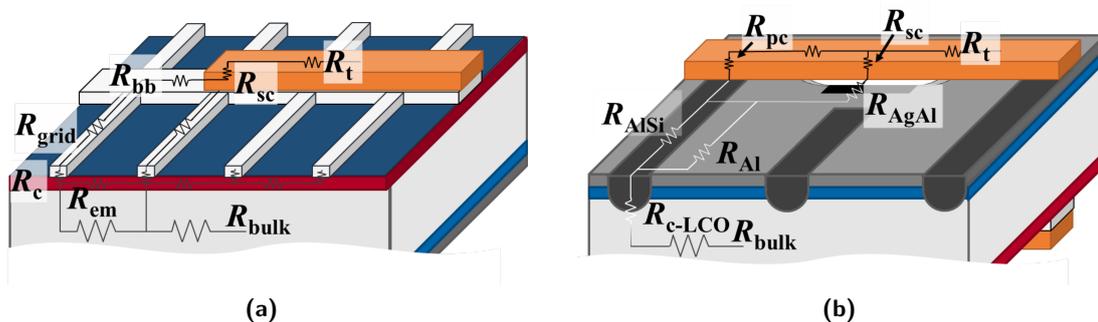


Abb. 4.1: Schematische Darstellung der Metallisierung und Zellverschaltung auf a) Vorder- und b) Rückseite der Zelle mit Beschriftung der einzelnen Serienwiderstandskomponenten als Absolutgrößen an den exemplarisch eingezeichneten Widerstandspfaden entlang des Stromflusses.

Der Serienwiderstandsbeitrag der Zellverschaltung beinhaltet dabei den Beitrag des Lötbandchens (r_t), sowie Löt- (r_{sc}) und Druckkontaktwiderstandes (r_{pc}) auf Vorder- und Rückseite. Die Silber-Metallisierung trägt mit dem Widerstand der Kontaktfinger (r_{grid}), deren Kontaktwiderstand zum Emitter (r_c) und dem Busbar-Widerstand (r_{bb}) zum Serienwiderstand bei. In direktem Zusammenhang damit steht der Widerstandsbeitrag des Emitters (r_{em}).

Die rückseitige Metallisierung trägt mit dem Kontaktwiderstand zwischen Al-Metallisierung und Wafer (r_{c-LCO}), dem lateralen Widerstand der Al-Schicht (r_{Al}) und der AlSi-Legierung (r_{AlSi}) sowie dem Widerstand der AgAl-Legierung (r_{AgAl}) zum Serienwiderstand bei. Zusätzlich führt der Wafer (r_{bulk}) zu einem weiteren Serienwiderstandsbeitrag der Solarzelle.

In Abb. 4.2 a) ist die Zusammensetzung des mittels LightIV-Messung bestimmten r_s einer typischen, in dieser Arbeit verwendeten, unverschalteten Solarzelle dargestellt, außerdem ist der berechnete Effekt der Zellverschaltung abgebildet, vergl. Anhang 9.2. Die Lötbandchen und Lötkontaktwiderstände verursachen dabei mit insgesamt $\sim 43\%$ den größten r_s -Beitrag einer 3BB Solarzelle. Die gesamte Metallisierung auf Vorder- und Rückseite kommt auf $\sim 32\%$ des Gesamtwiderstandes und der Wafer (Basis & Emitter) in Summe auf $\sim 25\%$.

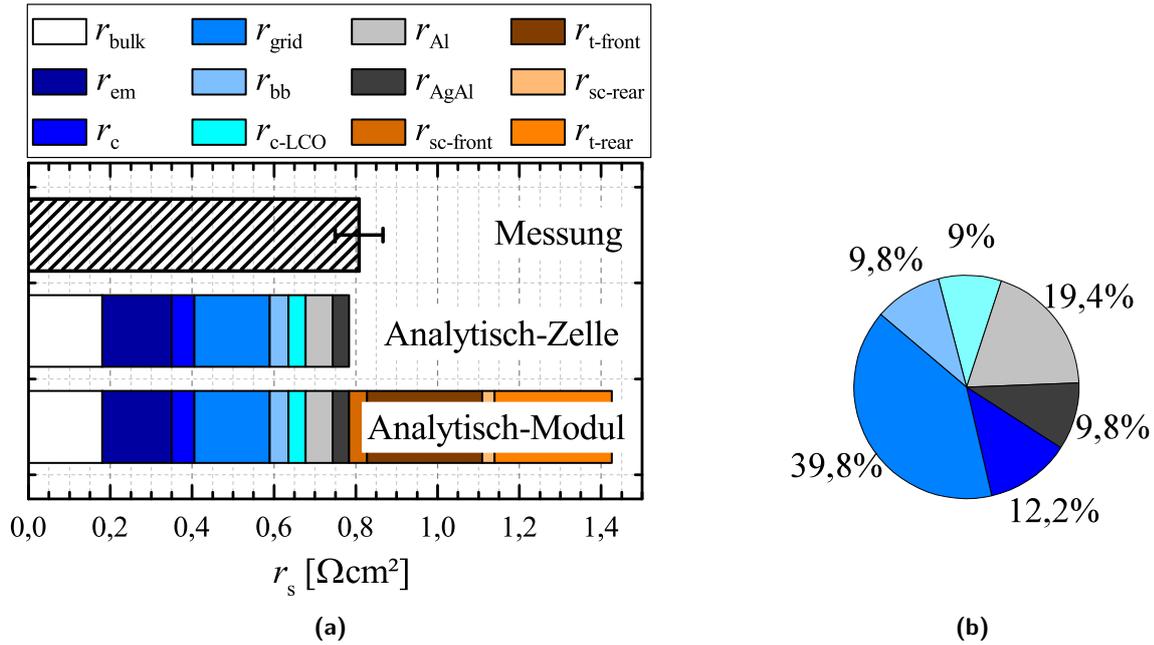


Abb. 4.2: a) Aufteilung der r_s -Anteile der verschiedenen Solarzellenbestandteile und der Zellverschaltung und b) Gegenüberstellung der Beiträge, hervorgerufen durch die unterschiedlichen Metallisierungskomponenten (gleiche Legende wie in a).

Werden die Komponenten der Metallisierung separat betrachtet, Abb. 4.2 b), lässt sich feststellen, dass ca. $2/3$ des Metallisierungswiderstandes durch die Vorderseiten- und $1/3$ durch die Rückseitenmetallisierung hervorgerufen werden. Dabei sticht der r_{grid} mit einem Beitrag von $\sim 40\%$ hervor, bis auf den Beitrag der lateralen Al-Metallisierung (r_{Al}) sticht ansonsten kein einzelner Beitrag heraus. Allerdings gibt es kaum Studien bzgl. des Verhaltens dieser Widerstandskomponenten während des TC-Tests. Die Untersuchung der Änderung der einzelnen Serienwiderstandsbeiträge der Metallisierung während beschleunigter Alterungstests ist entsprechend wichtig. Die im Rahmen dieser Arbeit dafür entwickelten bzw. angepassten Methoden und Teststrukturen werden im folgenden Kapitel detailliert dargestellt und ermöglichen die direkte oder indirekte Bestimmung der einzelnen Beiträge durch die Kombination mit FEM-Simulationen.

4.1 Analytische Berechnungen der Serienwiderstandsbeiträge

Zur Gewährleistung einer direkten Vergleichbarkeit zwischen verschiedenen Serienwiderstandsbeiträgen werden diese als flächengewichtete Serienwiderstände betrachtet. Dafür wird der effektive Widerstandsbeitrag R_{eff} einer Komponente und die Fläche des zugehörigen Symmetrie-Elements des Metallisierungslayouts genutzt. Als Symmetrie-Element wird, angelehnt an die Elementarzelle in der Kristallographie, die kleinstmögliche Fläche bezeichnet, welche die jeweilige Widerstandskomponente beinhaltet und durch Verschiebung bzw. Spiegelung ohne Überlappung der Flächen die gesamte Metallisierung abbilden kann. Der Gesamtwiderstand R_s kann nachfolgend aus der Summation der einzelnen Serienwiderstandsbeiträge, unabhängig vom jeweiligen Symmetrie-Element der Metallisierung und der Fläche A der gesamten Zelle, errechnet werden, siehe Gl. 4.1.

$$R_s = \frac{r_{em} + r_c + r_{grid} \dots}{A} \quad (4.1)$$

Der flächengewichtete Widerstandsbeitrag der einzelnen Komponenten ist dabei von dem

Stromflussmuster innerhalb des betrachteten Widerstandselementes abhängig. Dies ist für Solarzellen ein entscheidender Faktor, da sich häufig aufgrund der Stromgeneration innerhalb eines Bauteils die Stromdichte entlang eines Leiters ändert. Ein Beispiel dafür ist der Serienwiderstandsbeitrag des Vorderseitenemitters. In dem Symmetrie-Element nimmt der Strom vom Rand der Elementarzelle zum Finger aufgrund der lateral homogenen Stromgeneration der Solarzelle linear zu. Somit ändert sich bei konstantem Schichtwiderstand R_{sh} der Leistungsverlust über den Zusammenhang $P = R \cdot I^2$ durch die Zunahme des Stroms zum Kontakt hin. Zur analytischen Beschreibung der jeweiligen Widerstandsbeiträge müssen daher die Differentialgleichungen in den Grenzen des jeweiligen Symmetrie-Elementes gelöst werden. Im Fall des eindimensionalen Stromflusses im Emitter hin zum Finger ergibt sich der effektive Widerstand aus Gl. 4.2 [19] mit Fingerabstand (d_f), Fingerbreite (L_f) und Fingerlänge (s_f).

$$R_{em} = \frac{1}{6} R_{sh} \frac{(d_f - L_f)}{s_f} \quad (4.2)$$

Durch Multiplikation mit der Grundfläche A_I des entsprechenden Symmetrieelementes (siehe Abb. 4.3) ergibt sich der flächengewichtete Widerstand des Emitters r_{em} , siehe Gl. 4.3. Für eine homogene Emitter-Diffusion beschreibt dieser den Beitrag zum Serienwiderstand der gesamten Solarzelle vollständig.

$$r_{em} = R_{em} \cdot A_I \quad (4.3)$$

Die Geometrieparameter der Metallisierung sind entsprechend wichtig für die Bestimmung der flächengewichteten Serienwiderstandsanteile. In Tabelle 4.1 sind die dafür wichtigen Parameter, deren verwendete Maßeinheit sowie die relevanten Widerstände zusammengefasst. Die entsprechende grafische Darstellung im Bezug auf das Metallisierungslayout ist in Abb. 4.3 a) und b) repräsentiert.

Eine Zusammenstellung der für die Metallisierung benötigten Formeln ist in Tab. 4.2 gegeben. Diese betrachten den effektiven Widerstand durch den eindimensionalen Stromfluss innerhalb der jeweiligen Symmetrieeinheit. Allerdings treten innerhalb der Metallisierung auch zweidimensionale Stromflussmuster auf, welche nicht mehr analytisch beschreibbar sind. Für spezifische Problemstellungen ist daher eine 2D/3D Simulation unerlässlich, siehe Abschnitt 4.2.

Die üblicherweise verwendete Berechnung des Widerstandes der Aluminium-Rückseitenmetallisierung von Wyeth [145] berechnet den r_{Al} für den Fall, dass der Strom über die vollständige Länge der Einheitszelle entnommen wird. Dieser Fall entspricht dem durchgängigen Busbar auf der Zellrückseite und bildet damit die Realität nicht mehr ab. Aufgrund dessen wird in dieser Arbeit der Korrekturfaktor (c_{cor}) eingeführt, welcher zum einen von dem rel. Kontaktanteil ($f_{contact}$), welcher zur Stromableitung aus dem Symmetrieelement genutzt wird, und zum anderen vom Seitenverhältnis (f_{uc}) der Einheitszelle abhängt. Diese werden über $f_{contact} = s_{pad}/d_{sc}$, sowie $f_{uc} = d_{sc}/0,5d_{bb}$ berechnet. Sie bilden die grundlegenden Geometrieparameter der Rückseitenmetallisierung ab und ermöglichen einen einfachen Vergleich verschiedener Metallisierungsstrukturen. Die Bestimmung des Korrekturfaktors c_{cor} erfolgt mittels FEM-Simulation von Symmetrieelementen und Vergleich des dabei ermittelten r_{Al} mit dem nach Wyeth [145] bestimmten Wert ($f_{contact} = 1$), siehe Anhang 9.2. Aus der Abb. 9.2 kann dabei der entsprechende Korrekturfaktor abgelesen werden.

Zudem wird im Rahmen dieser Arbeit nach Kenntnisstand des Autors erstmals der Serienwiderstandsbeitrag der AgAl-Legierung betrachtet. Die Bestimmung erfolgt nach dem in Abschnitt 4.4 beschriebenen Methoden und führt zu der in Tab. 4.2 unter r_{AgAl} aufgeführten Gleichung. Der dabei eingeführte Widerstandswert R_{AgAl} berechnet sich aus dem Widerstand der AgAl-Legierung an einem Ag-Al-Übergang multipliziert mit dessen Breite in Stromflussrichtung.

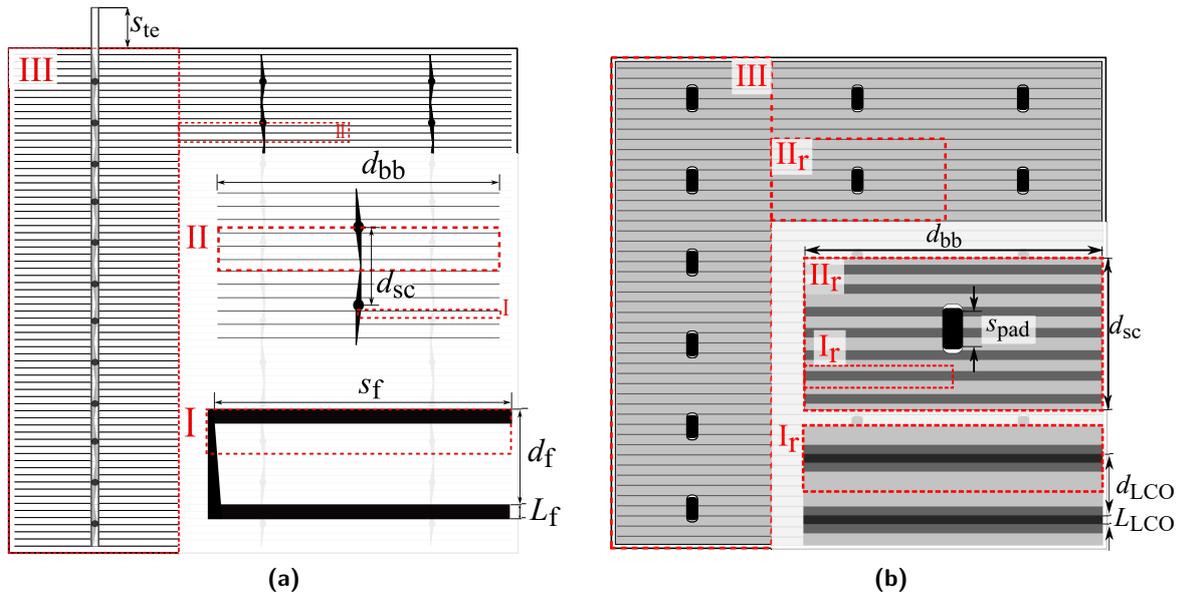


Abb. 4.3: Metallisierungslayout der a) Solarzellenvorder und b) -rückseite mit den jeweiligen Elementarzellen, welche in Tab. 4.2 zur Bestimmung des effektiven Serienwiderstandsbeitrages benötigt werden. Die wichtigsten Geometrieparameter sind in der jeweilige Abbildung zu finden.

Tab. 4.1: Tabellarische Übersicht der wichtigsten Geometrieparameter der Solarzellenmetallisierung einer industriellen PERC-Solarzelle, sowie die Bezeichnung der Widerstände zur Berechnung der Serienwiderstandsanteile der Metallisierung.

Symbol	Einheit	Beschreibung	Symbol	Einheit	Beschreibung
d_f	cm	Fingerabstand	L_{LCO}	cm	LCO-Breite
s_f	cm	Fingerlänge	d_{LCO}	cm	LCO-Abstand
L_f	cm	Fingerbreite	s_{pad}	cm	Ag-Al Kontaktbreite
d_{bb}	cm	Busbarabstand	s_{te}	cm	Länge des Lötbandchenüberstandes
d_{sc}	cm	Lötkontaktabstand (Front/Rear)	h_b	cm	Waferdicke
N_{sc}	-	Lötkontaktanzahl je Busbar			
R_{sh}	Ωsq	allg. Schichtwiderstand	ρ_c	$m\Omega cm^2$	spez. Kontaktwiderstand
R_{Lf}	Ωcm^{-1}	Linienwid. Ag-Finger	R_{AgAl}	$m\Omega mm$	Widerstand der AgAl-Legierung
R_{Lb}	Ωcm^{-1}	Linienwid. Busbar	R_{SC}	Ω	Lötkontaktwiderstand
ρ_b	Ωcm	spez. Wafer-Widerstand	R_{Lt}	Ωcm^{-1}	Linienwiderstand d. Lötbandchens

Tab. 4.2: Tabellarische Zusammenfassung analytischer Formeln zur Beschreibung der effektiven Serienwiderstandsbeiträge der einzelnen Widerstandskomponenten der Vorder- und Rückseitenmetallisierung einer industriellen *PERC*-Solarzelle. Die Angabe in der Spalte Symmetrie-Element bezieht sich dabei auf die in Abb. 4.3 dargestellten Einheitszellen des Metallisierungslayouts. Die analytischen Formeln zur Bestimmung von r_{Al} und r_{AgAl} wurden im Rahmen dieser Arbeit (d.A.) angepasst bzw. aufgestellt.

Beitrag	Symbol	Sym.- Element	Analyt. Berechnung	Quelle
Emitter	r_{em}	<i>I</i>	$\frac{1}{12} R_{sh} \frac{(d_f - L_f)}{s_f} \frac{d_{bb}}{2} d_f$	[145]
Emitter-Kontakt	r_c	<i>I</i>	$\frac{\sqrt{R_{sh}\rho_c}}{s_f} \coth\left(\frac{L_f}{2} \sqrt{\frac{R_{sh}}{\rho_c}}\right) \frac{d_{bb}d_f}{2}$	[19]
Finger	r_{grid}	<i>I</i>	$\frac{1}{3} R_{Lf} s_f \frac{d_{bb}}{2} d_f$	[19]
Busbar	r_{bb}	<i>II</i>	$\frac{1}{3} R_{Lb} \frac{d_{sc}^2}{4} d_{bb}$	[19]
Wafer	r_{bulk}		$\frac{\rho_b L_{LCO}}{2} (37f - 2 - \frac{0,3}{f}) + \rho_b \frac{L_{LCO} h_b}{2}$ $+ \frac{2,82h_b^{0,88} f^{0,64}}{\tanh(2,82h_b^{0,88} f^{0,64})} \frac{\rho_b L_{LCO}}{6h_b} (\frac{1}{f} - 1)^2$	[146], [147]
			mit $f = \frac{L_{LCO}}{d_{LCO}}$	
LCO-Kontakt	r_{c-LCO}	<i>Ir</i>	$\frac{\rho_c}{L_{LCO}} d_{LCO}$	
Al-Metall.	r_{Al}	<i>Ir</i>	$c_{cor} \cdot \left[\frac{1}{3} R_{sh-Al} \frac{d_{bb}d_{sc}}{2} \right]$	[145], d. A.
AgAl-Übergang	r_{AgAl}	<i>IIr</i>	$R_{AgAl} \frac{d_{bb}d_{sc}}{2s_{pad}}$	d. A.
Lötkontakt	r_{sc}	<i>II</i>	$R_{SC} d_{bb} d_{sc}$	[19]
Zellverbinder	r_t	<i>III</i>	$\frac{2}{3} R_{Lt} \frac{d_{bb}(d_{sc} \cdot N_s)^2}{2} \cdot \left(1 + \frac{1}{2N_s^2}\right)$	[19]
Erweiterung Zellverbinder	r_{te}	<i>III</i>	$4 R_{Lt} N_s \frac{st_e d_{BB} d_{sc}}{2}$	[19]

4.2 3D FEM-Simulation

Die analytischen Gleichungen ermöglichen eine hohe Genauigkeit bei der Widerstandsberechnung von Strukturen mit geringer lateraler Ausbreitung und homogener Zusammensetzung. Die Beschreibung der Metallisierung der Solarzelle im Gesamten benötigt jedoch ein Zusammenspiel verschiedener Widerstandsanteile, welche sich gegenseitig beeinflussen. Dies beinhaltet

unter anderem die Modifikation des Stromflussmusters aufgrund lokaler Widerstandsänderung.

Ein verbreitetes Hilfsmittel zur Lösung solcher Probleme ist die FEM-Simulation, bei welcher ein komplexes Differentialgleichungssystem (DGL-System) numerisch gelöst wird. Ausgehend vom komplexen Bauteil wird dieses in eine Vielzahl von finiten Elementen unterteilt und bildet das im Weiteren als Domäne bezeichnete Simulationsobjekt. An den Eckpunkten dieser Elemente gelten die angenommenen DGL und bilden somit die Vernetzung der einzelnen Elemente. Mit Hilfe von Ansatzfunktionen können die zugrunde liegenden DGL in ein Gleichungssystem übertragen werden, welches durch den Gleichungslöser numerisch lösbar ist. Die Qualität der Lösung ist dabei abhängig von der Größe der finiten Elemente und steigt mit zunehmender Elementzahl, also kleineren Elementen.

Grundlage der Simulation sind dabei die Kontinuitätsgleichung (Gl. 4.4), das Ohmsche Gesetz (Gl. 4.5) und die Beschreibung des elektrischen Feldes über den Gradienten des elektrischen Potentials (Gl. 4.6). Die dafür verwendeten notwendigen Größen sind in Tab. 4.3 definiert.

Ausgehend davon wird für einen statischen Zustand das Stromflussmuster in der Simulations-Domäne unter der Bedingung des minimalen Leistungsverlustes P berechnet. Die Stromzu- bzw. -abfuhr wird dabei über die Grenzflächen der Domäne definiert, welche den Gegebenheiten der realen Strukturen entsprechen.

$$\nabla \cdot \vec{j} = -\frac{\partial Q}{\partial t} \quad (4.4)$$

$$\vec{j} = \frac{1}{\rho} \vec{E} \quad (4.5)$$

$$\vec{E} = -\nabla V \quad (4.6)$$

Tab. 4.3: Eingabegrößen zur Beschreibung der stationären Kontinuitätsgleichungen mittels COMSOL.

Symbol	Bedeutung	Symbol	Bedeutung
E	Elektrische Feldstärke	ρ	spez. elektrischer Widerstand
j	Stromdichte	Q	Elektrische Ladungsdichte
V	Spannung		

Das Erstellen der notwendigen geometrischen Strukturen sowie deren Aufteilung in finite Elemente und das Lösen der zugehörigen DGL-Systeme erfolgt mittels COMSOL Multiphysics v5.2a (AC/DC-Module) [148].

Treffen in einer Domäne zwei Körper direkt aufeinander, ist der Kontakt ideal, d.h. es gilt lediglich die Kontinuitätsgleichung für den Übergang. Durch die Definition eines spezifischen Kontaktwiderstandes kann ein zusätzlicher Widerstand eingefügt werden, wie er z.B. bei Halbleiter-Metall-Übergängen auftritt.

Sowohl die geometrischen als auch physikalischen Eingabeparameter wurden entsprechend der durchgeführten Messungen gewählt. Aufgrund der großen Unterschiede innerhalb der geometrischen Ausdehnung (z -Achse im Bereich weniger μm und x,y -Ausdehnung im Bereich mehrerer cm) ist der Vorgang der Finite-Elemente-Zerlegung von großer Bedeutung und stellt den größten zeitlichen Aufwand dar. Wenn möglich wurde daher auf eine zweidimensionale Berechnung zurückgegriffen, beziehungsweise die Strukturen in ihre kleinsten Symmetrie-Elemente zerlegt.

Über die Simulation wird das für die Struktur charakteristische Stromflussmuster bestimmt und kann für die Berechnung der lokalen Serienwiderstandseffekte benutzt werden. Der elektrische Leistungsverlust p in einem finiten Element wird dabei über die Stromdichte \vec{j} und die elektrische Feldstärke \vec{E} im betrachtete finiten Element mittels Gl. 4.7 bestimmt.

$$p = \vec{j} \cdot \vec{E} = j_x E_x + j_y E_y + j_z E_z \quad (4.7)$$

In einer Domäne Ω ergibt sich der Leistungsverlust P entsprechend durch Integration über das gesamte Volumen der Domäne, Gl. 4.8.

$$P = \int_{\Omega} p \, dV \quad (4.8)$$

Durch Integration über die einzelnen Subdomänen einer Struktur kann die separate Zuordnung der Verluste zu einzelnen Metallisierungsbereichen erfolgen. Der effektive r_s der jeweiligen Bereiche errechnet sich über den Strom I , welcher in das Symmetrie-Element eingepreßt wird, sowie die Grundfläche der gesamten Domäne A_{2D} , Gl. 4.9.

$$r_s = A_{2D} \frac{P}{I^2} \quad (4.9)$$

Die FEM-Simulation wurde im Rahmen der Arbeit sowohl zur Auslegung von Teststrukturen als auch zur Nachstellung realer Solarzellen auf Basis der Messdaten verwendet. Die genutzten Modelle, sowie deren Eingabegrößen werden im Folgenden vorgestellt.

4.3 Mess- und Analysemethoden

Die Grundlage der Bestimmung verschiedener Serienwiderstandseffekte bildet die elektrische Messtechnik, wobei die Herausforderung vor allem darin besteht, kleine Widerstände bzw. Widerstandsänderungen im Bereich $1 \times 10^{-3} \Omega$ zuverlässig zu bestimmen. Zusammen mit der geometrischen Vermessung mittels Mikroskop und analytischen Gleichungen bzw. 2D/3D-Simulation lässt sich eine Aufschlüsselung der verschiedenen Serienwiderstandsbeiträge vornehmen. Die dafür notwendigen Techniken und Verfahren sind im Folgenden zusammengefasst. Außerdem werden die prinzipiellen Verfahren, welche später auf spezielle Teststrukturen angewendet werden, vorgestellt.

4.3.1 Vierleitermessung & Seebeck-Kompensation

Bei der Bestimmung kleiner Widerstände kann es durch den Messaufbau selbst leicht zu Verfälschungen des Messergebnisses kommen. Daher wurde bereits Ende des 19. Jahrhunderts die Vierleiter-Messung entwickelt [149]. Um eine möglichst genaue Widerstandsmessung durchzuführen, werden vier getrennte elektrische Leitungen und Kontakte verwendet, wobei über die zwei äußeren Kontakte ein definierter Messstrom fließt. Zwischen den beiden Kontakten kommt es nach dem Ohmschen Gesetz in Abhängigkeit des Widerstandes zum entsprechenden Spannungsabfall, welcher bei konstantem Widerstand linear ist. Mit Hilfe der beiden inneren Kontakte wird der Spannungsabfall zwischen diesen gemessen. Entscheidend ist dabei, dass diese Messleitungen bzw. der Eingang des Voltmeters hochohmig ausgeführt ist, um jeglichen Stromfluss zu verhindern. Aus Spannungsabfall und vorgegebenem Messstrom kann der Widerstand zwischen den beiden Spannungsmesspunkten nach dem Ohmschen Gesetz über $R = V/I$ bestimmt werden.

Häufig werden Leitungen und Kontakteinheit aus unterschiedlichen Metallen gefertigt, was an den Kontaktstellen zu thermoelektrischen Effekten führen kann. Durch unterschiedliche Temperaturen innerhalb des Messaufbaus kann es zu einer Beeinflussung durch den Seebeck-Effekt kommen. Dabei entstehen an Kontaktstellen Potentialunterschiede (V_{te}) von mehreren μV , welche bei kleinen Widerständen und somit geringen Potentialunterschieden das Messergebnis signifikant beeinflussen können [150]. Eine Möglichkeit, diesen Effekt messtechnisch zu kompensieren, ist die Messmethode der Stromumkehr. Dabei wird davon ausgegangen,

dass die Temperaturdifferenzen und somit der Einfluss des Seebeck-Effektes innerhalb des Messaufbaus konstant ist. Wird die Polarität der Messung getauscht, bleibt V_{te} in Größe und Polarität konstant und tritt so einmal additiv, einmal subtraktiv zum realen Spannungsabfall auf, Gl. 4.10.

$$R_{I_+} = \frac{V + V_{te}}{I_+} \quad R_{I_-} = \frac{V - V_{te}}{I_-} \quad (4.10)$$

Durch Mittelwertbildung kann der Effekt der thermisch induzierten Spannung kompensiert werden, Gl. 4.11.

$$R = \frac{R_{I_+} + R_{I_-}}{2} = \frac{\frac{V+V_{te}}{I_+} + \frac{V-V_{te}}{I_-}}{2} \quad (4.11)$$

Wenn nicht explizit anders erwähnt, wurde diese Art der Messung in dieser Arbeit für die Bestimmung der Widerstände an Teststrukturen und Solarzellen durchgeführt.

4.3.2 Transfer-Längen-Methode

Die Transfer-Längen-Methode (TLM) ist eine etablierte Methode zur Bestimmung von Kontaktwiderständen an Metall-Halbleiter-Übergängen [151]. Im Rahmen dieser Arbeit wurde das Prinzip häufig verwendet bzw. adaptiert, um jene und Metall-Metall-Übergänge zu charakterisieren. Allen Messungen ist dabei gemein, dass ein gemessener Gesamtwiderstand (R_T) einer Teststruktur in Abhängigkeit des Abstandes zweier Kontakte gemessen wird. Dabei wird auf Teststrukturen zurückgegriffen, bei denen Metall-Kontakte mit der Breite (w) und der Kontaktlänge (L) (siehe Abb. 4.4) in unterschiedlichem Abstand aufgebracht werden, um zwischen den benachbarten Kontakten den R_T zu messen, siehe Abb. 4.4 a). Um einen definierten Stromfluss zu erhalten, wird ein Streifen der Breite w aus der Teststruktur präpariert. Eine weitere Möglichkeit, welche in der Photovoltaik häufig Anwendung findet, ist die direkte Vermessung von Streifen einer Solarzelle, bei der die Finger die äquidistanten Kontakte bilden. Die Messungen erfolgen dann auch zwischen nicht benachbarten Kontakten und somit unter den dazwischenliegenden Kontakten hindurch.

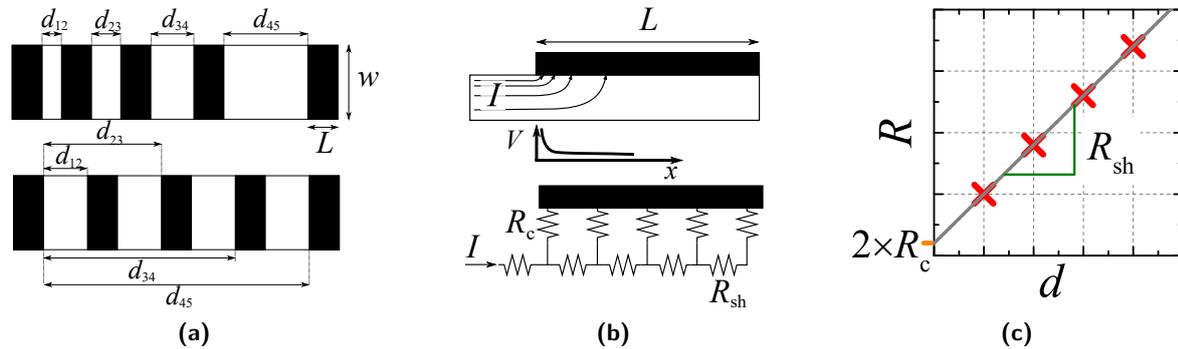


Abb. 4.4: a) Schematische Darstellung einer klassischen TLM-Struktur (oben) und einer für die PV typischen gleichmäßigen Kontaktanordnung (unten), sowie b) der zu erwartende Stromfluss am Kontaktanfang und schematisch das zugehörige Widerstandsnetzwerk des Halbleiter-Metall-Überganges, nach Schroder [151] und c) eine exemplarische TLM-Auswertung.

Der gemessene Gesamtwiderstand (R_T) setzt sich dabei aus verschiedenen Beiträgen zusammen. Zum einen aus dem Widerstand des Metallkontaktes bzw. der Zuleitung zum Kontaktbereich R_M , zum anderen dem Kontaktwiderstand (R_C) sowie dem Widerstand der zwischen den Kontakten befindlichen leitfähigen Schicht R_I , Gl. 4.12.

$$R_T = 2R_M + 2R_C + R_I \quad (4.12)$$

In einem idealen System identischer Kontakte ist sowohl R_C als auch R_M für alle Kontaktpaare identisch, sodass die Auftragung von R_T in Abhängigkeit des Abstandes d zu einem linearen Zusammenhang führt, siehe Abb. 4.4 c). Die Ausgleichsgerade durch die gemessenen Widerstände führt zu einem über den Anstieg $\Delta R_T/\Delta d$ und die Breite (w) zum spezifischen Flächenwiderstand R_{sh} (Gl. 4.13) und zum anderen über den Schnittpunkt mit der Ordinate zum doppelten Kontaktwiderstand (Bed.: $R_M \ll R_C$).

$$R_I = \rho \cdot \frac{d}{hw} = R_{sh} \cdot \frac{d}{w} \quad (4.13)$$

Neben R_C kann bei bekannten Geometriewerten der Kontakte auch der ρ_c durch die TLM-Auswertung bestimmt werden. Unterhalb des Kontaktes kommt es zu einem Spannungsabfall nach Gl. 4.14, schematisch dargestellt in Abb. 4.4 b) [151]. Der Spannungsabfall bzw. die entsprechende Stromdichteverteilung ist dabei abhängig von der geometrischen Kontaktlänge L , sowie ρ_c und R_{sh} . Vom Anfang des Kontaktes ausgehend fällt die Spannung exponentiell ab, wobei die Distanz bis zur Abnahme auf den Anteil von $1/e$ als Transferlänge (L_T) bezeichnet wird.

$$V(x) = \frac{I\sqrt{R_{sh}\rho_c}}{w} \frac{\cosh((L-x)/L_T)}{\sinh(L/L_T)} \quad (4.14)$$

Mit Hilfe der L_T und dem R_{sh} kann über die Gl. 4.15 mit den bekannten geometrischen Größen w und L der ρ_c berechnet werden.

$$R_c = \frac{\sqrt{R_{sh}\rho_c}}{w} \cothh(L/L_T) = \frac{\rho_c}{L_T w} \cothh(L/L_T) \quad (4.15)$$

Mit einer einzelnen Messung kann somit der flächenunabhängige ρ_c und der spezifische R_{sh} ermittelt werden.

4.3.3 Kontakt-End-Widerstands-Messung

Eine weitere Möglichkeit zur Bestimmung von Kontaktwiderständen stellt die Kontakt-End-Widerstands-Messung dar [152], [153]. Diese Methodik setzt vier Kontakte voraus, welche mittels Vierleitermessung kontaktiert werden, siehe Abb. 4.5 a). Im Gegensatz zur klassischen Vierleitermessung werden jedoch die Strom- und Spannungsmesskreise voneinander getrennt. Außerdem ist die geometrische Anordnung entscheidend, so muss der Stromfluss am zu untersuchenden Kontakt senkrecht zur Messleitung erfolgen, sodass sich bei einem Stromfluss von $I_1 \rightarrow I_2$ der Spannungsabfall zwischen $V_1 \rightarrow V_2$ als Mittelwert des Potentials vor und nach dem Durchfließen des Kontaktbereiches ergibt.

Eine Abwandlung der Technik wurde zur Charakterisierung von Lötkontaktwiderständen durchgeführt und ist in Abb. 4.5 b) dargestellt. Unter der Randbedingung, dass $R_{sh-Cu} \ll R_{sh-Ag}$ gilt, kann über die Verlängerung des Kupferbändchens die Charakterisierung des Kontaktbereiches stattfinden. So ergibt sich der gemessene Spannungsabfall, respektive Kontakt-End-Widerstand (R_e), durch den Kontaktwiderstand R_C und den Widerstand der Zuleitung R_{Ag} von V_2 bis zum Kontakt R_C . Jedoch wird für die Messung immer ein benachbarter Kontakt benötigt, über welchen die Spannungsmessung erfolgt. In einer Reihe von 6 Kontakten können die äußeren (Kontakt 1 & 6) daher nicht direkt vermessen werden.

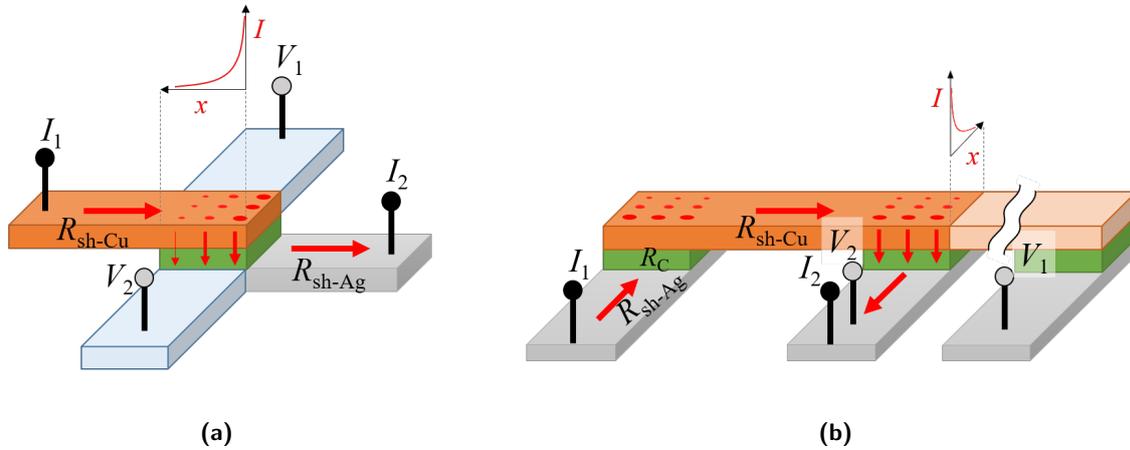


Abb. 4.5: a) Darstellung des Konzeptes der Kontakt-End-Widerstands-Messung nach Proctor und Linholm [152] mit getrennter Kontaktierung zwischen Strom- und Spannungsmesskreis, wobei beide 90° zueinander orientiert sind. Die Stromdichte ist über rote Pfeile bzw. Kreise (z-Richtung) schematisch dargestellt. In b) ist der adaptierte Messaufbau für die Bestimmung einzelner Kontakte unter Verwendung von 3 Kontakten dargestellt.

Die in Abb. 4.5 b) dargestellte Struktur kann zudem auch genutzt werden, um TLM-Messungen durchzuführen. Dabei wird der Widerstand zwischen den Ag-Pads unterschiedlichen Abstands gemessen und die klassische TLM-Auswertung vorgenommen. Durch den darüber bestimmten Widerstand des Lötbandchens kann ein direkter Vergleich der TLM- und Kontakt-End-Widerstands-Messung durchgeführt werden, siehe beispielhaft Abb. 4.6.

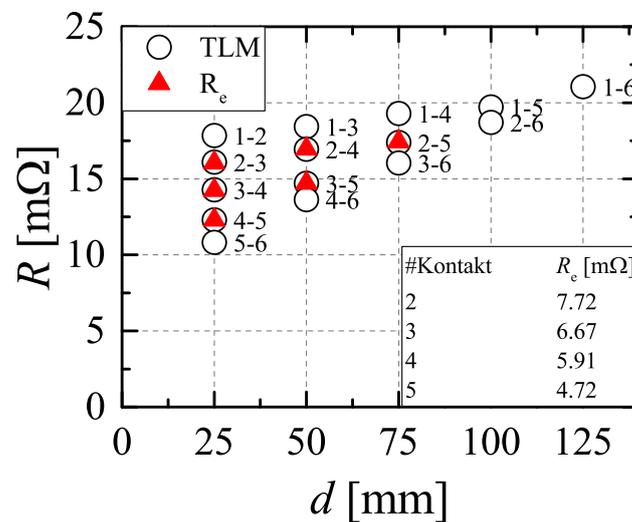


Abb. 4.6: Vergleich der mittels TLM-Messung bestimmten Widerstände zwischen 6 verschiedenen Kontakten (Datenpunkte entsprechend beschriftet) in Abhängigkeit des Kontaktabstandes, sowie die aus der Kontakt-End-Widerstandsmessung bestimmten Einzelwiderstände und berechneten Widerstände zwischen verschiedenen Kontakten. Der R_{Lt} des Lötbandchens wurde mittels 4-Punkt-Messung mit $87,8 \mu\Omega sq$ bestimmt und eingerechnet.

Aus dem Vergleich beider Messungen an einer Teststruktur mit stark schwankendem Lötkontaktwiderstand wird deutlich, dass durch die R_e -Messung die Schwankung in der TLM-Messung sehr gut nachvollzogen werden kann. Die Abweichung beider Methoden liegt dabei unter $0,1 m\Omega$. Gegenüber einem gemittelten Kontaktwiderstand der TLM-Messung können so 4 einzelne Werte bestimmt werden.

4.3.4 Busbar-Busbar-Messung

Eine weitverbreitete Messung des lateralen Widerstandes industrieller Solarzellen wird innerhalb des Zelltesters über die so genannte Busbar-Busbar-Messung realisiert. Dabei werden direkt die Kontaktleisten der IV-Messung verwendet. So kann der Widerstand zwischen den Vorderseitenbusbars (R_{front}) bestimmt und über den Busbarabstand (d_{bb}) bei bekannter Finger-Anzahl (N_f) der durchschnittliche Linienwiderstand eines Fingers (R_{Lf}) mittels Gl. 4.16 errechnet werden.

$$R_{\text{Lf}} = \frac{R_{\text{front}} N_f}{d_{\text{bb}}} \quad (4.16)$$

Diese Messung wird auch auf der Rückseite durchgeführt. Allerdings ist die industriell genutzte Messung dabei häufig von verschiedenen Widerstandsanteilen beeinflusst, denn die Kontaktstifte der Messleiste kontaktieren die Metallisierung nicht nur auf den Silber-Pads, sondern auch in deren Zwischenbereich auf der Aluminium-Metallisierung, vergl. Abb. 2.4. Der gemessene Widerstandswert ist demnach von allen lateralen Widerstandskomponenten (R_{AgAl} , Aluminium-Schichtwiderstand ($R_{\text{sh-Al}}$) und Aluminium-Silizium-Schichtwiderstand ($R_{\text{sh-AlSi}}$)) und deren Geometrieparametern

- Busbarabstand (d_{bb})
- Busbar-Länge (s_{bb})
- Pad-Anzahl (N_{pad})
- Übergangslänge (s_{pad})
- Pad-Breite (w_{pad})

abhängig.

Eine Trennung der Effekte wurde durch eine spezielle Kontaktleiste erreicht, welche zwei verschiedene Messungen auf der Zellrückseite ermöglicht. Zum einen die Widerstandsmessung nur zwischen den Pads zweier Busbars, welche $R_{\text{rear-Pad}}$ ergibt und zum anderen zwischen Kontakten, welche mittig zwischen diesen Pads entlang des Busbars liegen und als Ergebnis zu $R_{\text{rear-Al}}$ führen. Letztere ist dabei nur vom Schichtwiderstand der Al-Rückseitenmetallisierung abhängig, siehe Gl. 4.17, $R_{\text{rear-Pad}}$ beinhaltet hingegen zusätzlich den Widerstand am Übergang von Al-Metallisierung zum Ag-Pad, vergl. Gl. 4.18.

$$R_{\text{rear-Al}} = R_{\text{sh}} \cdot \frac{d_{\text{bb}}}{\text{Busbar-Länge}(s_{\text{bb}})} \quad (4.17)$$

$$R_{\text{rear-Pad}} = \frac{2R_{\text{AgAl}}}{N_{\text{pad}} s_{\text{pad}}} + \frac{d_{\text{bb}} - w_{\text{pad}}}{s_{\text{bb}}} R_{\text{sh}} \quad (4.18)$$

In Abhängigkeit des Metallisierungslayouts kann der Einfluss durch die Pad-Breite (w_{pad}) meist vernachlässigt werden, sodass durch die Differenz von Gl. 4.18 und 4.17 der R_{AgAl} bestimmt werden kann.

$$R_{\text{AgAl}} = (R_{\text{rear-Pad}} - R_{\text{rear-Al}}) \frac{N_{\text{pad}} s_{\text{pad}}}{2} \quad (4.19)$$

Des Weiteren bilden die Messungen einen einfachen Zugriff auf den integralen Wert des Rückseitenwiderstandes R_{sh} . Eine Trennung der Effekte der Al-Si-Legierungsbildung ($R_{\text{sh-Al}}$, $R_{\text{sh-AlSi}}$) ist damit jedoch nicht ohne weiteres möglich.

4.3.5 IV-Messung

Die Charakterisierung von Solarzellen erfolgt im Allgemeinen über die Aufnahme einer Strom-Spannungs-Kennlinie (IV-Messung). Dabei wird die Solarzelle bei den in der Norm IEC 60891 [154] festgelegten $25\text{ }^\circ\text{C}$, 1000 W/m^2 Bestrahlungsstärke und dem AM1.5-Spektrum aus IEC 60904 [15] als Generator betrieben. Durch die Änderung des Lastwiderstandes zwischen den Kontakten, bei gleichzeitiger Messung der Spannung und dem resultierenden Stromfluss kann die charakteristische IV-Kurve (Hellkennlinie) bestimmt werden. Bedeutend sind dabei vor allem V_{oc} und j_{sc} , die Grenzfälle des Generatorbetriebes bei unendlichem und nicht vorhandenem Widerstand zwischen den Zellkontakten. Außerdem das Wertepaar aus V_{MPP} und j_{MPP} , welche den Betriebszustand maximaler Leistung repräsentieren. Aus den genannten vier Kennwerten können η und FF bestimmt werden. Durch eine weitere Messung, bei welcher lediglich die Bestrahlungsstärke auf ein zweites Niveau, bspw. 500 W/m^2 abgesenkt wird, kann der r_s über Gl. 4.20, [17], [155], bestimmt werden. Dabei wird für ein vorgegebenes Δj_{sc} für beide Kennlinien die Spannung bestimmt und somit der r_s errechnet. Die Differenz in der Stromdichte wird so gewählt, dass die zu untersuchenden Punkte leicht über dem V_{MPP} der IV-Kurven liegen.

$$r_s = \frac{\Delta V}{\Delta j_{sc}} \quad (4.20)$$

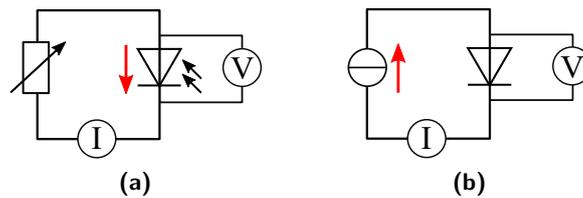


Abb. 4.7: Prinzip der a) Hell- und b) Dunkelmessung der IV-Kennlinie einer Solarzelle, Stromgeneration mit rotem Pfeil symbolisiert.

Die Eigenschaften der Solarzelle können jedoch auch im Sinne eines Verbrauchers charakterisiert werden. Dafür werden über eine externe Stromquelle Ladungsträger injiziert und wiederum die IV-Kennlinie gemessen, siehe Abb 4.7 b). Diese sogenannte Dunkelkennlinie entspricht dabei in erster Näherung der Hellkennlinie, verschoben um j_{ph} . Allerdings ändert sich durch die externe Stromzufuhr das Stromflussmuster innerhalb der Solarzelle, sodass sich vor allem die Widerstandsbeiträge des Wafers und Emitters vom beleuchteten Fall unterscheiden und zu einem geringeren r_s führen [16], [17].

Über die 2-Dioden-Gleichung Gl. 2.4 kann die Dunkelkennlinie angenähert werden und so die Parameter r_s , Parallelwiderstand (R_{shunt}), Sperrsättigungsstromdichte (j_0) und Idealitätsfaktor (n) bestimmt werden.

4.4 Teststrukturen und -methoden zur Bestimmung der Serienwiderstandsanteile der Metallisierung

Innerhalb der hier vorgestellten Arbeit wurde eine Vielzahl von verschiedenen Teststrukturen entwickelt bzw. adaptiert, um die Widerstände der verschiedenen Metallisierungsanteile zu bestimmen. Speziell wurde Wert darauf gelegt, dass dies sowohl auf Zellebene als auch im Modul möglich ist und so die Charakterisierung während beschleunigter Alterungstests ermöglicht. Die Auslegung bzw. Auswertung der experimentellen Ergebnisse war dabei eng mit der Nutzung der 3D FEM-Widerstandssimulation mittels COMSOL verzahnt.

4.4.1 Silber-Silizium-Kontaktwiderstand

Die Vorderseitenmetallisierung steht aufgrund der notwendigen Optimierung zwischen R_s (ρ_c & R_{Lf}) und optischer Abschattung immer im Fokus, sodass es etablierte Teststrukturen zur Bestimmung der Widerstandsanteile gibt.

Der ρ_c wurde an Teststreifen mit einer Breite von 5 mm bestimmt, welche aus Standard-Solarzellen heraus präpariert wurden. Dafür wurden die Zellen mittels Laser auf der Zellrückseite angeritzt und händisch in Streifen gebrochen, auf welchen die Kontaktfinger 90° zur Längsseite verlaufen. Die Messungen wurden an diesen Proben mit symmetrischem d_f von 1,5 mm durchgeführt und nach der in Abschnitt 4.3.2 dargestellten Transfer-Längen-Methode (TLM) durchgeführt und ausgewertet.

Die Messung der Widerstände zwischen den Kontakten erfolgte in Dunkelheit unter Verwendung eines automatischen Messplatzes mit 16 gefederten Kontaktstiften, welche jeweils paarweise einen Finger kontaktieren. Die Auswertung erfolgt entsprechend der TLM-Theorie (Gl. 4.12) und führt zur Bestimmung von R_{sh} und ρ_c .

4.4.2 Vorderseitengrid und Einfluss von Fingerunterbrechungen

Die Bewertung des R_{Lf} erfolgt klassischerweise über die Messung des Widerstandes zwischen den Vorderseiten-Busbars, vergl. Abschnitt 4.3.4. Daraus wiederum kann durch Kenntnis von d_{bb} und Finger-Anzahl der mittlere R_{Lf} errechnet werden, Gl. 4.16. Der daraus resultierende Effekt auf den Serienwiderstand lässt sich wiederum über die entsprechende analytische Gleichung (r_{grid} in Tab. 4.2, S. 41) bestimmen. Daher kann direkt auf die Solarzelle als Teststruktur zurückgegriffen werden.

Während der Degradation werden häufig lokale Unterbrechungen der Kontaktfinger mittels Elektrolumineszenz-Messungen beobachtet, siehe Abschnitt 3.3.1, wobei das Stromflussmuster durch die Wechselwirkung von Emitter-Schichtwiderstand, spezifischem Kontaktwiderstand und Linienwiderstand des Fingers stark beeinflusst wird. Eine analytische Rechnung unter Einbezug der Ausgleichsströme in benachbarte intakte Finger ist daher nicht trivial. Untersuchungen zum Einfluss einzelner FUs auf den r_s können jedoch leicht über die Nachstellung eines typischen Vorderseitengrids mittels numerischer FEM-Simulation durchgeführt werden. Um eine möglichst realistische Einschätzung des r_s -Einflusses zu bekommen, muss beidseitig mindestens ein intakter Finger mitsimuliert werden und je nach Position der FU auch die beiden eingrenzenden Busbars. Dadurch können Ausgleichseffekte zu intakten Fingern mit betrachtet werden und die Realität nachgebildet werden.

Mit Hilfe der FEM-Simulation werden so die Widerstandsbeiträge von Symmetrieelementen mit und ohne FU simuliert und über Gl. 4.21 miteinander verschalten. Dabei ist die Anzahl von Symmetrieelementen mit einer einzelnen, innenliegenden FU über N_{FU-i} und jenen mit einer doppelten, direkt benachbarten FU mit N_{FU-ii} definiert. Durch die Simulation können so verschiedene Konfigurationen von benachbarten, oder am Zellrand liegenden FUs untersucht werden.

$$\frac{1}{R_{real}} = \frac{\frac{A_{Cell}}{A_{Domain}} - \sum N_{FU}}{R_{ideal}} + \frac{N_{FU-i}}{R_{FU-i}} + \frac{N_{FU-ii}}{R_{FU-ii}} \quad (4.21)$$

Der r_s -Effekt im Vergleich zu einem Vorderseitengrid ohne FUs erfolgt mittels Gl. 4.22.

$$\Delta r_s = (R_{real} - R_{ideal}) \cdot A_{Cell} \quad (4.22)$$

Eine detailliertere Beschreibung der Simulationsdomäne und beispielhafte Serienwiderstandseffekte für die in dieser Arbeit untersuchten Solarzellen sind im Anhang 9.4 aufgeführt.

4.4.3 LCO-Kontaktwiderstand

Der Widerstand, welcher bei der lokalen Kontaktierung der Solarzellenrückseite entsteht, wurde ebenso mittels TLM-Analyse untersucht. Dafür wurden auf äquidistante LCOs separierte Kontaktstrukturen mittels Aluminiumpaste aufgebracht und gesintert, vergl. Abb. 4.4 a (unten). Anschließend kann mittels automatisierter Messung der Widerstand zwischen den Kontaktpaaren gemessen und nach TLM-Theorie, erweitert um den Einfluss der ausgedehnten Basis nach Eidelloth und Brendel [156], ausgewertet werden.

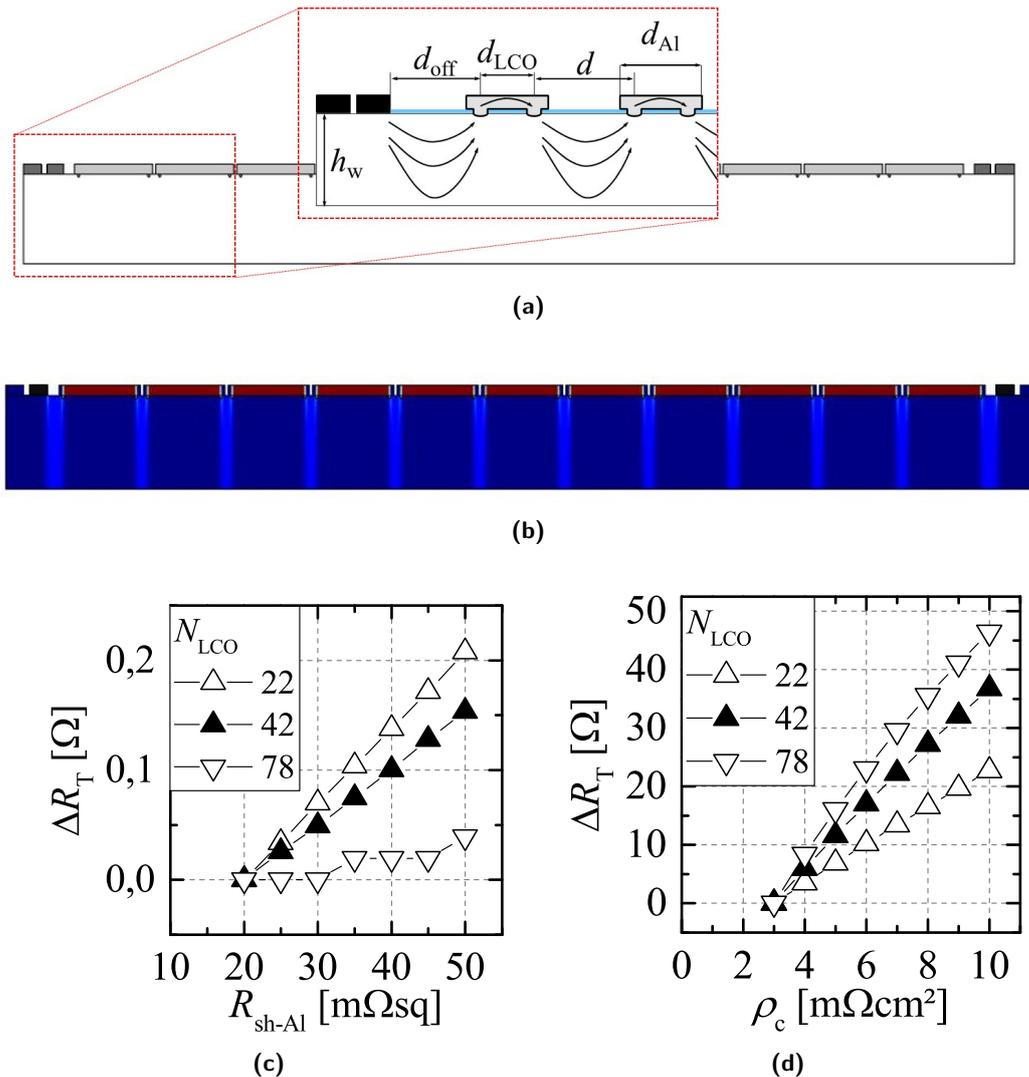


Abb. 4.8: a) COMSOL-Modell der LCO-Teststruktur (y-Skala $50\times$ gestreckt), sowie schematische Skizze mit den verwendeten Maßen zur Abschätzung des Einflusses von ρ_c - und $R_{\text{sh-Al}}$ -Variation auf das Messergebnis, sowie b) exemplarisch die quantitative Stromverteilung in der Teststruktur (rot = hohe Stromdichte, dunkelblau = niedrige Stromdichte), sowie der Einfluss von c) $R_{\text{sh-Al}}$ und d) ρ_c auf den Widerstand zwischen den äußeren Silber-Pads einer 4 mm breiten Struktur

Eine Bewertung der Stabilität der Kontakte während beschleunigter Alterungstests erfolgte erstmalig mit der in Abb. 4.8 a) dargestellten Struktur. Diese nutzt den großen Unterschied in der Leitfähigkeit des Wafers und der Metallisierung aus, um den für die Messung genutzten Strom mehrfach durch die LCO-Kontakte zu führen und so im gemessenen Widerstand R_T einen möglichst großen Einfluss des LCO-Kontaktwiderstand (R_{C-LCO}) zu erhalten. In definierten Abständen wurden dafür passend zum Siebdruck LCOs im Bereich der späteren Alu-Pads sowie vollflächig unter den Silber-Kontakten erzeugt. Die Geometrie wurde dabei so

Tab. 4.4: Zusammenstellung der Geometrieparameter der LCO-Degradations-Teststruktur, vergl. Bemaßung in Abb. 4.8 a).

N_{LCO}	d_{Al} [mm]	d_{LCO} [mm]	d [mm]	d_{off} [mm]
78	1	0,6	0,55	0,6
42	2	1,6	0,55	0,45
22	3,9	3,5	0,55	0,75

gewählt, dass die Legierungsbildung an den lokalen Kontakten im Vergleich zur vollflächigen Metallisierung möglichst wenig beeinflusst wird. Deshalb wurde die Aluminium-Pad-Länge (d_{Al}) jeweils 400 μm größer als der LCO-Abstand (d_{LCO}) gewählt, um die AlSi-Legierungsbildung nicht durch ein zu geringes Pastenvolumen zu beeinflussen.

Die Charakterisierung der Proben nach dem Sinterprozess erfolgt an Streifen von $w = 4$ mm, welche aus den Wafern präpariert werden. Die Messung von R_{T} erfolgt mittels 4-Punkt-Messung an den vier außenliegenden Silber-Pads, siehe Abb. 4.8 a). Für die Charakterisierung im Solarmodul können Lötbandchen auf diese Silber-Pads gelötet und so aufgrund der Beibehaltung einer 4-Punkt-Messung eine Charakterisierung im Laminat durchgeführt werden.

Die Auslegung der Teststrukturen wurde durch COMSOL-Simulationen unterstützt. Bei der Dimensionierung wurde besonderer Wert darauf gelegt, eine möglichst große Widerstandsänderung in Abhängigkeit des ρ_{c} der LCO-Kontakte zu zeigen. Zugleich sollte die Messung robust gegenüber Änderungen im $R_{\text{sh-Al}}$ sein, um deren Degradation nicht als $R_{\text{C-LCO}}$ -Änderung fehl zu interpretieren. Daher wurde eine Variation der LCO-Anzahl (N_{LCO}) durch Variation von LCO-Abstand durchgeführt, siehe Tab. 4.4. Dementsprechend variiert der Widerstand R_{T} , hervorgerufen durch den $R_{\text{C-LCO}}$ sowie den Beitrag der Al-Metallisierung. Außerdem sollten alle Strukturen mit identischem Messaufbau kontaktiert werden können, weshalb die Position der äußeren Silber-Pads für alle Strukturen identisch ist. Kleinere Unterschiede existieren lediglich für die äußeren Abstände zwischen Silber-Pad (d_{off}) und dem ersten LCO.

Die Simulationen konnten deutlich zeigen, dass bei üblichen Widerstandswerten der Stromfluss verlässlich über die LCO-Kontakte in die Aluminium-Pads ein- und herausgeleitet wird (Abb. 4.8 b)). Hervorgerufen durch die Leitfähigkeitsunterschiede zwischen Wafer ($\rho = 1 \Omega \text{cm} \rightarrow R_{\text{sh}} \approx 60 \Omega \text{sq}$) und der Aluminiumpaste ($R_{\text{sh-Al}} \approx 20 \text{m}\Omega \text{sq}$) fließt der Strom bevorzugt durch die LCOs und Aluminiumpaste. Wird eine potentielle Degradation der Aluminiumschicht betrachtet, zeigt diese nur einen kleinen Effekt auf das Messergebnis, siehe Abb. 4.8 c). Eine sehr starke $R_{\text{sh-Al}}$ -Degradation würde sich durch eine systematische R_{T} -Zunahme in Abhängigkeit der N_{LCO} äußern. Entsprechend der unterschiedlichen Ausdehnung der Al-Pads ist ein stärkerer R_{T} -Anstieg für geringe N_{LCO} -Werte zu erwarten.

Eine Degradation des ρ_{c} der lokalen Kontakte führt hingegen zu einem um zwei Größenordnungen größeren Effekt, siehe Abb. 4.8 d). Entsprechend sensitiv ist die Struktur auf Degradationseffekte am Al-Si-Kontakt und damit zur Bewertung der $R_{\text{C-LCO}}$ -Degradation geeignet. Eine starke Beeinflussung des Messergebnisses ist auch durch den Widerstand des Si-Wafers zu beobachten, wobei dieser das Absolutniveau der Messung variiert, ohne dass eine Änderung dessen während beschleunigter Alterungstests zu erwarten ist.

Entsprechend der Simulation setzt sich R_{T} aus $R_{\text{C-LCO}}$, dem Beitrag der Al-Metallisierung und des Wafers zusammen, siehe Gl. 4.23.

$$R_{\text{T}} \sim N_{\text{LCO}} R_{\text{C-LCO}} + R_{\text{sh-Al}} \frac{N_{\text{LCO}} d_{\text{LCO}}}{2w} + \rho_{\text{b}} \frac{d + d_{\text{off}}}{wh} \quad (4.23)$$

Zur Analyse der R_T -Werte über den Degradationsverlauf ist die Kenntnis des jeweiligen R_{sh-Al} -Wertes nur bei extremer Degradation von Bedeutung, vergl. Abb. 4.8 c). Zur Absicherung dieses Falles wird eine Referenzstruktur genutzt. Diese besteht ebenso aus den vier Silber-Pads der LCO-Teststruktur, zwischen denen ein 44,6 mm langer, durchgehender Aluminium-Druck mit großflächigen LCO-Kontakten am Anfang und Ende hergestellt wird. Dadurch entfällt die Widerstandskomponente der LCO-Kontakte und der Widerstandsanteil aus dem Wafer wird nur noch über d_{off} bestimmt. Ausgehend von der sinnvollen Annahme, dass der Widerstandsanteil des Wafers sich im Verlauf des TC-Tests nicht ändert, entspricht ΔR_T der Referenzstruktur der R_{sh-Al} -Degradation. Die so ermittelbare R_{sh-Al} -Änderung kann dann in Gl. 4.24 eingehen und ermöglicht die Berechnung der R_{C-LCO} -Degradation aus den Teststrukturen unter Berücksichtigung der Aluminiumdegradation. Dies geschieht wiederum unter der Annahme, dass der Beitrag des Wafers sich im Laufe der Untersuchung nicht ändert.

$$\Delta R_{C-LCO} = \frac{\Delta R_T - \Delta R_{sh-Al} \left(\frac{N_{LCO} d_{LCO}}{2w} \right)}{N_{LCO}} \quad (4.24)$$

Insgesamt ermöglichen die Teststrukturen also die Bestimmung der R_{sh} - und R_{C-LCO} -Degradation auf Zellebene und durch Anlöten von Zellverbindern auf den Silber-Pads auch im Mini-Modul während der TC-Degradation.

4.4.4 Schichtwiderstand der Rückseitenmetallisierung

Teststruktur

Ein weiterer Parameter der Zellmetallisierung ist der Schichtwiderstand der Al- und AlSi-Bereiche der Rückseitenmetallisierung. Eine einfache und etablierte Methode zur R_{sh} -Messung ist der Siebdruck einer definierten Metallfläche, in diesem Fall mit einer Breite (w) von 3 mm und einer Länge von 130 mm, siehe Abb. 4.9 a). Die Widerstands-Messung erfolgt über vier gefederte Kontaktstifte in einer Reihe nach dem Prinzip der Vierleitermessung, wobei die innenliegenden Kontakte einen Abstand s von 80 mm aufweisen (vergl. Abb. 4.9 b), Gl. 4.25.

$$R_{mess} = \frac{\rho}{h_{sh}} \cdot \frac{s}{w} \quad (4.25)$$

Entsprechend kann über Gl. 4.26 der Schichtwiderstand R_{sh} berechnet werden.

$$R_{sh} = \frac{\rho}{h_{sh}} = R_{mess} \cdot \frac{w}{s} \quad (4.26)$$

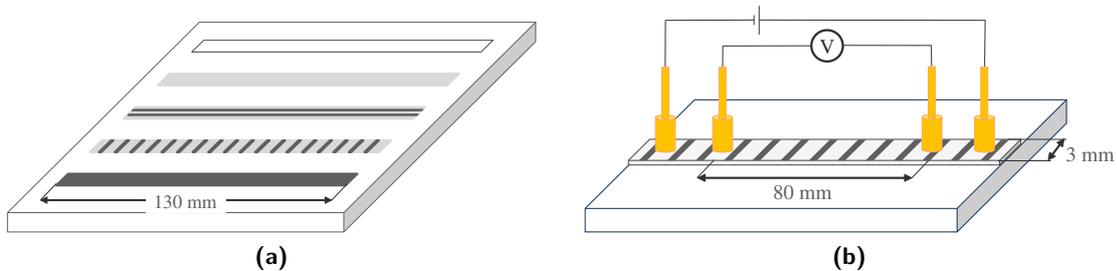


Abb. 4.9: a) Typische Teststrukturen auf einem Wafer zur Bestimmung von Silber- und Aluminium-Schichtwiderständen sowie Strukturen mit lokalen AlSi-Bereichen (0° und 90° ausgerichtet bzgl. der Längsachse) und b) schematische Darstellung der integralen 4-Punkt-Messung des Schichtwiderstandes einer 90° LCO-Probe.

Der so ermittelte Widerstandswert entspricht dementsprechend der Verschaltung aller lokalen Widerstände zwischen den Spannungsmessspitzen. Vor allem wenn die Metallisierung

nicht auf einer geschlossenen Si_xN_y -Schicht, sondern einer lokal geöffneten Passivierung abgeschlossen wurde (bspw. 90° LCO-Orientierung wie in Abb. 4.9 b) dargestellt), treten jedoch lokale Widerstandsunterschiede durch die AlSi-Legierungsbildung auf, über welche so keine genaue Aussage getroffen werden kann. Mit Hilfe der Teststruktur ist daher nur eine erste Charakterisierung der LCO-Bereiche möglich, um prinzipiell Degradationseffekte feststellen zu können und die Teststruktur daher Ausgangspunkt für weitere Analysen.

Auch muss bedacht werden, dass eine leichte Beeinflussung der AlSi-Legierungsbildung durch die Festlegung auf eine 3 mm breite Metallisierungsfläche nicht vollständig ausgeschlossen werden kann. Allerdings hat der Vergleich von Teststrukturen mit Messungen an Solarzellen eine sehr gute Übereinstimmung der Schichtwiderstände ergeben (siehe Kap. 6.4.2, Abb. 6.8 a), sodass die Struktur im Rahmen der Arbeit für die umfangreiche Charakterisierung verschiedener Metallisierungspasten und Prozesse genutzt wurde.

Für die lokale Bestimmung des Schichtwiderstandes wurde hingegen ein angepasster Aufbau mit variablen Nadeln anstelle der fest positionierten, gefederten Kontakte verwendet. Der Vorteil dieses Aufbaus ist die freie Positionierbarkeit der Messstelle des Spannungsabfalls. Durch sukzessives Versetzen der Nadeln, gefolgt von der Messung des Widerstandes und der Position der Nadeln ergibt sich ein ortsabhängiger Widerstandsverlauf $R(x)$. Nach Ableitung der Messwerte nach dem Ort ergibt sich daraus der lokale Schichtwiderstand, wodurch die Unterscheidung von Bereichen verschiedener Schichtwiderstände ermöglicht wird. Die laterale Auflösung liegt dabei bei $10..15 \mu\text{m}$.

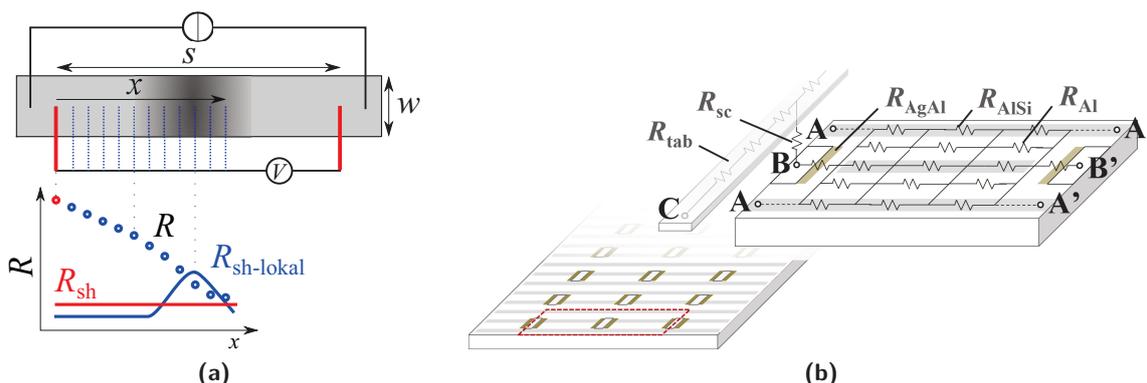


Abb. 4.10: a) Schematische Darstellung der Konfiguration zur allgemeinen Schichtwiderstandsbestimmung (rot), sowie zur lokalen Bestimmung des Schichtwiderstandes (blau) anhand einer Teststruktur mit $140 \times 3 \text{ mm}$ Ausdehnung einer siebgedruckten Metallschicht mit lokaler Änderung des Schichtwiderstandes (dunkel). b) Die schematische Darstellung der Kontaktierung in Anlehnung an die Busbar-Busbar-Messung mit Kontaktpaaren zur Messung des Widerstandes der Aluminium-Metallisierung (Position A - A') und Kontaktierung analog zur verschalteten Solarzelle auf den Silber-Pads (B - B'). Auf Modulebene wird ebendies durch die Widerstandsmessung zwischen den verlöteten Lötbandchen (Position C - C') erreicht.

Solarzelle

Die beiden vorgestellten Methoden setzten die Verwendung spezieller Strukturen voraus und sind daher nicht auf vollständige Solarzellen anwendbar. Eine industriell implementierte Technik der Analyse des Widerstandes der Rückseitenmetallisierung ist die in Abschnitt 4.3.4 beschriebene Busbar-Busbar-Messung, siehe Abb. 4.10 b). Diese Messung wurde für die Bestimmung des rückseitigen Schichtwiderstandes adaptiert und einem halbautomatisierten Messsystem nachgebildet, siehe Abschnitt 4.3.4. Dies ermöglicht die getrennte Bestimmung von R_{sh} (A-A') und R_{AgAl} (B-B') der Rückseitenmetallisierung.

Da im Solarmodul eine solche Messung nicht umsetzbar ist, wird auf die Messung des Widerstandes zwischen den herausgeführten Lötbandchen zurückgegriffen, siehe Abb. 4.10 b)

Messposition C. Die Widerstandsmessung zwischen den Lötbandchen entspricht dabei weitestgehend der Busbar-Busbar-Messung mit Kontakten auf den Silber-Pads, mit dem zusätzlichen Widerstand der Zellverbinder und den Löt- und Druckkontaktwiderständen.

4.4.5 AgAl-Widerstand

Teststruktur

Wie bereits beschrieben ist durch die Präparation eines Streifens von 3 mm Breite mit dazu quer verlaufendem AgAl-Legierungsbereich die Bestimmung des lokalen Schichtwiderstandes nach der bereits vorgestellten lokalen Analyse mittels Nadelkontaktierung möglich (vergl. Abb. 4.10 a)) und wurde im Rahmen der Arbeit auch umgesetzt. Für eine umfangreiche Analyse ist diese Methode allerdings zu zeitaufwendig. Daher wurde wiederum ausgehend von dem TLM-Ansatz eine Teststruktur entworfen, welche auf Zell- und Modulebene eine Bestimmung des Widerstandes der Legierung ermöglicht, Abb. 4.11.

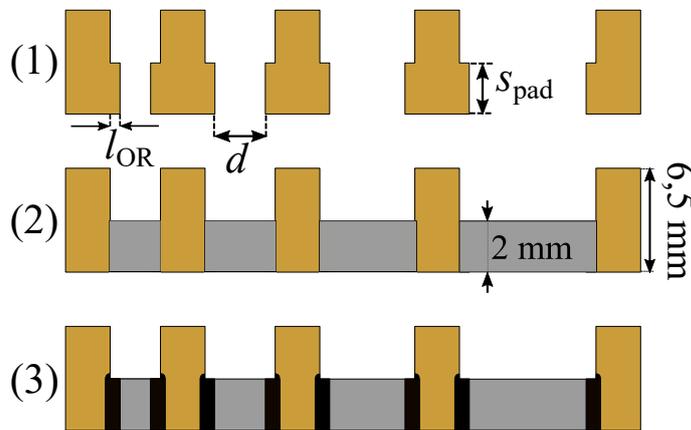


Abb. 4.11: Schematische Darstellung der Herstellung der AgAl-Widerstandsproben mittels (1) Siebdruck der Silber-Paste, (2) Siebdruck der schmalen Aluminium-Verbindungen zwischen den Silber-Pads und (3) Legierungsbildung nach dem Sinterprozess.

Die Struktur dafür besteht aus Silber-Pads, welche über 2 mm breite Aluminium-Stege miteinander verbunden sind. Zu beachten ist die Überlapplänge (l_{OR}) der beiden Metallpasten, welche durch das Anfügen einer rechteckigen Pad-Verbreiterung im Bereich des späteren Aluminiumdruckes umgesetzt wurde. Innerhalb einer wie in Abb. 4.11 dargestellten Struktur ist l_{OR} konstant, allerdings können leicht mehrere verschiedene Strukturen mit einem Siebdruckschritt auf einem Wafer realisiert werden. Im Rahmen der Arbeit wurden l_{OR} mit 50, 150, 250 und 500 μm verwendet. Mittels 4-Punkt-Messung mit je zwei Kontakten pro Pad kann R_T zwischen jeweils benachbarten Pads bestimmt werden. Durch die Auftragung von $R_T(d)$ kann durch den linearen Fit der R_C ermittelt werden. Zudem ist auch der R_{sh} der Aluminium-Metallisierung über den Anstieg der Ausgleichsgerade, multipliziert mit der Breite des Aluminiumdruckes, bestimmbar.

Der aus dem R_C berechenbare R_{AgAl} -Wert ist auf die Länge des Kontaktes zwischen Silber- und Aluminiummetallisierung (Übergangslänge (s_{pad})) normiert (Gl. 4.27). Aufgrund der Diffusion der Metalle ineinander ist die Bestimmung des spezifischen Widerstandes bzw. des Silber-Aluminium-Schichtwiderstand ($R_{sh-AgAl}$) der AgAl-Legierung mit dieser Struktur nicht möglich, dafür muss auf die bereits beschriebene lokale Widerstandsmessung zurückgegriffen werden. Der R_{AgAl} ermöglicht aber auf einfache Weise den Vergleich von verschiedenen l_{OR} und Prozessparametern wie z.B. Pastenauftrag, Feuerofen-Peaktemperatur u.ä.

$$R_{AgAl} = R_c \cdot s_{pad} = \frac{\rho}{h} l_{OR} \quad (4.27)$$

Die Silber-Pads eignen sich zudem zum Verlöten von Zellverbindern, welche in einem Testmodul nach außen geführt und dort elektrisch kontaktiert werden können. Somit ist auch eine Vermessung während eines Klimakammer-Modultestes möglich.

Solarzelle

Alternativ kann für herkömmliche Solarzellen wie bereits in Abschnitt 4.3.4 beschrieben auf einen angepasste Busbar-Busbar-Messung zurückgegriffen werden und R_{AgAl} über die Differenz aus $R_{\text{rear-Pad}}$ und $R_{\text{rear-Al}}$ bestimmt werden.

Eine zusätzliche Validierung des Einflusses der Legierungsbildung auf den Serienwiderstand wurde durch speziell hergestellte Siebe realisiert. Dabei wurde der Kontaktbereich zwischen dem Silber- und Aluminiumdruck durch eine definierte Stegbreite variiert, alle weiteren Geometrien (Al- und Ag-Fläche) wurden hingegen konstant gehalten, siehe Abb. 4.12. Die s_{pad} wurde durch die Anfertigung mehrerer Drucksiebe in 4 Stufen (1, 2, 7 und 12 mm) variiert und mit einer Referenz mit vollflächigem Aluminium-Rückseitenkontakt verglichen.

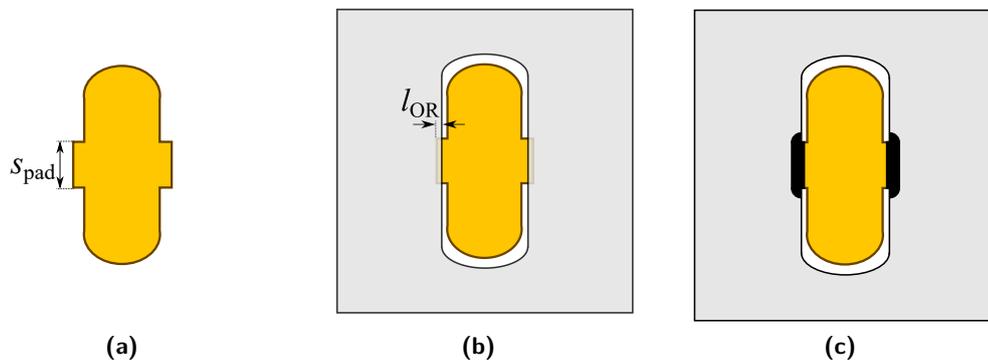


Abb. 4.12: Schematische Darstellung des Metallisierungslayouts zur Untersuchung des AgAl-Legierungseinflusses nach dem a) 1. und b) zusätzlichen 2. Siebdruck, sowie c) dem Feuerofenschritt. Der AgAl-Legierungsbereich kann dabei über die Skalierung von Übergangslänge (s_{pad}) in großen Bereichen frei eingestellt werden, ohne dass sich Überlapplänge (l_{OR}) oder die Ag- bzw. Al-Fläche ändert, sodass die Solarzelleneigenschaften nur von s_{pad} beeinflusst werden.

Für die IV-Messung der Solarzellen wurden die Kontaktleisten entsprechend angepasst, sodass die Pins nur auf den Rückseiten-Pads die Zelle kontaktieren. Um die Zelle dabei nicht mechanisch zu belasten, wurde die Vorderseitenkontaktierung passend dazu gestaltet. Durch den Vergleich des Serienwiderstandes der Zellen mit verschiedenen s_{pad} -Werten kann der Einfluss der AgAl-Legierung bestimmt werden, wobei auch der Einfluss des Stromflussmusters berücksichtigt werden muss. Denn aufgrund der geringen Stegbreite von 1 oder 2 mm kommt es zu einer lokal hohen Stromdichte in der angrenzenden Aluminium-Metallisierung und somit einem erhöhten Serienwiderstandsbeitrag. Für eine genaue Zuordnung der Verluste (AgAl-Legierung und Al-Metallisierung) ist daher auch hier eine FEM-Simulation notwendig. Diese entspricht der Struktur II der Rückseitenmetallisierung aus Abb. 4.3 b), wobei die Stromeinprägung homogen über die LCO-Kontakte erfolgt und der gesamte Strom über das Pad abgeführt wird. Als Eingabeparameter dienen die Widerstände, welche mittels der Teststrukturen für R_{AgAl} , $R_{\text{sh-Al}}$, Silber-Schichtwiderstand ($R_{\text{sh-Ag}}$) und $R_{\text{sh-AlSi}}$ bestimmt wurden, sowie die Geometrieparameter der Drucksiebe.

4.4.6 AgAl-Si-Kontaktwiderstand

Neben den gewünschten lokalen Al-Si-Kontakten kann es im Bereich der überlappenden Silber- und Aluminium-Metallisierung auch zu parasitären AgAl-Si-Kontakten kommen, den sog.

AgAl-Spikes. Diese Art der Kontaktausbildung und der Einfluss verschiedener Pastenaufträge und -arten konnte durch eine Teststruktur mit TLM-Design untersucht werden, siehe Abb. 4.13.

In zunehmendem Abstand wurden dafür 1 mm breite Silber- und Aluminium-Pads mit einem l_{OR} von 500 μm auf einen Wafer gedruckt und im herkömmlichen Feuerofenprozess gesintert, was eine höchstmögliche Übereinstimmung mit dem industriellen Prozessfluss ermöglicht und damit die Vergleichbarkeit mit den industriell hergestellten Solarzellen gewährleistet. Zu beachten ist dabei, dass zusätzlich zum Bereich des Überlappes der Metallschichten auch metallisierte Bereiche daneben existieren, die eine Diffusion um mehrere 100 μm ermöglichen und so eine mit dem Zellherstellungsprozess vergleichbare Legierungsbildung ermöglichen.

Im Anschluss werden mittels Laserritzen und Brechen 5 mm breite TLM-Streifen aus dem Wafer präpariert und vermessen. Die Kontaktierung erfolgt direkt auf den Silber-Kontakten, sodass der Widerstand R_T zwischen den Metallflächen mit dem Abstand (s) bestimmt werden kann. Allerdings kann dabei nicht auf die Bestimmung des spezifischen Kontaktwiderstandes zurückgegriffen werden, da die Ausbildung der lokalen Kontakte zu inhomogen ist (in Abb. 4.13 skizziert). Ein qualitativer Vergleich, ob und in welchem Umfang diese AgAl-Si-Kontakte vorliegen ist über den aus dem Fit von $R_T(s)$ bestimmbar absoluten Kontaktwiderstand jedoch möglich.

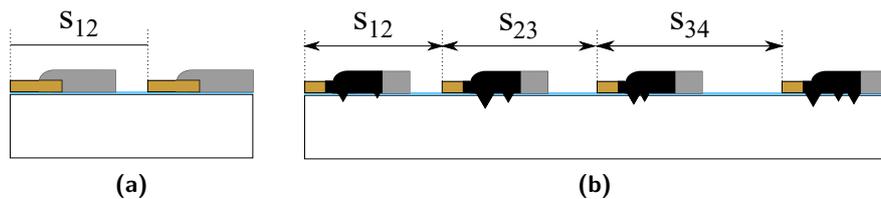


Abb. 4.13: Teststruktur zur Bestimmung des AgAl-Si-Kontaktwiderstandes, wobei die Struktur a) die überlappende Ag- und Al-Metallisierung vor dem Feuerofen-Schritt zeigt und b) die Kontakte nach der Formierung der AgAl-Legierung mit lokaler Kontaktierung des Siliziums durch sog. AgAl-Spikes.

4.4.7 Löt- und Druckkontaktwiderstand

Ein entscheidender Parameter für die Zellverschaltung ist der Kontaktwiderstand des Lötbandchens zur Zellmetallisierung, wobei neben den Lötkontakten auch Druckkontakte existieren. [157]. Bei diesen liegt das Lötbandchen zwischen den Lötspunkten lediglich auf der Metallisierung auf, wodurch ein mechanischer und auch elektrischer Kontakt zwischen den beiden Metallflächen existiert. Die reale Kontaktfläche und damit der Druckkontaktwiderstand hängen in diesem Fall vom Anpressdruck zwischen dem Lötbandchen und der Metallisierung ab.

Potential des Druckkontaktes

Eine erstmalige Potential-Abschätzung für den spezifischen Druckkontaktwiderstand (ρ_{pc}) für herkömmliche, siebgedruckte Metallisierungspasten und Lötbandchen wurde über die Struktur in Abb. 4.14 realisiert. Aus einer Solarzelle wurde dafür ein Streifen von 3 mm Breite präpariert und ein Lötbandchen auf die gleiche Länge zugeschnitten. Durch gefederte Kontaktstifte wird das Lötbandchen auf die Metalloberfläche gepresst und gleichzeitig die Anpresskraft F reguliert.

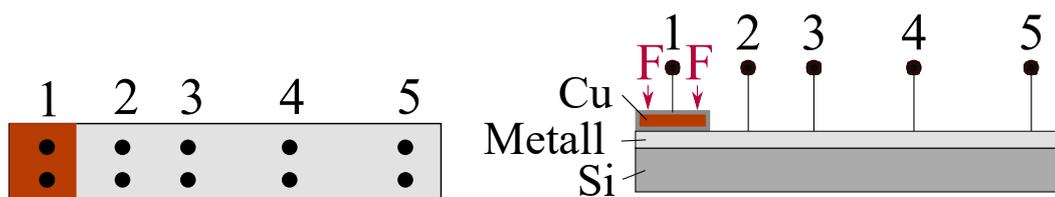


Abb. 4.14: Schematische Darstellung der Messanordnung zur Bestimmung des Druckkontaktwiderstandes von einem auf eine Metalloberfläche gepressten Lötbandchens in a) Aufsicht und b) Querschnitt mit schematisch eingezeichneter Kraft F , ausgehend von der Einpresstiefe der gefederten Kontaktstifte und der laut Datenblatt angegebenen Federkraft der Kontaktstifte.

Auf der Metallfläche befinden sich in wachsendem Abstand weitere Kontaktpaare, welche paarweise verwendet werden, um zwischen diesen und dem Lötbandchen den Widerstand R_T zu messen (Kontakte $1 \rightarrow 2$, $1 \rightarrow 3$, $1 \rightarrow 4$ usw., vergl. Abb. 4.14). Mit einer angepassten TLM-Auswertung kann bei Anwendung dieser Teststruktur direkt der einfache Kontaktwiderstand als Schnittpunkt der Ausgleichsgerade mit der Ordinate und darüber wiederum ρ_c bestimmt werden. Die Nutzung der 4-Punkt-Messung schließt dabei einen Effekt aus unterschiedlichen Anpresskräfte der Kontaktstifte aus, da der einzelne Kontaktwiderstand der Messspitzen nicht in R_T eingeht.

Teststrukturen auf Zell- und Modulebene

Um eine detaillierte Analyse des Lötkontaktwiderstandes auf Zell- und Modulebene zu ermöglichen, wurden weitere Teststrukturen, siehe Abb. 4.15 in Anlehnung an das reale Metallisierungs-Layout entwickelt, vergl. Abb. 2.4. Auf der Zellvorderseite entspricht die für die Lötung vorgesehene Fläche einer kreisrunden Verbreiterung des Busbars, der sogenannten „Perle“, siehe Abb. 4.15 a). Diese hat einen Durchmesser von 0,8 bzw. 1,4 mm und entsprechend eine Fläche von 0,51 mm² bzw. 1,54 mm². Wie im normalerweise verwendeten Zelldesign wurden 12 Perlen in einem Abstand von 13 mm in einer Reihe an den üblichen Busbar-Positionen auf einen Wafer gedruckt. Somit ist eine Verlötung mit einem industriellen Lötautomaten möglich und erlaubt die Analyse realer Lötprozesse. Nach der Verlötung mit dem Lötbandchen sind die einzelnen Lötunkte über dieses elektrisch verbunden. Im Gegensatz zum herkömmlichen Busbar sind die Perlen von einem Spalt von 0,5 mm Breite umgeben und somit der Busbar in Längsrichtung elektrisch unterbrochen, um eine Parallelschaltung zwischen Lötbandchen und Busbar zu vermeiden.

Ein ähnliches Layout mit 6 Rückseiten-Pads wurde für die Analyse der Lötkontakte auf der Zellrückseite erstellt, siehe Abb. 4.15 b). Bei einer Länge von 7,5 mm ergeben sich je nach verwendeter Lötbandchenbreite (L_t) Kontaktflächen von 9,8 mm² ($L_t = 1,3$ mm) bzw. 11,3 mm² ($L_t = 1,5$ mm). Dabei muss jedoch unterstrichen werden, dass für eine möglichst realistische Umsetzung zusätzlich auch der Aluminium-Druck erfolgen muss. Durch die unterschiedlichen Schichtdicken der Silber- und Aluminium-Metallisierung ergibt sich ein Höhenunterschied, welcher während des Lötprozesses durch Durchbiegung des Lötbandchens oder Auffüllung mit Lot kompensiert werden muss, siehe Abb. 4.15 b). Die reale Kontaktfläche kann daher von der geometrisch möglichen leicht abweichen. Da die Bestimmung der realen Kontaktfläche nicht zerstörungsfrei möglich ist, wird immer von der geometrischen Fläche ausgegangen, welche zwischen Lötbandchen und Metallisierung existiert.

Die Kontaktwiderstandsbestimmung kann über die Messung von R_T in Abhängigkeit des Abstandes der Lötunkte entsprechend des TLM-Formalismus erfolgen. Als im Vergleich zur TLM-Messung robuster hat sich jedoch die Vermessung einzelner Kontaktwiderstände mittels Kontakt-End-Widerstands-Messung erwiesen (siehe Abschnitt 4.3.3, S. 45), da einzelne, komplett ausgefallene Kontakte nicht aus der Messauswertung entfernt werden müssen, sondern sich direkt als Messwert widerspiegeln.

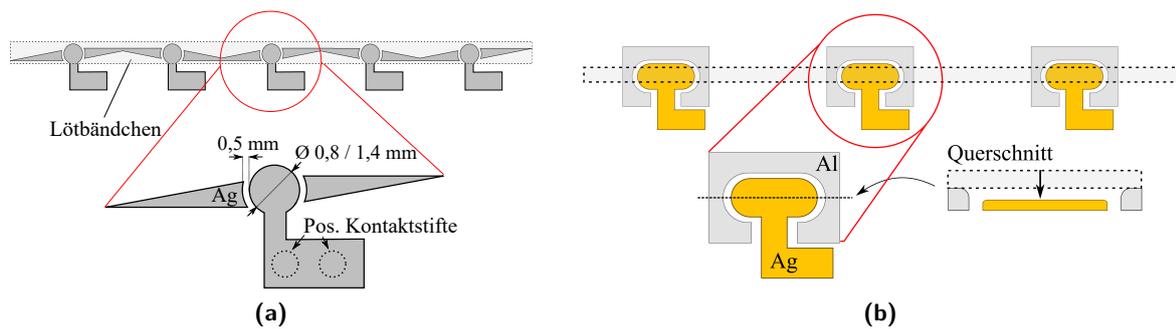


Abb. 4.15: Schematische Darstellung der Teststrukturen zur Bestimmung des a) Lötkontaktwiderstandes auf der Zellvorderseite und b) -rückseite.

Für die elektrische Messung erfolgte die Kontaktierung auf den an den Lötstellen herausgeführten rechteckigen Messstellen mittels gefederter Kontaktstifte. Diese Flächen wurden so dimensioniert, dass jeweils zwei Kontaktstifte pro Lötstelle und somit eine Vierleitermessung genutzt werden kann. Andererseits können auf dieser Fläche auch weitere Lötbandchen verlötet werden, welche senkrecht zum Busbar verlaufen. Somit ist es möglich, die Teststrukturen in einem klassischen 1-Zell-Modul zu verbauen, und die zusätzlichen Zellverbinder am Rand des Modules nach außen zu führen und dort mittels Kontaktstiften zu kontaktieren. Zusätzlich zur Betrachtung der Lötstellen im Laminat können auch Druckkontakte bzw. fehlerhafte Lötstellen untersucht werden, in dem die Zellverbinder nur auf die Lötstellen gelegt und mittels Klebeband auf der Zelle fixiert werden.

Dabei muss jedoch beachtet werden, dass so jedem Lötkontakt der Struktur ein Widerstand (R_{meas}) zugeordnet wird. Dieser beschreibt neben dem Lötkontakt auch den Zuleitungswiderstand, was auf Zellebene der Widerstand der herausgeführten Metallpads ist und auf Modulebene das herausgeführte Lötbandchen. Eine direkte Bestimmung des ρ_{sc} ist daher nur bei genauer Kenntnis des Zuleitungswiderstandes möglich. Eine Beurteilung des R_{meas} über einen Prozess der beschleunigten Alterung ermöglicht jedoch eine direkte Bewertung des Lötkontaktes, wenn man gesichert davon ausgehen kann, dass die verbliebenen Widerstandsanteile frei von Degradation sind. Dies kann für die Silbermetallisierung und den Zuleitungswiderstand des Lötbandchens angenommen werden, siehe Kap. 6.

4.4.8 1-Zell-Module - Untersuchungen auf Modulebene

Neben den Teststrukturen, verbaut in Modulen, wurden auch herkömmliche Solarzellen verwendet und speziell verschaltet, um eine Korrelation zwischen Ergebnissen von Teststrukturen und realen Solarzellen durchführen zu können. Im Vordergrund stand dabei die Überprüfung des Einflusses der Degradation der Rückseitenmetallisierung sowie des Druckkontaktes zwischen Metallisierung und Lötbandchen. Dafür wurden zwei verschiedene Charakterisierungsrouten entwickelt.

Degradation der Rückseitenmetallisierung

Um eine Korrelation zwischen der rückseitigen Metallisierungs-Degradation und dem Serienwiderstand zu erreichen, wurde eine spezielle Zellverschaltung entwickelt. Diese ermöglicht die Messung des lateralen Metallisierungswiderstandes auf Vorder- bzw. Rückseite, ohne die Möglichkeit der klassischen Charakterisierung mittels IV-Messung zu verlieren. Dafür wurde während der Modulherstellung die Möglichkeit geschaffen, die Querverschaltung der Zellverbinder nachträglich, außerhalb des Modullaminates durch Löten auftrennen und wieder

verschließen zu können, siehe Abb. 4.16.

Durch Auftrennen der außenliegenden Lötverbindung kann der Widerstand zwischen zwei Lötbändchen mittels Vierleitermessung gemessen werden. Der bestimmte Widerstand beinhaltet dabei den Widerstand der Lötbändchen, Löt- und Druckkontakte sowie den Schichtwiderstand der Metallisierung. Das 3-Busbar-Layout ermöglicht zusätzlich durch die Widerstandsmessung zwischen Lötbändchen 1 und 2 bzw. 1 und 3 auch eine einfache „TLM-artige“ Messung, welche zur Überprüfung der Stabilität des Lötkontaktwiderstandes genutzt werden kann.

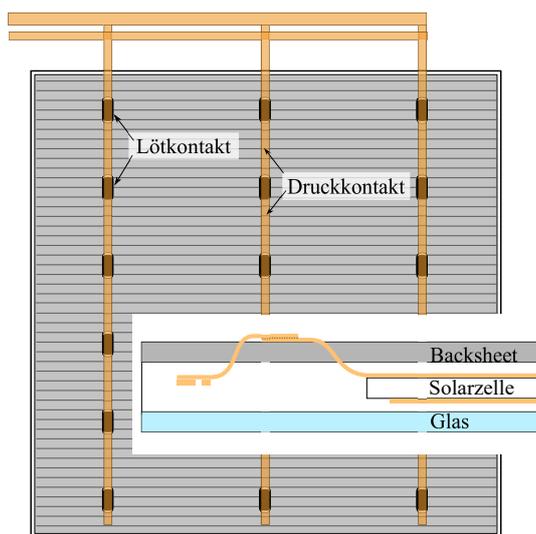


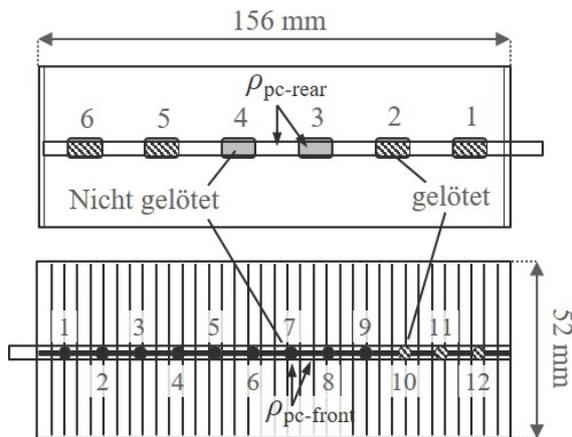
Abb. 4.16: Skizze der Rückseitenverschaltung einer Solarzelle im 1-Zell-Modul zur Bestimmung des rückseitigen Metallisierungswiderstandes und der Hellkennlinie. Durch das Öffnen oder Schließen der außenliegenden Lötstelle kann zwischen beiden Messmöglichkeiten gewechselt werden.

Insgesamt kann somit die Wechselwirkung der Rückseitenmetallisierung und -kontaktierung auf den Serienwiderstand bestimmt werden, wobei eine Trennung der Effekte (z.B. ρ_{pc} und R_{sh-Al}) wiederum nur durch gleichzeitig mitgemessene Teststrukturen als Ausgangspunkt für FEM-Simulationen der Strukturen erfolgen kann.

Einfluss des Druckkontaktes auf die Zellverschaltung

Die Wechselwirkung zwischen gelöteten Kontakten auf der Zellvorderseite und dem Druckkontakt im Bereich zwischen diesen wurde durch die Kombination von Experiment und numerischer COMSOL-Simulationen untersucht. Ausgehend von herkömmlichen 1-Zell-Modulen wurden diese gezielt mit Lötfehlern auf der Vorder- oder Rückseite versehen, siehe Abb. 4.17. Diese wurden während des händischen Löt-Prozesses durch Auslassen einzelner Lötstellen erreicht, wobei die Fehler immer auf allen Busbars gleichzeitig auftreten. Wurden die Fehler auf der Rückseite eingebracht, war die Vorderseitenkontaktierung vollständig und dem Produktionsstandard entsprechend ideal, entsprechend umgekehrt verhält es sich für Lötfehler auf der Vorderseite. Die tabellarische Zusammenfassung der durchgeführten Variationen ist Tab. 4.5 zu entnehmen. Die Variation der Vorderseite umfasst auch eine Gruppe (Vorderseite-D), welche gänzlich ohne Löten auskommt. Bei dieser wurden die Lötbandchen lediglich mittels 5 mm breitem Kapton-Klebeband am Anfang und Ende der Zelle fixiert. Dies diente der Verhinderung des Verrutschen während des Modulbauprozesses (Handling & Lamination).

Die Charakterisierung der Module erfolgt über die Analyse der IV-Messung bzw. Bestimmung der r_s -Änderung aus der FF -Degradation (vergl. Kap. 2.1) im Verlauf der TC-Degradation in Kombination mit FEM-Simulationen. Eine beispielhafte Darstellung einer Simulationsdomäne mit Lötfehlern auf der Vorderseite ist in Abb. 4.18 abgebildet. In der Simulation geht der Stromfluss gleichmäßig von den Fingern aus und in den Busbar über, dort erfolgt der Stromfluss



Tab. 4.5: Zusammenfassung der Position der Lötfehler, eingebracht auf Vorder- bzw. Rückseite der Solarzellen.

Gr.	Vorderseite.	Gr.	Rückseite
Ref.	-	Ref	-
A	2..5 & 7..11	E	1
B	1..5 & 9..12	F	1,2
C	1..9	G	3,4
D	1..12 (fixiert)	H	5,6
		I	1..3
		K	1..4
		L	2..6

Abb. 4.17: Exemplarische Darstellung der eingebrachten Lötfehler für je einen Busbar auf Vorderseite (unten, Gruppe C) bzw. Rückseite (oben, Gruppe G) der Solarzellen, vergl. Tab. 4.5.

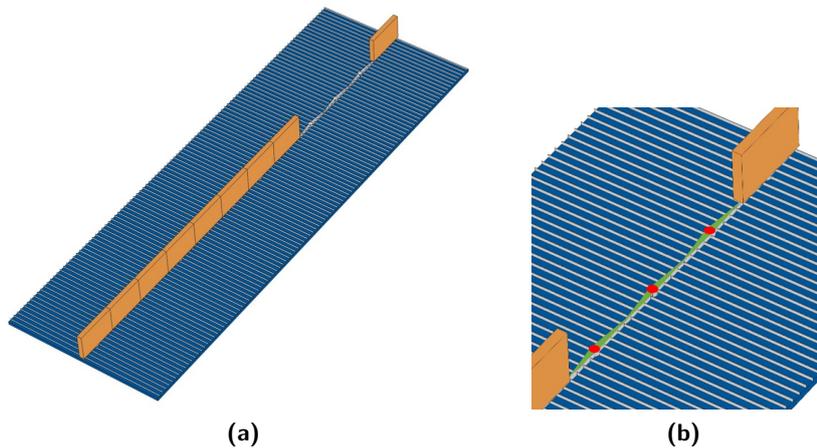


Abb. 4.18: COMSOL-Modell zur Analyse des ρ_{sc} und ρ_{pc} auf Modulebene. a) Gesamtansicht des Symmetrie-Elementes bestehend aus einem Busbar, wobei 3 Segmente des Lötbandchens zur Visualisierung in der b) Detailansicht der Löt- (rot) und Druckkontakte (grün) ausgeblendet wurden. Die z-Achse ist jeweils überhöht dargestellt, die Abbildung daher nicht maßstabsgerecht.

in Richtung des Massepotentials (vergl. Abb. 4.18 a) blaue Markierung). Das Stromflussmuster wird dabei maßgeblich von dem Kontaktwiderstand zwischen Lötbandchen und Busbar geprägt. In der Simulation wurden die verschiedenen Lötkontaktpositionen sowie ρ_{pc} variiert. In Abb. 4.18 b) ist exemplarisch der kreisförmige Lötkontakt in rot und der Druckkontakt in grün dargestellt. Dies stellt die ideale Konfiguration dar, ein ungelöteter Kontakt im Gegenzug weist im Bereich der kreisrunden Lötstelle dann ebenso einen Druckkontakt auf.

Der experimentell bestimmte Linienwiderstand des Lötbandchens (R_{Lb}) beträgt $62 \text{ m}\Omega \text{ cm}^{-1}$ und wurde im Modell entsprechend umgesetzt. Die kreisrunden Lötkontakte mit 1,4 mm Durchmesser weisen einen ρ_{sc} von $0,1 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$, die Druckkontakte wurden im Bereich ρ_{pc} $0,1..1000 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$ variiert. Über die simulative Variation der Anzahl und Position der Lötfehler kann der entsprechende Leistungsverlust bzw. r_s -Effekt bestimmt und mit Messungen an realen 1-Zell-Modulen verglichen werden.

5 AgAl-Legierung bei der Rückseitenmetallisierung industrieller PERC-Solarzellen

Eine Untersuchung der AgAl-Legierungsbildung im Kontext der Solarzellenmetallisierung ist bislang lediglich für die Kontaktierung von Bor-Emittern mit aluminiumhaltigen Silber-Pasten beschrieben. Das daraus abgeleitete Modell der Diffusionsprozesse im Kontaktbereich zwischen Ag-Pad und Al-Metallisierung der Rückseitenmetallisierung von *PERC*-Solarzellen wurden bereits in Abschnitt 2.4.4 dargelegt und im Folgenden detailliert untersucht.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde erstmals die Wechselwirkung der Herstellungsbedingungen mit der Legierungsbildung und damit der Einfluss auf die elektrischen Solarzellenparameter im Detail untersucht, was im Folgenden dargelegt wird.

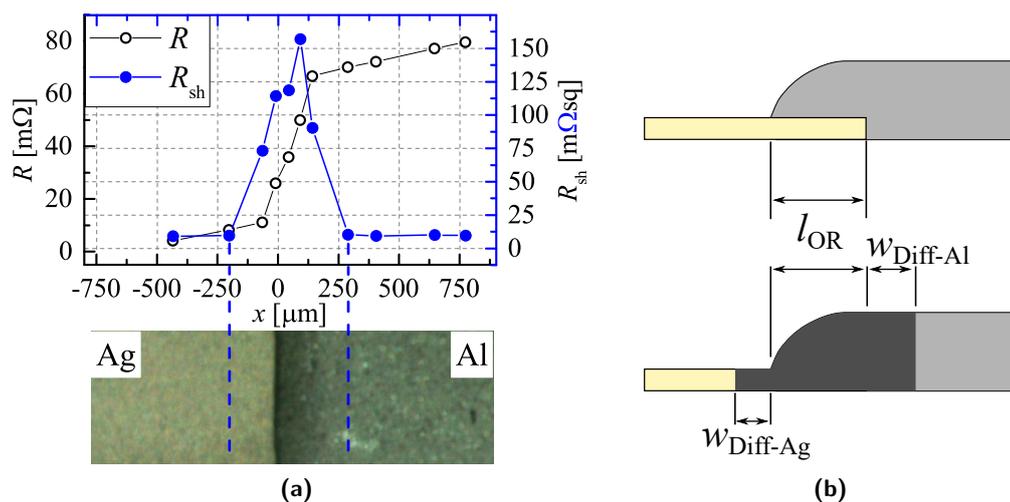


Abb. 5.1: a) Lokale Schichtwiderstandsbestimmung an einer Probe mit $l_{OR} = 50 \mu\text{m}$ und einer Breite von 2 mm, Mikroskopaufnahme (Aufsicht, unten) in Maßstab des abgebildeten Graphen, sowie in b) der schematische Querschnitt des Bereiches vor (oben) und nach (unten) dem Sinterprozess.

Die Bedeutung des legierten Bereiches im Kontaktbereich zwischen Silber-Pad und Aluminium-Metallisierung zeigt sich bei der lokalen Bestimmung des Schichtwiderstandes in diesem Bereich, siehe Abb. 5.1 a). Im Bereich der Legierung zeigte sich eine dunkle Verfärbung der Metallisierung durch die verminderte Reflektivität der Legierung, sowie ein $R_{sh-AgAl}$ von bis zu $155 \text{ m}\Omega\text{sq}$, was im Vergleich zum R_{sh-Al} von $18 \text{ m}\Omega\text{sq}$ eine Erhöhung um den Faktor 8,7 bedeutet. Aus der Widerstandsbestimmung kann über die Widerstandsdifferenz zwischen dem Aluminium- und Silber-Bereich ebenso direkt der R_{AgAl} mit $110 \text{ m}\Omega\text{mm}$ bestimmt werden. Bei einem s_{pad} von 7 mm kommt es im Übergangsbereich zw. Pad und Aluminium daher zu einem Widerstand von $15,7 \text{ m}\Omega$, was einem r_s -Beitrag von $0,11 \Omega \text{ cm}^2$ entspricht und daher einen signifikanten Beitrag zum Serienwiderstand leistet. Entsprechend ist das Verständnis um die Zusammenhänge der Legierungsbildung von großer Bedeutung.

Der Legierungsbereich kann dabei in drei Abschnitte unterteilt werden, vergl. Abb. 5.1 b). Zunächst in den Bereich der direkten Überlappung der beiden Metalle (l_{OR}) und des Weiteren

in die Bereiche, in welchen sich die Legierung über die Diffusionsweite im Silber ($w_{\text{Diff-Ag}}$) bzw. die Diffusionsweite im Aluminium ($w_{\text{Diff-Al}}$) ausdehnt. Insgesamt findet die Legierungsbildung, bei einem l_{OR} von $50\ \mu\text{m}$, in einem Bereich von $\sim 500\ \mu\text{m}$ statt.

Die Ausbildung dieses AgAl-Widerstandes wurde nach dem Kenntnisstand des Autors im Kontext von Solarzellen nicht untersucht bzw. nicht in der Literatur beschrieben. Die Einflussparameter während der Solarzellenherstellung welche zur Legierungsbildung führen bzw. mit dieser wechselwirken wurden daher im Rahmen dieser Arbeit erstmals systematisch untersucht. Zudem wurde der Effekt des lokal erhöhten Widerstandes auf den r_s der Solarzellen im Detail analysiert.

5.1 Formierungsbedingungen

Die Zusammensetzung der Metallisierung nach dem Sinterprozess wurde mittels REM/EDX untersucht, siehe Abb. 5.2. Durch die Korrelation dieser Untersuchung mit Lichtmikroskopaufnahmen konnte gezeigt werden, dass die Reflektivitätsabnahme (dunkle Verfärbung), wie in der Literatur beschrieben [84], nach der Sinterung im Bereich der Silber-Metallisierung mit der AgAl-Legierung in Zusammenhang steht.

Bei der Betrachtung der Grenzfläche aus Richtung der reinen Ag-Metallisierung, wird ein scharfer Übergang zwischen der hellen Silbermetallisierung und der fast schwarz erscheinenden AgAl-Legierung ersichtlich. Bezüglich der Zusammensetzung (aus Richtung der Silber-Metallisierung betrachtet) lässt sich an der Grenzfläche Ag:AgAl-Legierung ein Bereich I mit einer maximalen Al-Konzentration von $\sim 9\ \text{at}\ \%$ feststellen, siehe Abb. 5.2. Im Vergleich mit Werten aus dem Phasendiagramm (vergl. Abb. 2.9 b), S. 26) ergibt sich eine gute Übereinstimmung zwischen dem experimentell ermittelten Wert und der Löslichkeitsgrenze von Al im Ag-Mischkristall bei Raumtemperatur ($\approx 8,8\ \text{at}\ \%$), wie es im Phasendiagramm verdeutlicht ist (vergl. Abb. 2.9, S. 26). Darauf folgt ein Zwischenbereich mit schnellem Anstieg der Al-Konzentration, in welchem das Gefüge aus einem Ag-Mischkristall (α - und μ -Phase), sowie Ag_2Al -Ausscheidungen besteht. Diese Phasen sind das Resultat der Erstarrung im Temperaturbereich oberhalb des peritektischen Punktes bei $726\ \text{°C}$.

Die Ausbildung des Bereiches II mit einem Ag:Al-Verhältnis von 2:1 ist das Resultat der Erstarrung unterhalb dieses Punktes bis zum Erreichen des eutektischen Punktes. Die Ausdehnung dieses Ag_2Al -Bereiches umfasst das Gebiet bis zum Ende der Ag-Schicht unter der Al-Metallisierung, siehe Abb. 5.2. Nimmt das Reaktionsvolumen aufgrund der Zunahme der Al-Schichtdicke zu, steigt der Al-Gehalt der Legierung aufgrund der endlichen Reaktionszeit und dem dadurch begrenzten Diffusionsweg von Ag in den Al-Bereich. In diesem Gebiet III, bildet sich ein Gefüge aus Ag_2Al und Al-Mischkristall mit einer Löslichkeitsgrenze von $\sim 1\ \text{at}\ \%$ Ag. Mit zunehmendem Abstand vom Ende der Ag-Metallisierung sinkt Ag-Konzentration im Aluminium als Folge der Diffusion während der Sinterung exponentiell ab.

Im Kontaktbereich der beiden Metalle bildet sich über einen großen Bereich eine Ag_2Al -Phase, welche zur Erhöhung des Widerstandes in diesem Bereich führt. Entsprechend ist es von Bedeutung, die Zusammenhänge der Legierungsbildung zu untersuchen, um die Mechanismen und Wechselwirkungen der Diffusionsprozesse bei unterschiedlichen Pasten und Schichtdicken zu verstehen.

Die Ausbreitung der AgAl-Legierung wurde dafür an getrockneten, ungefeuerten Solarzellenproben mit unterschiedlicher Ag-Schichtdicke (h_{Ag}) über $w_{\text{Diff-Ag}}$ mittels Konfokalmikroskop während der Auslagerung bei konstanter Temperatur in einer speziellen Heizkammer vermessen, siehe Abb. 5.3 a). Aufgrund der Limitierung der Heizrampe auf $120\ \text{K/min}$ startet die Diffusion bereits vor der Erreichung der konstanten Auslagerungstemperatur, die $w_{\text{Diff-Ag}}$ -Messung beginnt jedoch erst bei Erreichen des Temperaturplateaus. Aufgrund dessen starten

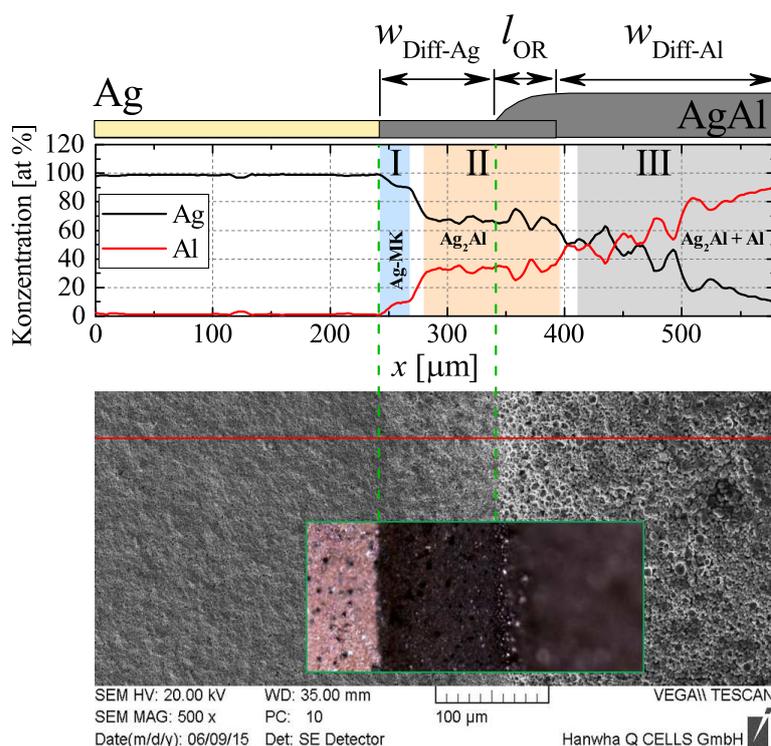


Abb. 5.2: REM-Aufnahme mit EDX-Linienscan (rote Linie) zur Bestimmung der Ag- und Al-Konzentration der Metallisierung am AgAl-Übergang, sowie die identisch skalierte Lichtmikroskopaufnahme zur Korrelation mit dem visuellen Eindruck des Bereiches. Schematische Darstellung des zugehörigen Probenquerschnittes im oberen Bildteil mit Markierungen (grün, unterbrochen) des Endes der AgAl-Legierung im Ag und dem Beginn der Al-Metallisierung.

die Messergebnisse mit zunehmender Temperatur später.

Auffällig ist, dass bereits bei 640..650 °C ein Diffusionsprozess beginnt, auch wenn die Temperatur ~ 10 K unter dem Schmelzpunkt des Aluminium liegt. Die Oxidhüllen der Metallpartikel behindern offensichtlich die Diffusion der Metalle ineinander demnach nicht maßgeblich, so dass der Schmelzpunkt des entstandenen Mischkristalls entsprechend des Phasendiagrammes abgesenkt wird. Die Legierungsbildung beginnt somit im Kontaktbereich der beiden Metalle.

Die Ausdehnung der AgAl-Legierung im Bereich der Ag-Metallisierung ist in Abb. 5.3 b) dargestellt. Dabei ist deutlich zu erkennen, dass die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Legierung wie erwartet mit der Temperatur zunimmt und einer \sqrt{t} -Abhängigkeit folgt [158]. Für die verschiedenen Schichtdicken der Silberpaste ist der qualitative Verlauf der Diffusion vergleichbar. Auffällig ist jedoch, dass für die Probe mit der höchsten Schichtdicke von 5,8 μm der Diffusionsprozess später einsetzt. Hinsichtlich der Geschwindigkeit der Legierungsbildung gibt es zwischen den verschiedenen Schichtdicken keine signifikanten Unterschiede. Lediglich für die Auslagerung bei 700 °C ist eine erhöhte Ausbreitungsgeschwindigkeit der Legierung für die höchste Schichtdicke zu erkennen, welche sich allerdings erst nach ~ 75 s bemerkbar macht. In Bezug auf die beiden weiteren Schichtdicken ist jedoch kein systematischer Zusammenhang feststellbar.

Aus den Untersuchungen lässt sich ableiten, dass die Legierungsbildung schematisch gesehen zwei Phasen durchläuft, siehe Abb. 5.4. Zu Beginn bildet sich die Legierung im direkten Kontaktbereich beider Pasten, also im Überlappbereich, welcher mittels Mikroskop nicht sichtbar ist. In diesem Bereich ist die Kontaktfläche zwischen Aluminium und Silber am größten und die Phasengrenze verschiebt sich zuerst vornehmlich vertikal in die Ag-Schicht hinein, siehe Abb. 5.4. Aufgrund der Asymmetrie der Reaktionsvolumina ($V_{\text{Ag}} \ll V_{\text{Al}}$) bestimmt das durch die Schichtdicke vorgegebene Volumen der Silberschicht die Zeit, bis die erste

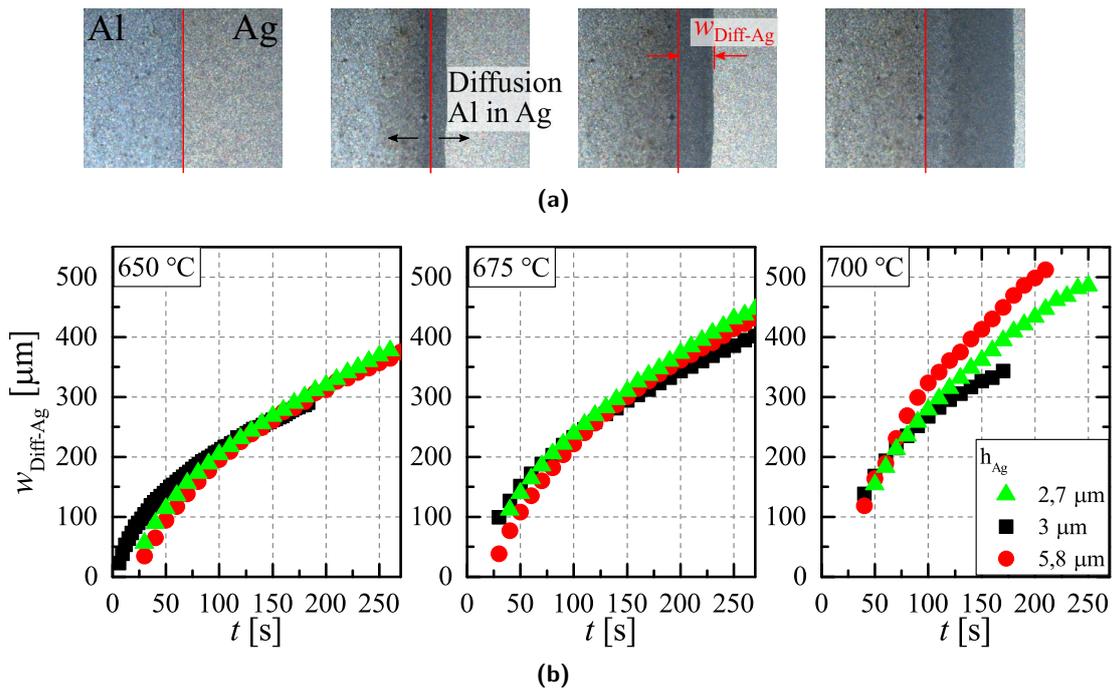


Abb. 5.3: a) Exemplarische Konfokalmikroskop-Aufnahmen des Ag-Al-Kontaktbereiches während der konstanten Temperaturlagerung bei 650 °C mit zunehmender Zeit von links (Ausgangszustand) nach rechts. Das Ende der Al- auf der Ag-Metallisierung ist durch die rote Linie markiert, die dunkle Verfärbung im Verlauf der Auslagerung wird durch die Bildung der AgAl-Legierung hervorgerufen und über $w_{\text{Diff-Ag}}$ -Messung charakterisiert. In b) ist die Auswertung der optischen Diffusionsweite $w_{\text{Diff-Ag}}$ in Abhängigkeit der Zeit (t) für 650 °C, 675 °C und 700 °C für je 3 verschiedene Silberschichtdicken dargestellt.

Phase abgeschlossen ist. Im weiteren Verlauf der Diffusion kommt es verstärkt zu lateralen Diffusionsprozessen in die Silberschicht hinein, welche optisch bestimmt werden können und der in Abb. 5.3 dargestellten Untersuchung entspricht.

Durch die Auslagerung bei einer konstanten Temperatur nahe des Al-Schmelzpunktes, konnte der prinzipielle Mechanismus der Legierungsbildung genau studiert werden. Allerdings ist dieser Vorgang aufgrund der langen Prozesszeiten nicht direkt mit dem industriellen Sinterprozess vergleichbar. Vielmehr befinden sich die Solarzellen üblicherweise weniger als 10 s in einem Temperaturbereich über 660 °C. Im weiteren Verlauf der Untersuchungen wurden daher die AgAl-TLM-Strukturen (vergl. Abschnitt 4.4.5, S. 54) dem Sinterprozess ausgesetzt, um nach dem Prozess die Diffusion optisch zu vermessen und elektrisch den R_{AgAl} zu bestimmen. Für eine umfangreiche Charakterisierung wurden sowohl verschiedene Ag- und Al-Schichtdicken als auch unterschiedliche Metallisierungspasten genutzt und eine Variation der Maximaltemperatur des Sinterprozesses durchgeführt.

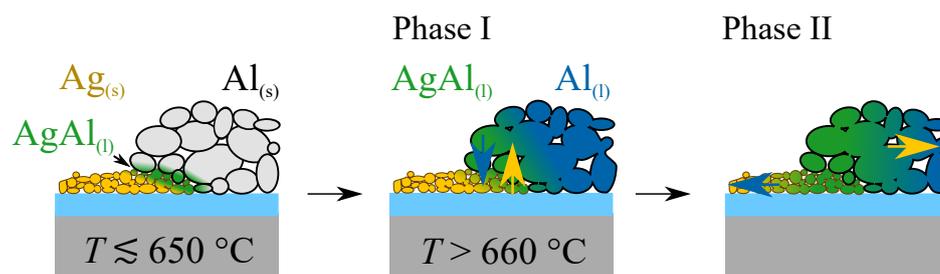


Abb. 5.4: Skizziertes Modell der Legierungsbildung im Kontaktbereich der beiden Metallisierungspasten während des Sinterprozesses.

Einfluss der Metallisierungsgeometrie

Wie bereits dargestellt, setzt sich der Legierungsbereich am Übergang der beiden Metalle aus drei Bereichen zusammen. Über die Festlegung der Überlapplänge l_{OR} im Designprozess der Rückseitenmetallisierung lässt sich die Ausdehnung der AgAl-Legierung demnach direkt beeinflussen und daher potentiell verringern bzw. allgemein optimieren. Über die in Abschnitt 4.4 vorgestellten Teststrukturen wurde der l_{OR} von 50..500 μm variiert. Durch den Auftrag von 8 Teststrukturen pro Wafer können zeitgleich vier verschiedene l_{OR} je zweifach bestimmt und verglichen werden. Durch einen halbautomatischen Messplatz kann so eine Vielzahl von Proben charakterisiert werden.

Der Einfluss von l_{OR} auf R_{AgAl} ist in Abb. 5.5 a) grafisch dargestellt. Dabei lässt sich feststellen, dass mit zunehmender l_{OR} wie erwartet auch der R_{AgAl} ansteigt, was sich über die Vergrößerung des AgAl-Volumens in Stromflussrichtung (bei gleichem Querschnitt) einfach erklären lässt. Bezieht man den R_{AgAl} -Unterschied zwischen einer l_{OR} von 500 μm und 150 μm auf den hinzugekommenen Legierungsbereich (Δl_{OR}) mit einer Länge von 350 μm ergibt sich über Gl. 5.1 ein $R_{sh-AgAl}$ von 114 $\text{m}\Omega\text{sq}$ in diesem Bereich der überlappenden Metallisierungspasten. Im Vergleich zum R_{sh-Al} in Höhe von $\sim 12 \text{ m}\Omega\text{sq}$ ist der Widerstand durch die Legierungsbildung um Faktor ~ 10 erhöht und liegt damit im für AgAl-Legierung erwarteten Bereich, vergl. Abb. 2.9 S. 26.

$$R_{sh-AgAl} = \frac{\Delta R_{AgAl}}{\Delta l_{OR}} \quad (5.1)$$

Durch Verkürzung der l_{OR} in Richtung $\approx 0 \mu\text{m}$ ist folglich eine Minimierung des R_{AgAl} zu erzielen. Im Idealfall würden beide Metallisierungspasten im direkten Kontakt miteinander stehen, sich jedoch nicht überlappen. Durch den Siebdruckprozess mit einem üblichen Gewebe ergibt sich allerdings zum einen keine ideale, glatte Kante der Metallbereiche und zum anderen kommt es beim Ausrichten des ersten und zweiten Druckschrittes zueinander zu Positionierungsungenauigkeiten im Bereich von $> 10 \mu\text{m}$, welche durch die Ausrichtegenauigkeit der Siebdruckanlagen bestimmt sind [24]. Entsprechend ist ein Kompromiss hinsichtlich der genutzten Überlapplänge zu bestimmen, siehe Abb. 5.5.

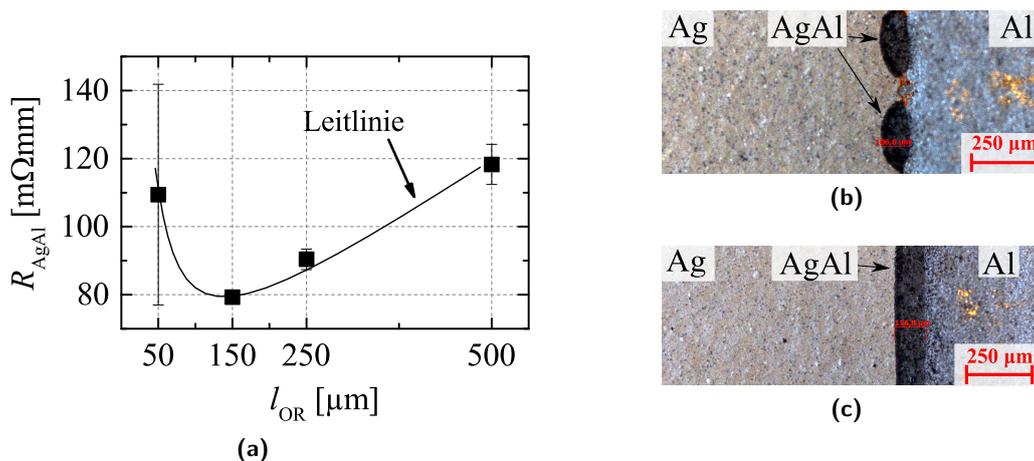


Abb. 5.5: a) Widerstand der AgAl-Legierung (R_{AgAl}) in Abhängigkeit der Überlapplänge (l_{OR}), bestimmt mittels TLM-Teststruktur sowie Mikroskopaufnahmen b) des Kontaktbereiches zwischen Ag- und Al-Paste für $l_{OR} = 50 \mu\text{m}$ und c) $l_{OR} = 250 \mu\text{m}$ nach der Legierungsbildung.

So ergibt sich beispielsweise bei $l_{OR} = 50 \mu\text{m}$ kein reproduzierbarer (entlang der gesamten s_{pad} vollständiger) Kontakt zwischen Ag- und Al-Paste, siehe Abb. 5.5 b). Die Abbildung zeigt dabei, dass die Ausbildung der dunklen AgAl-Legierung nur im direkten Kontaktbereich

zwischen Ag- und Al-Paste startet und Bereiche entlang von s_{pad} existiert an denen kein Kontakt und somit keine Legierungsbildung stattfindet. Der positive Effekt der geringen l_{OR} wird daher durch die Einschnürung des Leiterquerschnittes überkompensiert und führt zu einem R_{AgAl} -Anstieg. Bei $l_{\text{OR}} = 250 \mu\text{m}$ in Abb. 5.5 c) hingegen ist eine kontinuierliche AgAl-Legierung entlang des Ag-Al-Überganges feststellbar. Wenn der Kontakt vollständig entlang von s_{pad} ausgeprägt ist, ist wie aus dem Ohmschen Gesetz erwartet ein linearer Zusammenhang zwischen R_{AgAl} und l_{OR} festzustellen.

Die Optimierung von l_{OR} ist somit abhängig von dem verwendeten Siebgewebe und den Pasten sowie den Positioniertoleranzen der jeweiligen Siebdruckanlage. Ein unzureichender Kontakt bei $l_{\text{OR}} = 50 \mu\text{m}$ zeigt dabei einen vergleichbaren Effekt auf den R_{AgAl} wie $l_{\text{OR}} = 500 \mu\text{m}$. Ein lediglich partiell ausgeprägter Kontakt zwischen beiden Metallisierungsbereichen ist daher unbedingt zu vermeiden. Ein sinnvoller Kompromiss hinsichtlich der üblichen Prozess- und Materialparameter ist daher bei $l_{\text{OR}} = 250 \mu\text{m}$ zu finden. Eine minimale Verbesserung wäre noch durch $l_{\text{OR}} = 150 \mu\text{m}$ zu erzielen, damit würde aber gleichzeitig die Gefahr partieller Unterbrechungen im Ag-Al-Kontaktbereich stark zunehmen.

Aufgrund der dargestellten Zusammenhänge ist bei der Solarzellenherstellung eine Verschiebung $\geq l_{\text{OR}}$ senkrecht zur Busbarorientierung in jedem Fall zu vermeiden. Denn dadurch würde es zum einen zur Vergrößerungen des Überlappungsbereiches zwischen Ag- und Al-Metallisierung auf der einen Seite des Pads und zum anderen zur Unterbrechungen des Kontaktes auf der gegenüberliegenden Seite kommen. Entsprechend müsste der gesamte Stromfluss über eine Seite des Pads erfolgen, welches durch den erhöhten l_{OR} noch einen größeren R_{AgAl} aufweist.

Ein weiterer wichtiger Parameter des Metallisierungslayouts ist die Länge des Kontaktbereiches (s_{pad}), welche in Stromflussrichtung gesehen die Breite des Überganges zwischen Al-Metallisierung und Ag-Pad darstellt. Der R_{AgAl} skaliert dem Ohmschen Gesetz entsprechend proportional mit s_{pad} , die Legierungsbildung ist davon jedoch unbeeinflusst. Ein möglichst langer Kontaktbereich zwischen Al und Ag ist entsprechend förderlich und anzustreben.

Sintertemperatur

Wie bereits bei der Analyse der Diffusionsprozesse bei konstanter Temperatur vermerkt, ist der industrielle Sinterprozess sehr schnell und Variationen wurde daher an TLM-Teststrukturen untersucht, die als herkömmliche Wafer prozessiert werden können. Durch die Variation der Peaktemperatur wurde ein relevanter Vorgang der Solarzellenherstellung nachgestellt. Diese ist vor allem für die Optimierung des Silber-Silizium-Kontaktwiderstandes auf der Vorderseite von großer Bedeutung und eine häufig durchgeführte Variation. Durch die Variation im Bereich um $\pm 50 \text{ K}$ bei gleicher Transportgeschwindigkeit im Feuerofen ändert sich neben der reinen Maximaltemperatur auch die Zeit, welche die Probe bei $> 566 \text{ }^\circ\text{C}$ gehalten wird. Was zusätzlich zur Peaktemperatur für das Fortschreiten der Phasengrenze während der Legierungsbildung entscheidend ist.

Der R_{AgAl} steigt durch die Temperaturerhöhung erwartungsgemäß an bzw. sinkt bei Temperatur-Reduktion, siehe Abb. 5.6 a). Es zeigt sich dabei keine eindeutige Abhängigkeit von der jeweiligen l_{OR} , vergl. Abb. 5.6 b). Eindeutig erkennbar ist, dass die Temperaturabsenkung um 50 K keine starke R_{AgAl} -Reduktion hervorruft, da der Widerstand noch von dem Bereich des geometrischen Überlapps l_{OR} dominiert ist und die Diffusionsweiten $w_{\text{Diff-Ag}}$ und $w_{\text{Diff-Al}}$ eine untergeordnete Rolle spielen. Denn die Legierungsbildung im l_{OR} -Bereich findet wie bereits beschrieben aufgrund der großen Kontaktfläche und geringen Ag-Schichtdicke sehr schnell statt. Durch die Erhöhung um 50 K kommt es hingegen zur verstärkten Ausdehnung der Phasengrenze in die Ag- bzw. Al-Schicht hinein. Denn die Diffusion von Al in Ag wird entsprechend beschleunigt und es steht eine längere Zeit für die Legierungsbildung zur Verfügung. Der R_{AgAl} steigt somit deutlich an, dominiert durch die Ausdehnung der Legierung in die

Ag-Schicht, welche im Vergleich zur Al-Schicht eine deutlich geringere Schichtdicke aufweist.

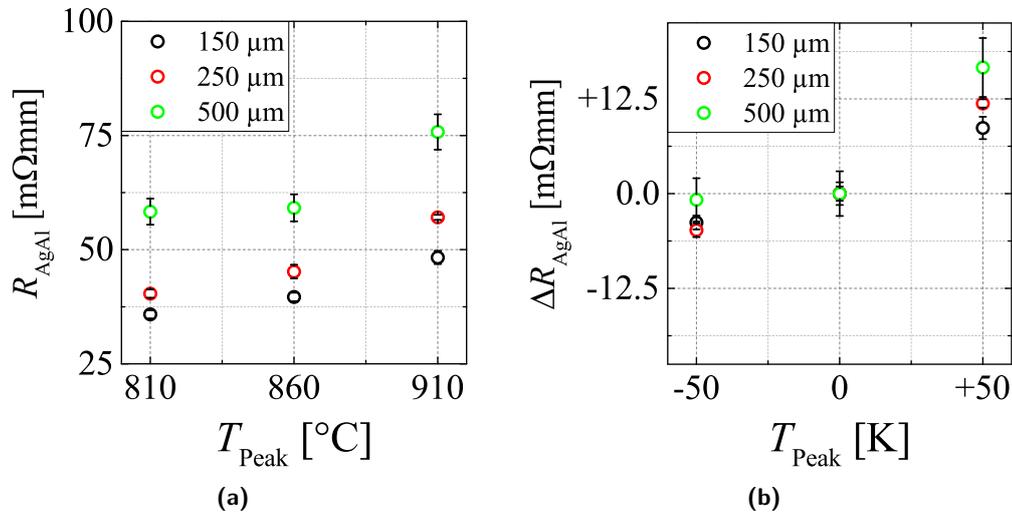


Abb. 5.6: Abhängigkeit des R_{AgAl} von der eingestellten Maximaltemperatur des Sinterprozesses (Set-Werte) für drei verschiedene l_{OR} .

Die Beeinflussung durch die Peak-Temperatur und den damit zusammenhängenden Parametern ist demnach wie erwartet gegeben. Muss in einem Herstellungsprozess der Sinterprozess durch Anhebung der Maximaltemperatur angepasst werden, so lässt sich entsprechend eine R_{AgAl} -Zunahme erwarten, welche entsprechend überprüft werden sollte.

Pastenauftrag – Silber

Durch die Variation des Pastenauftrages und Verwendung von drei verschiedenen, kommerziell erhältlichen Silberpasten wurde deren Einfluss auf den hervorgerufenen R_{AgAl} untersucht. In Abb. 5.7 a) ist der dabei erzielte $R_{\text{sh-Ag}}$ in Abhängigkeit der Silber-Schichtdicke dargestellt, wobei die mittels REM bestimmte Höhe der Metallisierung (h_{Ag}) von $1,8 \mu\text{m}$ bis $8,4 \mu\text{m}$ reicht. Die gebräuchlichere Größe stellt allerdings der Schichtwiderstand ($R_{\text{sh-Ag}}$) dar, welcher eine globale Messgröße ist, da er sich aus der Messung einer großen Fläche ergibt. Die Beeinflussung durch lokale Schichtdickenschwankungen ist entsprechend gering. Die mittels REM bestimmte Höhe hingegen kann aufgrund des Präparations- und Messaufwandes nur an wenigen Punkten erfolgen und zeigt somit nicht zwangsweise ein repräsentatives Bild der Schichtdicke. Dieser Umstand sowie die unterschiedliche Zusammensetzung der Pasten verschiedener Hersteller erklären, dass es nicht den erwarteten linearen Zusammenhang zwischen $R_{\text{sh-Ag}}$ und h_{Ag} über alle Proben gibt.

Betrachtet man jedoch die Diffusionsweite im Silber ($w_{\text{Diff-Ag}}$) nach identischer Sinterung, zeigt sich eine signifikante Korrelation mit indirekter Proportionalität zwischen der $w_{\text{Diff-Ag}}$ und h_{Ag} . Unabhängig von der Überlapplänge (vergl. Anhang 9.4 b) nimmt die Ausdehnung der Legierung mit abnehmender Schichtdicke stark zu. Das Volumen der AgAl-Legierung, abgeschätzt aus $w_{\text{Diff-Ag}}$, h_{Ag} sowie der Breite der Struktur, zeigt eine lineare Korrelation mit der Schichtdicke.

Auch wenn bei geringer h_{Ag} die Diffusionsweite $w_{\text{Diff-Ag}}$ zunimmt, ist das Volumen der Legierung geringer. Eine mögliche Ursache dafür sind die größeren Diffusionswege welche vom Al mit fortschreitender Verschiebung der Phasengrenze in die Ag-Schicht hinein zurückgelegt werden müssen. Zusätzlich wird dies behindert durch den geringeren Schichtquerschnitt der Ag-Schicht. Ein Einfluss auf die Ausdehnung der AgAl-Legierung in den Al-Bereich konnte nicht festgestellt werden, vergl. Anhang 9.4 a). Unabhängig von der Ag-Schichtdicke lag die Diffusionsweite im Aluminium ($w_{\text{Diff-Al}}$) bei $\sim 150 \pm 50 \mu\text{m}$.

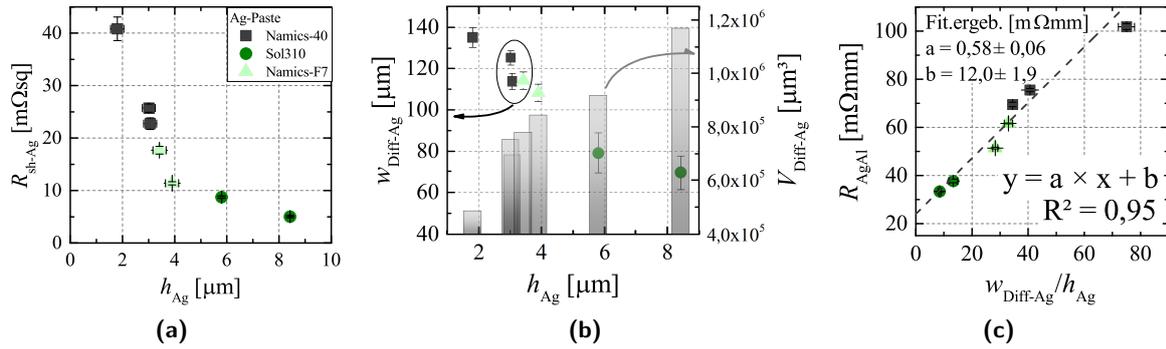


Abb. 5.7: a) Einfluss der Silberschichtdicke (Fehlerbalken beruhen auf empirisch ermittelter Genauigkeit der Höhenmessung) auf den Schichtwiderstand der Silbermetallisierung durch Variation des Pastenauftrages und Verwendung von 3 verschiedenen, kommerziell erhältlichen Pasten, sowie b) der Einfluss dieser Variationen auf die Legierungsbildung in Form von $w_{Diff-Ag}$ und $V_{Diff-Ag}$. In c) ist der R_{AgAl} in Abhängigkeit des Verhältnisses aus $w_{Diff-Ag}$ und h_{Ag} abgebildet, bestimmt mittels TLM-Teststruktur, $l_{OR} = 500 \mu m$, $R_{sh-Al} = 13 m\Omega sq$.

Unter der Annahme, dass die Variation der Silberschichtdicke den R_{AgAl} maßgeblich über den Widerstand der AgAl-Legierung im Ag-Bereich bestimmt und daher der h_{Ag} Einfluss auf den Widerstand im l_{OR} -, sowie $w_{Diff-Al}$ -Bereich vernachlässigt werden kann, kann der spezifische Widerstand der AgAl-Legierung (ρ_{AgAl}) bestimmt werden. Durch Auftragung des R_{AgAl} , welcher nach Gl. 5.2 definiert ist, über dem Verhältnis $w_{Diff-Ag}/h_{Ag}$, kann mit dem Anstieg des linearen Fits der spezifische Widerstand der AgAl-Legierung direkt bestimmt werden. Denn aufgrund der getroffenen Annahme, dass die Widerstandserhöhung nur durch die AgAl-Legierung im Ag-Bereich hervorgerufen wird, gilt: $h = h_{Ag}$ und $l = w_{Diff-Ag}$. Der ρ_{AgAl} liegt mit $1,16 \pm 0,12 \Omega mm^2 m^{-1}$ am um Faktor $> 2,5$ über den in der Literatur zu findenden Widerstandswerte von $0,1..0,46 \Omega mm^2 m^{-1}$ (vergl. Abb. 2.9 c), S. 26) was allerdings durch die offeneporige Pastenstruktur erklärbar ist. Der auch aus dem linearen Fit bestimmte Achsenabschnitt spiegelt den Widerstandsanteil des direkten Überlappbereiches der Pasten und der AgAl-Legierung im Al-Bereich ($w_{Diff-Al}$) wieder. Dementsprechend liegt der Beitrag, der nicht aus der AgAl-Legierung im Ag-Bereich herrührt, für eine Schichtdicke von $2 \mu m$ mit $\sim 24 m\Omega mm$ bei $\sim 24 \%$ ($R_{AgAl} = 100 m\Omega mm$), für $8 \mu m$ hingegen bei $\sim 73 \%$. Es lässt sich daher feststellen, dass für die untersuchte Variation bei einer Ag-Schichtdicke von $< 4 \mu m$ der Beitrag über $w_{Diff-Ag}$ einen Anteil 50% am R_{AgAl} übersteigt.

$$R_{AgAl} = \frac{\rho}{h} \cdot l \quad (5.2)$$

Aufgrund der sehr guten Korrelation über verschiedene Pasten hinweg kann zudem davon ausgegangen werden, dass sich der bestimmte ρ_{AgAl} als guter Richtwert nutzen lässt um auch für andere Pasten bei bekannter Schichtdicke und Diffusionsweite zumindest den Beitrag der AgAl-Legierung im Ag-Bereich abschätzen zu können.

Pastenauftrag – Aluminium

Neben der Silberschichtdicke spielt wie bereits diskutiert auch die AgAl-Legierung im Al-Bereich eine Rolle. Aufgrund dessen wurde der Pastenauftrag der Al-Metallisierung hinsichtlich seiner Auswirkung auf den R_{AgAl} analog zur Ag-Schichtdickenvariation untersucht. Es zeigt sich, vergleichbar zur die Ag-Schichtdicke, eine signifikante Korrelation zwischen dem R_{AgAl} und R_{sh-Al} , siehe Abb. 5.8 b). Mit einer Al-Paste wurden durch Variation des Siebgewebes bzw. doppeltem Druckschritt die Schichtdicken h_{Al} zwischen $14,5 \mu m$ und $57,5 \mu m$ variiert. Mit Abnahme der Al-Schichtdicke steigt der R_{sh-Al} und es kommt zu einer Ausweitung des Legierungsbereiches durch Anstieg der Diffusionsweite $w_{Diff-Al}$, siehe Anhang 5.8 a) und

damit in b) zur R_{AgAl} -Zunahme.

Die Zunahme von $w_{\text{Diff-Al}}$ zeigt dabei keine Abhängigkeit von l_{OR} . Wie bereits beschrieben, führt auch eine höhere Ag-Schichtdicke nicht zur Erhöhung der Diffusionsweite in den Aluminium-Bereich (siehe Anhang 9.4 a). $w_{\text{Diff-Al}}$ hängt daher in dem untersuchten Schichtdickenbereich neben der Sintertemperatur lediglich von der Al-Schichtdicke ab.

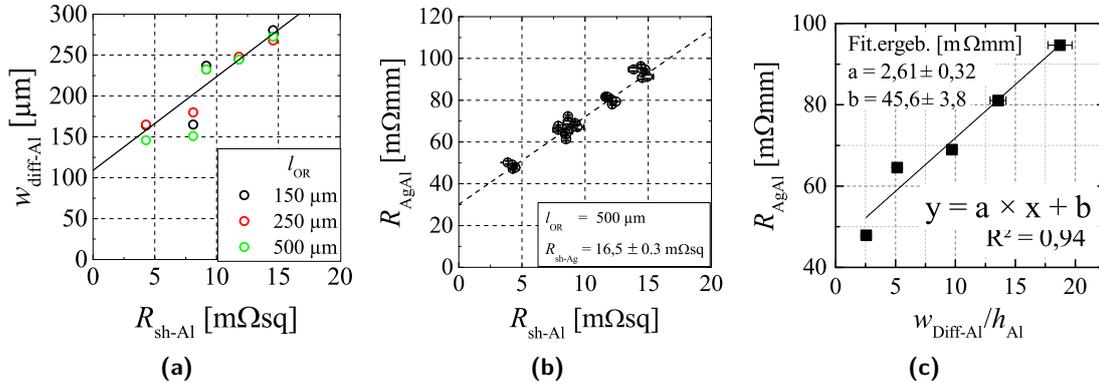


Abb. 5.8: Abhängigkeit a) der $w_{\text{Diff-Al}}$ und b) des R_{AgAl} vom Schichtwiderstand der Al-Metallisierung ($R_{\text{sh-Al}}$) bei jeweils konstantem Ag-Schichtwiderstand von $R_{\text{sh-Ag}} = 16,5 \text{ m}\Omega\text{sq}$. Die Schichtwiderstandsvariation erfolgte durch Anpassung des Siebgewebes bzw. Doppeldruck, die Sinterung fand bei identischen Bedingungen statt. In c) ist der R_{AgAl} ($l_{\text{OR}} = 500 \mu\text{m}$) über dem Verhältnis aus $w_{\text{Diff-Al}}$ und h_{Al} abgebildet.

Für einen l_{OR} von $500 \mu\text{m}$ ist der R_{AgAl} in Abhängigkeit des $R_{\text{sh-Al}}$ dargestellt, siehe Abb. 5.8 b), wobei der $R_{\text{sh-Ag}}$ konstant gehalten wurde. Es zeigt sich, dass mit steigendem Schichtwiderstand wie erwartet der R_{AgAl} ebenso steigt, was durch die geringe Schichtdicke und damit Verkleinerung des Leiterquerschnitts erklärbar ist. Diese Daten sind in Abb. 5.8 c) über dem Verhältnis aus $w_{\text{Diff-Al}}$ und h_{Al} aufgetragen, vergleichbar mit der h_{Ag} -Variation zeigt sich ein linearer Zusammenhang. Der aus dem Anstieg bestimmte ρ_{AgAl} liegt, im Vergleich zur Bestimmung im $w_{\text{Diff-Ag}}$ -Bereich, mit $2,61 \pm 0,64 \Omega \text{mm}^2 \text{m}^{-1}$ jedoch mehr als doppelt so hoch. Als Ursache wird die im Vergleich zur Ag-Schicht noch offenerporigere Struktur der Aluminiumpaste gesehen. Außerdem bestätigt sich der große Einfluss der mittels linearem Fit bestimmte Achsenabschnitt mit $45,6 \pm 3,8 \Omega \text{mm}^2 \text{m}^{-1}$ einen deutlich größeren Anteil am R_{AgAl} hat, als im Falle der h_{Ag} -Variation.

5.2 Einfluss des R_{AgAl} auf den Serienwiderstand

Der hohe lokale Widerstand, hervorgerufen durch die AgAl-Legierung, wurde bereits umfangreich in Abhängigkeit verschiedener Prozessparameter beschrieben. Im Folgenden wird der Einfluss dieses Widerstandes auf den r_s der Solarzelle beschrieben.

Durch gezielte Verschiebung des zweiten Siebdruck-Schrittes gegenüber dem ersten wurde der bereits beschriebene Effekt von Prozessabweichungen beim Siebdruck nachgestellt, vergl. Abschnitt 5.1. Bei einem idealen Prozess mit einem Versatz von $0 \mu\text{m}$ beträgt der l_{OR} auf beiden Pad-Seiten $250 \mu\text{m}$. Durch den Druckversatz um bis zu $400 \mu\text{m}$ kommt es demnach schrittweise zur Verschiebung und damit auf der einen Pad-Seite zu einer Erhöhung auf bis zu $650 \mu\text{m}$ und gleichzeitig zur Abnahme auf der anderen. Im Fall von $400 \mu\text{m}$ Versatz ist nur noch eine Seite des Pads mit der Al-Metallisierung verbunden. Der R_{AgAl} steigt dementsprechend auf dieser Seite durch die l_{OR} -Zunahme an, gleichzeitig verdoppelt sich die abzuführende Strommenge mit entsprechenden Konsequenzen für die erwarteten Ohmschen Verluste, welche mit I^2 ansteigen.

Die Charakterisierung der so hergestellten Solarzellen erfolgte mittels Light-IV Messung, eine zweite Einstrahlungs-Intensitäten wurde zur r_s -Bestimmung genutzt, siehe Abschnitt. 4.3.5.

Die Kontaktierung erfolgte dabei mit Messleisten, welche die Zellen beidseitig ausschließlich auf den Positionen der rückseitigen Silber-Pads kontaktieren und damit so, wie es im realen Solarmodul der Fall ist. Zusätzlich wurde an diesen Zellen über die erweiterte Busbar-Busbar-Messung auf und neben den Pads der R_{AgAl} gemessen, vergl. Abschnitt 4.3.4 S. 47.

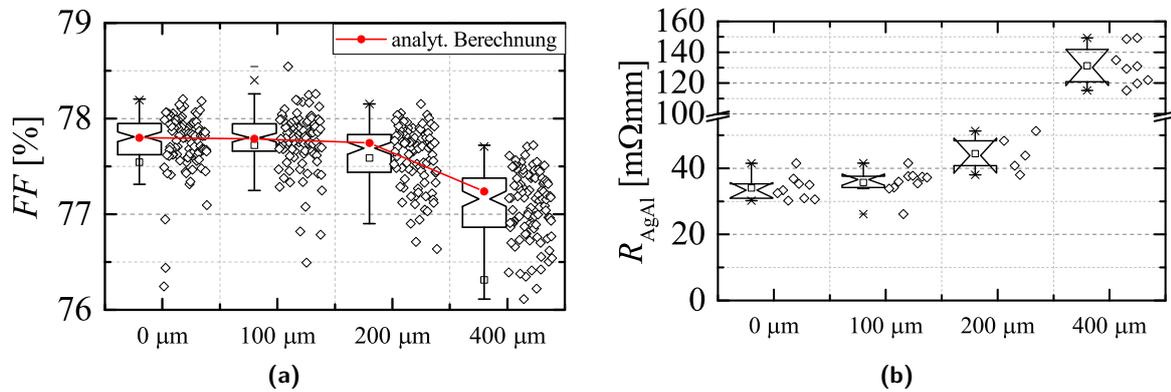


Abb. 5.9: a) Einfluss einer gezielt herbeigeführten Verschiebung des zweiten Druckschrittes um 0 μm , 100 μm , 200 μm und 400 μm senkrecht zur Busbar-Orientierung auf den FF , sowie der aus den gemessenen R_{AgAl} -Werten analytisch berechnete FF -Effekt. b) Der mittels Busbar-Busbar-Messung bestimmte R_{AgAl} in Abhängigkeit der Druckverschiebung auf den Solarzellen aus a).

In Abb. 5.9 ist der Effekt der Verschiebung auf den FF und R_{AgAl} dargestellt. Dabei wird deutlich, dass bei einer Verschiebung von bis zu 200 μm kein signifikanter Effekt messbar ist, auch wenn der FF im Median bei 200 μm Versatz bereits leicht negativ beeinflusst ist. Wird die Metallisierungen auf einer Seite des Pads jedoch vollständig getrennt, sinkt der FF um 0,65 $\%_{\text{abs}}$. Der für diesen Fall mittels der IV-Messung bei zwei Intensitäten bestimmte r_s -Unterschied beträgt 0,10 $\Omega \text{ cm}^2$. Dies ist in sehr guter Übereinstimmung mit dem analytisch aus dem R_{AgAl} berechneten r_{AgAl} von 0,11 $\Omega \text{ cm}^2$, siehe Tab. 4.2. Der damit aus den IV-Daten berechnete FF -Verlust beträgt 0,56 $\%_{\text{abs}}$, sichtbar in Abb. 5.9 a), und spiegelt den gemessenen FF -Trend gut wieder.

Ein weiterer geometrisch entscheidender Parameter für die Ausprägung von R_{AgAl} ist die Breite des Kontaktbereiches (s_{pad}) zwischen den beiden Metallisierungen. Im Bestreben, den Verbrauch von Silber in der Solarzellenherstellung zu verringern sowie die über Aluminium kontaktierte Fläche zu vergrößern, wurde im Laufe der Zeit die Größe der Silber-Pads sukzessive reduziert und mit ihr entsprechend s_{pad} .

Über eine gezielte Variation der Stegbreite zwischen Ag-Pads und Al-Metallisierung wurde der Einfluss des Legierungswiderstandes auf den r_s der Solarzellen untersucht. Die Variation erfolgte in den Stufen $s_{\text{pad}} = 1, 2, 7$ und 12,5 mm und zusätzlich diente eine vollflächige Al-Metallisierung ohne Silber-Pads als Referenz. Die ansonsten identisch hergestellten PERC-Solarzellen wurden mittels IV-Messung charakterisiert, wobei die Kontaktierung beidseitig auf der Position der rückseitigen Silber-Pads erfolgte.

In Abb. 5.10 a) und b) sind der Einfluss der unterschiedlichen Geometrien auf den FF bzw. r_s der Solarzellen, sowie die aus der Simulation bestimmten r_s -Verluste und daraus errechneten FF -Unterschiede dargestellt. Der aus den Widerstandsmessungen bestimmte R_{AgAl} von 37 mΩmm und $R_{\text{sh-Al}}$ von 14,1 mΩsq wurden dafür als Eingabeparameter genutzt. Die gewählte Simulationsdomäne ist in Abb. 5.10 c) und d) dargestellt, wobei die lateralen Dimensionen von dem genutzten Drucklayout übernommen wurden.

Bei der Auswertung der experimentellen Daten wird deutlich, dass ein s_{pad} von 12,5 mm mit der vollflächigen Aluminium-Metallisierung vergleichbar ist und keine r_s -Effekte aus dem

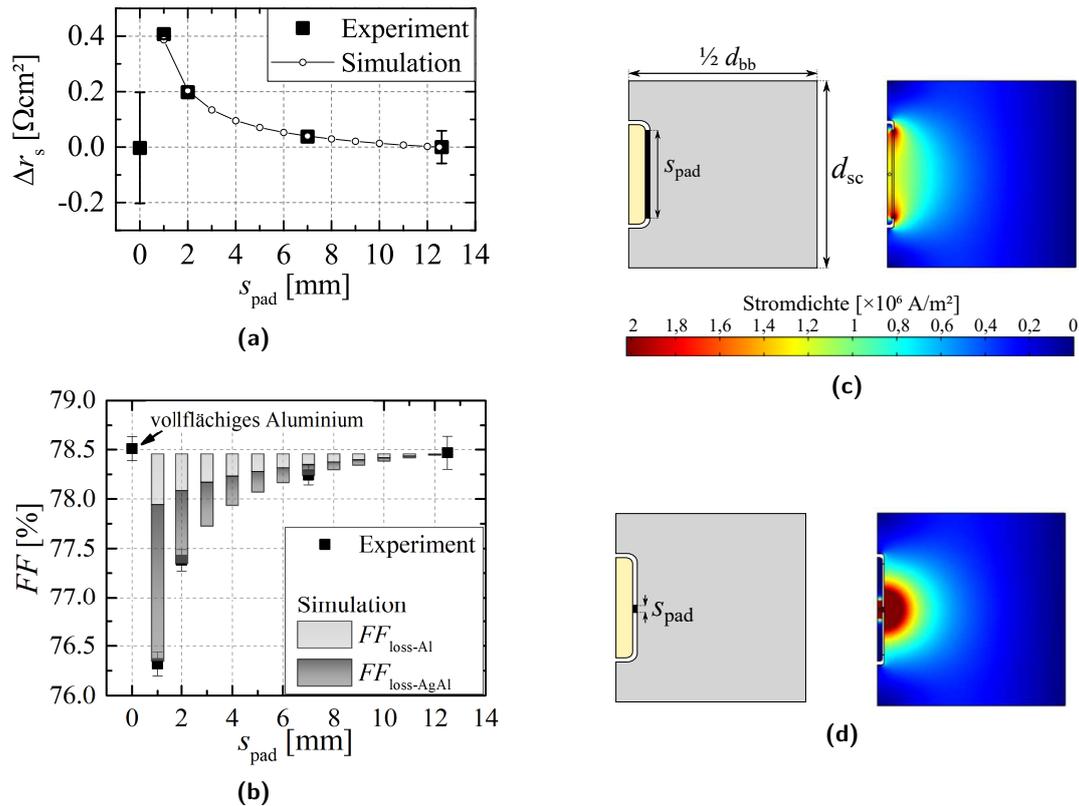


Abb. 5.10: Abhängigkeit des experimentell bestimmten a) Δr_s (im Vergleich zur vollflächigen Al-Metallisierung) und b) des FF der Solarzellen vom jeweiligen s_{pad} im Vergleich mit der vollflächigen Aluminium-Metallisierung sowie die aus der COMSOL-Widerstandssimulation erwarteten r_s - bzw. FF -Effekte durch der Al-Metallisierung und AgAl-Legierung. In c) und d) sind die Simulationsdomänen für s_{pad} von 1 mm und 12,5 mm, sowie die simulierten Stromflussmuster dargestellt.

AgAl-Legierungsbereich festgestellt werden können. Die Messdaten stimmen dabei sehr gut mit den simulativ bestimmten Werten überein. Wird s_{pad} auf 7 mm verringert, lässt sich ein erster leichter Anstieg des r_s feststellen, welcher bei weiterer Reduktion von s_{pad} stark zunimmt. Bei der Analyse des Stromflussmuster lässt sich feststellen, dass der Serienwiderstandseffekt auf zwei verschiedenen Haupteffekten beruht, zum einen auf dem Serienwiderstandseffekt der AgAl-Legierung und zum anderen auf Verlusten innerhalb der Al-Metallisierung, hervorgerufen durch die lokal hohe Stromdichte im Aluminium nahe des AgAl-Bereiches. Eine experimentelle Trennung der Effekte ist daher nicht ohne Weiteres möglich, sondern erforderte die numerische Simulation der Solarzellenstruktur mittels COMSOL. Der Effekt der lokal erhöhten Stromdichte innerhalb der Al-Metallisierung ist in Abb. 5.10 c) und d) deutlich zu sehen und sorgt für den in Abb. 5.10 b) dargestellten Al-Anteil am FF -Verlust ($FF_{\text{loss-Al}}$) von bis zu 0,5 %_{abs} ($s_{\text{pad}} = 1$ mm). Der FF -Verlust durch den Widerstand der AgAl-Legierung ($FF_{\text{loss-AgAl}}$) trägt jedoch insgesamt stärker zum FF -Verlust mit s_{pad} -Abnahme bei.

In Abhängigkeit der genutzten Metallisierungspasten bzw. deren Schichtdicke, und damit Einfluss auf R_{AgAl} , kann sich der r_s -Effekt entsprechend vergrößern und die Leistung der Solarzellen weiter absenken. Eine Berücksichtigung des Effektes ist daher notwendig, um die Verluste zu minimieren, wenn eine weitere Reduktion des Ag-Verbrauches vorgenommen werden soll.

5.3 Wechselwirkung mit Rückseitenpassivierung

Die Variation des s_{pad} weist neben dem r_s -Effekt auch eine Auswirkung auf den V_{oc} der Solarzellen auf. Mit Zunahme des s_{pad} nimmt der V_{oc} signifikant ab, siehe Abb. 5.11 a). Hervorgerufen wird der Effekt durch eine zusätzliche Schädigung der Rückseitenpassivierung im Bereich der Legierungsbildung, was sehr deutlich in der lokalen Abnahme der Photolumineszenz (PL)-Intensität der entsprechenden *cz*-PERC-Solarzellen sichtbar wird, siehe Abb. 5.11 b). Durch die erhöhte Oberflächenrekombination in diesem Bereich stehen weniger Elektronen-Loch-Paare zur Strahlenden Rekombination zur Verfügung, so dass dieser Bereich in der Aufnahme dunkler wirkt. In den Aufnahmen ist deutlich der Steg zwischen Pad- und Aluminiummetallisierung ersichtlich, welcher für die s_{pad} -Variation genutzt wurde.

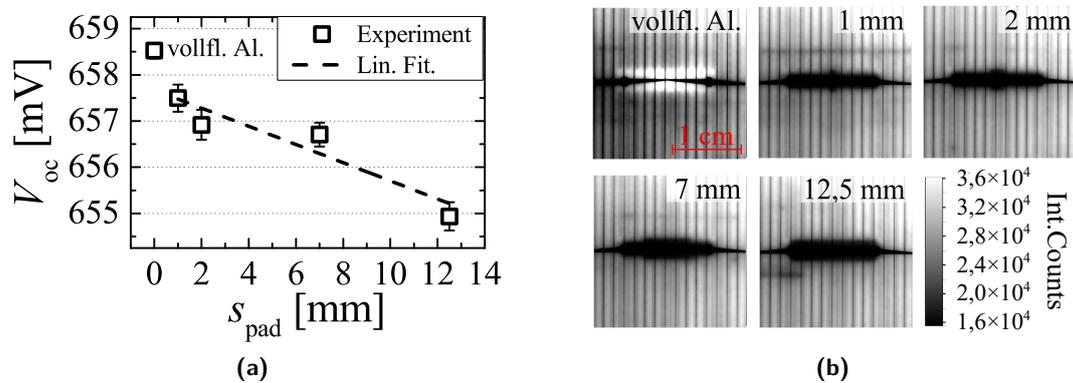


Abb. 5.11: a) Einfluss der s_{pad} -Variation auf den V_{oc} von *cz*-PERC-Solarzellen im Vergleich zur vollflächigen Al-Rückseitenmetallisierung, sowie b) PL-Aufnahmen gleicher Skalierung der zugehörigen Pad-Bereiche. Der Einfluss des Ag-Pads bzw. der AgAl-Legierung auf die Oberflächenpassivierung wird durch eine geringe PL-Intensität in diesen Bereichen deutlich.

Die geschädigte Fläche skaliert dabei linear mit s_{pad} und führt so, bezogen auf den s_{pad} -Wert zu einer V_{oc} -Reduktion von $\sim -0,2 \text{ mV mm}^{-1}$. Festzuhalten ist jedoch, dass auch die Ag-Pads bereits einen negativen Einfluss auf den V_{oc} aufweisen, welcher aus dem Achsenabschnitt des linearen Fits abgeleitet werden kann. So zeigen auch die Solarzellen mit kleinstem Legierungsbereich im Vergleich zu jenen mit vollständiger Al-Metallisierung einen um 1 mV reduzierten V_{oc} . Dies liegt im Bereich der berichteten Verluste durch Ag-Pads von 2.5 mV, wobei ein detaillierter Vergleich ohne exakte Kenntnis der Ag-Fläche und vor allem verwendeter Metallisierungspaste nur sehr schwer möglich ist [6], [159], [160]. Die PL-Aufnahmen weisen durch eine geringe PL-Intensität im Pad-Bereich ebenso auf diese Verluste hin. Bei Betrachtung der über den Fit erhaltenen $V_{\text{oc}}-s_{\text{pad}}$ -Korrelation kann festgestellt werden, dass die Pads, welche eine Grundfläche von je $\sim 30 \text{ mm}^2$ aufweisen, zu einem V_{oc} -Verlust von 0,8 mV führen, was äquivalent zu einem s_{pad} von 4 mm gleichzusetzen ist. Bei beidseitigen AgAl-Bereichen mit je 0,25 mm Überlapp ergeben sich somit 2 mm^2 pro Pad.

Die Schädigung im Bereich der Legierungsbildung ist demnach deutlich stärker ausgeprägt als im Bereich der reinen Ag-Metallisierung.

Durch das nass-chemische Entfernen der Metallisierung nach dem Feuerschritt kann die Wechselwirkung der Metallisierung mit der Passivierung optisch analysiert werden. Die HCl/HNO₃-Lösung entfernt dabei lediglich die Metallpaste, schädigt die Si_xN_y-Schicht jedoch nicht. Eine flächige Dickenreduktion durch die Wechselwirkung von Metallisierung und Passivierung kann daher direkt aus der Farbe der Schicht quantitativ abgeleitet werden. Der Bildausschnitt in Abb. 5.12 a) enthält am unteren Rand den Bereich des Ag-Pads (blauer Farbeindruck), am oberen den der flächigen Al-Metallisierung (rötlicher Farbeindruck) und dazwischen die Ag-Al-Überlappung (gelblich). Im Pad-Bereich ist dabei die größte Si_xN_y-

Schichtdicke zu erkennen, welche zum Al- bzw. AgAl-Bereich abnimmt.

Die Farbskala in Abb. 5.12 a) verdeutlicht den Einfluss der Si_xN_y -Schichtdicke auf die Farbwirkung der Schicht, wobei zur Vereinfachung des Modells die real darunterliegende Al_2O_3 -Schicht nicht berücksichtigt ist. Davon unabhängig wird deutlich, dass alle drei Metallisierungsbereiche einen unterschiedlichen Farbeindruck und somit unterschiedliche Schichtdicke aufweisen. Im Bereich des reinen Ag-Pads zeigt sich ein blauer Farbeindruck mit lokalen gelben Bereichen, die abgeschätzte Si_xN_y -Schichtdicke liegt daher ungefähr bei 50 bis 90 nm [161]. Im Bereich der angrenzenden AgAl-Legierung sinkt die Schichtdicke auf 40 bis 60 nm und steigt im Bereich der Al-Metallisierung wieder auf ~ 60 nm an. Diese Ergebnisse stimmen mit den Erkenntnissen aus der s_{pad} -Variation überein, bei welcher die größte Schädigung der Schicht und damit höchsten V_{oc} -Verluste dem Bereich der Legierung zugeordnet werden.

In der Dark-Field-Aufnahme¹ des gleichen Bildausschnittes, siehe Abb. 5.12 b), können deutlich lokale Reflexionen, hervorgerufen durch frei liegende Silizium-Oberflächen, erkannt werden. Diese treten sehr gehäuft im Bereich der AgAl-Legierung auf, jedoch nicht, bzw. extrem selten im Bereich der Ag- bzw. Al-Metallisierung. In der Vergrößerung (Abb. 5.12 c) kann die quadratische Grundfläche dieser Vertiefungen, mit Ausrichtung entlang der $\langle 100 \rangle$ -Orientierung des *cz*-Wafers erkannt werden. Diese lokalen Schädigungen werden im Folgenden als AgAl-Spikes bezeichnet, da sie durch die Legierung hervorgerufen wurden und vor dem Nasschemischen entfernen mit einer AgAlSi-Legierung gefüllt waren. Aufgrund der Kristallstruktur des *cz*-Wafers besitzen sie die Form einer Pyramide, bei welcher die Spitze senkrecht Richtung Wafervolumen zeigt.

Die Passivierung der Waferoberfläche ist in diesen Bereichen somit massiv geschädigt, da diese inversen Pyramiden vor der Nasschemischen Entfernung mit Metall gefüllte waren, was durch Oberflächenrekombination zu der bereits beschriebenen V_{oc} -Reduktion von bis zu 2,5 mV ($s_{\text{pad}} = 12,5$ mm) führt.

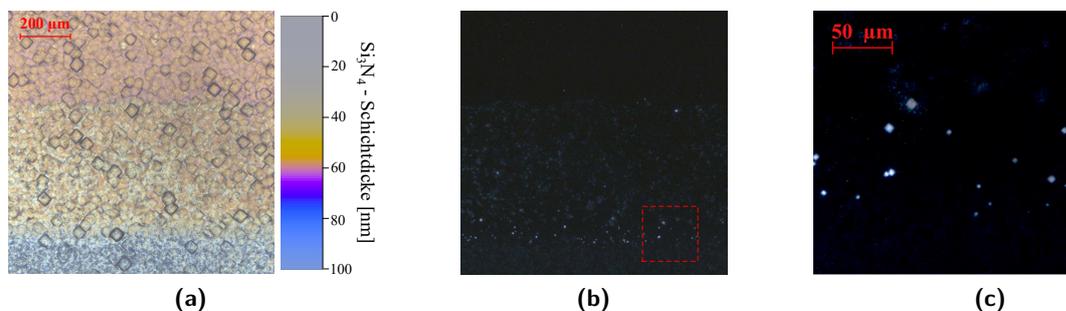


Abb. 5.12: Einfluss der AgAl Legierungsbildung auf die lokale Passivierqualität einer *cz*-PERC-Zelle. Mikroskopaufnahmen angefertigt nach Entfernung der Metallisierung mittels HCl und HNO_3 . a) Hell-Feld-Aufnahme mit beispielhaftem Farbeindruck von Si_xN_y ($n = 2,05$) auf Si in Abhängigkeit der Schichtdicke [161]. b) zeigt den identischen Bildausschnitt mit Dark-Field-Beleuchtung und c) eine Vergrößerung des rot markierten Ausschnittes aus b).

Die Schädigung im Bereich des Ag-Pads ist stark abhängig von der verwendeten Paste. Denn es existieren auch Silberpasten, welche im Bereich des Pads keine Schädigungen hervorrufen, siehe Abb. 5.13. Für die Paste „DuPont PV56S“ kann im Bereich des Pads keine signifikante Schädigung nachgewiesen werden, jedoch im Bereich des AgAl-Überlapps, erkenntlich durch die geringere PL-Intensität. Die Verwendung der Paste „Namics-40“ hingegen führt in beiden Bereichen zu einer Schädigung. Die Schädigung geht dabei mit einer Reduktion des V_{oc} einher.

¹Lichtmikroskopaufnahme bei der durch eine spezielle Ringblende und damit ringförmigen Beleuchtung nur an der Probe gestreutes Licht in das Objektiv eintreffen lässt [162].

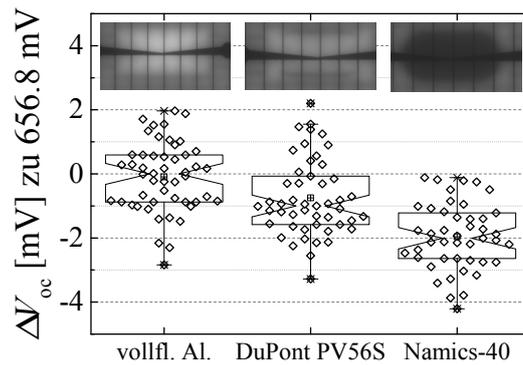


Abb. 5.13: Einfluss 2 verschiedener Ag-Pasten auf den V_{oc} von cz-PERC-Solarzellen mit zugehörigen PL-Aufnahmen im Bereich der Pads im Vergleich zur vollständigen Al-Metallisierung.

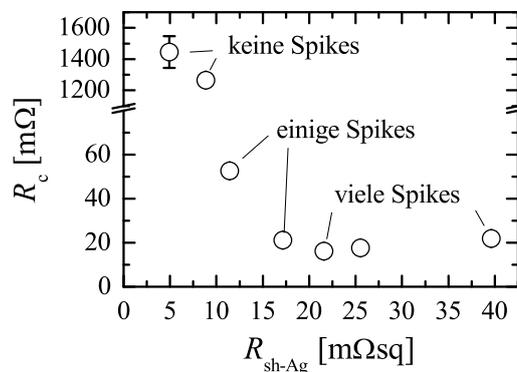


Abb. 5.14: Einfluss der Ag-Schichtdicke, dargestellt über den R_{sh-Ag} , auf das AgAl-Spiking im Bereich der Legierungsbildung und damit den Kontaktwiderstand (R_c) zwischen AgAl-Metallisierung und Silizium.

Die dargestellten Wechselwirkungen zwischen den verwendeten Al- und Ag-Metallisierungspasten erfordern eine umfangreiche und schnelle Untersuchungsmethodik, da diese zusätzliche Schädigung vermieden werden soll und somit meist ein Ausschlusskriterium für eine Paste bzw. Ag-Al-Pastenkombination darstellt. Dafür wurde das in Abschnitt 4.4 vorgestellte AgAl-TLM-Testlayout verwendet. Eine Korrelation der Si_xN_y -Oberflächenschädigung konnte über die Bestimmung der Anzahl von AgAl-Spikes mit dem Kontaktwiderstand dieser Teststrukturen hergestellt werden, siehe Abb. 5.14. Dabei zeigt sich, dass ein hohes R_{sh-Ag} , respektive geringe Ag-Schichtdicke zu einem geringen Kontaktwiderstand durch eine hohe Anzahl an AgAl-Spikes und somit hohen Schädigung führt. Die Anzahl der AgAl-Spikes wurde dafür nachträglich durch nass-chemisches Entfernen der Metallisierung und Betrachtung mittels Dark-Field-Mikroskopie bestimmt.

Mit Hilfe eines Modellsystems aus aufgedampftem Aluminium und Silber konnte zudem gezeigt werden, dass auch ohne Glasfritten AgAl-Spikes entstehen können [163]. Eine Reaktion der AgAl-Legierung mit der Si_xN_y -Schicht konnte dabei nicht festgestellt werden, was durch die bekannt hohe Korrosionsbeständigkeit des keramischen Werkstoffes (Si_xN_y) gegenüber flüssigen Metallschmelzen zu erklären ist [87]–[89], [164]. Die von Ogata et al. [90] nach einer Auslagerung von 30 min bei 530 °C beobachtete Diffusion von Al-Atomen durch die Si_xN_y -Schicht konnte aufgrund der in der Photovoltaik auftretenden kurzen Prozesszeiten von $\ll 1 \text{ min}$ in den Untersuchungen nicht festgestellt werden. Vielmehr konnte nachgewiesen werden, dass die Bildung von AgAl-Spikes nur bei vorgeschädigter Si_xN_y -Schicht stattfindet [163]. Für die hier verwendeten CVD²-Schichten ist bekannt, dass diese prozessbedingt immer

²engl. *chemical vapour deposition*

eine gewisse Anzahl an Löchern, so genannten *pinholes*, aufweisen. Nach Untersuchungen von Weber et al. [74] liegt der mittlere Abstand zwischen diesen bei $\sim 4..6$ mm, in der hier vorliegenden Arbeit ist dieser mit durchschnittlich 1,2 mm deutlich geringer [163] und die Dichte entsprechend höher, allerdings im vergleichbaren Größenbereich. Dieser Wert liegt allerdings weit über dem mittleren Abstand, welcher z.B. in Abb. 5.12 b) im AgAl-Bereich mit $< 0,1$ mm festgestellt wurde. Daraus wird geschlossen, dass für AgAl-Spikes in dem Modellsystem mit aufgedampften Metallschichten Löcher in der Passivierung für die Spike-Bildung benötigt werden. Im Falle der realen Metallisierungspasten, aber auch durch diese Pasten bzw. deren Bestandteile die Si_xN_y -Schicht geschädigt werden kann und es zur Spike-Bildung kommt.

Modell - AgAl-Spiking

Aus den vorgestellten Untersuchungen lässt sich ein empirisches Modell zur Ausbildung von AgAl-Spikes im Überlappbereich der Metallisierung ableiten, siehe Abb. 5.15. Wie bereits in Abschnitt 2.4.4 dargestellt, kommt es ab ~ 660 °C zum Aufschmelzen des Aluminiums und damit Bildung der flüssigen AgAl-Legierung. Außerdem schmelzen die Glasfritten der Pasten auf und nehmen Ag- und Al-Atome auf. Das abgeleitete Modell sieht dabei zwei mögliche Pfade zur Ausbildung der Spikes vor:

- 1) Wenn im Bereich der Schmelze Löcher in der Si_xN_y -Schicht vorliegen, kommt es im Kontaktbereich zur Auflösung des Siliziums in der Schmelze und dementsprechend zur Formierung eines ternären Systems aus Ag,Al und Si.
- 2) Ein zweiter Pfad ist die Öffnung der Si_xN_y -Schicht durch die Glasfritten beider Pasten, welche hier durch das Übereinanderdrücken der Pasten in höherer Konzentration vorliegen. Eine Wechselwirkung zwischen den Glasfritten der beiden Pasten, mit der Folge einer erhöhte Si_xN_y -Ätzrate, stellt ebenso einen möglichen Effekt dar welcher dann schlussendlich durch entfernen der Si_xN_y -Schicht zu einem Kontakt zwischen AgAl-Schmelze und Silizium, gefolgt vom auflösen des Silizium in der Schmelze führt.

Unabhängig von den möglichen Pfaden verhält sich das ternäre System ähnlich dem Al-Si-System [165]. Das Si löst sich in der Schmelze, wodurch es zur schrittweisen Verschiebung der Grenzfläche $\text{Si}_s\text{-AgAl}_l$ in Richtung des Silizium-Volumens kommt. Vergleichbar mit dem anisotropen, nasschemischen Ätzen wird das Silizium durch die unterschiedlichen Bindungskräfte der Si-Atome in den $\{100\}$ und $\{111\}$ -Kristallebenen ungleichmäßig gelöst. Entsprechend bildet sich in die Siliziumoberfläche eine Grube mit Pyramidenform (quadratische Grundfläche), gefüllt mit der ternären AgAlSi-Legierung.

Die Grenzfläche, welche sich nach dem Erstarren der Legierung bildet, weist eine sehr hohe Rekombinationsrate auf. Nach Untersuchungen von Weber et al. [74] an vergleichbaren AlSi-Spikes ohne Al-BSF liegt diese im Bereich des theoretischen Rekombinationsmaximums für den Metall-Silizium-Kontakt und stellt somit die größtmögliche Schädigung der Oberfläche dar. Dementsprechend beeinflusst auch ein geringer Flächenanteil der Spikes den V_{oc} messbar.

Des Weiteren können die AgAl-Spikes die mechanischen Eigenschaften, wie z.B. Bruchfestigkeit der Solarzelle beeinflussen. Der AgAl-Legierungsbereich wurde bereits von Kaule et al. [9] und Kohn et al. [166] als mögliche Ursache für eine mechanische Schwächung im mechanischen Biegetest der Solarzelle diskutiert. Durch die lokale Schädigung der Silizium-Oberfläche mit den Spikes könnte dieser Effekt hervorgerufen bzw. verstärkt werden, wobei die Spikes als Kerbe und somit Ansatzpunkt zur Rissbildung und damit Versagen fungieren.

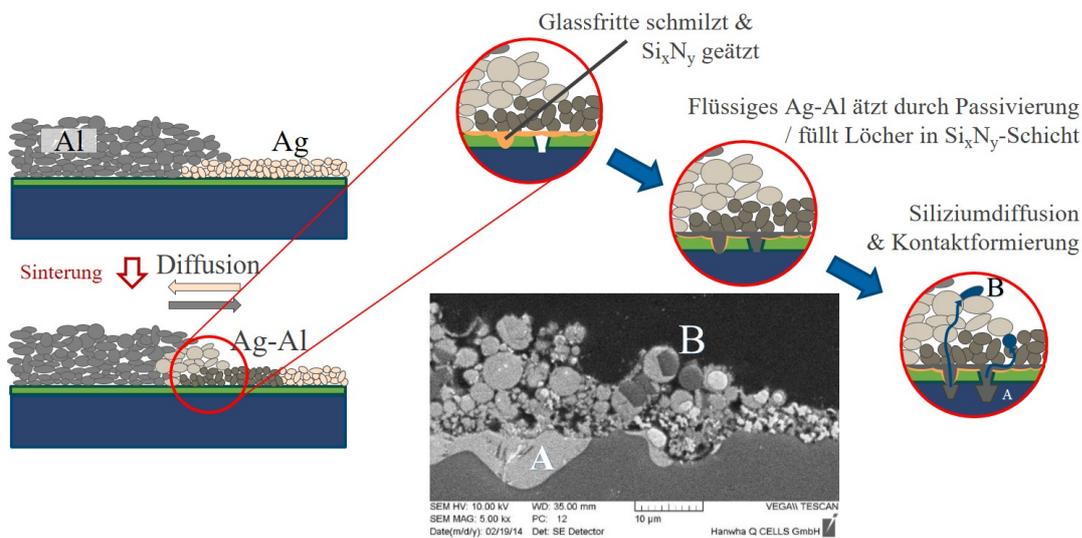


Abb. 5.15: Empirisches Modell der AgAl-Kontaktausbildung im Bereich der überlappenden Metallisierung auf der Rückseite von *PERC*-Solarzellen mit der schematischen Darstellung der Bildung von AgAl-Spikes in der Si_xN_y -Schicht.

5.4 Zusammenfassung

Nach Kenntnis des Autors wurde erstmals eine systematische Untersuchung des Legierungsbereiches an dem Kontaktbereich zwischen Silber-Pad und Aluminium-Metallisierung von *PERC*-Solarzellen durchgeführt. Dabei hat sich gezeigt, dass die Legierungsbildung zu einer lokalen Widerstandserhöhung führt. In Übereinstimmung mit der Literatur haben lokale Schichtwiderstandsmessungen R_{sh} -Werte von bis zu $155 \text{ m}\Omega\text{sq}$ ergeben, verursacht durch die Bildung einer Ag_2Al -Phase.

Als Haupteinflussgröße konnte die Ausbreitung der AgAl-Legierung ausgemacht werden, welche maßgeblich von den Schichtdicken der Metallisierungspasten sowie den Pasten selbst abhängt. Der resultierende R_{AgAl} kann dabei in einem weiten Bereich von $35..100 \text{ m}\Omega\text{mm}$ variieren. Weiterhin hat auch die geometrische Überlappung (l_{OR}) beider Pasten Einfluss auf die Ausdehnung der Legierung und damit den R_{AgAl} . Ein l_{OR} von $250 \mu\text{m}$ hat sich dabei als guter Kompromiss mit einem moderaten Widerstand gezeigt, da auch unter Berücksichtigung der beim Siebdruckprozess üblichen Toleranzen der Positionierung der beiden Druckschritte zueinander sichergestellt ist, dass sich die Silber-Pads immer an beiden Längsseiten mit der Aluminium-Metallisierung in Kontakt befinden.

Durch gezielte Variation des Druckversatzes bis zum Kontaktverlust zwischen Ag- und Al-Metallisierung auf einer Pad-Seite und Änderung der Länge des Kontaktbereiches (s_{pad}), konnte der Einfluss der Legierung auf den Serienwiderstand der Solarzellen nachgewiesen werden. Beim designen der Rückseitenmetallisierung sollte die Effekte entsprechend berücksichtigt werden, um vermeidbare, r_s -bedingte Verluste zu umgehen. Allerdings konnte auch nachgewiesen werden, dass es im Legierungsbereich zu einer vermehrten Ausbildung von AgAl-Spikes kommen kann, welche zu einer erhöhten Oberflächenrekombination und damit V_{oc} -Reduktion führen. Als Ursache dafür ist nicht die Legierung selbst, sondern die Wechselwirkung dieser mit einer Vorschädigung der Si_xN_y -Passivierung in Form von Löchern anzusehen. Diese können intrinsisch bedingt sein oder durch die Glasfritten der Metallisierungspasten hervorgerufen werden. Es hat sich dabei ein deutlicher Einfluss der genutzten Metallisierungspasten bzw. deren Schichtdicke gezeigt.

Die Auslegung der Rückseitenmetallisierung hinsichtlich des maximalen Wirkungsgrades muss demnach eine Abwägung zwischen r_s -bedingten Verlusten auf der einen Seite und V_{oc} -Verlusten auf der anderen Seite sein. Dabei führt die AgAl-Legierungsbildung unvermeidbar, zu einem r_s -Anstieg, der durch große Übergangslänge (s_{pad}) und möglichst geringe Überlapplänge (l_{OR}) auf einen nicht signifikanten Beitrag reduziert werden kann. Durch die sorgfältiger Auswahl der Pasten kann der negative Effekt des AgAl-Spikings zudem vermieden werden. Wenn jedoch aufgrund anderer Erwägungen (Prozesskosten etc.) eine Schädigung im Legierungsbereich in Kauf genommen werden muss, ist eine Optimierung hinsichtlich des Wirkungsgrades notwendig.

Die über die Variation des s_{pad} gewonnenen Korrelationen zu FF und V_{oc} (Abb. 5.10 und 5.11) wurden genutzt, um die Verlustanteile gegenüber der Versuchsgruppe mit vollständiger Aluminiummetallisierung zu bestimmen, siehe Abb. 5.16. Die daraus errechneten η -Verluste, bezogen auf den j_{sc} von $40,1 \text{ mA/cm}^2$ der Referenz, korrelieren sehr gut mit den gemessenen η -Werten der s_{pad} -Variation.

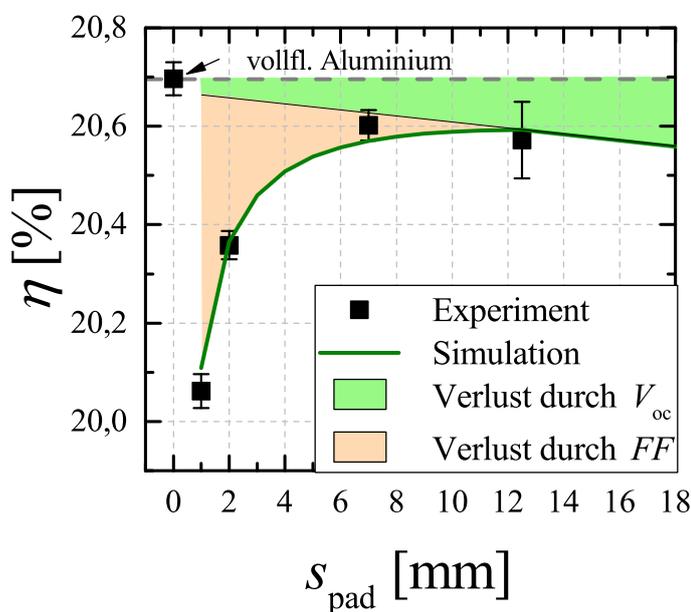


Abb. 5.16: Gegenüberstellung der gemessenen Medianwerte des Solarzellenwirkungsgrades η bei variierendem s_{pad} und den Wirkungsgradverlusten berechnet über die aus den FF - und V_{oc} -Messungen abgeleiteten Korrelationen.

Für die untersuchten Solarzellen zeigt sich laut Simulation ein Optimum im Bereich einer l_{OR} von 8 bis 12,5 mm. Eine weitere Reduktion der s_{pad} senkt zwar den V_{oc} -Verlust, erhöht aber in stärkerem Maße den FF -Verlust durch den r_s -Anstieg. Ebenso wenig zielführend ist die weitere Vergrößerung des s_{pad} über 12,5 mm hinaus, da keine r_s -Reduktion im Vergleich zur vollflächigen Aluminiummetallisierung erfolgen kann, der V_{oc} hingegen durch die größere Passivierungsschädigung absinken wird.

Wie bereits beschrieben können aber auch Pastenkombinationen genutzt werden, welche keine Passivierungsschädigung hervorrufen, in Abhängigkeit des R_{AgAl} dieser Pastenkombination kann sich das Optimum gegebenenfalls zu größeren s_{pad} -Werten verschieben und so im Vergleich zu den hier untersuchten Solarzellen Wirkungsgradgewinne erzielen.

6 Serienwiderstand der Zellmetallisierung und deren Degradation

Der Serienwiderstand der *PERC*-Solarzelle setzt sich wie bereits ausgeführt aus einer Vielzahl von Einzelkomponenten zusammen, wobei die Anteile der Zellmetallisierung über die in Kapitel 4.4 vorgestellten Teststrukturen bzw. in Kombination mit der numerischen Simulation separat betrachtet werden können. Die Bewertung der einzelnen Komponenten erfolgt dabei stets im Hinblick auf den r_s -Beitrag im Ausgangszustand und im degradierten Zustand nach der Alterung mittels der zyklischen Temperaturwechselbelastung zwischen $-40\text{ }^\circ\text{C}$ und $+85\text{ }^\circ\text{C}$ (engl.: *thermal cycling*, TC-Test). Die Bezeichnung r_s -Verluste bezeichnet dabei durch einen Serienwiderstand hervorgerufene Ohmsche Leistungsverluste.

6.1 Silber-Grid Vorderseite

Die laterale Leitfähigkeit der Silbermetallisierung stellt bei 3BB Solarzellen mit $\sim 0,18\text{ }\Omega\text{ cm}^2$ einen der größten und damit signifikanten Beitrag zum Gesamt- r_s der Solarzelle dar. Entsprechend relevant ist das Verhalten dieses Beitrages während beschleunigter Alterungstests. Anhand von uneingekapselten Solarzellen im TC-Test wurde der Widerstand zwischen den Vorderseiten-Busbars während der Alterung bestimmt. Dabei konnte bis zu einem TC600 keine Verschlechterung der Leitfähigkeit nachgewiesen werden, siehe Abb. 6.1 a). Eine TC-korrelierte Verschlechterung der Leitfähigkeit der Silberpaste kann daher ausgeschlossen werden. Ein Serienwiderstandseffekt ist daher für die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Silber-Pasten nicht zu erwarten. Allerdings kann dies nicht pauschal für alle kommerziell erhältlichen Metallisierungspasten festgestellt werden, da es aufgrund unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung in der Vergangenheit zu Korrosionseffekten in Freifelduntersuchungen gekommen ist [124] (vergl. Kapitel 3.3.1, S. 33).

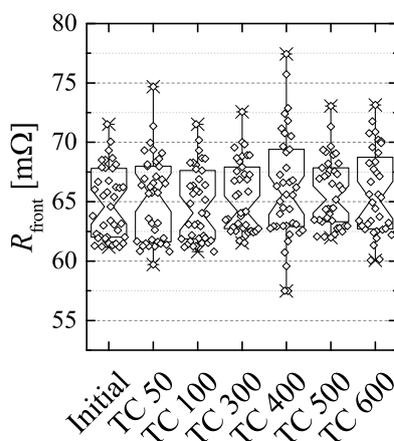


Abb. 6.1: Widerstandsmessung zwischen 2 benachbarten Busbars einer 3BB-PERC-Zelle während der Alterung im TC-Test

Ein Effekt, der bei der TC-Belastung von Solarmodulen hingegen häufig auftritt ist das Auftreten von Fingerunterbrechungen (FU), welche die Unterbrechung der feinen Silberleitbahnen

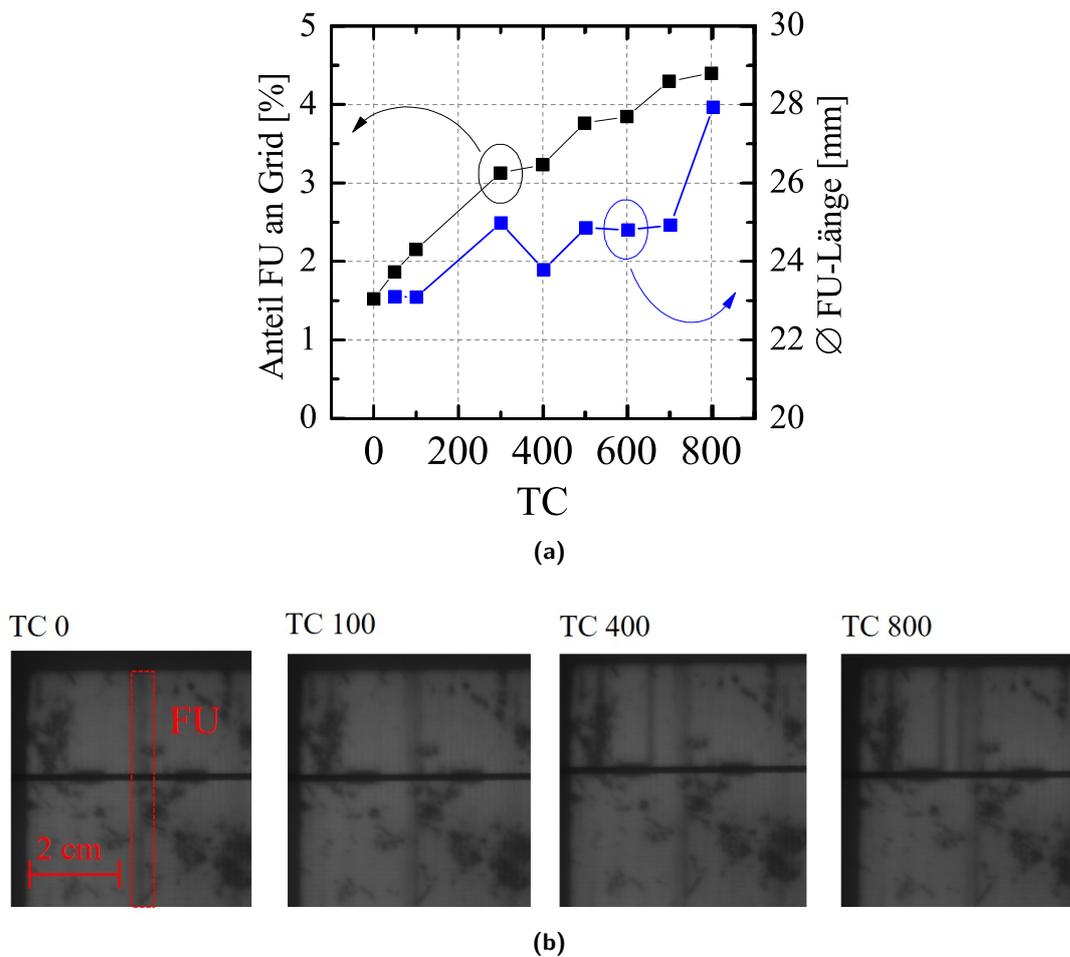


Abb. 6.2: a) Darstellung des Anteils der summierten FU-Länge an der summierten Gesamtlänge der Kontaktfinger, sowie die durchschnittliche Fingerlänge, ermittelt aus EL-Aufnahmen von 17 1-Zell-Modulen während des TC-Tests. In b) ist der Ausschnitt einer EL-Aufnahme eines Moduls im Laufe des TC-Tests dargestellt.

zwischen den Busbars beschreibt. In üblichen EL-Aufnahmen (schwarz-weiß Skala) zeigt sich dies durch eine dunkelgraue Schattierung um einen Finger, da nur ein geringer Stromfluss und somit lokal kaum eine Ladungsträgerinjektion in die Solarzelle stattfinden kann. Durch die händische Auswertung der EL-Bilder konnte in Abhängigkeit der TC-Belastung eine Zunahme der FU-Anzahl festgestellt werden [167], [168], siehe Abb. 6.2 a) und b). Als FU wird eine graue Schattierung entlang der Finger, und damit ein elektrisch nicht angeschlossener Finger im EL-Bild bezeichnet, vergl. Abb. 6.2 b). Bei der Analyse wurde die Länge des grauen Bereiches, also eben jenen Bereiches, der durch eine FU nicht mehr wie vorgesehen mit dem Busbar verbunden ist, ausgemessen. Außerdem wurde vermerkt, ob es sich um einen einzelnen nicht angeschlossenen Finger handelt, oder ob zwei oder mehr unterbrochene Finger direkt nebeneinander liegen, diese werden als besonders nachteilig angesehen, da die Wirkung von Ausgleichsströmen über benachbarte Finger reduziert wird. Außerdem wurde die Position der FU auf der Solarzelle bestimmt. Die gemessene Länge wird im Folgenden als Fingerunterbrechungslänge bezeichnet, da sie den Bereich beschreibt, der von der FU betroffen ist und nicht durch Ausgleichseffekte wie z.B. benachbarte Finger oder den gegenüberliegenden Busbar hinreichend gut kontaktiert werden kann.

Im Ausgangszustand sind bei den untersuchten Modulen im Durchschnitt 1,5 % der summierten Fingerlänge der Zellen als unterbrochen/nicht an den Busbar angeschlossen anzusehen

(Anzahl der Fingerunterbrechungen ($N_{\text{FU}}=8$), wobei die thermomechanische Belastung während des Modulbaus als Ursache für die FU angesehen wird [117]). Dieser Anteil steigt durch thermomechanische Belastung kontinuierlich an, ohne eine feststellbare Sättigung zu erreichen. Nach TC800 hat im Vergleich zum Initialzustand die N_{FU} im Schnitt pro untersuchtem Modul um $\Delta N_{\text{FU}} = 17,6 \pm 2,4$ zugenommen. Die durchschnittliche Länge der einzelnen, durch den TC-Test induzierten FUs steigt während des TC-Tests von 23 auf 28 mm und entspricht damit ungefähr dem halben BB-BB-Abstand ($d_{\text{bb}} = 52$ mm), siehe Abb. 6.1 b). Die Unterbrechung des elektrischen Kontaktes findet damit nahezu ausschließlich am Übergang BB-Finger statt, was ebenso von Chaturvedi et al. [130] beobachtet wurde. Die von Chaturvedi et al. beschriebene Wechselwirkung der Position der FU mit den vorderseitigen Lötstellen konnte jedoch in dieser Arbeit nicht nachvollzogen werden. Die FU traten in den Untersuchungen allerdings mit leicht erhöhter Häufigkeit (41 %) im Bereich zwischen Busbar und Zellkante auf, dessen Flächenanteil lediglich bei 33 % liegt und im Vergleich zur Gleichverteilung entsprechend einen um 9 %_{abs} erhöhten Anteil an FUs aufzeigt. Die durchschnittliche Länge der FU in diesem Randbereich entspricht dabei dem Abstand BB-Zellkante, der Finger fällt somit über die ganze Länge aus und die Unterbrechung liegt direkt an der Anschlussstelle zum Busbar. Im Bereich zwischen den BB wurde eine etwa 5 mm größere durchschnittliche FU-Länge von 31,6 mm gemessen und zeigt auf, dass der Kontaktabbruch zwischen Finger und BB nicht vom gegenüberliegenden Busbar kompensiert werden kann.

Die Daten der Verteilung (Lage auf Zelle und Anzahl einzelner und doppelter FU wurden genutzt, um mittels numerischer Simulation den Einfluss der FUs auf den r_s während der TC-Belastung abzuschätzen, vergl. Anhang 9.4. Ausgehend von einem konstanten R_{Lf} , einem d_f von 1,53 mm und einer Unterbrechung des Fingers direkt am BB ergibt sich bis TC800 und damit einem $\Delta N_{\text{FU}} = 17,5$, lediglich eine Degradation von $< 0,05 \Omega \text{ cm}^2$. Die so errechnete Korrelation zwischen Δr_s und der Zunahme des Anteils der FUs an der Gesamtfingerlänge des Grid beträgt $0,0117 \Omega \text{ cm}^2 \%_{\text{abs}}^{-1}$. Umgerechnet auf den von Rose et al. [132] angegebenen FF -Verlust von $0,02..0,04 \%_{\text{abs}}$ pro Fingerunterbrechung ergibt sich für die in dieser Arbeit untersuchten Module ein FF -Verlust von $\sim 0,01 \%_{\text{abs}}/\text{FU}$ (Korrelation zw. r_s und FF über Gl. 2.5). Begründet werden kann dies durch die Unterschiede im Frontlayout, denn Rose et al. haben mit $d_f = 2,08$ mm einen im Vergleich deutlich größeren Fingerabstand untersucht (in dieser Arbeit $d_f = 1,53$ mm), entsprechend fällt eine FU stärker ins Gewicht und der FF -Effekt steigt.

Abschließend lässt sich feststellen, dass der Effekt der Fingerunterbrechungen nur einen kleinen Beitrag zur Gesamtdegradation der untersuchten Solarmodule während der TC-Alterung beiträgt.

6.2 Ag-Si-Kontaktwiderstand

Der ρ_c zwischen Silbermetallisierung und Emitter spielt wie bereits ausgeführt eine wichtige Rolle im Bezug auf den Gesamtwiderstand der Solarzelle, vergl. Kap. 4.1, S. 38. Entsprechend wichtig ist die Überprüfung des Alterungsverhaltens. Für die Überprüfung wurden die in der Photovoltaik üblichen TLM-Proben, präpariert aus realen Solarzellen, verwendet (Kapitel 4.4.1, S. 49). Die Proben wurden uneingekapselt in der Klimakammer gelagert und der ρ_c nach festgelegter Zyklenanzahl untersucht, siehe Abb. 6.3.

Dabei konnte keine Änderung des ρ_c durch den TC-Test nachgewiesen werden. Der Kontaktwiderstand für die verwendeten Silberpasten und den genutzten Zellfabrikationsprozess ist damit während des TC-Tests als stabil anzusehen.

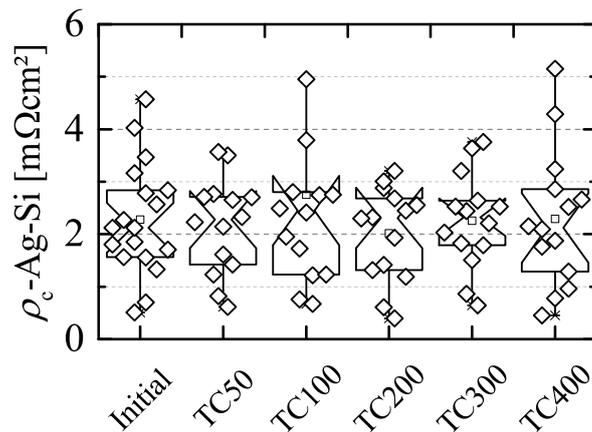


Abb. 6.3: Darstellung des ρ_c zwischen Ag-Finger und Emitter, gemessen an uneingekapselten Teststrukturen, während der TC-Auslagerung. Die Proben weisen einen Fingerabstand von 1,53 mm und eine mittlere Fingerbreite von 42,7 μm auf.

6.3 LCO-Kontaktwiderstand

Die durch das *PERC*-Zellkonzept bedingten, lokalen Kontakte auf der Zellrückseite wurden im Ausgangszustand und ebenso auf ihr Degradationsverhalten hin untersucht. Die Charakterisierung erfolgte dabei über die in Abschnitt 4.4.3 (S. 50) dargestellten Teststrukturen. Diese wurden als 4 mm breite Zellstreifen aus den Wafern präpariert und uneingekapselt dem TC-Test ausgesetzt. Zusätzlich wurden einige Teststrukturen mit Lötbandchen versehen und in Modulen verbaut im TC-Test degradiert.

Der Kontaktwiderstand im Ausgangszustand, bezogen auf die gemessene Linienbreite der Laserkontaktöffnung (L_{LCO}) von 65 μm wurde mit einem Wert von 2,5 $\text{m}\Omega\text{cm}^2$ bestimmt, siehe Abb. 6.4. Dieser ist damit in guter Übereinstimmung mit den durch Kranz et al. [169] und Müller und Lottspeich [170] publizierten Werten von 3 $\text{m}\Omega\text{cm}^2$. Der $r_{c\text{-LCO}}$ liegt für einen LCO-Abstand von 1,25 mm bei 0,04 Ωcm^2 und trägt dabei nur in geringem Maße zum Gesamtwiderstand bei. Während der Auslagerung dieser uneingekapselten Teststrukturen kann für die untersuchten *PERC*-Solarzellen keine signifikante Änderung des ρ_c festgestellt werden, wodurch den uneingekapselten Proben ein dem TC-Test gegenüber stabiler LCO-Kontaktwiderstand festgestellt werden konnte.

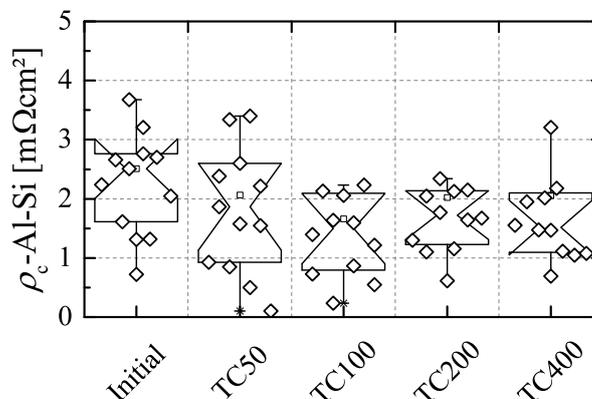


Abb. 6.4: Abbildung des ρ_c der LCO-Kontakte, gemessen an uneingekapselten Teststrukturen während der TC-Auslagerung unter Beachtung der ausgedehnten Basis [156], $L_{\text{LCO}} = 65 \mu\text{m}$.

Des Weiteren wurde das Degradationsverhalten der verlöteten Teststrukturen (vergl. Abb. 4.8,

S. 50) im eingekapselten Zustand, also dem Modul-Fall, mittels TC-Test untersucht. Die 4 mm breiten Teststrukturen wurden dafür auf den Silber-Pads mit Lötbandchen versehen, anschließend dem Standard-Modulbauprozess unterzogen und zu definierten Zeitpunkten über die aus dem Modul herausgeführten Lötbandchen mittels Vierleitermessung charakterisiert.

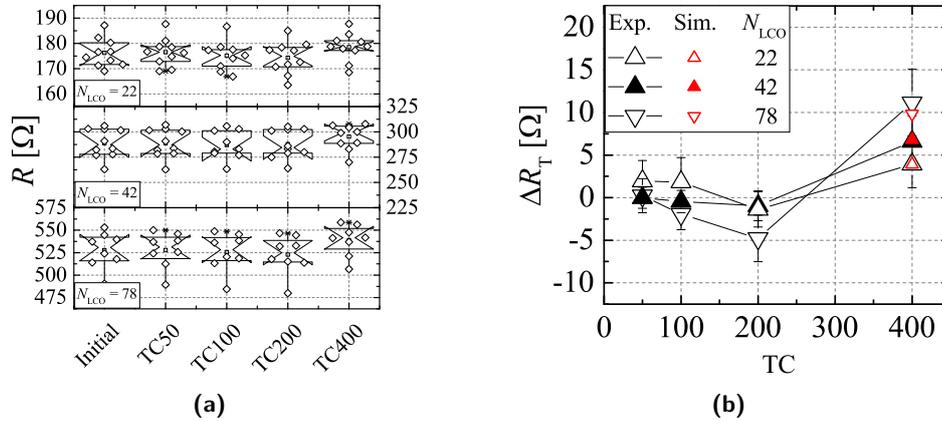


Abb. 6.5: a) Darstellung des Gesamtwiderstandes der LCO-Teststruktur für die drei untersuchten LCO-Anzahlen während des TC-Tests, verbaut im Modul und b) die daraus berechnete mittlere R_T -Änderung für die einzelnen Teststrukturen sowie der rot dargestellte ΔR_T , berechnet mittels numerischer COMSOL-Simulation für eine Degradation des ρ_c von 2,5 auf 3,5 $\text{m}\Omega \text{cm}^2$.

Der Gesamtwiderstand der Teststruktur, dargestellt in Abb. 6.5 a) variiert durch die Variation der LCO-Anzahl (N_{LCO}), zum einen aufgrund der Serienverschaltung dieser Kontakte und zum anderen durch den Widerstandsanteil des Wafers, siehe Abschnitt 4.4.3, S. 50. Unter der Annahme, dass der Widerstand des Wafers während des TC-Tests unverändert bleibt, wird die jeweilige Änderung des gemessenen Widerstandes auf eine Änderung des ρ_c der LCO-Kontakte zurückgeführt. Ein Einfluss der R_{sh-Al} -Degradation kann aufgrund des beschriebenen geringen Einflusses ebenfalls vernachlässigt werden, vergl. Abb. 4.8 c).

Die Degradation, berechnet aus der Änderung des gemessenen R_T für jede Teststruktur separat, zeigt eine geringe Degradation von 4 bis 10 Ω bei TC 400. Eine per Simulation abgeschätzte ρ_c -Degradation durch ein $\Delta\rho_c$ von +1 $\text{m}\Omega \text{cm}^2$ führt zu einem Anstieg des Gesamtwiderstandes von 4 Ω ($N_{LCO} = 22$) bis 9 Ω ($N_{LCO} = 78$), siehe Abb. 6.5 b). Der jeweilige Anstieg für die unterschiedlichen N_{LCO} -Werte ist dabei in sehr guter Übereinstimmung mit den experimentell bestimmten Werten.

Die mittlere Degradation des Kontaktwiderstandes liegt demnach für die untersuchten PERC Teststrukturen auf Modulebene bei $\sim 1 \text{ m}\Omega \text{cm}^2$. Für einen LCO-Abstand d_{LCO} von 1,25 mm bei einer Linienbreite von 65 μm ergibt sich demnach für die in dieser Arbeit untersuchten PERC-Module ein r_s -Anstieg von 0,02 Ωcm^2 .

6.4 Al- & AlSi-Schichtwiderstand

Durch den Übergang vom *BSF*- zum *PERC*-Zellkonzept wurde wie bereits beschrieben die Metallisierung grundlegend geändert. Durch den nunmehr nur noch lokalen Kontakt zwischen Al-Paste und Silizium bildet sich die AlSi-Legierung nicht mehr über die gesamte Metallisierungsfläche aus. Die mechanischen Eigenschaften der Bereiche mit und ohne Si-Einlegierung unterscheiden sich daher. Zusätzlich ändert sich auch die mechanische Ankopplung der Paste an den Wafer, was sich insgesamt in einer geringeren Zellverbiegung niederschlägt (vergl. Kap. 2.4.3).

Aufgrund der geänderten Anforderungen, wie z.B. die Ausbildung *void*-freier LCOs mit lokaler *BSF*-Ausbildung, mussten die Metallisierungspasten durch die Hersteller angepasst

werden. Die neu eingeführten Aluminium-Pasten wurden im Rahmen der Arbeit hinsichtlich ihrer Charakteristik im Ausgangszustand und ihres Degradationsverhaltens umfänglich untersucht. Dafür muss die Al-Metallisierung in zwei charakteristische Bereiche aufgeteilt werden, den Teil der Metallisierung, welcher durch die Nähe zum LCO eine Legierungsbildung mit Silizium erfährt und jenen, welcher davon unbeeinflusst bleibt. Diese werden im folgenden als AlSi- bzw. Al-Bereiche bezeichnet.

6.4.1 Einfluss der AlSi-Legierung

Für die folgende Charakterisierung der Schichtwiderstände wurde das in Abschnitt 4.4.3 Abb. 4.9 a) abgebildete Testlayout verwendet. Dies ermöglicht auf einem Wafer die Analyse aller relevanten Variationen der PERC-Rückseitenmetallisierung in Form von Strukturen mit einer reinen Al-Schicht und Al-Schichten mit 0°- bzw. 90°-LCO-Orientierung. Zusätzlich wurden unpassivierte Wafer verwendet, um den Effekt des vollflächigen Al-Si-Kontaktes auf den Schichtwiderstand zu bestimmen.

Der Einfluss der AlSi-Legierung auf den lateralen Widerstand der Metallisierung wurde mittels lokaler Schichtwiderstandsmessung untersucht, vergl. Abschnitt 4.4.4, Abb. 4.9 (S. 52). Dabei ist eine Korrelation zwischen AlSi-Legierungsbildung und Schichtwiderstandsanstieg deutlich sichtbar, siehe Abb. 6.6 und entspricht dem erwarteten Verhalten für die Legierungsbildung (vergl. Abb. 2.8, S. 22). Die Si-Eindiffusion sorgt für eine Erhöhung des R_{sh} um einen Faktor von bis zu $\approx 2,5$ im Vergleich zum R_{sh-Al} der reinen Al-Paste. Dabei zeigt sich, dass die scharfe optische Abgrenzung der Legierungsbildung in den lokalen Schichtwiderständen nicht sichtbar ist, sondern über diese Grenze hinausgeht, siehe Abb. 6.6. Für einen LCO-Abstand von 1,25 mm kann zwischen den Kontakten noch ein reiner Al-Bereich festgestellt werden, bei welchem der an Teststrukturen ohne LCOs bestimmte R_{sh-Al} von $15,4 \text{ m}\Omega\text{sq}$ erreicht wird.

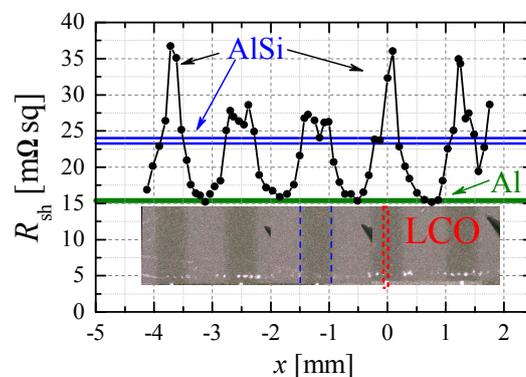


Abb. 6.6: Lokale Schichtwiderstandsbestimmung für eine Teststruktur mit 1,25 mm LCO-Abstand und maßstabgerechte Abbildung der vermessenen Struktur als Einfügung unterhalb des R_{sh} -Verlaufs sowie der an reinen Al-Proben bestimmte mittlere R_{sh-Al} (grün) und der aus den Teststrukturen berechnete effektive $R_{sh-AlSi}$ (blau). Beispielhaft in der Mikroskopaufnahme markiert ist in rot die Position der lokalen Öffnung der Rückseitenpassivierung und in blau eingegrenzt die optisch detektierbare AlSi-Ausdehnung. Die schwarzen, dreieckigen Flächen sind Abbildungen der zur Kontaktierung genutzten Nadeln und stellen keine Legierungsbildung o.ä. dar.

Vergleichende Untersuchungen wurden auch an unpassivierten Wafern vorgenommen, auf denen die Teststrukturen aufgebracht und gefeuert wurden und damit einer *BSF*-Zelle entsprechen. Der Al-Si-Kontakt ist dabei über die gesamte Grundfläche der Struktur vorhanden und nicht nur im Bereich der lokalen Kontaktöffnungen. Diese Proben erzielten bei identischen Pasten und Sinterbedingungen jedoch einen deutlich niedrigeren Schichtwiderstand R_{sh-BSF} von $18,2 \text{ m}\Omega\text{sq}$, im Vergleich zu den an *PERC*-Proben gemessenen $R_{sh-AlSi}$ -Werten von bis zu $35 \text{ m}\Omega\text{sq}$. Die Diffusionsbedingungen zeigen demnach einen Einfluss auf die Legierungsbildung, wobei angenommen wird, dass die limitierte Silizium-Nachführung während der

Legierungsbildung der LCO-Proben zu höheren spezifischen Widerständen führt. Ein Beitrag aus dem unterhalb der Paste gebildeten *BSF* der *BSF*-Proben zur lateralen Leitfähigkeit kann allerdings ausgeschlossen werden. Dafür wurden 4-Punkt-Schichtwiderstandsmessungen vor und nach dem nass-chemischen Entfernen (HCl:H₂O, 10 min) der Al-Pastenmatrix und der eutektischen Schicht vorgenommen. Der Schichtwiderstand steigt im Mittel von 17,5 mΩsq auf 18 Ωsq und damit um drei Größenordnungen und liegt somit in einem Bereich, welcher für vergleichbar hergestellte Al⁺-Emitter erzielt wird [171].

Die Orientierung der LCOs hat aufgrund des Stromflussmusters innerhalb der Rückseitenmetallisierung einen Einfluss auf deren Serienwiderstandsbeitrag. Durch die Ausrichtung parallel (0°, Abb. 6.7 a) oder senkrecht (90°, Abb. 6.7 b) zu den Busbars ergibt sich eine vornehmliche Reihen- bzw. Parallelschaltung zwischen Al- und AlSi-Bereichen, vergl. Abb. 6.7 c). Bei einer 90° LCO-Orientierung steigt der gemessene R_{sh} der Metallisierung auf 18,6 mΩsq, für 0° auf 19,2 mΩsq. Die Werte wurden genutzt, um über eine einfache Reihen- und Serienschaltung den über die integrale Widerstandsmessung bestimmten R_{sh} in seine Al- und AlSi-Komponenten aufzuteilen. Zur Berechnung der lokalen R_{sh} -Werte wurde die optische Breite der AlSi-Diffusion in Höhe von 600 μm mittels Lichtmikroskop bestimmt, welche bei einem LCO-Abstand von 1,25 mm einen Flächenanteil der AlSi-Legierung f_{Diff} von 0,48 resultiert. Bei einem R_{sh-Al} von 15,4 mΩsq für die Proben ohne LCOs kann damit über Umstellen der Gl. 6.1 und Gl. 6.3 der effektive $R_{sh-AlSi}$ nach Gl. 6.2 und 6.4 errechnet werden. Daraus ergibt sich der mittlere Schichtwiderstand, welcher dem AlSi-Legierungsbereich, optisch erkennbar durch die verminderte Reflektivität der Paste, zugeordnet wird.

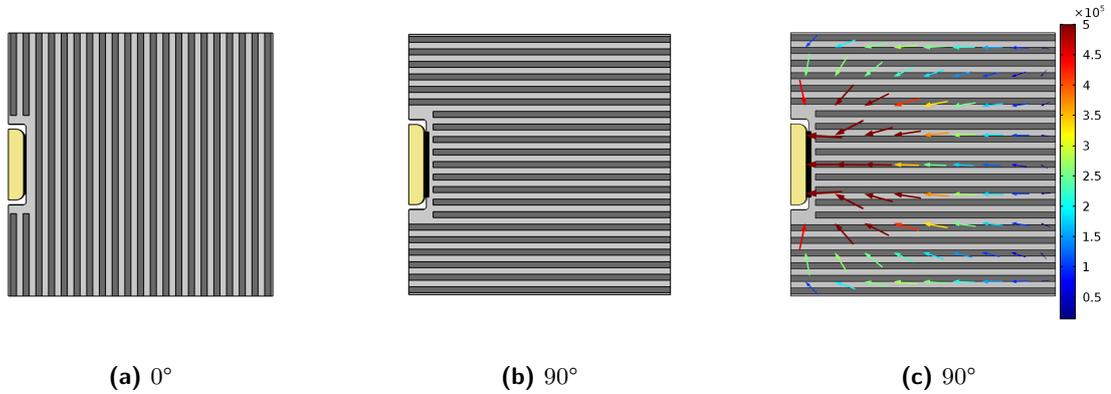


Abb. 6.7: Elementarzelle der Rückseitenmetallisierung mit a) 0° und b) 90° LCO-Orientierung, sowie c) das Stromflussmuster innerhalb der Rückseitenmetallisierung bei einer Ausrichtung von 90° (Stromdichte über Farbe der Pfeile codiert).

$$R_{sh-0^\circ} = f_{Diff} \cdot R_{sh-AlSi} + (1 - f_{Diff}) \cdot R_{sh-Al} \quad (6.1)$$

$$R_{sh-AlSi} = \frac{R_{sh-0^\circ} - (1 - f_{Diff})R_{sh-Al}}{f_{Diff}} \quad (6.2)$$

$$\frac{1}{R_{sh-90^\circ}} = \frac{f_{Diff}}{R_{sh-AlSi}} + \frac{1 - f_{Diff}}{R_{sh-Al}} \quad (6.3)$$

$$R_{sh-AlSi} = \frac{f_{Diff}R_{sh-90^\circ}R_{sh-Al}}{R_{sh-Al} - (1 - f_{Diff})R_{sh-90^\circ}} \quad (6.4)$$

Für den $R_{sh-AlSi}$ wurden Werte von 23,3 mΩsq bzw. 24,0 mΩsq für die 90° bzw. 0°-LCO-Orientierung errechnet, beide Konfigurationen führen demnach zu einem vergleichbaren Er-

gebnis, welches auch in guter Übereinstimmung mit den lokalen Schichtwiderstandsmessungen ist, siehe Abb. 6.6.

Der Serienwiderstandseinfluss, bedingt durch die verschiedenen Orientierungen der Rückseitenmetallisierung, ist in Tabelle 6.1 zusammengefasst, wobei die reine Al-Metallisierung einen in der Realität nicht erzielbaren Grenzfall darstellt, da die Kontakte zum Wafer schlicht fehlen. Durch die 90° orientierten LCOs erhöht sich der Serienwiderstand gegenüber einer reinen Al-Metallisierung um $0,014 \Omega \text{ cm}^2$. Durch die Serienschaltung der Al- & AlSi-Bereiche bei 0° steigt der r_{Al} um weitere $0,004 \Omega \text{ cm}^2$. Insgesamt zeigt sich somit nur ein kleiner Serienwiderstandseffekt der LCO-Orientierung im Ausgangszustand für die untersuchten PERC Solarzellen.

Tab. 6.1: Tabellarische Zusammenfassung des Serienwiderstandsbeitrages der Rückseitenmetallisierung (Al- & AlSi-Bereich) für verschiedene R_{sh} -Werte.

R_{sh} [$\text{m}\Omega\text{sq}$]	r_{Al} [$\Omega \text{ cm}^2$]	Beschreibung
$15,4 \pm 0,1$	0,069	reine Al-Metallisierung
$18,6 \pm 0,23$	0,083	90° -LCO-Orientierung
$19,2 \pm 0,23$	0,086	0° -LCO-Orientierung

6.4.2 Degradation der AlSi-Legierung

Die Auswirkung der unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften der Metallisierungsbereiche auf die Degradation wurde über den TC-Test realisiert. Die Degradation der Rückseitenmetallisierung wurde anhand von uneingekapselten Teststrukturen und Solarzellen überprüft. Dabei wurde neben der Orientierung der LCOs auch eine Variation der Waferdicke und des Pastenauftrages durchgeführt. Die beiden letztgenannten ändern dabei vor allem die mechanischen Eigenschaften des Gesamtsystems, beeinflusst durch die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Komponenten, und werden im Abschnitt 6.4.3 dargestellt.

Eine detaillierte Analyse des Degradationsverhaltens der verschiedenen Metallisierungsbereiche wurde anhand von uneingekapselten Teststrukturen (vergl. Abb. 4.9, S. 52) in einem ausgedehnten TC-Test vorgenommen. Neben den balkenförmigen Teststrukturen wurden ebenso auch Standard-Solarzellen zur Charakterisierung mittels R_{rear} -Messung verwendet (vergl. Abb. 4.10 b), S. 53). Die Entwicklung der aus den Messungen berechneten Schichtwiderstände während des TC-Tests ist in Abb. 6.8 a) dargestellt. Dabei sind die Ergebnisse der Teststrukturen ohne und mit vollständigem Al-Si-Kontaktbereich sowie mit 0° und 90° LCO-Orientierung dargestellt, wobei aus Letztgenannten zusammen mit den $R_{\text{sh-Al}}$ -Messwerten über Gl. 6.2 und 6.4 der dargestellte $R_{\text{sh-AlSi}}$ berechnet wurde. Außerdem sind die Ergebnisse der Untersuchungen an vollständigen Solarzellen dargestellt.

Es zeigt sich deutlich, dass fast alle Teststrukturen und Solarzellen ohne bzw. mit lokaler Silizium-Einlegierung eine deutliche Degradation des Metallisierungswiderstandes aufweisen. Die Ausnahme bilden lediglich die Proben mit *BSF*-Metallisierung, welche eine vernachlässigbare Degradation aufzeigen. Die reine Al-Metallisierung degradiert im Vergleich deutlich weniger als die LCO-Strukturen. Über die Berechnung des $R_{\text{sh-AlSi}}$ wird ersichtlich, dass dieser Metallisierungsbereich deutlich stärker degradiert als der Bereich ohne Silizium-Einlegierung und damit die Gesamtdegradation der LCO-Strukturen dominiert. Der Anstieg des mittleren $R_{\text{sh-AlSi}}$ von $24 \text{ m}\Omega\text{sq}$ auf $\sim 65 \text{ m}\Omega\text{sq}$ und damit eine Zunahme um Faktor 3 im Vergleich zum $R_{\text{sh-Al}}$ der reinen Al-Schicht, welcher um Faktor ~ 2 ansteigt, verdeutlicht dies. Auch wenn

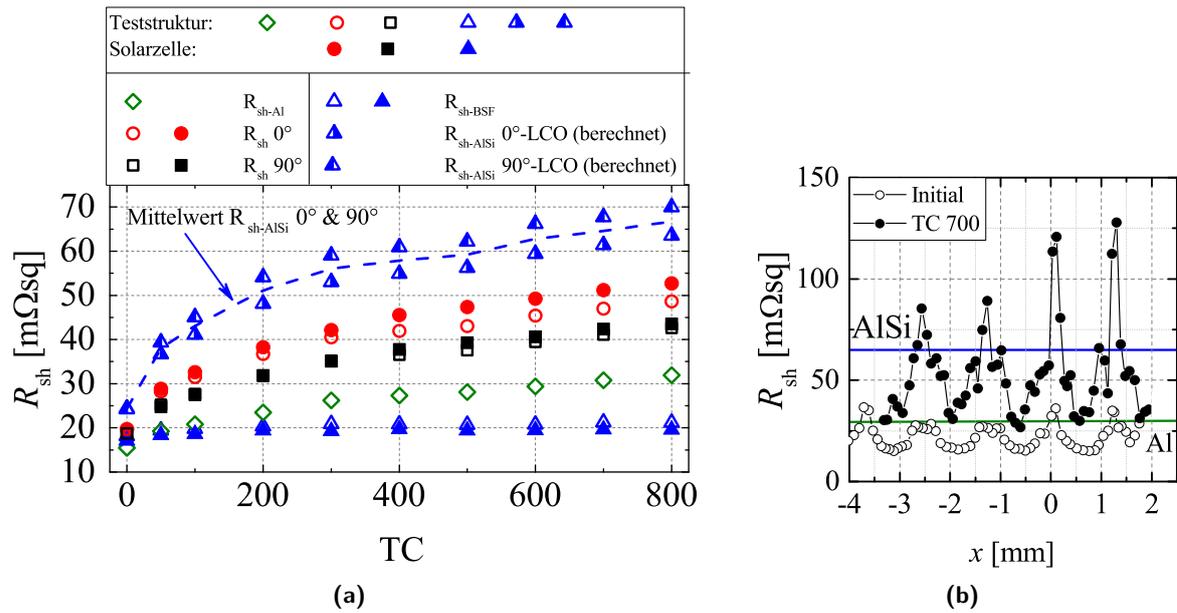


Abb. 6.8: a) Darstellung der Degradation der Rückseitenmetallisierung in Abhängigkeit der Si-Einlegierung für Teststrukturen (offene Symbole) und Solarzellen (gefüllte Symbole), uneingekapselt während des TC-Tests sowie b) lokale R_{sh} -Messungen senkrecht zur LCO-Orientierung einer Probe im Ausgangszustand und einer vergleichbaren Probe nach 700 TC-Zyklen. Außerdem als horizontale Linie der an Teststrukturen bestimmte R_{sh-Al} und der berechnete $R_{sh-AlSi}$.

sich die $R_{sh-AlSi}$ -Werte, berechnet aus beiden LCO-Strukturen, untereinander systematisch unterscheiden, zeigt sich doch eine sehr gute Übereinstimmung im Degradationsverhalten. Dies unterstreicht auch die lokale R_{sh} -Messung, 90° zu LCO-Strukturen orientiert/durchgeführt, welche zu vergleichbaren Ergebnissen kommt, siehe Abb. 6.8 b). Die Methodik der rechnerischen $R_{sh-AlSi}$ -Bestimmung wird daher als valide angenommen. Die bei der lokalen R_{sh} -Messung bestimmten R_{sh-Al} -Werte stimmen ebenso mit den Ergebnissen der reinen Al-Teststrukturen überein und bilden somit ein konsistentes Bild über alle Methoden der Widerstandsbestimmung. Des Weiteren kann eine sehr gute Übereinstimmung der Ergebnisse der Teststrukturen und der Solarzellen beobachtet werden, siehe Abb. 6.8. Es treten lediglich leichte Abweichungen für die 0° -LCO-Strukturen ab TC400 auf, welche keiner speziellen Ursache zugeordnet werden können und vermutlich aus kleineren Prozessierungsunterschieden herrühren. Insgesamt zeigt sich trotzdem ein konsistentes Bild einer deutlichen Degradation, ausgelöst durch die TC-Auslagerung. Auffällig ist, dass keine Sättigung der Degradationskurve erkennbar wird. Nach einer starken Widerstandszunahme zu Beginn des TC-Tests (bis ca. TC200) schwächt sich diese zwar ab, der Widerstand nimmt allerdings bis TC800 weiter kontinuierlich zu. Für die 90° -LCO Proben ergibt sich daraus ein simulierter r_{Al} von $0,151$ bzw. $0,176 \Omega \text{ cm}^2$ für TC400 bzw. TC800. Aufgrund der Geometrieeffekte erhöht sich dieser für die 0° -Orientierung leicht auf $0,162$ (TC400) bzw. $0,188 \Omega \text{ cm}^2$ (TC800). Entsprechend kann eine signifikante Serienwiderstandserhöhung von $\sim 0,1 \Omega \text{ cm}^2$ nach TC400 für die untersuchten *PERC*-Zellen erwartet werden. Die Auslegung des Metallisierungs- bzw. LCO-Layouts kann demnach auf einfachem Wege eine Verbesserung des initialen und degradierten r_s erzielen und wird daher unbedingt empfohlen.

Aufgrund der sehr hohen lokalen $R_{sh-AlSi}$ -Werte wurde eine Probe nach TC800 ausgewählt und detailliert mittels einer FIB-REM-Zweistrahlanlage strukturell untersucht. Mittels Ionenstrahl wurde dafür im Bereich der lokalen Öffnung der Passivierung, also dem Bereich höchster $R_{sh-AlSi}$ -Werte, ein Querschnitt senkrecht durch die Pastenmatrix erzeugt und mittels REM untersucht. Eine beispielhafte Aufnahme ist in Abb. 6.9 a) und b) dargestellt, wobei

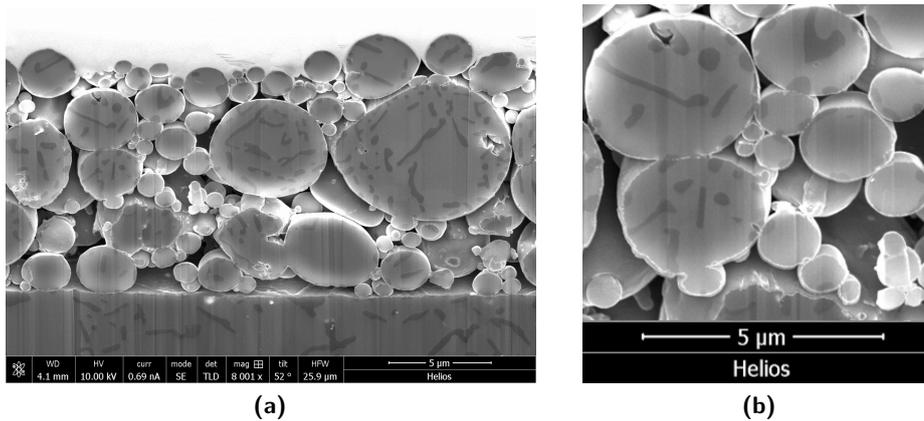


Abb. 6.9: a) REM-Aufnahme eines mittels Ionenstrahl präparierten Querschnittes durch die Pastenmatrix einer Probe nach TC800 mittig im LCO-Bereich und b) eine Vergrößerung einer Vielzahl von Sinterhälsen im Kontaktbereich der Aluminiumpasten-Partikel. Die siliziumreichen Ausscheidungen erscheinen dabei dunkel gegenüber der umgebenden AlSi-Matrix.

die offenporige Struktur der Pastenmatrix und die darunter befindliche eutektische Schicht deutlich erkennbar sind.

Abwechselnd wurde im Verlauf der Untersuchung mittels Ionenstrahl je eine ≈ 370 nm starke Schicht abgetragen und im Anschluss eine Aufnahme mittels REM durchgeführt. Somit wurde ein Bereich mit 26 μm Breite und 13 μm Höhe über eine Tiefe von 7 μm untersucht. Die dabei angefertigten Aufnahmen zeigen eine Vielzahl von Kontaktstellen zwischen den Aluminiumpasten-Partikeln mit durchgehender AlSi-Legierung und lamellenartigen siliziumreichen Ausscheidungen, siehe Abb. 6.9 b). Allerdings konnten in diesem Bereich mit dem höchsten Schichtwiderstand keine gebrochenen Sinterhälsen oder andere mechanische Alterungserscheinungen festgestellt werden. Durch die dreidimensionale Verbindung der Partikel müsste für eine Widerstandserhöhung um Faktor 2..3, wie sie für diese Probe nach TC800 beobachtet wurde, jedoch mindestens jede zweite Verbindungsstelle zwischen den Partikeln entfallen. Entsprechend hätten diese bei der Mikrostrukturanalyse auftauchen müssen, wenn sie Ursache der Degradation wären. Es ist jedoch anzumerken, dass eine freiliegende Al-Oberfläche bei Kontakt mit Sauerstoff direkt oxidiert und somit feine Risse auch mikroskopisch nicht zu erkennen sind. Damit einhergehend könnte alternativ auch eine sukzessive Abnahme des Durchmessers der Sinterhälsen durch Rissbildung mit anschließender Oxidation den Widerstandsanstieg hervorrufen. Wird von einer gleichmäßigen Rissbildung ausgegangen, könnte dies auch den zu Beginn schnellen Widerstandsanstieg erklären, welcher im Verlauf des TC-Tests abnimmt.

Eine abschließende, belegbare Degradationsursache konnte somit nicht gefunden werden. Experimentell konnte jedoch gezeigt werden, dass es durch Anpassung der Pastenzusammensetzung Wege zur Vermeidung der Degradation gibt, siehe Kapitel 7.2. Diesbezügliche Veröffentlichungen durch die Hersteller der Pasten existieren nach dem Wissenstand des Autors jedoch nicht.

6.4.3 Einfluss der Waferdicke

Eine Überprüfung der mechanischen Wechselwirkung zwischen Metallisierung und Wafer hinsichtlich der TC-korrelierten Degradation wurde über die Nutzung von drei verschiedenen Waferstärken vorgenommen. Bei einem konstanten Pastenauftrag wurden 150 μm , 200 μm und 450 μm dicke Wafer verwendet um die Degradation der Rückseitenmetallisierung zu untersuchen. Das Feuerofenprofil wurde dafür im Vorhinein durch Testmessungen mit allen

drei Wafertypen angepasst (ohne Al-Paste), um einen möglichst vergleichbaren Sinterprozess zu gewährleisten. Allerdings konnte der Abkühlprozess dabei nicht beeinflusst werden, sodass die Abkühlung bis auf Raumtemperatur für die 450 μm Wafer deutlich langsamer erfolgte. Im Temperaturbereich über 577°C verblieb die Zelle somit 7 s im Gegensatz zu 5,5 s für die beiden dünneren Wafer. Die Maximaltemperatur während des Sinterprozesses wurde auf 730 °C \pm 10 K eingestellt.

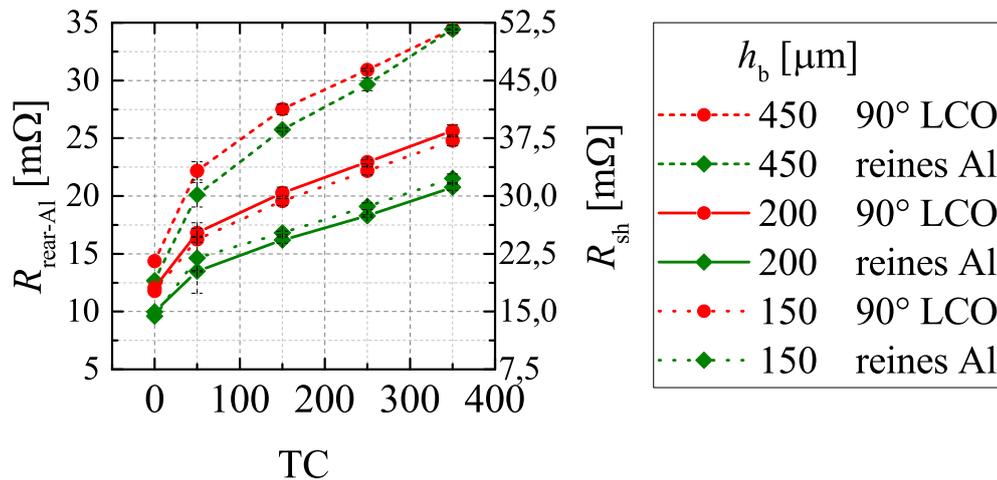


Abb. 6.10: Einfluss der Waferdicke auf die Degradation des $R_{\text{rear-Al}}$ während des TC-Tests (uneingekapselt).

Die unter diesen Bedingungen prozessierten Wafer unterscheiden sich leicht hinsichtlich des Rückseitenwiderstandes $R_{\text{rear-Al}}$, so erzielen die dünneren Wafer einen vergleichbaren Wert von 10 m Ω , die 450 μm starken Wafer hingegen einen leicht erhöhten $R_{\text{rear-Al}}$ von 12,7 m Ω im Ausgangszustand, vergl. Abb. 6.10. Erwartungsgemäß zeigen die Wafer mit LCO-Kontakten einen jeweils höheren initialen Widerstand als die vergleichbaren Proben ohne lokale Si-Legierungsbildung.

Die Wafer wurden uneingekapselt dem TC-Test ausgesetzt und zu definierten Zeiten charakterisiert. Bezogen auf den jeweiligen Initialwert zeigt sich eine sehr stark erhöhte $R_{\text{rear-Al}}$ -Degradation für die 450 μm Wafer, wohingegen sich die beiden anderen Waferdicken in dieser Hinsicht kaum unterscheiden. Die lokalen AlSi-Einlegierungen führen für 150 μm und 200 μm im Vergleich zu den reinen Al-Proben zu einer leichten Erhöhung der Degradation, welche für die 450 μm dicken Wafer nicht existiert. Bei diesen Wafern ist die Degradation für beide Metallisierungsarten sehr ausgeprägt und die Auswirkung der AlSi-Legierung scheinen eine untergeordnete Rolle zu spielen.

Aufgrund der höheren Waferdicke kann von einer erhöhten Zugspannung innerhalb der Pastenmatrix ausgegangen werden [53], ausgebildet während des Erstarrungsprozesses der Metallisierung. Diese Verspannung, bzw. deren Relaxation während der TC-Belastung könnte eine mögliche Erklärung des Degradationsmechanismus sein und daher der Ansatzpunkt für weitere Untersuchungen in dieser Richtung.

Es bleibt somit festzuhalten, dass die Degradation offensichtlich von der Wechselwirkung aus Wafer und Pastenmatrix abhängig ist. Der Wafer bringt dabei während des Abkühlprozesses aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten eine Zugbelastung in die Metallisierung ein, welche in Abhängigkeit der Schichtdicke von dieser aufgenommen wird. Dies wiederum kann eine Vorbelastung der porösen Struktur darstellen, welche während der thermomechanischen Wechselbelastung des TC-Tests relaxiert und so vermutlich eine Komponente des Degradationsmechanismus darstellt.

6.4.4 Degradation auf Modulebene

Um die bislang lediglich an uneingekapselten Zellen mittels TC-Test gezeigten Degradationseffekte der Rückseitenmetallisierung auch auf Modulebene zu untersuchen, wurden speziell verschaltete 1-Zell-Module (vergl. Abschnitt 4.4.8, Abb. 4.16) hergestellt und charakterisiert. Für den gemessenen Widerstand der Rückseitenmetallisierung konnte dabei ein mit den uneingekapselten Zellen qualitativ vergleichbares Degradationsverhalten gemessen werden, siehe Abb. 6.11 a). Die Al-BSF-Proben zeigen zu Beginn des TC-Tests eine im Vergleich zu den uneingekapselten Proben leicht erhöhte Degradation, welche ab TC100 in einen langsamen, aber kontinuierlichen Widerstandsanstieg übergeht. Dieses Verhalten unterscheidet sich demnach leicht von den bislang untersuchten uneingekapselten Solarzellen. Die Degradation ist jedoch weiterhin signifikant geringer als für die *PERC*-Testmodule und wird aufgrund dessen nicht weiter detailliert analysiert.

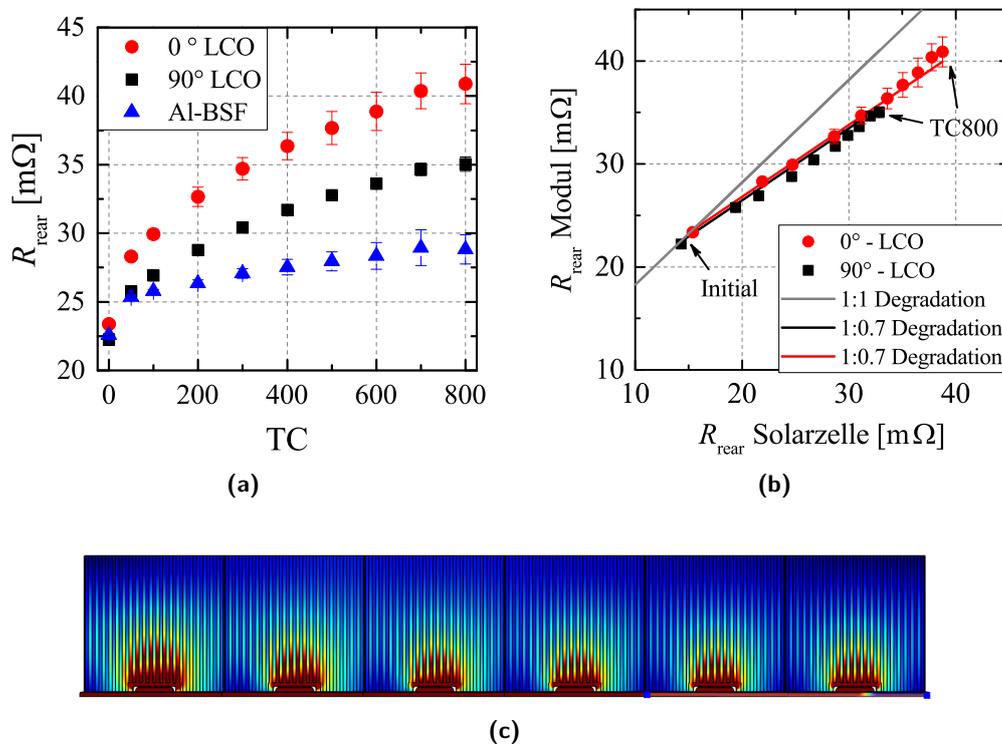


Abb. 6.11: a) Degradation des R_{rear} gemessen an 1-Zell-Modulen während des TC-Tests sowie b) die Korrelation dieser Moduldaten mit gleichzeitig im TC-Test untersuchten uneingekapselten Solarzellen, Zuleitungs- und Kontaktwiderstände der Verschaltung auf Modulebene wurden entsprechend der analyt. Formeln berücksichtigt. c) Darstellung der Stromdichteverteilung in der Simulationsdomäne mit 90° LCO-Orientierung für den TC 800 Degradationszustand, Stromableitung am linken Lötbandchenende, $\rho_{\text{pc}} = 250 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$.

Der zwischen den herausgeführten Lötbandchen bestimmte Widerstand korreliert direkt mit den R_{rear} -Messungen an uneingekapselten Zellen (Zelldaten entnommen aus Abb. 6.8 a), welche gleichzeitig degradiert wurden, siehe Abb. 6.11 b). Der auf Modulebene bestimmte Widerstand enthält neben dem Metallisierungswiderstand jedoch auch den r_t und r_{te} -Beitrag der Lötbandchen. Dementsprechend existiert durch die Lötbandchen mit einem Querschnitt von $1,5 \times 0,17 \text{ mm}^2$ und einem Überstand von 8 mm über die Zellkante hinaus ein konstanter Unterschied von 8,2 mΩ. Dieser Offset und der auf Zellebene bestimmte R_{rear} führen zu einer guten Übereinstimmung mit den auf Modulebene bestimmten R_{rear} -Werten im Ausgangszustand (vergl. Abb. 6.11 b) - Initial).

Die auf Zellebene bestimmte Degradation der Metallisierung während des TC-Tests wurde

darauflin als Eingabewert für die FEM-Simulation genutzt, um den Effekt auf Modulebene inkl. der Beachtung sich verändernder Stromflussmuster nachzustellen, siehe Abb. 6.11 c). Der direkte Übertrag der Zelldegradation resultiert jedoch in einer signifikant höheren Degradation als sie an den Modulen real gemessen wurde und entspricht der in Abb. 6.11 b) eingezeichneten 1:1-Korrelation. Wird hingegen von einem Korrelationskoeffizienten von 0,7 bzw. einer um 30 % geminderten Degradation auf Modulebene ausgegangen, lässt sich der Zusammenhang zwischen den R_{rear} -Messwerten auf Zell- und Modulebene sehr gut beschreiben, siehe Abb. 6.11 b). Demnach läuft die Degradation im Solarmodul qualitativ gleich ab, jedoch mit einer um 30 % geminderten Degradationsrate, wobei diese Rate die Änderung des Widerstandes pro TC-Zyklus beschreibt. Der auf Modulebene gemessene R_{rear} erlaubt als integrale Messgröße aller Widerstandseffekte keine Differenzierung zwischen den unterschiedlichen Komponenten. Der ermittelte Korrelationskoeffizient wurde daher in erster Näherung für alle Komponenten gleich angenommen ($R_{\text{sh-Al}}$, $R_{\text{sh-AlSi}}$ und $R_{\text{sh-AgAl}}$), lokale Degradationsunterschiede können allerdings nicht ausgeschlossen werden.

Eine abschließende Begründung für die verminderte Degradation konnte nicht ausgemacht werden, aber sie resultiert vermutlich aus der geänderten mechanischen Wechselwirkung der Metallisierung mit den thermomechanischen Belastungen aufgrund der stützenden Einkapselung im Modul. Allerdings kann davon ausgegangen werden, dass die Einkapselung im Modul nicht nur auf die Rückseitenmetallisierung stabilisierend wirkt, sondern die gesamte Mechanik der Solarzelle beeinflusst.

Neben den Widerstandsmessungen wurden ebenso Hellkennlinien bei 500 und 1000 W m⁻² aufgenommen und so der r_s der Solarmodule über die laut DIN EN 60981 vorgegebene Methode während der Unterbrechungen des TC-Tests bestimmt [154] (vergl. Abs. 4.3.5 S. 48). In Abb. 6.12 sind die individuelle r_s -Degradation, bezogen auf den jeweiligen Ausgangswert, der untersuchten Module in Abhängigkeit der R_{rear} -Änderung durch den TC-Test sowie die während des TC-Tests auftretenden Änderungen der restlichen IV-Parameter zusammengefasst. Es lässt sich ein signifikanter Zusammenhang zwischen Serienwiderstandsänderung und ΔR_{rear} ausmachen, welcher den Einfluss der Rückseitenmetallisierung auf den Gesamtserienwiderstand der Solarzelle belegt. Zudem kann den IV-Parametern entnommen werden, dass die V_{oc} -Änderung während des TC-Tests vernachlässigbar gering ist und sich alle Module (inkl. Referenz) hinsichtlich der j_{sc} -Änderung vergleichbar verhalten. Eine Degradation abseits einer Widerstandszunahme kann daher als Ursache des r_s -Anstieges ausgeschlossen werden.

Bemerkenswert ist der schnelle Anstieg des Serienwiderstandes für die ersten Messwerte zum Zeitpunkt TC50. Dieser wird aufgrund der Ergebnisse zur Zellverschaltung (Kapitel 6.7) auf die Degradation des Druckkontaktes zurückgeführt. Durch den Anstieg des ρ_{pc} auf Vorder- und Rückseite nimmt der r_s laut COMSOL-Simulation direkt um $0,09 \Omega \text{ cm}^2$ zu, was in guter Übereinstimmung mit dem linearen Fit der Messdaten steht, welche eine R_{rear} unabhängige Degradation von $0,07 \Omega \text{ cm}^2$ ergibt.

Unter Berücksichtigung der Degradation der Rückseitenmetallisierung in Form des R_{rear} -Anstieges lässt sich ein zusätzlicher r_s -Anstieg von $0,12 \Omega \text{ cm}^2$ nach TC 800 erwarten. Die real beobachtete Degradation übersteigt diesen Wert allerdings um weitere $\sim 0,2 \Omega \text{ cm}^2$, die nicht der Rückseitenmetallisierung zugeordnet werden können. Über TLM-Messungen an den herausgeführten Lötbandchen konnte keine Degradation des rückseitigen Lötkontaktwiderstandes beim Vergleich von Referenz- und TC800-Modulen festgestellt werden. Die Auswertung der EL-Aufnahmen ergab zwar eine Zunahme von Busbar-nahen Fingerunterbrechungen im Verlauf der beschleunigten Alterung, der dafür bestimmte r_s -Einfluss liegt jedoch nach TC800 bei $< 0,05 \Omega \text{ cm}^2$, vergl. Abs. 6.1. Aus den vorangegangenen Untersuchungen kann die Verschlechterung der Silber-Emitter- und Aluminium-Silizium-Kontaktwiderstände sowie des Fingerwiderstandes als Degradationsursache ausgeschlossen werden, vergl. Abs. 6.1 und 6.3.

Aus Abb. 6.12 b) kann auch für die Referenz eine über den Effekt des verlorenen ρ_{pc} hinaus-

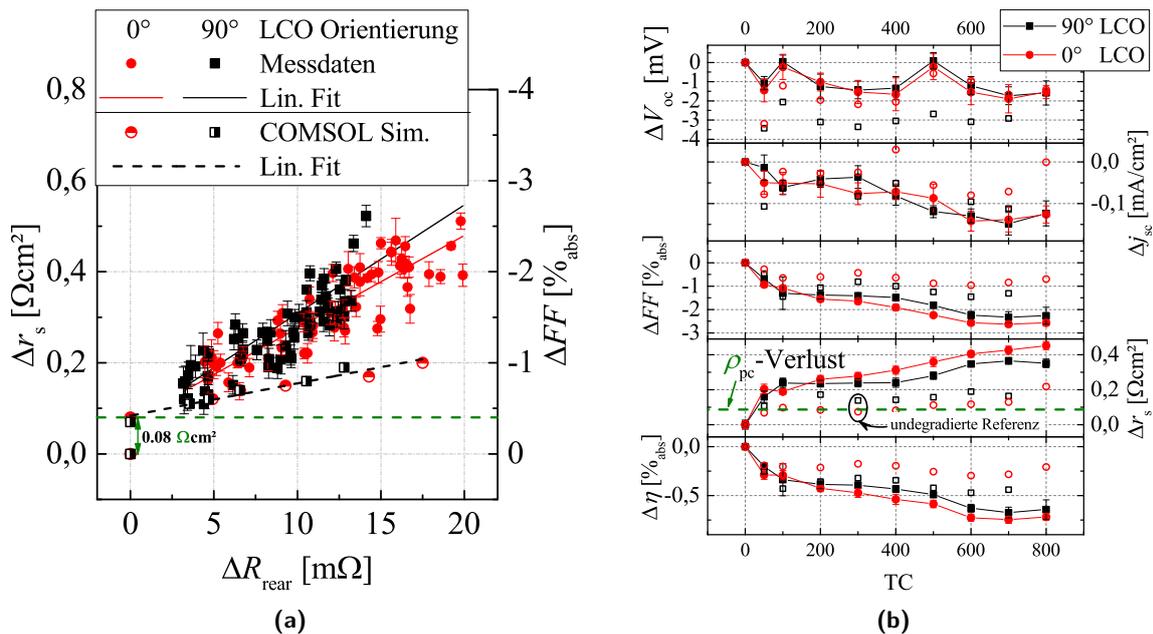


Abb. 6.12: a) Gegenüberstellung der r_s - bzw. FF - und R_{rear} -Degradation, bezogen auf den individuellen Initialwert der 1-Zell-Module mit 0° und 90° LCO-Orientierung sowie die mittels der R_{rear} -Werte simulierten r_s -Änderungen. Die Δr_s -Werte wurden dafür aus den IV-Kennlinien bei 500 und $1000 \text{ W}/\text{m}^2$ bestimmt, FF -Änderung errechnet aus den gemessenen r_s und den IV-Parametern. b) Übersicht der IV-Parameter der Module im Verlauf des TC-Tests für die degradierten Module und jeweils einer immer parallel vermessenen, undegradierten Referenz (offene Symbole).

gehende r_s Erhöhung festgestellt werden. Eine von dem durchgeführten TC-Test unabhängige Degradation könnte somit die Ursache für die nicht exakt übereinstimmenden Degradationswerte darstellen. Denn unter der Annahme, dass die TC-Module die gleiche Degradation wie die Referenz-Module erfahren haben, sinkt der zu beschreibende Δr_s auf $\sim 0,2 \Omega\text{cm}^2$ und damit die Summe aus dem Serienwiderstandseffekt des ansteigenden Druckkontaktes ($+0,09 \Omega\text{cm}^2$) und der Degradation der Rückseitenmetallisierung ($+0,12 \Omega\text{cm}^2$).

Die dargestellten Simulationsergebnisse, abgeleitet aus den R_{rear} -Messungen, stellen somit den mindestens zu erwartenden r_s -Anstieg dar, wobei die Ursache des nicht über die Metallisierungs- und Verschaltungsdegradation erkläraren Δr_s nicht abschließend gefunden werden konnte. Die Abhängigkeit des Serienwiderstandes vom gemessenen Widerstand der Metallisierung für die untersuchten $PERC$ -Teststrukturen und -Module zeigt sich jedoch deutlich und belegt, dass die Bestimmung der Degradation der Rückseitenmetallisierung eine wichtige Bewertungsgrundlage zur Beurteilung der Zuverlässigkeit der Solarzellen im Modul bietet.

6.5 AgAl-Überlappwiderstand

Aufgrund des Serienwiderstandseffekts des AgAl-Legierungsbereiches, welcher bereits in Kapitel 5 gezeigt wurde, ist die Untersuchung des Degradationsverhaltens entsprechend von großer Bedeutung. Vor allem in Anbetracht der hohen Degradation der Al-, bzw. AlSi-Bereiche, welche von der makroskopischen Struktur mit dem AgAl-Legierungsbereich vergleichbar sind, ist die Untersuchung der TC-induzierten Degradation von großem Interesse.

Teststruktur

Die TLM-Teststrukturen (vergl. Abschnitt 4.4.5, Abb. 4.11) wurden genutzt, um die Entwicklung des R_{AgAl} während des TC-Tests zu untersuchen. Es zeigte sich, dass sowohl uneingekapselte als auch die mit Lötländern versehenen und im Standard Modulaufbau integrierten Teststrukturen eine R_{AgAl} -Degradation aufweisen, siehe Abb. 6.13. Der Verlauf ähnelt dabei qualitativ dem der Al- bzw. AlSi-Degradation auf der Solarzellenrückseite. Auffällig ist der erkennbare Einfluss der l_{OR} auf die Widerstandsänderung der uneingekapselten Strukturen. Mit zunehmender Ausdehnung des Legierungsbereiches steigt demnach sowohl der initiale R_{AgAl} , als auch die Degradationsrate, siehe Abb. 6.13 a). Bei einem s_{pad} von 7 mm entspricht der Anstieg von 18 m Ω mm (TC400, $l_{\text{OR}} = 500 \mu\text{m}$) einem geringen r_{s} -Anstieg von 0,02 $\Omega \text{ cm}^2$. Im eingekapselten Modul-Fall ist diese Abhängigkeit von l_{OR} nicht erkennbar, vielmehr zeigen alle Strukturen einen vergleichbaren absoluten Widerstandsanstieg von $\sim +10 \text{ m}\Omega \text{ mm}$ nach TC400. Wie bereits bei der Degradation der Rückseitenmetallisierung, zeigt sich demnach eine geringere Degradation auf Modulebene im Vergleich zur uneingekapselten Struktur. Als wahrscheinlichste Ursache dafür kann die stützende Struktur der Moduleinkapselung angesehen werden, welche die mechanische Belastung der Solarzelle und somit die Degradation während des TC-Tests vermindert.

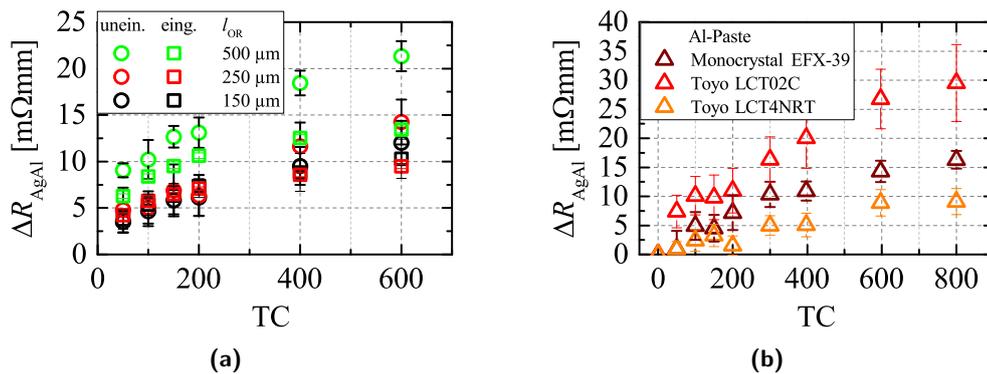


Abb. 6.13: a) Verlauf der R_{AgAl} -Degradation für uneingekapselte und eingekapselte TLM-Teststrukturen während des TC-Tests sowie b) die mittels R_{rear} -Messung an vollständigen, uneingekapselten Solarzellen bestimmte R_{AgAl} -Änderung für drei verschiedene Al-Pasten bei einer l_{OR} von 250 μm .

Eine Untersuchung des R_{AgAl} unter TC-Belastung wurde auch an uneingekapselten Solarzellen durchgeführt, wobei R_{AgAl} aus der Differenz der R_{rear} -Messungen bestimmt wurde, vergl. Abschnitt 4.3.4, S.47. Bei der Untersuchung drei verschiedener Aluminium-Metallisierungspasten zeigte sich, dass diese signifikant unterschiedlich degradieren, siehe Abb. 6.13 b). Der qualitative Verlauf zeigt dabei kaum Unterschiede, die Absolutwerte unterscheiden sich jedoch stark. Eine Wechselwirkung mit den Degradationseigenschaften der Paste liegt insofern nahe, da die $R_{\text{sh-Al}}$ -Degradation der Pasten einen sehr ähnlichen $R_{\text{sh-Al}}$ -Trend gegenüber dem TC-Test aufweisen, vergl. Anhang 9.6.

Es sollte demnach eine individuelle Charakterisierung des Degradationsverhaltens für jede Metallisierungspaste erfolgen, um eine genaue Aussage treffen zu können. Anzumerken ist jedoch, dass bei der verwendeten, ausreichend dimensionierten s_{pad} von 7 mm der erwartete r_{s} -Effekt mit 0,029 $\Omega \text{ cm}^2$ gering ausfällt ($\Delta R_{\text{AgAl}} = 30 \text{ m}\Omega \text{ mm}$, TC800). Dennoch empfiehlt es sich, den R_{AgAl} bei der Auslegung des Metallisierungslayouts zu berücksichtigen und für neu eingeführte Metallisierungspasten zu untersuchen, um den Einfluss auf den Serienwiderstand frühzeitig abschätzen zu können.

Modul

Aufgrund der erwarteten geringen Auswirkungen des R_{AgAl} auf eine Standard-Solarzelle wurden aus den Solarzellen mit variierendem s_{pad} (vergl. Abschnitt 5.1) 1-Zell-Testmodule gebaut und dem TC-Test ausgesetzt, um die R_{AgAl} -Degradation an vollständigen Solarzellen zu überprüfen. Bereits im Initialzustand direkt nach dem Modulbau ließ sich der durch die s_{pad} -Reduktion bedingte r_s -Verlust erkennen, vergl. Abb. 6.14 a). Die Höhe der s_{pad} bedingten r_s -Unterschiede fiel jedoch im Vergleich zu den Messungen der Zellen, mit Kontaktierung ausschließlich über die Pads, geringer aus. Trotz großer Löt pads mit einer Länge von 14,2 mm kommt es zu einer Absenkung des r_s durch den Druckkontaktwiderstand ρ_{pc} zwischen Löt bündchen und Al-Metallisierung. Mit Hilfe der numerischen Simulation konnte der ρ_{pc} mit $30 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$ bestimmt werden, mit welchem ein Stromfluss über den Druckkontakt zwischen Aluminium-Metallisierung und Löt bündchen einhergeht. Durch diesen wird die Stromdichte im Legierungsbereich reduziert und somit der r_s -Effekt reduziert, siehe Kap. 6.7.

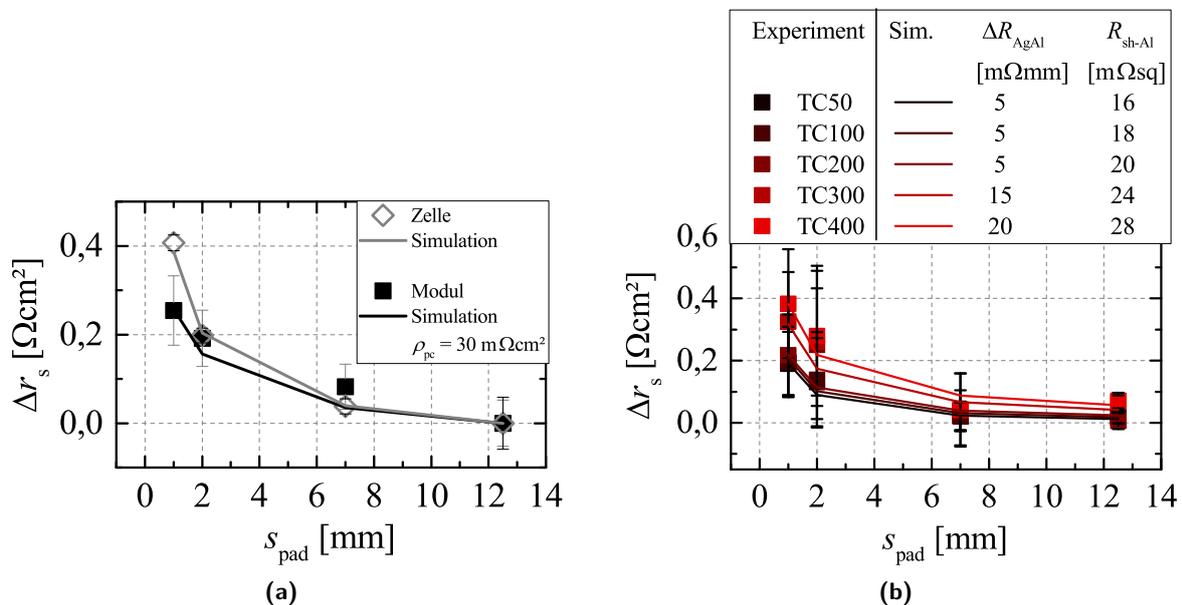


Abb. 6.14: a) r_s -Differenz der Solarzellen vor und nach dem Modulbau bezogen auf den r_s der Proben mit s_{pad} von 12,5 mm. Zusätzlich sind die Ergebnisse der bereits in Abschnitt 5.1 durchgeführten Berechnung des erwarteten r_s -Effektes durch den variierenden s_{pad} auf Zellebene dargestellt, im Modul-Fall wurde der ρ_{pc} mit $30 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$ durch Minimierung der Residuen mittels COMSOL-FEM-Simulation angefitet. In b) ist die aus der jeweiligen FF -Degradation errechnete r_s -Erhöhung der 1-Zell-Module während des TC-Tests in Bezug auf den jeweiligen initialen FF abgebildet.

In Abb. 6.14 b) ist die aus der individuellen FF -Degradation der Module bestimmte r_s -Degradation relativ zum jeweiligen Ausgangswert vor dem TC-Test dargestellt. Zum Experiment begleitend wurden FEM-Simulationen durchgeführt. Den numerischen Simulationen folgend, kann für $s_{\text{pad}} = 1 \text{ mm}$ durch den Verlust des ρ_{pc} zu Beginn der TC-Degradation ein r_s -Anstieg von $0,15 \text{ }\Omega \text{ cm}^2$ erwartet werden. Diese Abschätzung erzielte eine sehr gute Übereinstimmung mit dem in Abb. 6.14 b) sichtbaren, schnellen Anstieg des r_s direkt nach 50 TC-Zyklen, welcher für diese Module mit einem Wert von $0,19 \text{ }\Omega \text{ cm}^2$ gemessen wurde. Im weiteren Verlauf der Degradation steigt der Serienwiderstand jedoch noch weiter an. Die Ursachen dafür sind in der Degradation der Rückseitenmetallisierung und des AgAl-Legierungsbereiches zu finden. Aus Untersuchungen an uneingekapselten Solarzellen ist bekannt, dass die verwendete Rückseitenmetallisierung nach 400 TC-Zyklen eine $R_{\text{sh-Al}}$ -Widerstandserhöhung um $\sim 90\%$ aufweist, siehe Abb. 6.15. Eine Degradation auf Modulebene ist daher unvermeidlich.

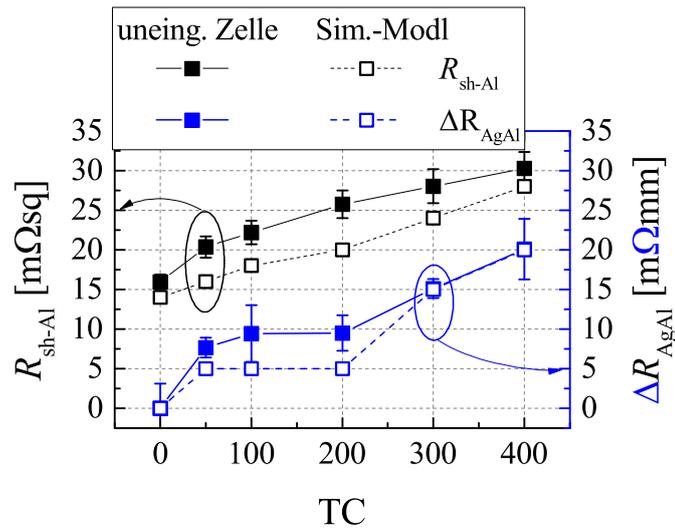


Abb. 6.15: Gegenüberstellung der R_{sh-Al} - und R_{AgAl} -Werte uneingekapselter Solarzellen während des TC-Tests mit den aus der FEM-Simulation erhaltenen Anpassungswerten für die 1-Zell-Module aus Abb. 6.14 b). Die Solarzellen mit einer s_{pad} von 7 mm wurden parallel zu den 1-Zell-Modulen degradiert und mittels Busbar-Busbar-Widerstandsmessung charakterisiert.

Mit Hilfe der FEM-Simulation wurde die r_s -Degradation in Abhängigkeit von s_{pad} und Degradationszustand durch Variation von R_{sh-Al} und R_{AgAl} und Minimierung der Residuen angepasst, siehe Abb. 6.14 b). Unter der Annahme, dass die in Abb. 6.14 b) dargestellte r_s -Degradation allein durch die Rückseitenmetallisierung verursacht wird, ergibt sich aus der Simulation ein ΔR_{sh-Al} von 14 mΩsq und ΔR_{AgAl} von 20 mΩmm am Ende des TC-Tests, siehe Abb. 6.15. Eine Degradation nur über eine der Komponenten führte zu einer schlechten Anpassung der experimentellen Daten durch die Simulationsergebnisse. Daher kann ein gleichzeitiger Einfluss beider Anteile auf die Degradation der Rückseitenmetallisierung im TC-Test als sehr wahrscheinlich angenommen werden. Aus der Untersuchung folgt die begründete Annahme, dass eine Degradation des Legierungsbereiches auch bei im Modul eingekapselten Solarzellen auftritt, da ohne diese der gemessene r_s -Degradationsverlauf nicht zu erklären ist. Der Vergleich der simulierten mit den gemessenen Daten weist eine gute Übereinstimmung mit den an uneingekapselten Solarzellen bestimmten Widerstandswerten auf, siehe Abb. 6.15.

Die R_{sh-Al} - und R_{AgAl} -Degradation läuft demnach auf Modulebene mit der gleichen Degradationsrate wie auf Zellebene ab. Dies steht im Gegensatz zu den bisherigen Ergebnissen und könnte einerseits auf einer realen Degradation beruhen, oder auf eine zusätzliche Degradation hinweisen, welche in der Simulation über die R_{AgAl} -Degradation scheinbar erklärt werden kann. Eine abschließende Klärung der Ursache konnte jedoch nicht gefunden werden, da nach dem Modulbau eine zerstörungsfreie Entnahme der Zellen aus dem Laminat nicht mehr möglich war. In Abhängigkeit der Geometrie der Kontakt-Pads bzw. der Breite des Kontaktbereiches trägt die Erhöhung des R_{AgAl} zu der r_s -Degradation bei. Für ein s_{pad} von 1 mm liegt der Anteil der Degradation der AgAl-Legierung bei 55 % nach TC400, wohingegen der Anteil auf 20 % für die maximale Kontaktbreite von 12,5 mm zurückgeht.

Durch eine ausreichend dimensionierte Übergangslänge s_{pad} kann der Einfluss des R_{AgAl} auf den r_s gering gehalten werden. Dabei gilt allerdings zu beachten, dass durch den anfänglichen Druckkontakt zwischen Lötbandchen und Metallisierung der r_s -Anstieg durch die AgAl-Legierung erst zum Tragen kommt, wenn der Stromfluss nur noch über die Lötstellen erfolgt. Direkt nach dem Modulbau ist bzw. sind für die untersuchten Solarmodule der Effekt des AgAl-Legierungswiderstandes bzw. Unterschiede zwischen verschiedenen Pastensystemen oder

Metallisierungsdesigns nicht sofort in vollem Umfang messbar.

6.6 Ag-Schichtwiderstand

Neben der Anwendung zur Vorderseitenmetallisierung wird auch auf der Solarzellenrückseite Silberpaste, vornehmlich als lötbare Kontaktstelle, genutzt. Die verwendeten Silberpasten unterscheiden sich jedoch aufgrund der unterschiedlichen Aufgaben stark voneinander (siehe Kapitel 2.2), sodass nicht prinzipiell von einem identischen Degradationsverhalten ausgegangen werden kann.

Die Querleitfähigkeit der rückseitigen Silbermetallisierung wurde daher mit Hilfe von 3 mm breiten, balkenförmigen Teststrukturen untersucht, welche zur Bestimmung des Schichtwiderstandes während der Auslagerung im TC-Test verwendet wurden. Eine Einkapselung der Proben wurde dabei nicht durchgeführt. Durch die Variation der verwendeten Paste und deren Pastenauftrag wurde zudem überprüft, ob von einem Einfluss dieser auf die Degradation auszugehen ist, siehe Abb. 6.16.

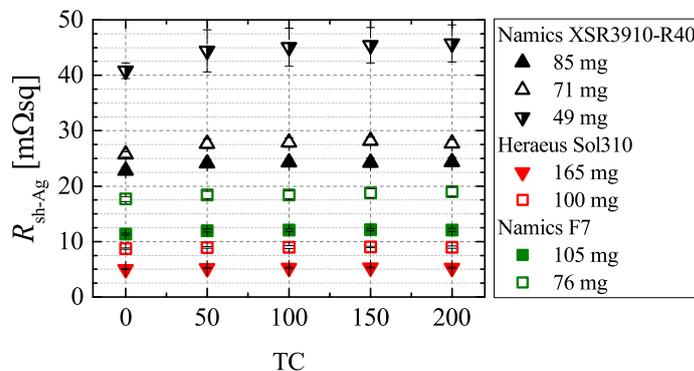


Abb. 6.16: Degradation des R_{sh-Ag} während der TC-Alterung für drei verschiedene Silberpasten mit je 2-3 unterschiedlichen Pastenaufträgen.

Durch den geringen Abstand zwischen AgAl-Legierung und Lötstelle ist der Serienwiderstandsbeitrag der rückseitigen Silber-Metallisierung im Ausgangszustand vernachlässigbar gering. Bei einer Silber-Pad-Länge von 7 mm und einem Abstand zwischen Lötbandchen und AgAl-Legierung von 0,5 mm ist für die untersuchten Solarzellen bei einem üblichen R_{sh-Ag} von 23 mΩsq lediglich ein r_s -Beitrag von $< 0,01 \Omega \text{ cm}^2$ zu erwarten.

Die Untersuchungen konnten somit zeigen, dass keine signifikante Degradation auftritt. Ein messbarer Alterungseffekt der Solarzellen ist daher nicht zu erwarten. Des Weiteren wurde keine Abhängigkeit vom Pastenauftrag festgestellt. Auch bei geringerer Schichtdicke und damit verbundenem höheren R_{sh-Ag} konnten keine nennenswerten negativen Effekte verzeichnet werden.

6.7 Löt- und Druckkontaktwiderstand

Für die Serienverschaltung von Solarzellen ist das Verlöten von schmalen Kupferbändchen der industrielle Standard, siehe Kapitel 2.3. Diese werden jedoch nicht auf voller Länge des Busbars mit selbigem verlötet, sondern lediglich an definierten Punkten. Auf der Zellvorderseite geschieht dies an 12 Punkten, gleichverteilt entlang des Busbars, siehe Abb. 2.4 a) (S.17). An diesen befindet sich je eine kreisförmige Lötstelle mit 1,4 mm Durchmesser, womit der Lötkontakt mindestens 1,5 mm² Fläche aufweist. Aufgrund einer unvermeidbaren, jedoch geringen zusätzlichen Ausbreitung des Lotes entlang des Busbars ist in der Realität von einer

geringfügig größeren Kontaktfläche auszugehen. Diese Vergrößerung ist jedoch in Form und Ausdehnung nicht genau definierbar, weshalb im Folgenden für den vorderseitigen Lötkontakt eine Fläche von $1,5 \text{ mm}^2$ angenommen wird. Die Zellrückseite besteht aus 6 separaten Silber-Pads pro Busbar, siehe Abb. 2.4 b), S.17. Diese ermöglichen eine Lötstelle mit einer Länge von 7 mm und einer Breite entsprechend der Lötbandchenbreite. Bei einer Breite von 1,3 mm bzw. 1,5 mm ergibt sich somit eine Kontaktfläche von $9,1$ bzw. $10,5 \text{ mm}^2$. Im Zwischenbereich der Lötstellen existiert kein definierter Kontakt zwischen Zellmetallisierung und Lötbandchen. Der elektrische Kontakt in diesem Bereich ist vielmehr vom Anpressdruck zwischen beiden Komponenten abhängig und wird im Folgenden als Druckkontakt bezeichnet, dessen zugehöriger spezifischer Kontaktwiderstand ρ_{pc} im Rahmen der Arbeit detailliert untersucht wurde.

6.7.1 Potential des Druckkontaktes

Das Potential des auf dem Anpressdruck zwischen Lötbandchen und Metallisierung basierenden Kontaktes wurde durch eine spezielle Teststruktur ermittelt, siehe Kapitel 4.4.7, Abb. 4.14 (S. 57). Dabei wurde der ρ_{pc} in Abhängigkeit des Anpressdruckes bestimmt, siehe Abb. 6.17.

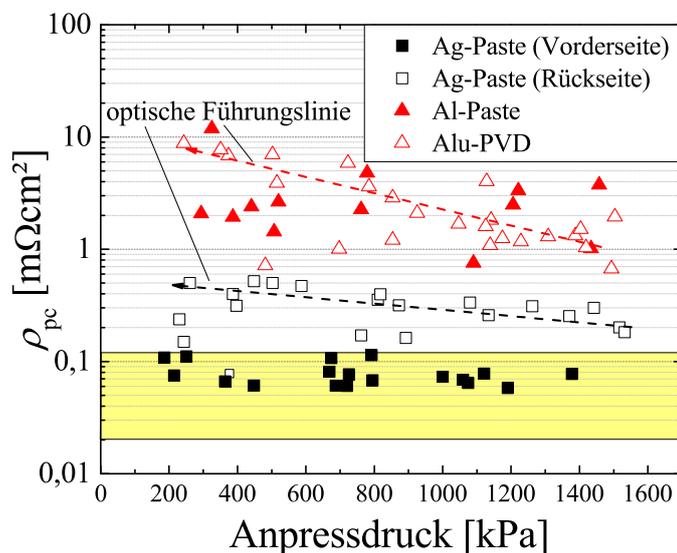


Abb. 6.17: Druckkontaktwiderstand ρ_{pc} in Abhängigkeit der Anpresskraft und der verwendeten Metallpasten bzw. der aufgedampften Al-Schicht [157]. Ein üblicher Bereich für Lötkontaktwiderstände ist gelb hinterlegt [157], [172], [173]

Es konnte festgestellt werden, dass eine abnehmende Anpresskraft in der Erhöhung des ρ_{pc} resultiert. Unterhalb von 200 kPa war keine verwertbare Auswertung der Messergebnisse mittels TLM-Methodik möglich, da der Kontakt zwischen Lötbandchen und Metallisierung zu instabil wurde. Der Verlust des Druckkontaktes tritt demnach sprunghaft als Funktion der Anpresskraft auf. Dies wird auch in der Theorie des Druckkontaktes über die sprunghafte Zunahme des Abstandes der Kontaktflächen in Folge zu geringer Anpresskraft beschrieben [174], [175]. Nach Erreichen einer hinreichenden Anpresskraft ist hingegen aufgrund der grundlegenden Proportionalität zwischen wirkender Kraft und Kontaktfläche, welche durch elastische und plastische Verformung bedingt ist [176], mit zunehmender Kraft eine Reduktion des Kontaktwiderstandes zu erwarten.

Dieses Verhalten konnte so auch für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Messungen beobachtet werden, siehe Abb. 6.17. Es konnte gezeigt werden, dass über einen weiten Bereich sehr niedrige ρ_{pc} -Werte für den Kontakt zu Silber realisierbar sind, welche mit ρ_{sc} -Werten vergleichbar sind. Der ρ_{sc} wurde von Caballero et al. mit $20..70 \mu\Omega \text{ cm}^2$ [173] und von Zemen et al. mit $120 \mu\Omega \text{ cm}^2$ [172] bestimmt, welche die Grundlage für den in Abb. 6.17 gelb markierten

Bereich bildeten. Der ρ_{pc} zur Aluminium-Metallisierung liegt hingegen signifikant höher, sodass durch diesen, auch bei der Untersuchung einer glatten Oberfläche wie der mittels aufdampfen hergestellten Alu-PVD-Schicht, nie das niedrige Niveau eines gelöteten Kontaktes erreicht werden konnte. Vielmehr ist anzunehmen, dass die intrinsische Aluminium-Oxid-Schicht zu einem erhöhten Kontaktwiderstand von $> 1 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$ führt [157].

Zusammenfassend lässt sich demnach feststellen, dass der Druckkontakt zwischen Lötbandchen und Silbermetallisierung mit der Lötung vergleichbare, geringe Kontaktwiderstände ermöglichen kann. Zudem würde bei hinreichendem Anpressdruck auch ein Druckkontakt zu Aluminium mit $\rho_{pc} \leq 1 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$ aufgrund der großen Kontaktfläche (1,5 mm Lötbandchen, entlang der gesamten Zelle) lediglich zu einem r_s -Anstieg von $< 0,04 \Omega \text{ cm}^2$ führen. Eine weitere Erhöhung des Kontaktwiderstandes wäre allerdings mit signifikanten Verlusten verbunden und nicht akzeptabel. Kann ein hinreichender Anpressdruck gewährleistet werden, ist nach Erkenntnissen der Untersuchung demnach ein hinreichender elektrischer Kontakt ohne Lötung möglich, was mit speziellen Glas-Glas-Modulen ohne EVA und dafür durch Unterdruck im Innenraum auch industriell umgesetzt wurde [177], [178].

6.7.2 Druckkontakte im Solarmodul

Die in Kap. 4.3.3 vorgestellte Teststruktur wurde im Folgenden verwendet, um den Widerstand von Druckkontakten im klassischen Glas-EVA-Backsheet-Modulaufbau zu überprüfen. In vergleichenden Untersuchungen wurden gelötete und nicht-gelötete Kontakte der Vorder- und Rückseitenmetallisierung im Ausgangszustand nach der Modulherstellung und während des TC-Tests untersucht.

In Abb. 6.18 sind die Ergebnisse für gelötete und nicht-gelötete Lötstellen auf der a) Vorder- und b) Rückseite dargestellt. Bei Betrachtung der Ergebnisse auf der Zellvorderseite zeigt sich, dass im Ausgangszustand Löt- und Druckkontakte vergleichbare Kontaktwiderstände aufweisen und damit die Ergebnisse der vorangegangenen Untersuchungen bestätigen. Der Druckkontakt verhält sich jedoch bereits bei TC50 instabil, was sich in stark schwankenden und höheren Widerständen äußert. Im Vergleich dazu konnte eine deutlich höhere Stabilität des Lötkontaktes nachgewiesen werden, welcher bis TC200 keine signifikante Degradation aufweist. Der leichte Anstieg des Medians von $10 \text{ m}\Omega$ pro Lötkontakt entspricht dabei einer r_s -Erhöhung von $\sim 0,07 \Omega \text{ cm}^2$, was als relevanter Zuwachs, induziert durch den TC-Test, angesehen werden muss.

Bei Betrachtung der Ergebnisse der Rückseite tritt hingegen bereits im Ausgangszustand ein deutlicher Unterschied zwischen Löt- und Druckkontakt auf, welcher sich während der TC-Auslagerung verstärkt. Direkt nach dem Modulbau unterscheiden sich die Werte von Löt- und Druckkontakten im Median um $\sim 8 \text{ m}\Omega$, was in einem Modul ohne Lötkontakte einem r_s von $0,11 \Omega \text{ cm}^2$ entspricht und damit in einem messbaren Einfluss auf den Serienwiderstand resultiert. Im weiteren Verlauf der Alterung steigt der R_{pc} deutlich an und unterliegt starken Schwankungen zwischen $15..80 \text{ m}\Omega$ und damit auch einem r_s -Anstieg von bis zu $1 \Omega \text{ cm}^2$. Demgegenüber konnte ein stabiles Verhalten der Lötkontakte mit einer leichten Degradation nachgewiesen werden. Der leichte Anstieg nach 400 TC-Zyklen entspricht einer Widerstandszunahme von $6 \text{ m}\Omega$, was einem maximalen Serienwiderstandszuwachs von $0,08 \Omega \text{ cm}^2$ entspricht.

Aus den Untersuchungen kann abgeleitet werden, dass die guten Ergebnisse des Druckkontaktes zur vorderseitigen Silber-Metallisierung (vergl. Abb. 6.17) im Ausgangszustand auch auf Modulebene erzielt werden können. Im Vergleich wurde jedoch deutlich, dass der Druckkontakt zum Silber-Pad auf der Zellrückseite bereits im Ausgangszustand einen höheren Widerstand als der Lötkontakt hervorruft und so gegenüber der Vorderseite zurückfällt. Im Verlauf des TC-Tests zeigt sich jedoch auf beiden Seiten ein unzuverlässiges, instabiles Verhalten, was

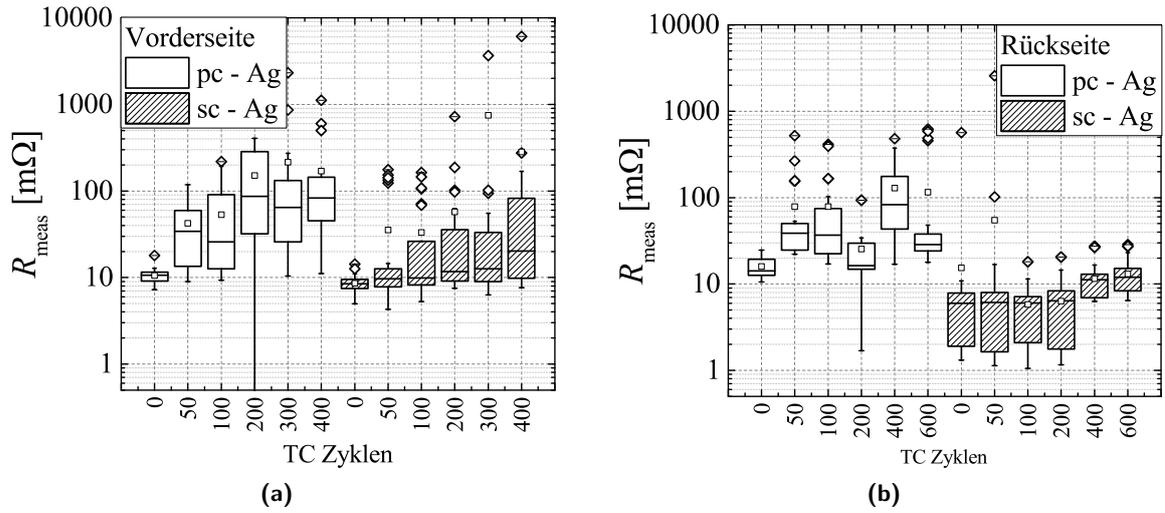


Abb. 6.18: Vergleich des R_{pc} und R_{sc} auf der a) Vorderseite zwischen Lötbandchen und Silber-Busbar und b) Lötbandchen und Pads auf der Zellrückseite, bestimmt an Teststrukturen im 1-Zell-Modul während des TC-Tests.

sich in stark streuenden, hohen Widerständen zu den Silberkontakten äußert. Zudem zeigt sich ab TC400 auch eine leichte Verschlechterung des Lötkontaktwiderstandes auf Vorder- wie Rückseite.

Durch Untersuchung dieser Teststrukturen lässt sich das Verhalten der Lötkontakte bzw. nicht gelöteter Kontakte abbilden. Eine Bewertung der Bereiche zwischen den Lötstellen, vor allem auf der Zellrückseite, ist damit jedoch nicht möglich. Der ρ_{pc} im Zwischenbereich der Lötstellen wurde durch die Einbringung gezielter Lötfehler variierender Anzahl und Position (vergl. Abschnitt 4.4.8) auf Vorder- oder Rückseite untersucht. Die Charakterisierung der Module erfolgte während des TC-Tests in Kombination mit begleitenden FEM-Simulationen. Durch die identische Behandlung aller Module (TC-Test, Charakterisierung während zyklischer Unterbrechungen etc.) kann davon ausgegangen werden, dass diese eine vergleichbare Degradation hinsichtlich zusätzlich auftretender Degradationseffekte wie z.B. LeTID aufweisen.

Die Auswertung erfolgt durch die Δr_s -Bestimmung als Folge der FF -Änderung (vergl. Gl. 2.5) für alle Module individuell und anschließende Mittelwertbildung pro Gruppe und TC-Zustand, dieser Wert wird mit $\Delta \bar{r}_{s, \text{Gruppe}} |_{\text{TC}}$ bezeichnet. Um Effekte wie z.B. LeTID auszuschließen wird daraufhin die mittlere r_s -Degradation der Referenzgruppe ($\Delta \bar{r}_{s, \text{Ref}} |_{\text{TC}}$) des gleichen TC-Zustandes subtrahiert. Der Einfluss der Lötfehler wird somit als Ursache der gesamten r_s -Unterschiede ($\Delta \bar{r}_{\text{exp}, \text{Gruppe}} |_{\text{TC}}$) zwischen der Referenz-Gruppe und den Gruppen mit Lötfehlern gesehen, siehe Gl. 6.5.

$$\Delta \bar{r}_{\text{exp}, \text{Gruppe}} |_{\text{TC}} = \Delta \bar{r}_{s, \text{Gruppe}} |_{\text{TC}} - \Delta \bar{r}_{s, \text{Ref}} |_{\text{TC}} \quad (6.5)$$

Bei der numerischen Simulation wird ebenso vorgegangen und jeweils $\Delta \bar{r}_{s, \text{sim}, \text{Gruppe}}(\rho_{\text{pc}})$ zur Referenz im gleichen Zustand, d.h. mit gleichem ρ_{pc} und simulierter vollständiger Lötung gebildet. Die Bestimmung der besten Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment erfolgt daraufhin durch Minimierung der Fehlerquadrate (RSS), Gl. 6.6. Im Fall der Vorderseitenvariation wird nur ρ_{pc} variiert, für das entsprechende Rückseitenexperiment zusätzlich $R_{\text{sh-Al}}$, was nach erfolgtem Fit zu einem ρ_{pc} bzw. $\rho_{\text{pc}}-R_{\text{sh-Al}}$ -Paar führt, welches den r_s -Verlauf am besten beschreibt.

$$RSS = \sum_{Gruppe=A}^D [\Delta \bar{r}_{s\text{-exp,Gruppe}} - \Delta \bar{r}_{s\text{-sim,Gruppe}}(\rho_{pc})]^2 \quad (6.6)$$

Die Ergebnisse der Vorderseitenvariation sind in Abb. 6.19 a) abgebildet und zeigen die Zunahme des r_s in Abhängigkeit der Position der Lötfehler und des TC-Status. Parallel dazu sind exemplarische EL-Bilder von zwei verschiedenen Modulen (je einmal Gruppe A und B) abgebildet, siehe Abb. 6.19 b). Die Bilder des Initialzustandes (TC0) verdeutlichen, dass zu Beginn die Kontaktierung der Vorderseite sehr homogen war und keine Unterschiede zwischen gelöteten und nicht-gelöteten Kontakten hervortraten. Bereits nach 50 TC-Zyklen wurden jedoch helle Bereiche (gute elektrische Kontaktierung) sichtbar, welche sich im Verlauf der Alterung verstärkten. Dementsprechend existieren große lokale Unterschiede in der Stromeinprägung. Die dunklen Bereiche sind elektrisch nicht bzw. nicht gut kontaktiert und entsprechend findet keine Stromeinprägung im Silizium und somit strahlende Rekombination statt. Der visuelle Eindruck korreliert sehr gut mit der r_s -Degradation, welche bereits nach TC50 deutliche r_s -Anstiege und damit Verluste von $> 0,3 \Omega \text{ cm}^2$ für alle Konfigurationen mit Lötfehlern aufzeigt. Im Lauf des TC-Tests wurde abhängig von der Position und Anzahl der Fehler eine Zunahme der Degradation auf bis zu $4 \Omega \text{ cm}^2$ gemessen. Dabei gilt zu beachten, dass trotz gleicher Anzahl (intakter) gelöteter Kontakte pro Busbar bei den Konfigurationen A-C (Abb. 6.19 a) ein großer Unterschied zwischen den Ergebnissen der Gruppen festgestellt wurde. So zeigt die homogenste Verteilung der Lötkontakte (A; „2..5 & 7..11“ nicht gelötet) einen im Vergleich geringen r_s -Anstieg von $1,1 \Omega \text{ cm}^2$, eine Verlötung an 3 Punkten gegenüber dem Punkt der Stromableitung (C; „1..9“ nicht gelötet) führt hingegen nach TC400 zu einem sehr großen r_s -Anstieg von $\sim 4 \Omega \text{ cm}^2$.

Die mittels COMSOL Multiphysik bestimmten r_s -Verläufe sind unter Angabe des jeweiligen ρ_{pc} als offene Datenpunkte in Abb. 6.19 a) eingetragen. Dies ermöglicht in Abhängigkeit der untersuchten Gruppe die Bestimmung der Unterschiede im Bezug auf die Verlustmechanismen zu jedem Zeitpunkt. So konnte mittels der Simulation erfasst werden, dass die unterschiedliche Verteilung der Lötkontakte bzw. nicht-gelöteten Kontakte deutliche Unterschiede in Bezug auf das Stromflussmuster hervorrufen und aufgrund dessen die Ohmschen Verluste in verschiedenen Bereichen auftreten. Dafür entscheidend ist vor allem das Verhältnis der Widerstände von Busbar (R_{Lb}) zu Lötbandchen (R_{Lt}), welche sich mit $62 \text{ m}\Omega \text{ cm}^{-1}$ und $0,67 \text{ m}\Omega \text{ cm}^{-1}$ um zwei Größenordnungen unterscheiden. Der Stromfluss durch das Lötbandchen ist entsprechend verlustarm und wird daher favorisiert. Wird die Stromdichte im Busbar durch große Lötkontaktabstände bzw. ansteigende ρ_{pc} -Werte erhöht, so steigt der r_{bb} zwangsläufig an und führt zu großen Ohmschen Verlusten. Dieser Effekt ist sehr gut bei Betrachtung des Endzustandes der Degradation möglich, siehe Tab. 6.2. Die größten Verluste treten im Bereich des Silber-Busbars (r_{bb}) und des Übergangs von diesem zum Lötbandchen (r_{pc} & r_{sc}) auf. Die Verluste im Lötbandchen selbst werden aufgrund der hohen Leitfähigkeit nur gering vom Anstieg des ρ_{pc} beeinflusst. Die drei untersuchten Konfigurationen unterscheiden sich dabei vor allem in den Verlusten, verursacht durch den Lötbandchen-Metallisierungs-Kontakt, siehe Tab. 6.2.

Im Sinne der Minimierung Ohmscher Verluste, fließt für die Konfiguration C, „1..9“ nicht gelötet, der Strom zum großen Teil vom Busbar direkt in das Lötbandchen, auch wenn dies mit einem hohen ρ_{pc} verbunden ist. Denn der alternative Strompfad durch den Busbar würde die Ohmschen Verluste nur noch weiter erhöhen. Erst mit zunehmender Nähe zu den gelöteten Verbindungen findet ein Stromfluss zu diesen und dann in das Lötbandchen statt, siehe Abb. 6.20. Dementsprechend treten anteilig die größten Verluste und damit ein hoher r_s durch den Kontaktwiderstand auf, vergl. Tab. 6.2. Befinden sich die gelöteten Kontakte in der Mitte und damit näher an dem Massepotenzial am Ende des Lötbandchens ($x = 156 \text{ mm}$), sinkt die Stromdichte, welche über den Druckkontakt abgeführt wird und diejenige über die gelöteten

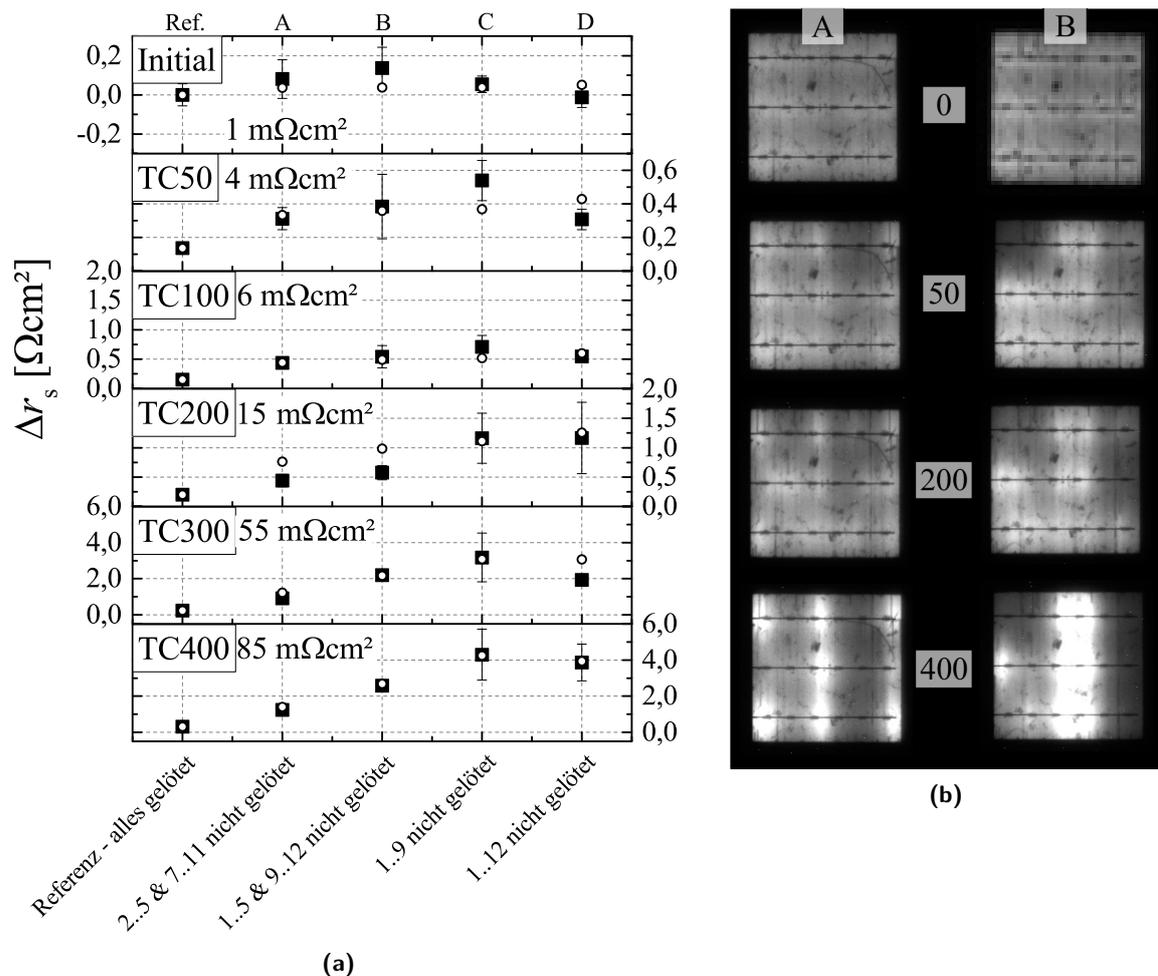


Abb. 6.19: a) Verlauf der Serienwiderstandsdegradation bei Lötfehlern auf der Zellvorderseite (gefüllte Symbole) sowie die per FEM-Simulation daraus abgeleiteten ρ_{pc} -Werte und deren entsprechender r_s -Effekt (offene Symbole) während des TC-Tests. Die experimentellen Daten wurden aus 3-4 Modulen gemittelt, Fehlerbalken entsprechen der Standardabweichung der r_s -Werte, ermittelt aus der individuellen FF -Degradation der Module. In b) sind die EL-Aufnahmen der Entwicklung je eines Moduls aus Gruppe A („2..5 & 7..11“ nicht gelötet, links) und B („1..5 & 9..12“ nicht gelötet, rechts) während der beschleunigten Alterung dargestellt (Erhöhung der Belichtungszeit im Laufe der TC-Degradation).

Kontakte nimmt zu. Aufgrund der Zuleitung von beiden Seiten ist zusätzlich die Stromdichte im Busbar niedriger und mit ihr die Ohmschen Verluste. Die trotzdem ansteigenden Verluste im Busbar werden durch deutlich verminderte Verluste im Übergang ausgeglichen. Eine weitere Verbesserung tritt auf, wenn die Kontakte in Konfiguration „2..5 & 7..11“ homogener verteilt sind. Der Stromfluss findet nun nahezu vollständig über die Lötstellen statt, bei gleichzeitig noch geringerer Stromdichte im Busbar. Ein im Vergleich zu Variation C, „1..9“-nicht gelötet, um Faktor 4 vermindertes und somit deutlich geringerer Verlust wurde somit erreicht.

Auch der Referenzfall der vollständigen Lötung an 12 Punkten wird vom ρ_{pc} -Anstieg beeinflusst, so findet der Stromfluss nach TC400 ausschließlich über die Lötkontakte statt, der Pfad über den Druckkontakt im Zwischenbereich fällt im Vergleich zum Ausgangszustand weg. Entsprechend kommt es zu einem r_s -Anstieg.

Neben der Anzahl an Lötfehlern ist vor allem deren Position von großer Bedeutung. Allgemein gültig lässt sich aus den Untersuchungen festhalten, dass die r_s -Degradation mit zunehmender Länge eines kontinuierlich, unverlöteten Busbarbereiches zunimmt. Zudem erhöhen Lötfehler an der Seite des Stromabflusses aus dem Lötbandchen den r_s stark.

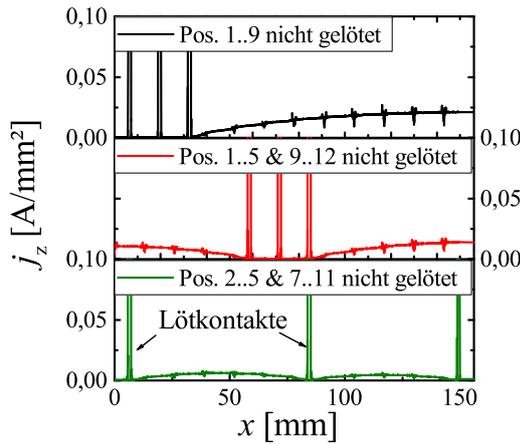


Abb. 6.20: Verteilung der Stromdichte j_z , welche senkrecht aus dem Busbar in das Lötbandchen fließt, aufgetragen entlang der Busbarlänge für die 3 verschiedenen Konfigurationen nach TC 400, Massepotenzial bei $x = 156$ mm (rechte Seite).

Tab. 6.2: Aufteilung der effektiv wirkenden r_s -Beiträge im Vergleich zum Ausgangswert, bedingt durch verschiedene Stromflussmuster zum Zeitpunkt TC400.

Pos. Lötfehler	Δr_{bb}	$\Delta r_{pc} + \Delta r_{sc}$ [$\Omega \text{ cm}^2$]	Δr_t
1..9	0,64	2,36	0,06
1..5 & 9..12	0,90	1,10	0,05
2..5 & 7..11	0,69	0,34	-0,01

Die analoge Analyse für fehlerhafte Lötstellen auf der Zellrückseite hat ein ähnliches Verhalten aufgezeigt. Die anfänglich sehr ähnlichen Module degradieren je nach Anzahl und Position fehlender Lötstellen unterschiedlich stark, siehe Abb. 6.21. Wiederum zeigt sich der Verlust des Druckkontaktes bereits nach wenigen TC-Zyklen sowohl in steigenden r_s -Werten, als auch in den EL-Aufnahmen. Besonders für Module mit drei und mehr fehlerhaften Lötstellen konnte eine rasante Degradation bereits nach TC50 festgestellt werden, welche sich im Verlauf bis TC300 fortsetzt und dann sättigt. Die Module mit einem oder zwei Lötfehlern erreichen ihr Degradationsminimum hingegen bereits bei TC200 und weisen dann keine weitere r_s -Zunahme mehr auf.

Im Unterschied zu den Versuchen auf der Vorderseite weist die Rückseite durch die flächige Metallisierung eine hohe Querleitfähigkeit auf. Die Berechnung des Linienwiderstands-Äquivalents¹ (R_{Lr}) bei einem R_{sh} von $20 \text{ m}\Omega\text{sq}$ der Rückseitenmetallisierung führt zu einem Wert von $0,4 \text{ m}\Omega \text{ mm}^{-1}$. Dies ist deutlich geringer als der Linienwiderstand des Lötbandchens ($R_{Lt} = 0,67 \text{ m}\Omega \text{ mm}^{-1}$)[179]. Das Stromflussmuster ist daher von Ausgleichsströmen in der Al-Metallisierung dominiert, welche stark vom Druckkontakt zwischen dieser und dem Lötbandchen abhängen. Bei anfänglich niedrigem ρ_{pc} fließt ein Großteil des Stromes über den Druckkontakt. Die Lötkontakte und damit der AgAl-Legierungsbereich werden so zu einem großen Teil umgangen, siehe Abb. 6.23. Durch die gleichmäßige Stromeinprägung in das Lötbandchen werden zudem lokal hohe Stromdichten vermieden und somit der r_s -Anstieg reduziert. Ein Verlust des Druckkontaktes sorgt daher für einen erhöhten Stromfluss über die Löt pads, was bei der gegebenen Metallisierungsgeometrie zu einer Erhöhung der Stromdichte im Bereich der AgAl-Legierung bzw. des angrenzenden Aluminiums führt. Die Änderung der Stromdichteverteilung durch den ρ_{pc} -Anstieg ist in Abb. 6.22 für einen vollständig kontaktierten Busbar dargestellt. Bei einem unveränderten R_{sh-Al} von $20 \text{ m}\Omega\text{sq}$ steigt der r_s dadurch um $0,07 \Omega \text{ cm}^2$ an.

Die Kombination aus hohem ρ_{pc} und fehlerhaften Lötstellen führt zu sehr hohen Verlusten durch zwangsweise hohe Stromdichten im Bereich einzelner Pads bzw. zu Stromflüssen über den schlechten ρ_{pc} nach TC400, vergl. Tab. 6.3.

Die in Abb. 6.23 und Tab. 6.3 verglichenen Konfigurationen zeigen eindrücklich den Effekt

¹Berechnung des Widerstandes der gesamten Schicht in Busbar-Richtung, welche dann durch die Busbarlänge dividiert wird

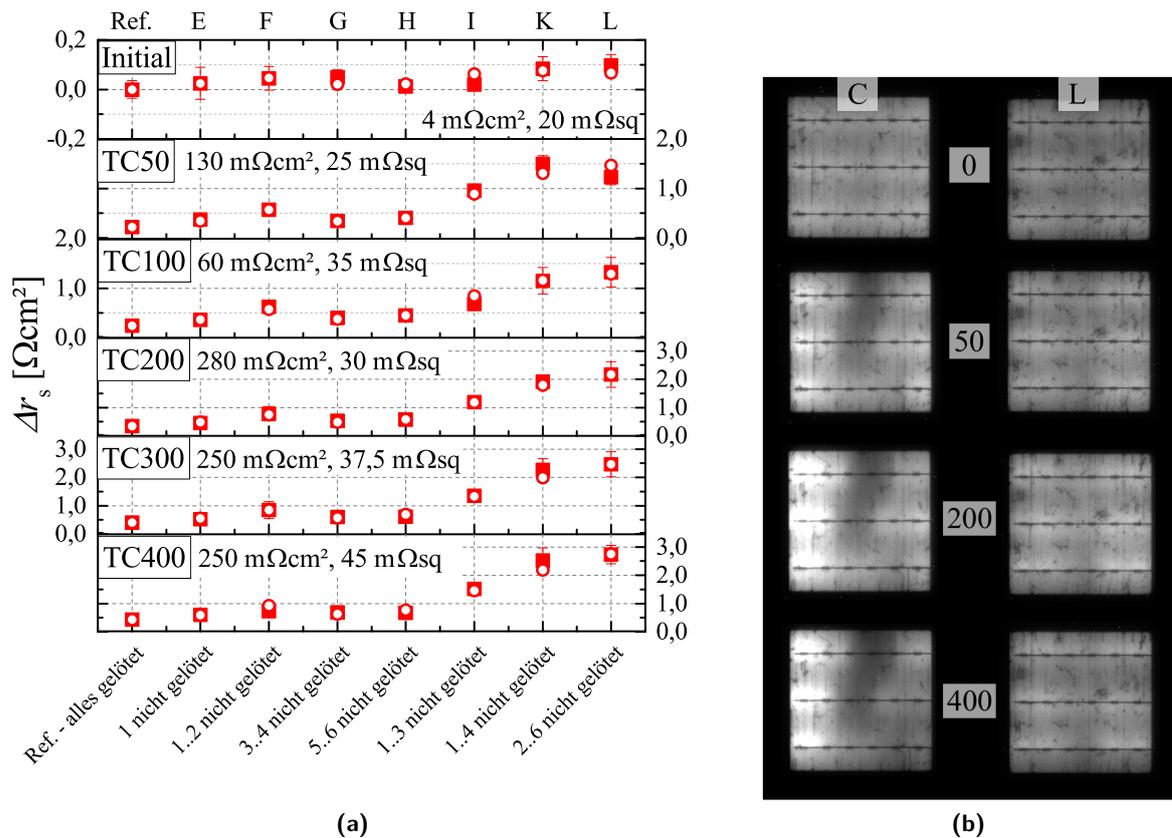


Abb. 6.21: a) Verlauf der Serienwiderstandsdegradation bei Lötfehlern auf der Zellrückseite (gefüllte Symbole) sowie die per FEM-Simulation daraus abgeleiteten ρ_{pc} - und $R_{\text{sh-Al}}$ -Werte und deren entsprechender r_s -Effekt (offene Symbole) während des TC-Tests. Die experimentellen Daten wurden aus 4-5 Modulen gemittelt, Fehlerbalken entsprechen der Standardabweichung der r_s -Werte, ermittelt aus der individuellen FF -Degradation der Module. In b) ist die Entwicklung der EL-Aufnahmen eines Moduls aus Gruppe G (Pad „3.4“ nicht gelötet, links) und L („2..6“ nicht gelötet, rechts) während der beschleunigten Alterung dargestellt (Erhöhung der Belichtungszeit im Laufe der TC Degradation).

des ansteigenden ρ_{pc} . Mit zunehmender Anzahl an fehlerhaften Lötstellen steigen die Verlustbeiträge in allen Bereichen an, das Stromflussmuster ändert sich demnach sehr stark, was durch die gute Querleitfähigkeit der Aluminiumschicht begünstigt ist. Serienwiderstanssanstiege von $4 \Omega\text{cm}^2$, wie sie auf der Vorderseite beobachtet wurden treten daher nicht auf, sondern bleiben bei $< 3 \Omega\text{cm}^2$.

Neben dem Verlust des Druckkontaktes spielt allerdings auch die Verschlechterung der Aluminium-Leitfähigkeit während des TC-Tests eine Rolle. Aus der COMSOL-Simulation ergibt sich, dass zur Nachstellung der Ergebnisse eine Erhöhung des Schichtwiderstandes von 20 auf 40 $\text{m}\Omega$ notwendig ist. Eine Beschreibung der Zusammenhänge ausschließlich über einen ansteigenden ρ_{pc} schlägt fehl. Der für die verwendete Metallisierung und Modulkombination in einem anderen Experiment bestimmte Degradationsverlauf stimmt sehr gut mit den Simulationsergebnissen überein, siehe Abb. 6.24 (Messwerte entnommen aus Kapitel 6.4). Dies unterstreicht die Qualität der Simulationsergebnisse und kann wiederum als Nachweis der Degradation der Metallisierung auf Modulebene gesehen werden.

Der mittels Simulation bestimmte ρ_{pc} ist in Abb. 6.24 dargestellt und zeigt für den vorderseitigen Druckkontakt zwischen Lötbandchen und Silber sowie für den rückseitigen Druckkontakt zwischen Lötbandchen und Aluminium eine schnelle Degradation durch die thermomechanische Wechselbelastung. Der ρ_{pc} der Rückseite erreicht dabei eine Sättigung bei $\sim 250 \text{m}\Omega\text{cm}^2$. Dieser Wert führt laut FEM-Simulation bereits zur nahezu vollständigen Unterbindung des Stromflusses über diesen Druckkontakt, sodass eine mögliche weitere Erhöhung des ρ_{pc} über die genutzte Methodik nicht mehr feststellbar ist, aber für die Verschaltung der Solarzellen

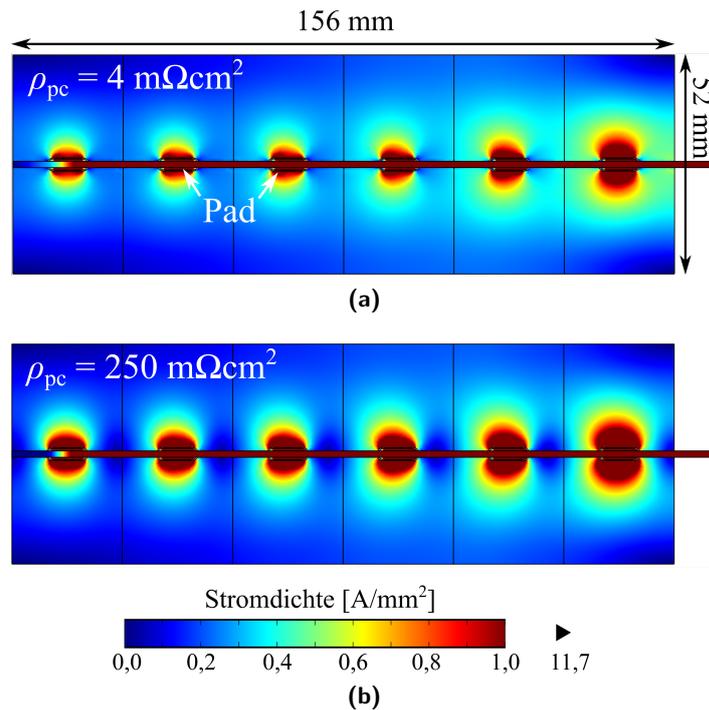


Abb. 6.22: Mittels COMSOL-Simulation bestimmte Stromdichteverteilung in der Rückseitenmetallisierung im a) Ausgangszustand mit $\rho_{\text{pc}} = 4 \text{ m}\Omega\text{cm}^2$ und b) degradierten Zustand mit $\rho_{\text{pc}} = 250 \text{ m}\Omega\text{cm}^2$. Skalierung angepasst auf 0 bis $1 \text{ A}/\text{mm}^2$, innerhalb des Lötbandchens steigt die Stromdichte auf bis zu $11,7 \text{ A}/\text{mm}^2$.

auch keine Rolle mehr spielt. Außerdem zeigt sich auch eine prinzipielle Übereinstimmung mit den Ergebnissen der R_{C} -Teststrukturen aus Abb. 6.17 (S. 97). Der gemessene ρ_{pc} zur Ag-Metallisierung erzielte ebenfalls deutlich niedrigere Werte als der ρ_{pc} zum Aluminium.

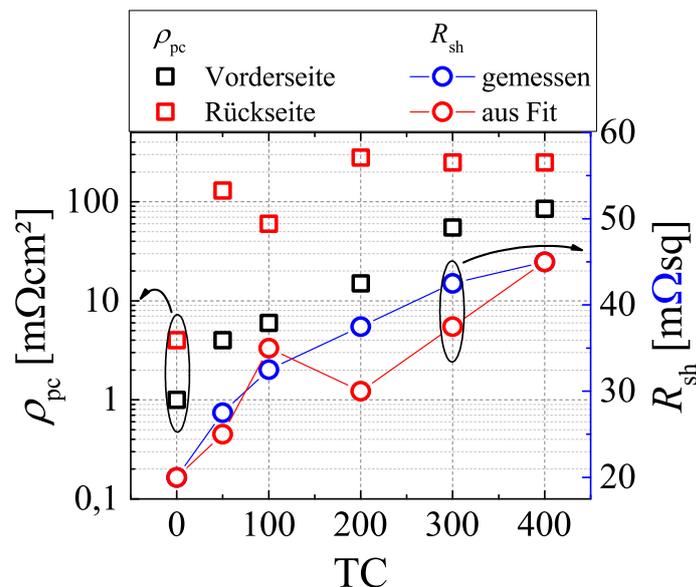


Abb. 6.24: Darstellung des per Simulation bestimmten ρ_{pc} auf Vorder- und Rückseite sowie des gleichzeitig ermittelten R_{sh} im Vergleich zu realen R_{sh} -Messergebnissen auf Modulebene.

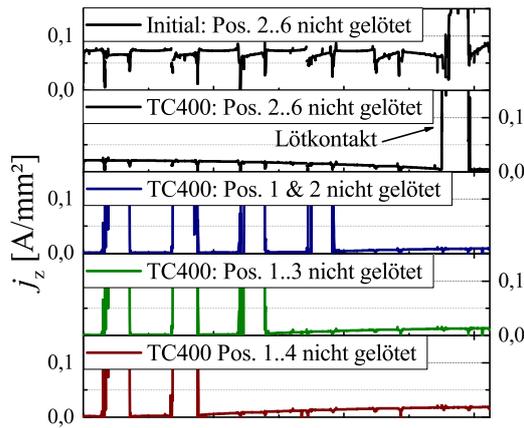


Abb. 6.23: Verteilung der Stromdichte j_z , welche senkrecht aus der Metallisierung in das Lötbandchen fließt, aufgetragen entlang des Busbars für eine Konfiguration im Ausgangszustand und nach TC400, sowie drei verschiedene Konfigurationen nach TC400, Massepotenzial bei $x = 156$ mm (rechte Seite).

Tab. 6.3: Aufteilung der r_s -Anteile der unterschiedlichen Rückseitenvariationen zum Zeitpunkt TC400 im Vergleich zum Ausgangswert.

Pos. Lötfehler	Δr_{Al}	$\Delta r_{pc} + \Delta r_{sc}$ [$\Omega \text{ cm}^2$]	Δr_t
2..6	1,52	1,02	-0,20
1..2	0,29	0,10	0,17
1..3	0,59	0,29	0,25
1..4	0,94	0,64	0,29

6.7.3 Lötkontaktwiderstand

Wie bereits vorangegangen beschrieben, dienen die Lötkontakte als einzige zuverlässige Verschaltung. Deren Stabilität wurde mittels Teststrukturen in Solarmodulen bereits diskutiert, siehe Abb. 6.17 (S. 97). Dabei konnte während der 400 TC-Zyklen auch bei diesen eine leichte Degradation beobachtet werden. Auf der Vorderseite stieg der R_{meas} um $10 \text{ m}\Omega$, auf der Rückseite um $6 \text{ m}\Omega$. Entsprechend der analytischen Berechnung (Tab. 4.2, S. 41) ergibt sich ein Serienwiderstandsanstieg von $0,08 \Omega \text{ cm}^2$ (Vorderseite) bzw. $0,07 \Omega \text{ cm}^2$ (Rückseite). Dabei ist zu bemerken, dass dieser Anstieg erst ab TC300 signifikante Ausmaße annimmt, vergl. Abb. 6.17. Dieses plötzliche Ansteigen wurde auch von Cuddalorepatta et al. beobachtet und mit der Bildung von Rissen in der Lötstelle sowie der Bildung von intermetallischen Phasen in Verbindung gebracht [180]. Ein ebensolches Verhalten wird von Geipel et al. [139] beschrieben, die Degradation der in dieser Arbeit vermessenen Proben beruht daher aufgrund der ähnlichen Degradationcharakteristik vermutlich ebenso auf der Bildung intermetallischer Phasen und Risse in der Lötstelle.

Zusätzlich zu den verwendeten Teststrukturen wurden Solarmodule mit außenliegenden Zellverbindern genutzt, um eine TLM-Messung zwischen den Lötbandchen der Rückseite durchzuführen. Der R_C wurde nach TC800 im Vergleich zur undegradierten Referenz bestimmt, siehe Abb. 6.25 a). Dabei ist allerdings lediglich ein Anstieg von $\sim 1 \text{ m}\Omega$ zu verzeichnen, wobei jedoch beachtet werden muss, dass auch ein Verlust des Druckkontaktes den Widerstand der TC-Module erhöht und damit das TLM-Messergebnis beeinflusst. Denn auch bei der Widerstandsmessung zwischen zwei Lötbandchen beeinflusst der ρ_{pc} das Stromflussmuster zwischen diesen, siehe Abb. 6.25 b). Durch Verlust des ρ_{pc} erhöht sich auch in diesem Fall die Stromdichte im Bereich der Pads und somit der gemessene Widerstand. Aus der Simulation der TLM-Messung mittels COMSOL ergibt sich bei einem ρ_{pc} -Anstieg von 4 auf $250 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$ ein zusätzlicher Widerstand von $1,1 \text{ m}\Omega$, welcher messtechnisch bei der TLM-Messung nicht vom R_C getrennt werden kann.

Lediglich ein Modul der PERC-Gruppe zeigt einen R_C von $7 \text{ m}\Omega$ und damit einen realen ΔR_C Unterschied von $1,1 \text{ m}\Omega$. Da sich dieser R_C aus einer Parallelschaltung von 6 Lötkontakten pro Rückseitenbusbar zusammensetzt, ist bei dieser Probe der Kontaktwiderstand pro Lötkontakt im Durchschnitt um $6,6 \text{ m}\Omega$ erhöht.

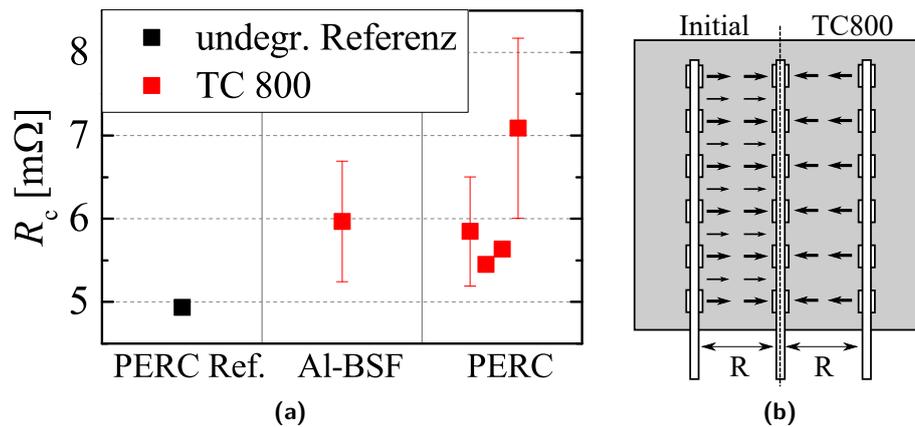


Abb. 6.25: a) Kontaktwiderstand, bestimmt mittels TLM an den herausgeführten Lötbandchen von 3BB Zellen in 1-Zell-Modulen: Vergleich der Ergebnisse einer undegradierten Referenz mit Al-BSF und PERC-Modulen nach TC800. b) Schematische Darstellung der TLM-Messung an Solarmodulen mit skizzierter Stromdichteverteilung im undegradieren ($\rho_{pc} = 4 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$) und degradierten Zustand ($\rho_{pc} = 250 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$).

Insgesamt ist damit festzuhalten, dass die Degradation des Lötkontaktwiderstandes nach Untersuchungen an Teststrukturen und Modulen offensichtlich im Bereich $< 7 \text{ m}\Omega$ pro Lötkontakt liegt und damit der r_s -Beitrag je Zelleseite mit $\leq 0,1 \Omega \text{ cm}^2$ anzunehmen ist.

6.8 Zusammenfassung

In den vorgestellten systematischen Untersuchungen zu den einzelnen Serienwiderstandskomponenten konnten die Beiträge im Ausgangszustand und das Degradationsverhalten separat betrachtet werden. Für die in dieser Arbeit untersuchten *PERC*-Solarzellen, welche unter repräsentativen, industriell üblichen Prozessen hergestellt wurden und zur Zeit der Herstellung kommerziell erhältliche Metallisierungspasten für Vorder- und Rückseite nutzten, konnte somit eine umfangreiche Übersicht über die zu erwartenden r_s -Anteile erstellt werden, siehe Tab. 6.4.

Tab. 6.4: Gegenüberstellung der r_s -Beiträge der verschalteten Solarzelle im Ausgangszustand und deren Änderung nach TC400 für eine 3BB-Zelle mit jeweils 12 bzw. 6 Lötkontakten pro Busbar auf Vorder- bzw. Rückseite. Durch den Effekt des Druckkontaktes im undegradierten Zustand kommt es zu einer Absenkung des Serienwiderstandes durch geringere Stromdichten in Bereichen hohen Widerstandes, diese effektiv auftretenden r_s -Beiträge sind als Initialzustand angegeben. Die Werte in Klammern geben den Serienwiderstandswert im Ausgangszustand bei einem nicht vorhandenen Druckkontakt an. Die Spalte „Struktur“ spezifiziert dabei, ob die genutzten Wafer uneingekapselt oder im Solarmodul dem TC-Test ausgesetzt und währenddessen charakterisiert wurden. Die zugrundeliegenden Geometrieparameter und Widerstandswerte sind in Anhang 9.2, Tab. 9.1 zusammengefasst.

Beitrag		r_s Initial [$\Omega \text{ cm}^2$]	Δr_s TC [$\Omega \text{ cm}^2$]	Struktur	Parameteränderung
Ag-Si Kontaktwid.	r_c	0,06	0,00	uneing.	
Ag-Grid	r_{grid}	0,18	0,00	uneing.	
Fingerunterbr.	FU	0,00	0,03	Modul	$\Delta N_{\text{FU}} = +11,7$
Vorderseitenbusbar	r_{bb}	0,02 (0,05)	0,03*	uneing.	
Al-Si Kontaktwid.	$r_{c-\text{LCO}}$	0,04	0,02	Modul	$\Delta \rho_c = +1 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$
Al Rückseitenmet.	r_{Al}	0,06 (0,08)	0,09**	Modul	$\Delta R_{\text{sh-Al}} = +20 \text{ m}\Omega \text{ sq}$
AgAl-Legierung	r_{AgAl}	0,03 (0,06)	0,05**	Modul	$\Delta R_{\text{AgAl}} = +20 \text{ m}\Omega \text{ mm}$
Druckkontakt	r_{pc}			Modul	
Vorderseite		0,02 (0,00)	0,00	Modul	$\Delta \rho_{\text{pc}} = +84 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$
Rückseite		0,03 (0,00)	0,00	Modul	$\Delta \rho_{\text{pc}} = +246 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$
Lötkontakt	r_{sc}				
Vorderseite		0,02 (0,04)	0,11**	Modul	$\Delta R_{\text{sc}} = +10 \text{ m}\Omega$
Rückseite		0,01 (0,02)	0,10**	Modul	$\Delta R_{\text{sc}} = +6 \text{ m}\Omega$
Lötbändchen	r_t				
Vorderseite		0,27	0,00	Modul	
Rückseite		0,22 (0,25)	0,02*	Modul	
Zwischensumme		0,96 (1,05)	0,45		
Wafer	r_{bulk}	0,18	0,00		
Emitter	r_{em}	0,17	0,00		
Summe		1,31 (1,40)	0,45		

* Effekt der Widerstandserhöhung beruht ausschließlich auf dem Verlust des Druckkontaktes und dem dadurch geänderten Stromflussmuster, siehe Kap. 6.7.

** Zusätzlich zur Widerstandserhöhung durch Stromflussmusteränderung infolge des ρ_{pc} -Anstieges kommt es zu einer Degradation der Widerstandskomponente selbst.

Der r_s der Metallisierung im Ausgangszustand ist dominiert von der Vorderseite, als Kompromiss zwischen optischen und elektrischen Verlusten. Ungefähr $\frac{2}{3}$ der Serienwiderstandsverluste

entfallen auf diese Ohmschen Leiterverluste, welche durch Erhöhung der Finger- und Busbaranzahl in den letzten Jahren bereits signifikant gesenkt wurden [6]. Des Weiteren zeigt sich ein Einfluss der *PERC*-Rückseitenmetallisierung, vor allem über den rückseitigen Schichtwiderstand und AgAl-Legierungsbereich. Beide Effekte wurden erstmals für eine *PERC*-Solarzelle im Hinblick auf ihre reale Metallisierungsgeometrie quantifiziert.

Hinsichtlich der Verschaltung konnte zudem nachgewiesen werden, dass im Ausgangszustand durch das Auftreten eines Druckkontaktes zwischen Lötbandchen und Metallisierung ein positiver r_s -Effekt erzielt wird, welcher durch Änderung des Stromflussmusters die r_s -Effekte der Rückseitenmetallisierung und des Vorderseitenbusbars abschwächt.

Im Hinblick auf die TC-induzierte Degradation wird deutlich, dass die Vorderseitenmetallisierung der Solarzelle nahezu keinen Beitrag zur Degradation leistet, die Alterungseffekte auf der Zellrückseite sowie an der Zellverschaltung hingegen signifikant zu dieser beitragen. Insgesamt muss so von einem r_s -Anstieg von bis $\sim 0,45 \Omega \text{ cm}^2$ nach TC400 ausgegangen werden. Dieser entspricht in Bezug auf eine zu dieser Zeit typischen *cz-PERC*-Zelle² mit einem $\eta = 20,7\%$ einem η -Verlust von $\sim 0,66\%_{abs}$.

Eine genaue Aufteilung der r_s -Beiträge im Ausgangszustand und nach Degradation kann der Tab. 6.4 entnommen werden. In der Zusammenstellung ist auch der Effekt des Druckkontaktwiderstandes aufgeführt, welcher im Initialzustand das Stromflussmuster derart ändert, dass es im Vergleich zur reinen Addition der analytisch berechenbaren Beiträge (Werte in Klammern) zu einer Reduktion des r_s um $0,09 \Omega \text{ cm}^2$ kommt. In der Übersicht wird deutlich, dass vor allem auf der Rückseite die Lötstellen im Ausgangszustand umgangen werden, da der Widerstand in diesem Bereich aufgrund der AgAl-Legierung und dem Lötkontakt vergleichsweise hoch ist.

Aufgrund der schnellen Degradation des Druckkontaktes ändert sich das Stromflussmuster allerdings bereits nach 50 TC-Zyklen und der Verlust des Druckkontaktes äußert sich durch den r_s -Anstieg um dessen vormals r_s -senkenden Effekt. Dieser ist in der Spalte „ Δr_s TC“ inkludiert, sodass für die betroffenen Bereiche wie z.B. die AgAl-Legierung der r_s -Anstieg nach TC400 mit $0,03 \Omega \text{ cm}^2$ durch den Druckkontaktverlust verursacht ist und lediglich $0,02 \Omega \text{ cm}^2$ aus der eigentlichen Degradation der Legierung durch einen R_{AgAl} -Anstieg um $+20 \text{ m}\Omega \text{ mm}$ herrühren. Für die im Rahmen der Arbeit untersuchten Solarzellen sind die jeweils typischen Parameteränderungen nach 400 TC-Zyklen in der letzten Spalte vermerkt. Diese besitzen jedoch keine Allgemeingültigkeit und müssten entsprechend für neue Pasten oder Prozesse neu bestimmt werden.

Die für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Solarzellen typischen Degradationswerte aus Tab. 6.4 werden in Abb. 6.26 mit dem Degradationsverlauf der lötfehlerfreien Referenzmodule aus Abs. 6.7.2 verglichen. Die so zusammengestellten Parameter zeigen eine sehr gute Übereinstimmung mit den Modulergebnissen und beschreiben die Degradation vollständig. Wie bereits in Tab. 6.4 zusammengefasst, entfällt der größte Anteil an dieser auf die Zellverschaltung (ρ_{sc} und ρ_{pc}), gefolgt von der Rückseitenmetallisierung R_{sh-Al} . Auch dieser Degradationsverlauf zeigt wieder sehr deutlich den initial schnellen Anstieg bis zum ersten Messpunkt bei TC50, bedingt durch den ansteigenden ρ_{pc} .

Wie bereits ausgeführt, sind die Beiträge zum r_s -Anstieg als stark abhängig von den genutzten Prozessparametern bzw. Materialien anzusehen. In den Untersuchungen konnte beispielhaft gezeigt werden, dass die Degradation der Rückseitenmetallisierung sowohl von der genutzten Metallisierungspaste, als auch deren Pastenauftrag abhängig ist. Als Haupteinfluss konnte die Leitfähigkeitsabnahme des AlSi-Bereiches herausgearbeitet werden, welche in Wechselwirkung mit der LCO-Orientierung den Anstieg des rückseitigen R_{sh} hervorruft. Noch größere Prozessabhängigkeiten konnten für den R_{AgAl} gefunden werden, welcher im Ausgangszustand stark durch die genutzten Pasten und deren jeweiligen Schichtdicken beeinflusst wird. Erstmals charakterisiert und beschrieben zeigte sich hierbei eine starke Korrelation zwischen R_{AgAl} und

²mit: $V_{oc} = 656,8 \text{ mV}$; $j_{sc} = 40,1 \text{ mA/cm}^2$, $j_{MPP} = 38,1 \text{ mA/cm}^2$

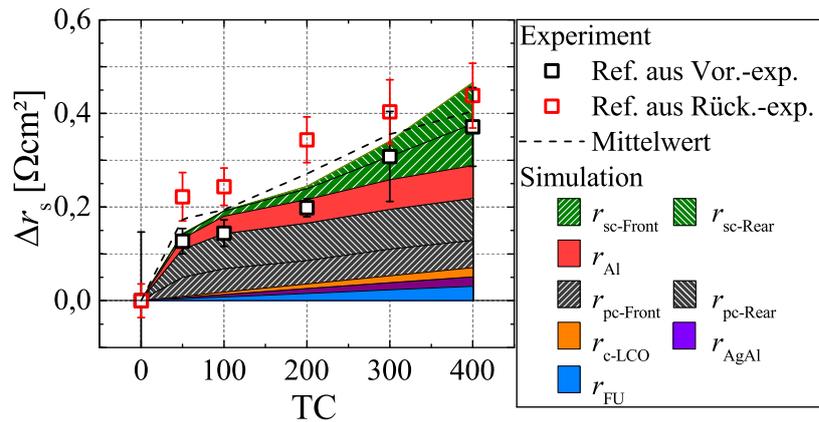


Abb. 6.26: Verlauf der r_s -Degradation bezogen auf den jeweiligen Initialwert der Referenz-Proben aus den Versuchen zur ρ_{pc} -Bestimmung auf Vorder- bzw. Rückseite (Module ohne Lötfehler; siehe Abs. 6.7.2) inkl. der Verlustaufteilung nach den in Tab. 6.4 bestimmten Degradationen.

dem Metallisierungslayout, vor allem in Bezug auf den r_s -Beitrag im Ausgangszustand.

Gleichzeitig lässt sich feststellen, dass die Degradation im Vergleich zur *BSF*-Zelle in den untersuchten Zellen nicht schwerwiegend erhöht ist. Da *PERC*- und *BSF*-Zellen die gleiche Vorderseitenmetallisierung und das gleiche Verschaltungskonzept nutzen, liegen die Unterschiede allein in der neuen Rückseitenmetallisierung der *PERC*-Zellen begründet. Im Falle der untersuchten Solarzellen ergibt sich demnach zwischen beiden Technologien ein Δr_s von $0,11 \Omega \text{ cm}^2$, wobei durch den r_{Al} ein Anteil von $0,07 \Omega \text{ cm}^2$ bedingt ist und r_{AgAl} und r_{c-LCO} je $0,02 \Omega \text{ cm}^2$ beitragen. Denn für die *BSF*-Zellen konnte keine r_{Al} relevante $R_{sh-AlSi}$ -Degradation festgestellt werden. Damit liegt der η -Verlust der *PERC*-Zelle gegenüber der *BSF*-Referenz bei $\sim 0,16\%$ und damit noch weit unter dem, was durch die *PERC*-Technologie gegenüber *BSF* an Effizienz gewonnen ($> 1\%_{abs}$) wird [22].

Allerdings besteht ein gewisses Risiko, dass die Al-Pasten der *PERC*-Zellen eine erhöhte Degradation aufweisen (vergl. Anhang 9.6), was für die *BSF*-Pasten in keinem Versuch festgestellt wurde. Entsprechend ist eine Überprüfung des Degradationsverhaltens als Standard-Test vor der Einführung einer neuen Paste zu empfehlen. Dafür bietet sich der TC-Test an uneingekapselten Zellen an, denn diese haben wie in Abschnitt 6.4.4 beschrieben eine schnellere Degradation im Vergleich zum Modulfall aufgezeigt, welche sich durch einen festen Faktor vom Modulfall unterschied. Die Beschleunigung wird daher für das Vergleichen verschiedener Pasten als vorteilhaft angesehen.

7 Optimierung der Zellmetallisierung zur verbesserten Langzeitstabilität

Die im Kapitel 6 vorgestellten Ergebnisse zeigten bereits die enge Wechselwirkung der einzelnen Degradationseffekte auf die Gesamtentwicklung des r_s während der beschleunigten Alterungstests. Der entscheidende Parameter ist dabei neben dem Widerstand der einzelnen Komponenten vor allem das Stromflussmuster und damit die lokale Stromdichte in den jeweiligen Bereichen.

Das Stromflussmuster wird dabei vor allem durch das gewählte Metallisierungslayout und das Auftreten von Prozessfehlern bestimmt. Es kann sich allerdings, wie bereits dargestellt, durch den Einbau der Solarzelle in ein Modul aufgrund von Effekten wie dem ρ_{pc} mitunter auch ändern. Es gilt daher immer die Wechselwirkung verschiedener Komponenten einzubeziehen, wobei die Maßgabe sein muss, den Serienwiderstandseffekt im degradierten Solarmodul zu minimieren.

7.1 Vorderseite

Eine Optimierung der feinen Silber-Finger auf der Zellvorderseite und damit des r_c und r_{grid} im Sinne der Zuverlässigkeit ist nicht erforderlich, da sich die Serienwiderstandsbeiträge während des TC-Tests als stabil erwiesen haben. Im Gegensatz sind sie von größter Bedeutung für den Wirkungsgrad und unterliegen strengen Optimierungsborgaben hinsichtlich optischer und elektrischer Verluste.

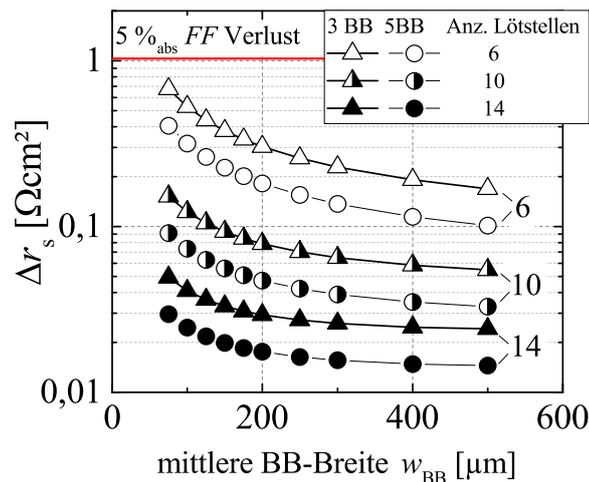


Abb. 7.1: Aus der numerischen COMSOL-Simulation bestimmter r_s -Effekt durch den Anstieg des ρ_{pc} von 1 auf $85 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$ in Abhängigkeit der mittleren Busbarbreite und Lötkontakt-Anzahl von 6, 10 und 14 Lötstellen pro Busbar mit einem Durchmesser von jeweils $1,4 \text{ mm}$ einer 6^+ -Zelle.

Durch die Untersuchungen des ρ_{pc} auf der Zellvorderseite konnte gezeigt werden, dass der Druckkontaktwiderstand zwischen Lötbandchen und Busbar einen Einfluss auf das Stromflussmuster und damit den r_s aufweist. Durch den Verlust dieses Kontaktes kommt es in Abhängigkeit des R_{Lb} und des Lötkontaktabstandes zu einem Serienwiderstandsanstieg im

Modul während der Degradation. Die numerische Simulation wurde deshalb dazu verwendet diese Degradation abzuschätzen.

Aufgrund hoher Kosten der Silbermetallisierung im Herstellungsprozess ist ein geringer Pastenauftrag im Bereich der Busbars ein wirtschaftliches Ziel der Solarzellenhersteller. Dies kann zum einen durch die Verringerung der Pastenhöhe im Bereich des Busbars oder zum anderen durch die Nutzung sehr schmaler Strukturen erfolgen. Da mit abnehmender Strukturbreite sowohl ein Anstieg des R_{Lb} als auch eine Verminderung der Kontaktfläche zwischen Lötbandchen und Busbar einhergeht, stellen schmale Strukturen die ungünstigste Konfiguration hinsichtlich des Effektes auf den ρ_{pc} -Verlusts dar.

In Abb. 7.1 ist der erwartete r_s -Anstieg durch den Verlust des Druckkontaktes abgebildet. Es wird deutlich, dass eine 3BB-Zelle mit lediglich 6 Lötkontakten und einer mittleren Busbarbreite von $100\ \mu\text{m}$ nur durch den Verlust der Druckkontaktes einen Serienwiderstandsanstieg von $0,5\ \Omega\ \text{cm}^2$ erfährt. In diesem Fall ist die als Bewertungskriterium gewählte maximale Degradation von 5% bereits zur Hälfte ausgeschöpft. Die Nutzung von 5BB pro Zelle skaliert den Effekt entsprechend linear herunter, da die Stromdichte pro Busbar direkt über deren Anzahl skaliert. Der r_s -Anstieg reduziert sich entsprechend auf einen immer noch hohen Wert von $0,3\ \Omega\ \text{cm}^2$.

Erst eine zusätzliche Erhöhung der Lötkontaktanzahl bei 5BB auf ≥ 10 reduziert den Effekt auf $\leq 0,1\ \Omega\ \text{cm}^2$ und damit einen geringen FF -Verlust. Die 5BB-Technologie erlaubt so die Nutzung sehr schmaler Busbars und somit eine Reduktion des Pastenauftrages pro Busbar bzw. der Metallisierungskosten. Zusätzlich äußern sich die kleineren Busbar-Busbar Abstände in einem deutlich verringerten r_{grid} , der den Ausgangswert des r_s signifikant senken kann.

7.2 Rückseite

Im Bezug auf die Komponenten der Rückseitenmetallisierung konnte lediglich der LCO-Kontaktwiderstand als stabil ermittelt werden. Alle weiteren Komponenten weisen eine Degradation während des TC-Tests auf. Die Auswirkungen der jeweiligen Alterungserscheinungen wirken sich je nach Metallisierungslayout auf den r_s der Solarmodule aus, wobei wie auf der Vorderseite eine Änderung des Druckkontaktes zwischen Lötbandchen und Metallisierung das Stromflussmuster während des TC-Tests ändert.

Hinsichtlich der Degradation muss das allgemeine Ziel der Optimierung eine Senkung der Stromdichte sein. Erreichbar wird dies durch eine Erhöhung der Busbar-Anzahl, bspw. von 3 auf 5, oder Silber-Pad-Anzahl pro Busbar. Zusätzlich zur reinen Anzahl an Löt-Pads muss jedoch auch die Länge des Überlappbereiches, kumuliert für alle Löt-Pads, berücksichtigt werden, da speziell in diesem ein hoher spezifischer Widerstand auftritt.

Die Optimierung ist dementsprechend eine Abwägung verschiedener Faktoren, wobei die Erhöhung der Busbar-Anzahl ein naheliegender Schritt ist, da dies auf der Zellvorderseite hinsichtlich des Wirkungsgrades vorteilhaft ist. Diese Anpassung ist entsprechend in den letzten Jahren in der Zellfertigung umgesetzt worden [109].

Eine Validierung der Simulationsergebnisse wurde mit Hilfe von 5BB-Zellen durchgeführt, für welche neben der größeren BB-Anzahl eine Al-Paste mit reduzierter Degradation verwendet wird. Die simulative Untersuchung wurde an eingekapselten und uneingekapselten Solarzellen durchgeführt, welche mittels R_{rear} -Messung auf Degradation der Rückseitenmetallisierung (uneing. Zelle) und Dunkelkennlinien-Messung (Modul, vergl. Kap. 4.3.5) hinsichtlich r_s -Degradation untersucht wurden. Die auf Zellebene bestimmten Messwerte wurden genutzt, um mittels COMSOL-Simulation den r_s auf Modulebene nachzustellen und mit den experimentellen Werten zu vergleichen.

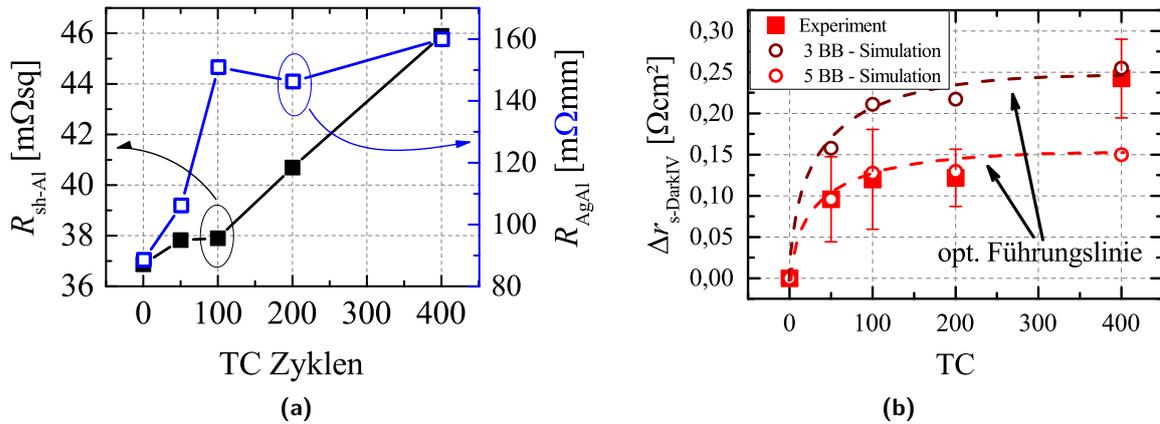


Abb. 7.2: a) Degradation des rückseitigen R_{sh} und R_{AgAl} der Metallisierung uneingekapselter 5BB Solarzellen während des TC-Test, sowie b) die r_s -Degradation der in Solarmodulen eingekapselten Zellen, bestimmt aus Dunkelkennlinienmessungen und die aus den Zelldaten errechnete Degradation.

Aus dem auf Zellebene gemessenen R_{rear} wurde der R_{sh} der Rückseitenmetallisierung berechnet (siehe Kap. 4.3.4, S. 47) und in Abb. 7.2 a) dargestellt. Im Verlaufe des TC-Test steigt dieser lediglich um 9 mΩsq an (TC 400) und zeigt damit eine deutlich geringere Degradation als bislang untersuchte Rückseitenpasten. Jedoch zeigt sich, dass der Widerstand der R_{AgAl} auf einem bereits initial hohen Niveau beginnt und im Laufe der Degradation unerwartet stark ansteigt.

Der aus der Dunkelkennlinie bestimmte r_s ist in Abhängigkeit der TC-Zyklen in Abb. 7.2 b) zu sehen. Unter Beachtung der gemessenen Degradation der Rückseitenmetallisierung lässt sich eine r_s -Zunahme von 0,15 Ωcm^2 erwarten. Bis TC 200 stimmt der erwartete Degradationsverlauf auch sehr gut mit dem auf Modulebene gemessenen r_s überein. Einzig bei TC 400 treten Abweichungen auf, welche nicht über die Degradation der Rückseitenmetallisierung beschrieben werden können. Eine mögliche Ursache stellt die Degradation des Lötkontaktwiderstandes dar, welche auch in vorangegangenen Untersuchungen bereits einen schnellen Widerstandsanstieg zwischen TC 200 und 400 gezeigt hat, vergl. Kap. 6.7.

Die gemessene Degradation der Solarmodule ist vor allem von der Widerstandserhöhung im Bereich der AgAl-Legierung bestimmt, was die Gewinne aus der geringen Degradation der Al-Metallisierung kompensiert. In Kombination mit der 5BB-Technologie zeigt sich dennoch eine signifikant reduzierte Degradation gegenüber einer 3BB Zelle mit identischer Rückseitenmetallisierung. Es lässt sich somit zeigen, dass ein angepasstes Metallisierungsdesign die Degradation während des TC-Tests deutlich senken kann.

Ausgehend von den Untersuchungen, zusammengefasst in Kap. 6.8, lässt sich der Einfluss einer geänderten Metallisierungsgeometrie berechnen, um eine geringere Degradation zu erreichen. Wie bereits beschrieben lässt sich durch die Erhöhung der BB-Anzahl zum einen der r_s im Ausgangszustand reduzieren, zusätzlich jedoch auch die erwartete Degradation, siehe Abb. 7.3. Dabei wird von der Verwendung von Lötbandchen mit gleichem Querschnitt ausgegangen. Im Falle einer Reduktion der Querschnittsfläche würden sich der r_t der 5BB-Module entsprechend erhöhen.

Im Vergleich zu den in der Arbeit untersuchten Zellen mit 3 Busbars führt die Nutzung von 5 Busbars bei ansonsten identischer Konfiguration zu einer r_s -Reduktion um 0,4 Ωcm^2 , bedingt durch geringere Verluste in den Lötbandchen und Grid-Fingern. Die dafür verantwortlichen lokal reduzierten Stromdichten führen ebenso zur Verringerung der Degradationseffekte, sodass Δr_s von 0,4 auf 0,23 Ωcm^2 zurückgeht. Dabei findet eine Verbesserung in etwa gleich verteilt für alle Degradationsursachen statt und reduziert die erwarteten FF -Verluste auf $\sim 1,3\%_{abs}$.

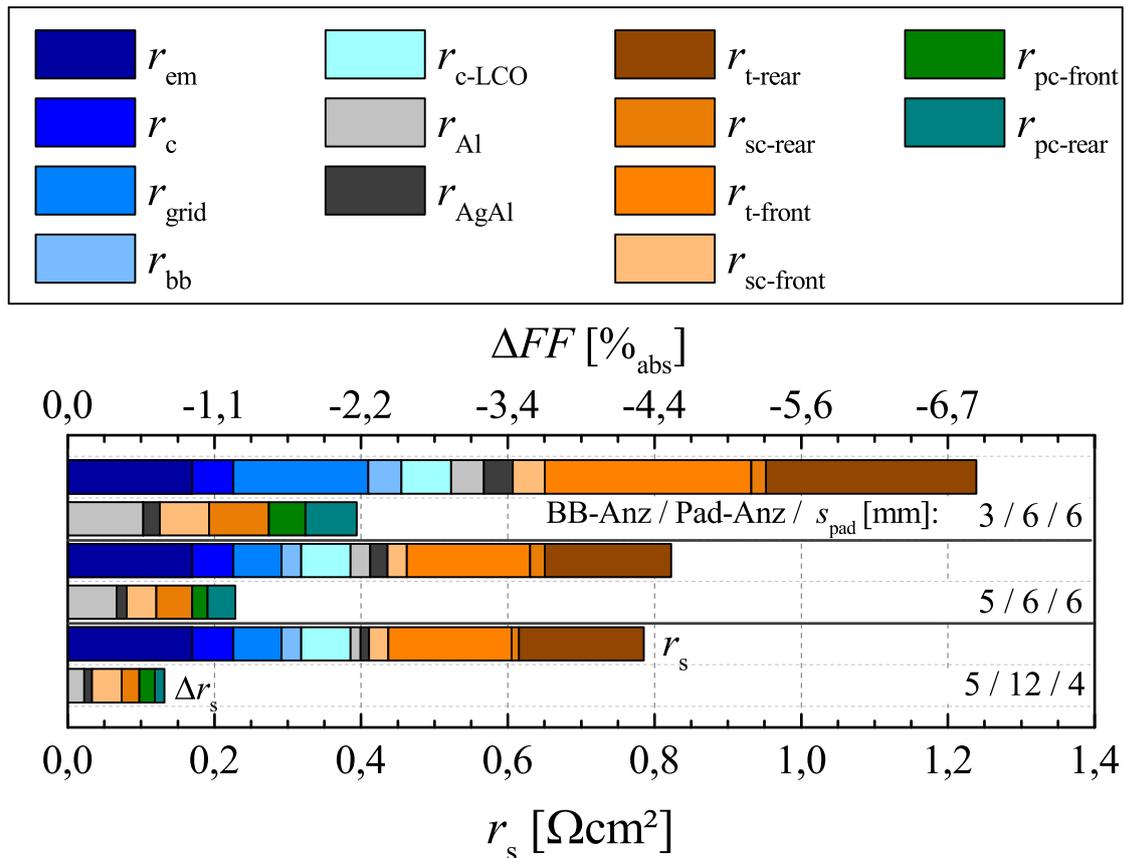


Abb. 7.3: Gegenüberstellung des r_s , hervorgerufen durch Metallisierung und Verschaltung, im Ausgangszustand und der erwarteten Degradation Δr_s für verschiedene Metallisierungsgeometrien mit den in Abschnitt 6.8 zusammengefassten Degradationseigenschaften der Metallisierungsbereiche bis TC 400. Die FF -Änderung wurde auf Grundlage einer zum Zeitpunkt der Untersuchung üblichen *cz-PERC*-Solarzelle mit $j_{sc} = 40,1 \text{ mA/cm}^2$ und $V_{oc} = 656,8 \text{ mV}$ berechnet.

Die größte Einzelkomponente stellt daher wie bereits in der Standard Konfiguration mit $0,07 \Omega \text{ cm}^2$ der r_{Al} dar.

Eine Optimierung hinsichtlich der Degradation der Rückseite könnte durch eine Erhöhung der Pad-Anzahl erreicht werden. In Abb. 7.3 ist der Unterschied zwischen 6 und 12 Pads pro Rückseitenbusbar zu sehen. Die Erhöhung auf die Anzahl der vorderseitigen Lötstellen wird den Ausgangszustand lediglich minimal beeinflussen. Die Degradation nach TC 400 sinkt jedoch noch einmal auf nunmehr $0,13 \Omega \text{ cm}^2$ und führt im Vergleich 3BB-Variante zu einem Effizienzgewinn von $\sim 0,43\%_{\text{abs}}$.

Vor allem der noch weiter geminderte Einfluss der degradierenden Rückseitenmetallisierung macht sich dabei positiv bemerkbar. Auch sinkt durch die erhöhte Anzahl an Lötstellen der Effekt des nachlassenden Druckkontaktes zwischen Lötbandchen und Metallisierung (r_{pc}). Durch die insgesamt größere Kontaktlänge zwischen Al- und Ag-Metallisierung sinkt ebenfalls der Einfluss des R_{AgAl} , was gerade in Hinblick auf eine mögliche erhöhte R_{AgAl} Degradation vorteilhaft ist. Analog zur Vorderseite ergibt sich zudem eine erhöhte Sicherheit gegenüber einzelnen ausgefallenen Lötstellen, sodass insgesamt eine erhöhte Resistenz gegenüber Lötstellen-Degradation bzw. Prozessfehlern existiert.

Nachteilig ist allerdings die Erhöhung des Silber-Pastenverbrauches auf der Zellrückseite. Trotz Verkürzung der einzelnen Pads erhöht sich bei ansonsten gleichen Dimensionen der Verbrauch um $\sim 40\%$. Auch wenn der Pastenverbrauch auf der Zellrückseite nicht die größte Kostenkomponente darstellt, sind die mit der Erhöhung verbundenen Kosten als großes

Hemmnis anzusehen. Eine Option stellt die Nutzung schmalerer Pads dar, was allerdings auch höhere Anforderungen an die automatisierte Herstellung der Zellverschaltung stellt und natürlich auch für eine geringere Pad-Anzahl umsetzbar wäre. Bei reiner Betrachtung des Ausgangszustandes vor eintretender Degradation scheint die Nutzung einer verdoppelten Pad-Anzahl daher unwirtschaftlich und muss als langfristige Investition in die Haltbarkeit und Zuverlässigkeit der Solarzellen bzw. -module gesehen werden.

8 Zusammenfassung

Die weitreichende Einführung der PERC- (passivated emitter and rear cell) als Ersatz für die lange Zeit dominierende BSF-Technologie hat die Solarzellenherstellung in den letzten Jahren maßgeblich verändert. Die vorliegende Arbeit hat diese Technologieumstellung begleitet, um die stark veränderte Metallisierung und davon beeinflussten elektrischen und mechanischen Eigenschaften der Solarzellen hinsichtlich ihrer Zuverlässigkeit zu charakterisieren.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde daher der Serienwiderstandsbeitrag der deutlich komplexeren PERC-Metallisierung initial im Ausgangszustand detailliert analysiert. Nachfolgend wurden die Beiträge dieser Solarzellenmetallisierung sowie der damit eng verknüpften Zellverschaltung zur Zuverlässigkeit untersucht. Eine beschleunigte Alterung erfolgte dafür durch den TC-Test, welcher als thermomechanischer Belastungstest die Degradation dieser Komponenten beschleunigt. Die Analyse erfolgte sowohl im initialen Zustand nach der Zell- bzw. Modulherstellung als auch durch definierte Entnahmen während des TC-Tests. Durch die Verwendung speziell entwickelter Teststrukturen und Messmethoden konnte der Serienwiderstandseffekt der Metallisierung in seine Einzelkomponenten unterteilt und somit detailliert betrachtet werden. Die experimentellen Untersuchungen wurden dabei um numerische Simulationen mittels COMSOL Multiphysics erweitert und die experimentellen Ergebnisse dadurch validiert. Im Detail bedeutet dies, dass die an Teststrukturen und Modulen gewonnenen Widerstandswerte erfolgreich genutzt wurden, um mittels IV-Messung bestimmte Parameter bzw. deren Degradation nachzustellen und so die Zuordnung der Verlustanteile zu den einzelnen Widerstandskomponenten zu ermöglichen.

Durch die Untersuchung der zu dieser Zeit typischen Solarzellen mit 3 Busbars (3BB-Solarzellen) konnte ein flächengewichteter Serienwiderstandsbeitrag (r_s) der neuen Rückseitenmetallisierung von $0,18 \Omega \text{ cm}^2$ verzeichnet werden, welcher somit etwa 40 % des gesamten Metallisierungsbeitrages ausmacht und einen Effizienzverlust η von ca. $-0,26 \%$ zur Folge hat. Im Rahmen dieser Arbeit wurde zur Bestimmung des Serienwiderstandes erstmals der Anteil der Silber-Aluminium-Legierung an diesem untersucht und mit einem Wert von $0,06 \Omega \text{ cm}^2$ ermittelt, welcher dementsprechend einen $\Delta\eta$ von ca. $-0,09 \%$ hervorruft. Die detaillierte Charakterisierung der Legierungsbildung im Kontext der Wechselwirkung mit verschiedenen Prozessparametern und Metallisierungspasten offenbarte zudem eine Schädigung der Oberflächenpassivierung im Legierungsbereich, welche die Leerlaufspannung der Solarzellen um 1-2 mV absenkte. Durch Variation des Metallisierungsdesigns konnten diese beiden Effekte der AgAl-Legierung hinsichtlich ihrer gegenseitigen Wechselwirkung untersucht werden. Dabei konnten durch Festlegung von Richtlinien für das Metallisierungsdesign Vorschläge zur Verlustminimierung aufgezeigt werden.

Neben dem bereits in der Literatur umfangreich untersuchten Serienwiderstandsbeitrag der lokalen Al-Si-Kontakte der PERC-Solarzellen ($r_s = 0,04 \Omega \text{ cm}^2$, $\Delta\eta = -0,06 \%$) wurde der Widerstandsbeitrag durch den lateralen Stromfluss innerhalb der Rückseitenmetallisierung mit $0,08 \Omega \text{ cm}^2$ quantifiziert ($\Delta\eta = -0,12 \%$), welcher maßgeblich durch die Al-Si-Legierungsbildung im Bereich der lokalen Rückseitenkontakte hervorgerufen wird. Dadurch ergab sich ein Einfluss des Designs der lokalen Kontakte auf den Serienwiderstand, welcher in der Arbeit diskutiert wurde und aus welchem entsprechende Hinweise zur Optimierung der Metallisierung getroffen werden konnten.

Die daran angeschlossenen Untersuchungen zur Zellverschaltung und Degradation auf Modulebene zeigten eine Serienwiderstandserhöhung um $0,45 r_s$ und damit einen $\Delta\eta$ von $-0,66\%_{abs}$ nach 400 TC-Zyklen. Dabei wurde der bislang in der Literatur nicht beschriebene Effekt des Druckkontaktes zwischen Zellverbindern und Metallisierung nachgewiesen. Dieser zwischen den Lötbandchen und der Metallisierung existierende elektrische Kontakt, welcher auf der im Modul auftretenden Anpresskraft zwischen beiden Komponenten beruht, beeinflusst das Stromflussmuster innerhalb der Metallisierung nachweislich und führte so zu einer Minderung der Serienwiderstandsverluste im Ausgangszustand (direkt nach dem Modulbau) um $-0,09 \Omega \text{ cm}^2$ ($\Delta\eta = +0,13\%_{abs}$). Dieser vorteilhafte Umstand ging jedoch bereits nach kurzer thermomechanischer Belastung verloren und führte somit zu einer schnellen Verschlechterung der Moduleffizienz zu Beginn des TC-Tests.

Des Weiteren konnte aufgezeigt werden, dass sich durch 400 durchgeführte Temperaturwechsel r_s -Beiträge der lokalen Al-Si-Kontakte und der AgAl-Legierung von jeweils $0,02 \Omega \text{ cm}^2$ ($\Delta\eta = -0,03\%_{abs}$) ergeben. Ein deutlich größerer Degradationsbeitrag konnte für die Rückseitenmetallisierung der untersuchten Zellen bestimmt werden. Hervorgerufen durch die hohe Degradation im Bereich der AlSi-Legierung steigt der Serienwiderstandsbeitrag für die untersuchten Zellen um $0,07 \Omega \text{ cm}^2$ ($\Delta\eta = -0,10\%_{abs}$). Die Ursache dieser starken Widerstandserhöhung konnte allerdings auch nach umfänglicher experimenteller Variationen und Mikrostrukturanalysen nicht abschließend geklärt werden.

Außerdem konnte anhand von Teststrukturen eine Degradation des Lötkontaktwiderstandes auf der Vorder- und Rückseite der Zelle bestimmt werden. Für die untersuchte Konfiguration mit 12 Lötstellen auf der Vorder- und 6 auf der Rückseite betrug der Beitrag des Lötkontaktwiderstandes an der r_s -Degradation insgesamt $0,15 \Omega \text{ cm}^2$ ($\Delta\eta = -0,22\%_{abs}$).

Die durchgeführte genaue Zuordnung der einzelnen Komponenten der Degradation zu bestimmten Bereichen ermöglichte die numerische Simulation von Metallisierungsdesigns, mit dem Ziel, eine geringere Degradation zu erreichen. Mittels dieser konnte durch die simulative Verdopplung der rückseitigen Lötkontakte auf 12 pro Busbar, bei gleichzeitiger Erhöhung der Busbaranzahl auf 5, das Potential einer um $0,29 \Omega \text{ cm}^2$ verringerten Serienwiderstandsdegradation aufgezeigt werden, welche nach TC400 in einer um $0,43\%_{abs}$ höheren Effizienz resultieren würde. Die Arbeit bietet somit die Grundlage für die Zuordnung der durch den Serienwiderstand bedingten Verluste und stellt die dafür notwendigen Charakterisierungsverfahren vor. Mit dem Ziel, die Degradation der Solarmodule zu verringern und somit eine längere Nutzung zu ermöglichen wurden zudem Vorschläge zur Auslegung des Metallisierungsdesigns gegeben.

Referenzen

- [1] M. A. Green, „Silicon Photovoltaic Modules: A Brief History of the First 50 Years“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, Jg. 13, S. 447–455, 2005, ISSN: 1062-7995.
- [2] G. Strobl, G. LaRoche, K.-D. Rasch und G. Hey, „From Extraterrestrial to Terrestrial Applications“, in *High-Efficient Low-Cost Photovoltaics*, Ser. Springer series in OPTICAL SCIENCES, V. Petrova-Koch, R. Hezel und A. Goetzberger, Hrsg., Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2009, S. 7–25.
- [3] W. Hoffman und L. Waldmann, „PV Solar Electricity: From a Niche Market to One of the Most Important Mainstream Markets of Electricity“, in *High-Efficient Low-Cost Photovoltaics*, Ser. Springer series in OPTICAL SCIENCES, V. Petrova-Koch, R. Hezel und A. Goetzberger, Hrsg., Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2009, S. 28–44.
- [4] M. Schmela, *Global Market Outlook: For Solar Power / 2018 - 2022*, SolarPower Europe, Hrsg.
- [5] J. Mandelkorn und J. H. Lamneck, „Simplified Fabrication of Back Surface Electric Field Silicon Cells and Novel Characteristics of such Cells“, *9th Photovoltaic Specialists Conference*, 1972. DOI: [10.1016/0379-6787\(90\)90021-V](https://doi.org/10.1016/0379-6787(90)90021-V).
- [6] T. Dullweber und J. Schmidt, „Industrial Silicon Solar Cells Applying the Passivated Emitter and Rear Cell (PERC) Concept—A Review“, *IEEE Journal of Photovoltaics*, Jg. 6, Nr. 5, S. 1366–1381, 2016, ISSN: 2156-3381. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2016.2571627](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2016.2571627).
- [7] F. Fertig, R. Lantzsich, F. Frühauf et al., „Excessive light-induced degradation in boron-doped Cz silicon PERC triggered by dark annealing“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 200, S. 109968, 2019. DOI: [10.1016/j.solmat.2019.109968](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.109968).
- [8] V. A. Popovich, A. Yunus, M. Janssen et al., „Effect of silicon solar cell processing parameters and crystallinity on mechanical strength“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 95, Nr. 1, S. 97–100, 2011. DOI: [10.1016/j.solmat.2010.04.038](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2010.04.038).
- [9] F. Kaule, W. Wang und S. Schoenfelder, „Modeling and testing the mechanical strength of solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 120, S. 441–447, 2014. DOI: [10.1016/j.solmat.2013.06.048](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2013.06.048).
- [10] J. Käsewiter, F. Haase, M. H. Larrodé und M. Köntges, „Cracks in Solar Cell Metallization Leading to Module Power Loss under Mechanical Loads“, *Energy Procedia*, Jg. 55, S. 469–477, 2014. DOI: [10.1016/j.egypro.2014.08.011](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2014.08.011).
- [11] J. L. Braid, A. J. Curran, J. Sun et al., „EL and I-V Correlation for Degradation of PERC vs. Al-BSF Commercial Modules in Accelerated Exposures“, *Proceedings of 2018 IEEE 7th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (WCPEC)*, S. 1261–1266, 2018. DOI: [10.1109/PVSC.2018.8547420](https://doi.org/10.1109/PVSC.2018.8547420).
- [12] M. A. Green, *Solar Cells - Operating Principles, Technology and System Applications*. Kensington: The University of New South Wales, 1998.
- [13] P. Würfel, *Physik der Solarzelle*, 2. Aufl. Spektrum, Akad. Verl, 2000.

- [14] F. S. Goucher, G. L. Pearson, M. Sparks et al., „Theory and Experiment for a Germanium p–n Junction“, *Physical Review*, Jg. 81, Nr. 4, S. 637–638, 1951, ISSN: 0031-899X. DOI: [10.1103/PhysRev.81.637.2](https://doi.org/10.1103/PhysRev.81.637.2).
- [15] DIN Deutsches Institut für Normung e.V., VDE Verband der Elektrotechnik, Elektronik und Informationstechnik, *Photovoltaische Einrichtungen - Teil 3: Messgrundsätze für terrestrische photovoltaische (PV) Einrichtungen mit Angaben über die spektrale Strahlungsverteilung*, 2017-05.
- [16] A. G. Aberle, S. R. Wenham und M. A. Green, „A New Method for Accurate Measurements of the Lumped Series Resistance of Solar Cells“, *Conference Record of the Twenty Third IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, S. 133–139, 1993-09. DOI: [10.1109/pvsc.1993.347065](https://doi.org/10.1109/pvsc.1993.347065).
- [17] D. Pysch, A. Mette und S. W. Glunz, „A review and comparison of different methods to determine the series resistance of solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 91, Nr. 18, S. 1698–1706, 2007. DOI: [10.1016/j.solmat.2007.05.026](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2007.05.026).
- [18] S. Rißland und O. Breitenstein, „Considering the Distributed Series Resistance in a Two-diode Model“, *Energy Procedia*, Jg. 38, S. 167–175, 2013. DOI: [10.1016/j.egypro.2013.07.264](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2013.07.264).
- [19] A. Mette, „New Concepts for Front Side Metallization of Industrial Silicon Solar Cells“, Dissertation, Albert-Ludwigs-Universität Freiburg im Breisgau, Freiburg im Breisgau, 2007.
- [20] A. W. Blakers, A. Wang, A. M. Milne et al., „22.8% efficient silicon solar cell“, *Applied Physics Letters*, Jg. 55, Nr. 13, S. 1363–1365, 1989, ISSN: 00036951. DOI: [10.1063/1.101596](https://doi.org/10.1063/1.101596).
- [21] *Q.ANTUM Chronik: Forschung. Entwicklung. Serie*. Adresse: <https://www.q-cells.de/produkte/solar-technologie/qantum-technologie.html> (besucht am 24.06.2018).
- [22] F. Fertig, R. Lantzsch, A. Mohr et al., „Mass production of p -type Cz silicon solar cells approaching average stable conversion efficiencies of 22 %“, *Energy Procedia*, Jg. 124, S. 338–345, 2017. DOI: [10.1016/j.egypro.2017.09.308](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.308).
- [23] I. Höger, M. Schaper, A. Mette et al., „Boosting module power by advanced interconnection and p-type Cz silicon solar cell efficiencies exceeding 22% in mass production“, *AIP Conference Proceedings*, Jg. 1999, S. 110 003, 2018. DOI: [10.1063/1.5049312](https://doi.org/10.1063/1.5049312).
- [24] M. Fischer, *International Technology Roadmap for Photovoltaic (ITRPV): Results 2018 including maturity report 2019: Tenth Edition, October 2019*, Mechanical Engineering Industry Association, Hrsg., Frankfurt, 2019.
- [25] P. Saint-Cast, D. Kania, M. Hofmann et al., „Very low surface recombination velocity on p-type c-Si by high-rate plasma-deposited aluminum oxide“, *Applied Physics Letters*, Jg. 95, Nr. 15, S. 151 502, 2009, ISSN: 00036951. DOI: [10.1063/1.3250157](https://doi.org/10.1063/1.3250157).
- [26] D. Sonntag, H. Schlemm, G. Köhler et al., *The MAiA 2.1 platform from Roth&Rau – the latest generation of a highly flexible coating system for the PV industry*, Meyer Burger, Hrsg., 2014.
- [27] E. Urrejola, J. Hong, C. Charpentier et al., „Dielectric Capping Layers for High Efficiency Rear Passivated Silicon Solar Cells“, *Proceedings of the 29th EUPVSEC*, S. 1337–1341, 2014. DOI: [10.4229/EUPVSEC20142014-2CV.4.24](https://doi.org/10.4229/EUPVSEC20142014-2CV.4.24).

-
- [28] G. Dingemans und W. M. M. Kessels, „Status and prospects of Al₂O₃-based surface passivation schemes for silicon solar cells“, *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, Jg. 30, Nr. 4, S. 040 802, 2012, ISSN: 07342101. DOI: [10.1116/1.4728205](https://doi.org/10.1116/1.4728205).
- [29] S. Gatz, H. Hannebauer, R. Hesse et al., „19.4%-efficient large-area fully screen-printed silicon solar cells“, *physica status solidi (RRL) - Rapid Research Letters*, Jg. 5, Nr. 4, S. 147–149, 2011, ISSN: 18626254. DOI: [10.1002/pssr.201105045](https://doi.org/10.1002/pssr.201105045).
- [30] Markus Fischer, Rulong Chen, Qi Wang et al., *International Technology Roadmap for Photovoltaic Results (ITRPV): 2017 Results*, VDMA Photovoltaic Equipment, Hrsg., 2018.
- [31] J. Bangali, S. Rane, G. Phatak und S. Gangal, „Silver thick film pastes for low temperature co-fired ceramics: Impact of glass frit variation“, *Soldering & Surface Mount Technology*, Jg. 20, Nr. 3, S. 41–46, 2008, ISSN: 0954-0911. DOI: [10.1108/09540910810885714](https://doi.org/10.1108/09540910810885714).
- [32] K.-K. Hong, S.-B. Cho, J. S. You et al., „Mechanism for the formation of Ag crystallites in the Ag thick-film contacts of crystalline Si solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 93, Nr. 6-7, S. 898–904, 2009. DOI: [10.1016/j.solmat.2008.10.021](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2008.10.021).
- [33] G. Schubert, F. Huster und P. Fath, „Physical understanding of printed thick-film front contacts of crystalline Si solar cells—Review of existing models and recent developments“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 90, Nr. 18-19, S. 3399–3406, 2006. DOI: [10.1016/j.solmat.2006.03.040](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2006.03.040).
- [34] C. Xu, M. Fies und N. Willenbacher, „Impact of Wall Slip on Screen Printing of Front-Side Silver Pastes for Silicon Solar Cells“, *IEEE Journal of Photovoltaics*, Jg. 7, Nr. 1, S. 129–135, 2017, ISSN: 2156-3381. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2016.2626147](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2016.2626147).
- [35] J.-S. Jiang, J.-E. Liang, H.-L. Yi et al., „Performances of screen-printing silver thick films: Rheology, morphology, mechanical and electronic properties“, *Materials Chemistry and Physics*, Jg. 176, S. 96–103, 2016, ISSN: 02540584. DOI: [10.1016/j.matchemphys.2016.03.032](https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2016.03.032).
- [36] G. Schubert, „Thick Film Metallisation of Crystalline Silicon Solar Cells: Mechanism, Models and Applications“, Diss., Universität Konstanz, 2006.
- [37] J. Hoornstra, A. W. Weeber, H. C. d. Moor und W. C. Sinke, „The importance of paste rheology in improving fine line, thick film screen printing of front side metallization“, *Proceedings of the 14th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, 1997.
- [38] K.-K. Hong, S.-B. Cho, J.-Y. Huh et al., „Role of PbO-based glass frit in Ag thick-film contact formation for crystalline Si solar cells“, *Metals and Materials International*, Jg. 15, Nr. 2, S. 307–312, 2009, ISSN: 1598-9623. DOI: [10.1007/s12540-009-0307-1](https://doi.org/10.1007/s12540-009-0307-1).
- [39] S. Kontermann, „Characterization and Modeling of Contacting Crystalline Silicon Solar Cells“, Diss., 2009.
- [40] H. Chu, P. Preis, J. Lossen et al., „Impact of the Presence of Busbars During the Fast Firing Process on Contact Resistances“, *IEEE Journal of Photovoltaics*, Jg. 8, Nr. 4, S. 923–929, 2018, ISSN: 2156-3381. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2018.2828824](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2018.2828824).
- [41] M.-I. Jeong, S.-E. Park, D.-H. Kim et al., „Transmission Electron Microscope Study of Screen-Printed Ag Contacts on Crystalline Si Solar Cells“, *Journal of The Electrochemical Society*, Jg. 157, Nr. 10, H934, 2010, ISSN: 00134651. DOI: [10.1149/1.3473812](https://doi.org/10.1149/1.3473812).
- [42] M. Beutel, M. Beutel, A. Lewis et al., „Fine line metallization by novel coextrusion technology for next generation solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 131, S. 64–71, 2014, ISSN: 09270248. DOI: [10.1016/j.solmat.2014.06.006](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2014.06.006).

- [43] A. Fell, K. R. McIntosh, P. P. Altermatt et al., „Input Parameters for the Simulation of Silicon Solar Cells in 2014“, *IEEE Journal of Photovoltaics*, Jg. 5, Nr. 4, S. 1250–1263, 2015, ISSN: 2156-3381. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2015.2430016](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2015.2430016).
- [44] Deutsche Chemische Gesellschaft, Hrsg., *Gmelins Handbuch der anorganischen Chemie: Aluminium: System-Nummer 35*, 8. Auflage, Ser. Teil A - Lieferung 4. Berlin: LAG Chemie GmbH, 1936, ISBN: 978-3540930051.
- [45] F. Huster, „Investigation of the Alloying Process of Screen Printed Aluminium Pastes for the BSF Formation on Silicon Solar Cells“, in *Proceedings of the EU PVSEC 2005*, S. 1466–1469.
- [46] M. Rauer, „Alloying from Screen-printed Aluminum Pastes for Silicon Solar Cell Applications“, Dissertation, Universität Konstanz, Konstanz, 24.11.2014.
- [47] S. Park, J. Song, S. J. Tark et al., „Investigation of Al back contacts and BSF formation by in situ TEM for silicon solar cells“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, Jg. 22, Nr. 8, S. 863–869, 2014, ISSN: 1062-7995. DOI: [10.1002/pip.2322](https://doi.org/10.1002/pip.2322).
- [48] D. E. Urrejola, „Aluminum-Silicon Contact Formation Through Narrow Dielectric Openings: Application To Industrial High Efficiency Rear Passivated Solar Cells“, Dissertation, Universität Konstanz, Konstanz, 23.05.2012.
- [49] J. L. Murray und A. J. McAlister, „The Al-Si (aluminum-silicon) system“, *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, Jg. 1984, Nr. 74, ISSN: 0197-0216.
- [50] J. Krause, R. Woehl, M. Rauer et al., „Microstructural and electrical properties of different-sized aluminum-alloyed contacts and their layer system on silicon surfaces“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 95, Nr. 8, S. 2151–2160, 2011. DOI: [10.1016/j.solmat.2011.03.017](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2011.03.017).
- [51] J. L. Murray und A. J. McAlister, „The Al-Si (Aluminum-Silicon) system“, *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, Jg. 5, Nr. 1, S. 74–84, 1984, ISSN: 0197-0216. DOI: [10.1007/BF02868729](https://doi.org/10.1007/BF02868729).
- [52] S. Shankar, Y. W. Riddle und M. M. Makhlof, „Nucleation mechanism of the eutectic phases in aluminum–silicon hypoeutectic alloys“, *Acta Materialia*, Jg. 52, Nr. 15, S. 4447–4460, 2004, ISSN: 3349128831. DOI: [10.1016/j.actamat.2004.05.045](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.05.045).
- [53] F. Huster, „Aluminium - Back Surface Field: Bow Investigation and Elimination“, in *Proceedings of the EU PVSEC 2005*, Bd. 2005, S. 635–638.
- [54] E. Urrejola, K. Peter, H. Plagwitz und G. Schubert, „Silicon diffusion in aluminum for rear passivated solar cells“, *Applied Physics Letters*, Jg. 98, Nr. 15, S. 153 508, 2011, ISSN: 00036951. DOI: [10.1063/1.3579541](https://doi.org/10.1063/1.3579541).
- [55] J. Wulff, Hrsg., *The Reflectivity of Intermetallic Systems*. 1934, Bd. 24. DOI: [10.1364/JOSA.24.000223](https://doi.org/10.1364/JOSA.24.000223).
- [56] A. Paccagnella, G. Ottaviani, P. Fabbri et al., „Silicon diffusion in aluminium“, *Thin Solid Films*, Jg. 128, Nr. 3-4, S. 217–223, 1985. DOI: [10.1016/0040-6090\(85\)90073-2](https://doi.org/10.1016/0040-6090(85)90073-2).
- [57] J. O. McCaldin, „Diffusivity and Solubility of Si in the Al Metallization of Integrated Circuits“, *Applied Physics Letters*, Jg. 19, Nr. 12, S. 524, 1971, ISSN: 00036951. DOI: [10.1063/1.1653799](https://doi.org/10.1063/1.1653799).
- [58] Y. S. Touloukian, R. K. Kirby, R. E. Taylor und P. D. Desai, *Thermophysical Properties of Matter - the TPRC Data Series: Thermal Expansion Metallic Elements and Alloys*, 12. Aufl. 1975.
- [59] Y. Okada und Y. Tokumaru, „Precise determination of lattice parameter and thermal expansion coefficient of silicon between 300 and 1500 K“, *Journal of Applied Physics*, Jg. 56, Nr. 2, S. 314–320, 1984, ISSN: 0021-8979. DOI: [10.1063/1.333965](https://doi.org/10.1063/1.333965).

-
- [60] R. Mishra, L. Zhao, Z. Zhang et al., „Development of no-rinse screen printable etch paste for contact via in dielectric films: 20 - 25 June 2010, Honolulu, Hawaii ; conference proceedings“, S. 003 536–003 539, 2010. DOI: [10.1109/PVSC.2010.5614195](https://doi.org/10.1109/PVSC.2010.5614195).
- [61] I. Cesar, I. G. Romijn, D. M. Borsa et al., „Benchmark of Open Rear Side Solar Cell With Improved Al-BSF Process at ECN“, *Proceedings of the 23rd EUPVSEC*, 2008. DOI: [10.13140/2.1.1362.3688](https://doi.org/10.13140/2.1.1362.3688).
- [62] A. Uruena, J. John, P. Eyben et al., „Studying Local Aluminum Back Surface Fields (Al-BSF) Contacts Through Scanning Spreading Resistance Microscopy (SSRM) // Studying Local Aluminum Back Surface Fields (Al-BSF) Contacts through Scanning Spreading Resistance Microscopy (SSRM)“, *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, S. 1530–1533, 2011. DOI: [10.4229/26thEUPVSEC2011-2BV.2.38](https://doi.org/10.4229/26thEUPVSEC2011-2BV.2.38).
- [63] T. Boscke, R. Hellriegel, T. Wutherich et al., „Fully screen-printed PERC cells with laser-fired contacts — An industrial cell concept with 19.5% efficiency: 19 - 24 June 2011, Seattle, Washington ; conference proceedings“, S. 003 663–003 666, 2011. DOI: [10.1109/PVSC.2011.6185945](https://doi.org/10.1109/PVSC.2011.6185945).
- [64] E. O. Kirkendall, „Diffusion of zinc in alpha brass“, *Transaction of American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, Jg. 147, Nr. 104, 1942.
- [65] T. Lauermann, A. Zuschlag, S. Scholz et al., „The Influence of Contact Geometry and Sub-Contact Passivation on the Performance of Screen-Printed Al₂O₃ Passivated Solar Cells“, *26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, S. 1137–1143, 2011. DOI: [10.4229/26thEUPVSEC2011-2D0.1.6](https://doi.org/10.4229/26thEUPVSEC2011-2D0.1.6).
- [66] C. Kranz, U. Baumann, B. Wolpensinger et al., „Void formation in screen-printed local aluminum contacts modeled by surface energy minimization“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 158, S. 11–18, 2016. DOI: [10.1016/j.solmat.2016.06.039](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2016.06.039).
- [67] S. Großer, M. Werner und C. Hagendorf, „Microstructure of Void Formation Stages at Local Rear Contacts“, *Energy Procedia*, Jg. 77, S. 701–706, 2015. DOI: [10.1016/j.egypro.2015.07.100](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2015.07.100).
- [68] F. Lottspeich, M. Müller, M. Schuchart et al., „Investigation of Rear Contact Resistance of Line Contacted Industrial PERC Solar Cells: 4 pages / 31st European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition; 485-488“, S. 485–488, 2015. DOI: [10.4229/EUPVSEC20152015-2D0.3.5](https://doi.org/10.4229/EUPVSEC20152015-2D0.3.5).
- [69] R. Horbelt, G. Hahn, R. Job und B. Terheiden, „Void Formation on PERC Solar Cells and Their Impact on the Electrical Cell Parameters Verified by Luminescence and Scanning Acoustic Microscope Measurements“, *Energy Procedia*, Jg. 84, S. 47–55, 2015. DOI: [10.1016/j.egypro.2015.12.294](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2015.12.294).
- [70] R. Horbelt, A. Herguth, G. Hahn et al., „Temperature Dependence of Void Formation in PERC Cells and their Spatially Resolved Detection by Combining Scanning Acoustic Microscopy and Electroluminescence Measurements: 29th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition“, S. 427–432, 2014. DOI: [10.4229/EUPVSEC20142014-2B0.2.5](https://doi.org/10.4229/EUPVSEC20142014-2B0.2.5).
- [71] K. Dressler, M. Kratt, P. A. Voss et al., „Influence of Al Particle Size and Firing Profile on Void Formation in Rear Local Contacts of Silicon Solar Cells“, *IEEE Journal of Photovoltaics*, Jg. 6, Nr. 1, S. 68–73, 2016, ISSN: 2156-3381. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2015.2491610](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2015.2491610).
- [72] M. Rauer, R. Woehl, K. Ruhle et al., „Aluminum Alloying in Local Contact Areas on Dielectrically Passivated Rear Surfaces of Silicon Solar Cells“, Jg. 32, Nr. 7, S. 916–918, 2011. DOI: [10.1109/LED.2011.2143385](https://doi.org/10.1109/LED.2011.2143385).

- [73] S. Joonwichien, T. Mochizuki, K. Shirasawa und H. Takato, „Effects of different particle-sized Al pastes on rear local contact formation and cell performance in passivated emitter rear cells“, *Energy Procedia*, Jg. 124, S. 412–417, 2017. DOI: [10.1016/j.egypro.2017.09.265](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.265).
- [74] T. Weber, M. Müller, A. Fülle et al., „Investigation of Process-Induced Parasitic Rear Contacts in High Efficiency PERC Pilot Manufacturing“, in *Proceedings of the EU PVSEC 2015*, S. 520–524. DOI: [10.4229/EUPVSEC20152015-2D0.16.1](https://doi.org/10.4229/EUPVSEC20152015-2D0.16.1).
- [75] J. Penaud, A. Rothschild, P. Jaffrennou et al., „Integration of AlO_x Passivation Layer in PERC-based Solar Cells“, *Proceedings of the 26th EU PVSEC*, S. 2243–2246, 2011. DOI: [10.4229/26thEUPVSEC2011-2CV.4.38](https://doi.org/10.4229/26thEUPVSEC2011-2CV.4.38).
- [76] S. Fritz, K. Markus, S. Riegel et al., „Formation of Ag/Al Screen-Printing Contacts on B Emitters“, *IEEE Journal of Photovoltaics*, Jg. 5, Nr. 1, S. 145–151, 2015. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2014.2364117](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2014.2364117).
- [77] F. D. Heinz, M. Breitwieser, P. Gundel et al., „Microscopic origin of the aluminium assisted spiking effects in n-type silicon solar cells“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Nr. 131, S. 105–109, 2014. DOI: [10.1016/j.solmat.2014.05.036](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2014.05.036).
- [78] A. Frey, S. Fritz, J. Engelhardt et al., „Influence of Contact Firing Conditions on the Characteristics of bi-facial n-type Silicon Solar Cells Using Ag/Al Pastes“, *Energy Procedia*, Jg. 92, S. 919–924, 2016. DOI: [10.1016/j.egypro.2016.07.102](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2016.07.102).
- [79] S. Riegel, F. Mutter, T. Lauer mann et al., „Review on screen printed metallization on p-type silicon“, *Energy Procedia*, Jg. 21, S. 14–23, 2012. DOI: [10.1016/j.egypro.2012.05.003](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2012.05.003).
- [80] Deutsche Chemische Gesellschaft, Hrsg., *Gmelins Handbuch der anorganischen Chemie: Silber: System-Nummer 35*, 8. Auflage. Berlin: Verlag Chemie.
- [81] R. P. Elliott, F. A. Shunk und W. C. Giessen, „The Ag–Al (Silver-Aluminum) system“, *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, Jg. 1, Nr. 1, S. 36–41, 1980, ISSN: 0197-0216. DOI: [10.1007/BF02883283](https://doi.org/10.1007/BF02883283).
- [82] A. J. McAlister, „The Ag-Al (Silver-Aluminum) System“, *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, Jg. 8, Nr. 6, S. 526–533, 1987, ISSN: 0197-0216.
- [83] J. Schilz, „Transportprozesse in metallischen Schmelzen“, in *Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen*, P. R. Sahn, I. Egry und T. Volkmann, Hrsg., Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1999, S. 33–46.
- [84] R. O. Adams, C. W. Nordin und K. D. Masterson, „Al-Ag alloy films for solar reflectors“, *Thin Solid Films*, Jg. 72, S. 335–339, 1980. DOI: [10.1016/0040-6090\(80\)90015-2](https://doi.org/10.1016/0040-6090(80)90015-2).
- [85] H. Hannebauer, T. Dullweber, T. Falcon und R. Brendel, „Fineline Printing Options for High Efficiencies and Low Ag Paste Consumption“, *Energy Procedia*, Jg. 38, S. 725–731, 2013. DOI: [10.1016/j.egypro.2013.07.339](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2013.07.339).
- [86] M. König, M. Deckelmann, A. Henning et al., „Dual Screen Printing Featuring Novel Framed Busbar Screen Layout and Non-Contacting Ag Busbar Paste“, *Energy Procedia*, Jg. 27, S. 510–515, 2012. DOI: [10.1016/j.egypro.2012.07.102](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2012.07.102).
- [87] R. Sangiorgi, „Corrosion of Ceramics by Liquid Metals“, in *Corrosion of Advanced Ceramics*, Ser. NATO Science Series E, K. G. Nickel, Hrsg., Dordrecht: Springer, 1994, S. 261–284, ISBN: 978-94-010-4516-2.
- [88] L. Mouradoff, A. Lachau-Durand, J. Desmaison et al., „Study of the Interaction between Liquid Aluminum and Silicon Nitride“, *Journal of the European Ceramic Society*, Nr. 13, S. 323–328, 1994, ISSN: 09552219. DOI: [10.1016/0955-2219\(94\)90006-X](https://doi.org/10.1016/0955-2219(94)90006-X).

-
- [89] G. Petzow und M. Herrmann, „Silicon Nitride Ceramics“, in *High Performance Non-Oxide Ceramics II*, Ser. Structure and Bonding, M. Jansen, Hrsg., Berlin und Heidelberg: Springer, 2002, S. 47–167, ISBN: 978-3-540-43132-9.
- [90] H. Ogata, K. Kanayama, M. Ohatani et al., „Diffusion of Aluminum into Silicon Nitride Films“, *Thin Solid Films*, Jg. 1978, Nr. 48, S. 333–338, 1978. DOI: [10.1016/0040-6090\(78\)90012-3](https://doi.org/10.1016/0040-6090(78)90012-3).
- [91] C. Kohn, M. Hug, R. Kübler et al., „Increase of the Strength of Screen Printed Silicon Solar Cells by Post Treatments“, *25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition / 5th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*, S. 2062–2065, 2010. DOI: [10.4229/25thEUPVSEC2010-2CV.2.98](https://doi.org/10.4229/25thEUPVSEC2010-2CV.2.98).
- [92] A. G. Dirks und Van den Broek, J. J., „Adhesion, internal stress, microstructure and resistivity of thin alloy film of aluminium, copper and silver“, *Thin Solid Films*, Jg. 96, S. 257–263, 1982. DOI: [10.1016/0040-6090\(82\)90250-4](https://doi.org/10.1016/0040-6090(82)90250-4).
- [93] A. J. Beinert, P. Romer, A. Büchler et al., „Thermomechanical stress analysis of PV module production processes by Raman spectroscopy and FEM simulation“, *Energy Procedia*, Jg. 124, S. 464–469, 2017. DOI: [10.1016/j.egypro.2017.09.282](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.282).
- [94] L. C. Rendler, A. Kraft, C. Ebert et al., „Mechanical stress in solar cells with multi busbar interconnection — Parameter study by FEM simulation“, Jg. 2016, S. 1–5, DOI: [10.1109/EuroSimE.2016.7463325](https://doi.org/10.1109/EuroSimE.2016.7463325).
- [95] L. Nordheim, „Zur Elektronentheorie der Metalle. II“, *Annalen der Physik*, Jg. 401, Nr. 6, S. 641–678, 1931, ISSN: 00033804. DOI: [10.1002/andp.19314010602](https://doi.org/10.1002/andp.19314010602).
- [96] Van den Broek, J. J., A. G. Dirks und P. E. Wierenga, „The composition dependence of internal stress, ultramicrohardness and electrical resistivity of binary alloy films containing silver, aluminium, gold, cobalt, copper, iron or nickel“, *Thin Solid Films*, Jg. 130, S. 95–101, 1985. DOI: [10.1016/0040-6090\(85\)90299-8](https://doi.org/10.1016/0040-6090(85)90299-8).
- [97] H. Powell und E. J. Evans, „XIX. The hall effect and some other physical constants of alloys“, *The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science*, Jg. 34, Nr. 230, S. 145–161, 2009, ISSN: 1941-5982. DOI: [10.1080/14786444308521342](https://doi.org/10.1080/14786444308521342).
- [98] M. Köntges, S. Kurtz, C. Packard et al., Hrsg., *Performance and reliability of photovoltaic systems: Subtask 3.2: Review of failures of photovoltaic modules : IEA PVPS task 13 : external final report IEA-PVPS*. Sankt Ursen: International Energy Agency Photovoltaic Power Systems Programme, 2014. DOI: [10.2314/GBV:856979287](https://doi.org/10.2314/GBV:856979287).
- [99] S. R. Kurtz und D. C. Jordan, „Photovoltaic Degradation Rates - an Analytic Review“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, Jg. 2013, Nr. 21, S. 12–29, 2013, ISSN: 1062-7995. DOI: [10.1002/pip.1182](https://doi.org/10.1002/pip.1182).
- [100] A. Phinikarides, N. Kindyni, G. Makrides und G. E. Georghiou, „Review of photovoltaic degradation rate methodologies“, *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, Nr. 40, S. 143–152, 2014, ISSN: 13640321. DOI: [10.1016/j.rser.2014.07.155](https://doi.org/10.1016/j.rser.2014.07.155).
- [101] D. C. Jordan, S. R. Kurtz, K. VanSant und J. Newmiller, „Compendium of photovoltaic degradation rates“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, Jg. 24, Nr. 7, S. 978–989, 2016, ISSN: 1062-7995. DOI: [10.1002/pip.2744](https://doi.org/10.1002/pip.2744).
- [102] K. Branker, M. Pathak und J. M. Pearce, „A review of solar photovoltaic levelized cost of electricity“, *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, Jg. 15, Nr. 9, S. 4470–4482, 2011, ISSN: 13640321. DOI: [10.1016/j.rser.2011.07.104](https://doi.org/10.1016/j.rser.2011.07.104).

- [103] W. Luo, Y. S. Khoo, P. Hacke et al., „Potential-induced degradation in photovoltaic modules: A critical review“, *Energy & Environmental Science*, Jg. 10, Nr. 1, S. 43–68, 2017, ISSN: 1754-5692. DOI: [10.1039/C6EE02271E](https://doi.org/10.1039/C6EE02271E).
- [104] F. Kersten, F. Fertig, K. Petter et al., „System performance loss due to LeTID“, *Energy Procedia*, Jg. 124, S. 540–546, 2017. DOI: [10.1016/j.egypro.2017.09.260](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.260).
- [105] F. Kersten, P. Engelhart, H.-C. Ploigt et al., Hrsg., *A new mc-Si degradation effect called LeTID*, IEEE, 2015, ISBN: 978-1-4799-7944-8. DOI: [10.1109/PVSC.2015.7355684](https://doi.org/10.1109/PVSC.2015.7355684). Adresse: <http://ieeexplore.ieee.org/document/7355684/>.
- [106] T. Friesen, D. Chianese, A. Realini et al., „TISO 10 kW: 30 Years Experience with a PV Plant: 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition“, S. 3125–3131, 2012. DOI: [10.4229/27THEUPVSEC2012-4D0.5.2](https://doi.org/10.4229/27THEUPVSEC2012-4D0.5.2).
- [107] L. Abenante, F. de Lia und S. Castello, „Long-Term Performance Degradation of c-Si Photovoltaic Modules and Strings: 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition“, S. 4023–4026, 2010. DOI: [10.4229/25thEUPVSEC2010-4AV.3.19](https://doi.org/10.4229/25thEUPVSEC2010-4AV.3.19).
- [108] C. Huang und L. Wang, „Simulation study on the degradation process of photovoltaic modules“, *Energy Conversion and Management*, Jg. 165, S. 236–243, 2018, ISSN: 01968904. DOI: [10.1016/j.enconman.2018.03.056](https://doi.org/10.1016/j.enconman.2018.03.056).
- [109] Hanwha Q Cells GmbH, *Datenblatt Q.PEAK DUO-G5 315-330: Q.ANTUM SOLAR-MODUL*. Adresse: http://www.qcells.com/uploads/tx_abdownloads/files/Q_CELLS_Datenblatt_Q.PEAK_DUO-G5_315-330_2018-12_Rev01_DE.pdf (besucht am 02.03.2019).
- [110] Y. Chiba, T. Ishii, R. Sato et al., „Overall analysis of change in power generation with outdoor exposure of photovoltaic modules installed at AIST Kyushu Center“, *Japanese Journal of Applied Physics*, Jg. 57, Nr. 8S3, 08RG04, 2018, ISSN: 0021-4922. DOI: [10.7567/JJAP.57.08RG04](https://doi.org/10.7567/JJAP.57.08RG04).
- [111] D. L. King, M. A. Quintana, J. A. Kratochvil et al., „Photovoltaic module performance and durability following long-term field exposure“, *AIP Conference Proceedings*, Nr. 462, S. 565–571, 1999. DOI: [10.1063/1.58001](https://doi.org/10.1063/1.58001).
- [112] C. R. Osterwald und T. J. McMahon, „History of Accelerated and Qualification Testing of Terrestrial Photovoltaic Modules: A Literature Review“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, Nr. 17, S. 11–33, 2009, ISSN: 1062-7995. DOI: [10.1002/ppi.861](https://doi.org/10.1002/ppi.861).
- [113] International electrotechnical Commission, *IEC 61215-Crystalline silicon terrestrial photovoltaic (PV) modules - Design qualification and type approval*, 1.02.2006.
- [114] J. Wohlgemuth, *History of IEC Qualification Standards*, 15.07.2011.
- [115] J. M. Kuitche, R. Pan und G. TamizhMani, „Investigation of Dominant Failure Mode(s) for Field-Aged Crystalline Silicon PV Modules Under Desert Climatic Conditions“, *IEEE Journal of Photovoltaics*, Jg. 4, Nr. 3, S. 814–826, 2014, ISSN: 2156-3381. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2014.2308720](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2014.2308720).
- [116] V. Sharma und S. S. Chandel, „Performance and degradation analysis for long term reliability of solar photovoltaic systems: A review“, *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, Jg. 27, S. 753–767, 2013, ISSN: 13640321. DOI: [10.1016/j.rser.2013.07.046](https://doi.org/10.1016/j.rser.2013.07.046).
- [117] J. Wendt, M. Träger, M. Mette und Pfennig, A. Jäckel, B., „The Link between Mechanical Stress Induced by Soldering and Micro Damages in Silicon Solar Cells“, *Proceedings of 24th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, S. 3420–3423, 2009. DOI: [10.4229/24thEUPVSEC2009-4AV.3.40](https://doi.org/10.4229/24thEUPVSEC2009-4AV.3.40).

- [118] F. Bandou, A. Hadj Arab, M. S. Belkaid et al., „Evaluation performance of photovoltaic modules after a long time operation in Saharan environment“, *International Journal of Hydrogen Energy*, Jg. 40, Nr. 39, S. 13 839–13 848, 2015, ISSN: 03603199. DOI: [10.1016/j.ijhydene.2015.04.091](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2015.04.091).
- [119] A. Sinha, O. S. Sastry und R. Gupta, „Nondestructive characterization of encapsulant discoloration effects in crystalline-silicon PV modules“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 155, S. 234–242, 2016. DOI: [10.1016/j.solmat.2016.06.019](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2016.06.019).
- [120] J. H. Wohlgemuth, D. W. Cunningham, A. M. Nguyen und J. Miller, „Long Term Reliability of PV Modules“, *20th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, S. 1942–1948, 2005.
- [121] S. S. Chandel, M. Nagaraju Naik, V. Sharma und R. Chandel, „Degradation analysis of 28 year field exposed mono-c-Si photovoltaic modules of a direct coupled solar water pumping system in western Himalayan region of India“, *Renewable Energy*, Jg. 78, S. 193–202, 2015, ISSN: 09601481. DOI: [10.1016/j.renene.2015.01.015](https://doi.org/10.1016/j.renene.2015.01.015).
- [122] M. Gagliardi, P. Lenarda und M. Paggi, „A reaction-diffusion formulation to simulate EVA polymer degradation in environmental and accelerated ageing conditions“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 164, S. 93–106, 2017. DOI: [10.1016/j.solmat.2017.02.014](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2017.02.014).
- [123] W. Oh, S. Kim, S. Bae et al., „The degradation of multi-crystalline silicon solar cells after damp heat tests“, *Microelectronics Reliability*, Jg. 54, Nr. 9-10, S. 2176–2179, 2014, ISSN: 00262714. DOI: [10.1016/j.microrel.2014.07.071](https://doi.org/10.1016/j.microrel.2014.07.071).
- [124] T. H. Kim, N. C. Park und D. H. Kim, „The effect of moisture on the degradation mechanism of multi-crystalline silicon photovoltaic module“, *Microelectronics Reliability*, Nr. 9-11, S. 1823–1827, 2013, ISSN: 00262714. DOI: [10.1016/j.microrel.2013.07.047](https://doi.org/10.1016/j.microrel.2013.07.047).
- [125] A. Kraft, L. Labusch, T. Ensslen et al., „Investigation of Acetic Acid Corrosion Impact on Printed Solar Cell Contacts“, *IEEE Journal of Photovoltaics*, Jg. 5, Nr. 3, S. 736–743, 2015, ISSN: 2156-3381. DOI: [10.1109/JPHOTOV.2015.2395146](https://doi.org/10.1109/JPHOTOV.2015.2395146).
- [126] N. Kyranaki, J. Zhu, R. Gottschalg und T. R. Betts, „Investigating the Degradation of Front and Rear Sides of c-Si PV Cells Exposed to Acetic Acid“, *Proceedings 35th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, S. 1372–1375, 2018. DOI: [10.4229/35thEUPVSEC20182018-5CV.3.47](https://doi.org/10.4229/35thEUPVSEC20182018-5CV.3.47).
- [127] A. Masuda, N. Uchiyama und Y. Hara, „Degradation by acetic acid for crystalline Si photovoltaic modules“, *Japanese Journal of Applied Physics*, Jg. 54, Nr. 4S, 04DR04, 2015, ISSN: 0021-4922. DOI: [10.7567/JJAP.54.04DR04](https://doi.org/10.7567/JJAP.54.04DR04).
- [128] D. C. Jordan und S. Kurtz, „3 - Photovoltaic module stability and reliability“, in *The Performance of Photovoltaic (PV) Systems*, Nicola Pearsall, Hrsg., 2016, S. 71–101. DOI: [10.1016/B978-1-78242-336-2.00003-3](https://doi.org/10.1016/B978-1-78242-336-2.00003-3).
- [129] C. Peike, S. Hoffmann, P. Hülsmann et al., „Origin of damp-heat induced cell degradation“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 116, S. 49–54, 2013. DOI: [10.1016/j.solmat.2013.03.022](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2013.03.022).
- [130] P. Chaturvedi, B. Hoex und T. M. Walsh, „Broken metal fingers in silicon wafer solar cells and PV modules“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 108, S. 78–81, 2013. DOI: [10.1016/j.solmat.2012.09.013](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2012.09.013).
- [131] M. Köber, M. Hermle, Isenberg J. et al., „Analysis of the Effects Caused by Parameter Inhomogeneity with a 2D Modelling Tool Based on Circuit Simulation“, *Proceedings of the 21st European Photovoltaic Solar Energy Conference*, S. 643–646, 2006.

- [132] R. de Rose, A. Malomo, P. Magnone et al., „A methodology to account for the finger interruptions in solar cell performance“, *Microelectronics Reliability*, Jg. 52, Nr. 9-10, S. 2500–2503, 2012, ISSN: 00262714. DOI: [10.1016/j.microrel.2012.07.014](https://doi.org/10.1016/j.microrel.2012.07.014).
- [133] H. Xiong, C. Gan, X. Yang et al., „Corrosion behavior of crystalline silicon solar cells“, *Microelectronics Reliability*, Jg. 70, S. 49–58, 2017, ISSN: 00262714. DOI: [10.1016/j.microrel.2017.01.006](https://doi.org/10.1016/j.microrel.2017.01.006).
- [134] T. Urban, M. Turek, S. Großer et al., „Reliability Investigation of the Rear Side Metallization of PERC Cells“, in *33rd European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, S. 1705–1708. DOI: [10.4229/EUPVSEC20172017-5BV.4.71](https://doi.org/10.4229/EUPVSEC20172017-5BV.4.71).
- [135] N. Kahoul, R. Chenni, H. Cheghib und S. Mekhilef, „Evaluating the reliability of crystalline silicon photovoltaic modules in harsh environment“, *Renewable Energy*, Jg. 109, S. 66–72, 2017, ISSN: 09601481. DOI: [10.1016/j.renene.2017.02.078](https://doi.org/10.1016/j.renene.2017.02.078).
- [136] D. A. Quansah und M. S. Adaramola, „Comparative study of performance degradation in poly- and mono-crystalline-Si solar PV modules deployed in different applications“, *International Journal of Hydrogen Energy*, Jg. 43, Nr. 6, S. 3092–3109, 2018, ISSN: 03603199. DOI: [10.1016/j.ijhydene.2017.12.156](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2017.12.156).
- [137] F. Freire, S. Melcher, C. G. Hochgraf und S. K. Kurinec, „Degradation analysis of an operating PV module on a Farm Sanctuary“, *Journal of Renewable and Sustainable Energy*, Jg. 10, Nr. 1, S. 013 505, 2018, ISSN: 1941-7012. DOI: [10.1063/1.4994565](https://doi.org/10.1063/1.4994565).
- [138] M. T. Zarmai, N. N. Ekere, C. F. Oduoza und E. H. Amalu, „Optimization of thermo-mechanical reliability of solder joints in crystalline silicon solar cell assembly“, *Microelectronics Reliability*, 2015, ISSN: 00262714. DOI: [10.1016/j.microrel.2015.12.031](https://doi.org/10.1016/j.microrel.2015.12.031).
- [139] T. Geipel, M. Moeller, J. Walter et al., „Intermetallic compounds in solar cell interconnections: Microstructure and growth kinetics“, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Jg. 159, S. 370–388, 2017. DOI: [10.1016/j.solmat.2016.08.039](https://doi.org/10.1016/j.solmat.2016.08.039).
- [140] B. Taylor, J. Felten und J. Larry, „Progress in and Technology of Low-Cost Silver Containing Thick-Film Conductors“, *IEEE Transactions on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology*, Jg. 3, Nr. 4, S. 504–517, 1980, ISSN: 0148-6411. DOI: [10.1109/TCHMT.1980.1135648](https://doi.org/10.1109/TCHMT.1980.1135648).
- [141] J.-S. Jeong, N. Park und C. Han, „Field failure mechanism study of solder interconnection for crystalline silicon photovoltaic module“, *Microelectronics Reliability*, Jg. 52, Nr. 9-10, S. 2326–2330, 2012, ISSN: 00262714. DOI: [10.1016/j.microrel.2012.06.027](https://doi.org/10.1016/j.microrel.2012.06.027).
- [142] Y. Zemen, H. Teusch, G. Kropp et al., „The Impact of Busbar Surface Topology and Solar Cells Soldering Process“, *Proceedings of 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, S. 2030–2034, 2012. DOI: [10.4229/27thEUPVSEC2012-2CV.7.18](https://doi.org/10.4229/27thEUPVSEC2012-2CV.7.18).
- [143] R. Meier, M. Pander, S. Großer und S. Dietrich, „Microstructural Optimization Approach of Solar Cell Interconnectors Fatigue Behavior for Enhanced Module Lifetime in Extreme Climates“, *Energy Procedia*, Jg. 92, S. 560–568, 2016. DOI: [10.1016/j.egypro.2016.07.020](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2016.07.020).
- [144] D. M. Chapin, C. S. Fuller und G. L. Pearson, „A New Silicon p–n Junction Photocell for Converting Solar Radiation into Electrical Power“, *Journal of Applied Physics*, Jg. 25, Nr. 5, S. 676–677, 1954, ISSN: 0021-8979. DOI: [10.1063/1.1721711](https://doi.org/10.1063/1.1721711).
- [145] N. C. Wyeth, „Sheet Resistance Component of Series Resistance in a Solar Cell as a Function of Grid Geometry“, *Solid State Electronics*, Nr. 20, S. 629–634, 1977. DOI: [10.1016/0038-1101\(77\)90103-4](https://doi.org/10.1016/0038-1101(77)90103-4).

-
- [146] P. Saint-Cast, „Passivation of Si Surfaces by PECVD Aluminum Oxide“, Dissertation, Universität Konstanz, Konstanz, 5.07.2012.
- [147] S. Meier, P. Saint-Cast, N. Wöhrle et al., „Internal resistance of rear totally diffused solar cells with line shaped contacts“, *Journal of Applied Physics*, Jg. 122, Nr. 18, S. 183 102, 2017, ISSN: 0021-8979. DOI: [10.1063/1.4999685](https://doi.org/10.1063/1.4999685).
- [148] *COMSOL Multiphysics v 5.2a: AC/DC-module*, Stockholm. Schweden. Adresse: www.comsol.com.
- [149] P. B. A. Linker, *Elektrotechnische Meßkunde*, 4. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1932. DOI: [10.1007/978-3-662-36756-8](https://doi.org/10.1007/978-3-662-36756-8).
- [150] I. Tektronix, Hrsg., *Low Level Measurements Handbook: Precision DC Current, Voltage and Resistance Measurement*.
- [151] D. K. Schroder, *Semiconductor material and device characterization*, 3rd ed. Hoboken, N.J.: IEEE Press und John Wiley & Sons Inc., 2006.
- [152] S. J. Proctor und L. W. Linholm, „A direct measurement of interfacial contact resistance“, *Electron Device Letters, IEEE*, Jg. 3, Nr. 10, S. 294–296, 1982, ISSN: 0741-3106. DOI: [10.1109/EDL.1982.25574](https://doi.org/10.1109/EDL.1982.25574).
- [153] S. J. Proctor, L. W. Linholm und J. A. Mazer, „Direct measurements of interfacial contact resistance, end contact resistance, and interfacial contact layer uniformity“, *Electron Devices, IEEE Transactions on*, Jg. 30, Nr. 11, S. 1535–1542, 1983, ISSN: 0018-9383. DOI: [10.1109/t-ed.1983.21334](https://doi.org/10.1109/t-ed.1983.21334).
- [154] International electrotechnical Commission, *DIN-EN-60891 - Verfahren zur Umrechnung gemessener Strom-Spannungskennlinien von photovoltaischen Bauelementen*, 1994.
- [155] M. Wolf und H. Rauschenbach, „Series Resistance Effects on Solar Cell Measurements“, *Advanced Energy Conversion*, Nr. 3, S. 455–479, 1963. DOI: [10.1016/0365-1789\(63\)90063-8](https://doi.org/10.1016/0365-1789(63)90063-8).
- [156] S. Eidelloth und R. Brendel, „Analytical Theory for Extracting Specific Contact Resistances of Thick Samples From the Transmission Line Method“, *Electron Device Letters, IEEE*, Jg. 35, Nr. 1, S. 9–11, 2014, ISSN: 0741-3106. DOI: [10.1109/LED.2013.2290602](https://doi.org/10.1109/LED.2013.2290602).
- [157] T. Urban, M. Heimann, A. Schmid et al., „Analysis of Ohmic Losses Due to Solder and Pressure Interconnection and Related Interface Resistances for Solar Cells“, *Energy Procedia*, Jg. 77, S. 420–427, 2015. DOI: [10.1016/j.egypro.2015.07.059](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2015.07.059).
- [158] D. R. Askeland und W. J. Wright, *Essentials of Materials Science & Engineering: SI Edition*, 3. Edition. Cengage Learning, 2013.
- [159] M. König, M. Deckelmann, A. Henning et al., *Poster: Non-Contacting Ag-Pad Screen Printing Pastes for Passivated Si Surfaces - Application on n-Type Wafers*, 27th EU PVSEC (2CV.5.56), 2012.
- [160] H. Schulte-Huxel, R. Witteck, P. van Laak et al., „Impact of Ag Pads on the Series Resistance of PERC Solar Cells“, *Energy Procedia*, Jg. 92, S. 743–749, 2016. DOI: [10.1016/j.egypro.2016.07.053](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2016.07.053).
- [161] J. Henrie, S. Kellis, S. M. Schultz et al., „Electronic color charts for dielectric films on silicon“, *Optics Express*, Jg. 12, Nr. 7, S. 1464–1469, 2004, ISSN: 1094-4087. DOI: [10.1364/OPEX.12.001464](https://doi.org/10.1364/OPEX.12.001464).
- [162] C. Gerthsen, H. O. Kneser und H. Vogel, *Physik: Ein Lehrbuch zum Gebrauch neben Vorlesungen*, 16. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1992, ISBN: 3-540-51196-2.

- [163] T. Urban, K. Krügel und J. Heitmann, „Formation of Ag-Al Alloy in context of PERC solar cell metallization“, *Energy Procedia*, Jg. 124, S. 930–935, 2017. DOI: [10.1016/j.egypro.2017.09.271](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2017.09.271).
- [164] K. G. Nickel, Hrsg., *Corrosion of Advanced Ceramics: Measurement and Modelling Proceedings of the NATO Advanced Research Workshop on Corrosion of Advanced Ceramics Tübingen, Germany August 30-September 3, 1993*, Ser. NATO Science Series E. Dordrecht: Springer, 1994, Bd. 267, ISBN: 978-94-010-4516-2. DOI: [10.1007/978-94-011-1182-9](https://doi.org/10.1007/978-94-011-1182-9).
- [165] G. Petzow und G. Effenberg, Hrsg., *Ternary alloys: A comprehensive compendium of evaluated constitutional data and phase diagrams*. Weinheim: VCH, 1988, ISBN: 352726941X.
- [166] C. Kohn, R. Kübler, M. Krappitz et al., „Influence of the Metallization Process on the Strength of Silicon Solar Cells“, *24th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, S. 1419–1423, 2009. DOI: [10.4229/24thEUPVSEC2009-2CV.2.4](https://doi.org/10.4229/24thEUPVSEC2009-2CV.2.4).
- [167] T. Fuyuki, H. Kondo, T. Yamazaki et al., „Photographic surveying of minority carrier diffusion length in polycrystalline silicon solar cells by electroluminescence“, *Applied Physics Letters*, Jg. 86, Nr. 26, S. 262108, 2005, ISSN: 00036951. DOI: [10.1063/1.1978979](https://doi.org/10.1063/1.1978979).
- [168] T. Fuyuki und A. Kitiyanan, „Photographic diagnosis of crystalline silicon solar cells utilizing electroluminescence“, *Applied Physics A*, Jg. 96, Nr. 1, S. 189–196, 2009, ISSN: 0947-8396. DOI: [10.1007/s00339-008-4986-0](https://doi.org/10.1007/s00339-008-4986-0).
- [169] C. Kranz, B. Lim, U. Baumann und T. Dullweber, „Determination of the Contact Resistivity of Screen-printed Al Contacts Formed by Laser Contact Opening“, *Energy Procedia*, Jg. 67, S. 64–69, 2015. DOI: [10.1016/j.egypro.2015.03.288](https://doi.org/10.1016/j.egypro.2015.03.288).
- [170] M. Müller und F. Lottspeich, „Evaluation of determination methods of the Si/Al contact resistance of screen-printed passivated emitter and rear solar cells“, *Journal of Applied Physics*, Jg. 115, Nr. 8, S. 084505, 2014, ISSN: 00218979. DOI: [10.1063/1.4867188](https://doi.org/10.1063/1.4867188).
- [171] R. Woehl, P. Gundel, J. Krause et al., „Evaluating the Aluminum-Alloyed p^+n -Layer of Silicon Solar Cells by Emitter Saturation Current Density and Optical Microspectroscopy Measurements“, *IEEE Transactions on Electron Devices*, Jg. 58, Nr. 2, S. 441–447, 2011, ISSN: 0018-9383. DOI: [10.1109/TED.2010.2093145](https://doi.org/10.1109/TED.2010.2093145).
- [172] Y. Zemen, H. Trommler, K. Wolter et al., „Innovative and Gentle Interconnection Technique for High Efficiency c-Si Solar Cells and Cost-of-Ownership-Analysis (COO)“, *26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, S. 3125–3132, 2011. DOI: [10.4229/26thEUPVSEC2011-4C0.6.4](https://doi.org/10.4229/26thEUPVSEC2011-4C0.6.4).
- [173] L. J. Caballero, P. Sanchez-Friera, B. Lalaguna et al., „Series Resistance Modelling of Industrial Screen-Printed Monocrystalline Silicon Solar Cells and Modules Including the Effect of Spot Soldering“, *Conference Record of the 2006 IEEE 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*, S. 1388–1391, 2006. DOI: [10.1109/WCPEC.2006.279710](https://doi.org/10.1109/WCPEC.2006.279710).
- [174] P. Wriggers, *Computational Contact Mechanics*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2006. DOI: [10.1007/978-3-540-32609-0](https://doi.org/10.1007/978-3-540-32609-0).
- [175] I. V. Kragelsky, M. N. Dobyichin und V. S. Kombalov, *Friction and Wear: Calculation Methods*. Kronberg-Taunus: Pergamon Press GmbH, 1982, ISBN: 0-08-025461-6.

-
- [176] J. A. Greenwood und J. B. P. Williamson, „Contact of nominally flat surfaces“, *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, Jg. 295, Nr. 1442, S. 300–319, 1966, ISSN: 2053-9169. DOI: [10.1098/rspa.1966.0242](https://doi.org/10.1098/rspa.1966.0242).
- [177] J. Dupuis, E. Saint-Sernin, K. Bamberg et al., „IEC CERTIFICATION AND EXTENDED AGEING TEST OF NICE MODULES“, *25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition / 5th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*, S. 4148–4151, 2010. DOI: [10.4229/25thEUPVSEC2010-4AV.3.57](https://doi.org/10.4229/25thEUPVSEC2010-4AV.3.57).
- [178] J. Dupuis, E. Saint-Sernin, O. Nichiporuk et al., „NICE module technology - from the concept to mass production: a 10 years review: 3 - 8 June 2012, Austin Convention Center, Austin, Texas“, *38th IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, S. 3183–3186, 2012. DOI: [10.1109/PVSC.2012.6318254](https://doi.org/10.1109/PVSC.2012.6318254).
- [179] S. Guo, J. P. Singh, M. Peters et al., „Two-dimensional current flow in stringed PV cells and its influence on the cell-to-module resistive losses“, *Solar Energy*, Jg. 130, S. 224–231, 2016, ISSN: 0038092X. DOI: [10.1016/j.solener.2016.02.012](https://doi.org/10.1016/j.solener.2016.02.012).
- [180] G. Cuddalorepatta, A. Dasgupta, S. Sealing et al., „Durability of Pb-free solder between copper interconnect and silicon in photovoltaic cells“, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, Jg. 18, Nr. 3, S. 168–182, 2010, ISSN: 1062-7995. DOI: [10.1002/pip.944](https://doi.org/10.1002/pip.944).

Acronyme

<i>BSF</i>	Rückseitige p+- dotierte Schicht durch Aluminiumlegierungsprozess auf der Zellrückseite (engl.: <i>Back Surface Field</i>)
EL	Strahlungsemission der Solarzelle aufgrund einer extern angelegten Spannung
<i>FF</i>	Füllfaktor
FU	Fingerunterbrechung
LCO	lokale Laserkontaktöffnungen (engl.: local contact opening)
L_T	Transferlänge
MPP	Arbeitspunkt maximaler Leistung (engl.: <i>maximum power point</i>)
<i>PERC</i>	Solarzellen mit passivierter Zellvorder- und rückseite (engl.: <i>passivated emitter and rear cell</i>)
PL	Strahlungsemission der Solarzelle aufgrund der strahlenden Rekombination der mittels Laser induzierten Elektron-Loch-Paare
Si_xN_y	Silizium-Nitrid Schicht
TC-Test	Zyklische Temperaturwechselbelastung zwischen $-40\text{ }^\circ\text{C}$ und $+85\text{ }^\circ\text{C}$ (engl.: <i>thermal cycling</i>)
TLM	Transfer-Längen-Methode
<i>void</i>	Ungefüllter LCO Kontakt mit oder ohne ausgebildetem <i>BSF</i>

Symbole

Symbol	Einheit	Beschreibung
c_{cor}	-	Korrekturfaktor zu r_{Al} -Bestimmung
E_L	W	Auf Solarzelle eintreffende Strahlungsleistung
η	%	Wirkungsgrad der Solarzelle
j_0	fA/cm ²	Charakteristische Sperrsättigungsstromdichte einer Solarzelle
j_{MPP}	mA/cm ²	Stromdichte am MPP
j_{ph}	mA/cm ²	Stromdichte, welche durch die Photonenabsorption generiert wird
j_{sc}	mA/cm ²	Kurzschlussstromdichte
k	J/K	Boltzmann-Konstante, $1,380649 \times 10^{-23}$ J/K
n	-	Idealitätsfaktor der Solarzelle
q	C	Elementarladung, 1×10^{-19} C
r_{AgAl}	Ωcm^2	Flächengewichteter Widerstand der Silber-Aluminium Legierung
R_{AgAl}	Ωmm	Widerstand der durch die AgAl-Legierung an einem Pad erzeugt wird, bezogen auf die Breite des Silber-Alu-Kontaktbereiches
r_{Al}	Ωcm^2	Flächengewichteter Widerstand der Aluminium-Metallisierung
r_{AlSi}	Ωcm^2	Flächengewichteter Widerstand der Bereiche mit Silizium Einlegierung im Aluminium
r_{bb}	Ωcm^2	Flächengewichteter effektiver Busbar-Widerstand
r_{bulk}	Ωcm^2	Flächengewichteter Serienwiderstand des Wafers
r_c	Ωcm^2	Flächengewichteter Kontaktwiderstand des Vorderseiten-Kontaktgrids
R_C	Ω	Kontaktwiderstand, ermittelt aus dem Schnittpunkt der TLM Ausgleichsgeraden mit der Ordinatenachse
r_{c-LCO}	Ωcm^2	Flächengewichteter Kontaktwiderstand der lokalen Rückseitenkontakte
R_{C-LCO}	Ω	Kontaktwiderstand eines LCO-Kontaktes
R_e	$\text{m}\Omega$	Widerstand eines Kontaktes und einer Zuleitung, bestimmt mittels Kontakt-End-Widerstands-Messung
R_{eff}	Ω	Effektiver Widerstand
r_{em}	Ωcm^2	Flächengewichteter effektiver Emitter-Widerstand
R_{front}	Ω	Widerstand der vorderseitigen Silberfinger, gemessen mittels Kontaktleisten entlang des Busbars
r_{grid}	Ωcm^2	Flächengewichteter effektiver Widerstand der Vorderseiten-Finger
ρ	$\Omega\text{ m}$	Allgemeiner spezifischer Widerstand
ρ_{AgAl}	$\Omega\text{mm}^2/\text{m}$	Spezifischer Widerstand des der AgAl-Legierung
ρ_b	$\Omega\text{ cm}$	Spezifischer Widerstand des Wafers
ρ_c	$\text{m}\Omega\text{ cm}^2$	Spezifischer Kontaktwiderstand

Symbol	Einheit	Beschreibung
ρ_{pc}	$m\Omega\text{ cm}^2$	Spezifischer Druckkontaktwiderstand
ρ_{sc}	$m\Omega\text{ cm}^2$	Spezifischer Lötkontaktwiderstand
R_I	Ω	Widerstand zwischen zwei mittels TLM vermessenen Kontakten
R_{Lb}	Ω/cm	Linienwiderstand eines Vorderseiten-Busbars, Widerstand einer Leiterbahn bezogen auf deren Länge
R_{Lf}	Ω/cm	Linienwiderstand eines Vorderseiten-Fingers, Widerstand einer Leiterbahn bezogen auf deren Länge
R_{Lr}	Ω/cm	Linienwiderstand der rückseitigen Zellmetallisierung, Widerstand eines Leiters bezogen auf dessen Länge
R_{Lt}	Ω/cm	Linienwiderstand eines Zellverbinders, Widerstand einer Leiterbahn bezogen auf deren Länge
R_M	Ω	Zuleitungswiderstand vom Punkt der Spannungsmessung bis zum Metall-Halbleiter bzw. Metall-Metall-Kontakt
R_{meas}	Ω	Gemessener Widerstand eines Löt- oder Druckkontaktes einer Teststruktur
r_{pc}	Ωcm^2	Flächengewichteter Serienwiderstandseffekt durch den Druckkontaktwiderstand
R_{pc}	Ω	Widerstand eines Druckkontaktes zwischen Lötbandchen und Metallisierung
R_{rear}	Ω	Widerstand der flächigen Rücksitenmetallisierung, mit Hilfe von auf den Busbars kontaktierenden Messleisten gemessen
$R_{rear-Al}$	Ω	Widerstand der flächigen Rücksitenmetallisierung, gemessen mittels Kontaktleisten entlang des Busbars, kontaktiert ausschließlich mittig zwischen Silber-Pads
$R_{rear-Pad}$	Ω	Widerstand der Rücksitenmetallisierung, mit Hilfe von auf den Busbars kontaktierenden Messleisten gemessen, kontaktiert ausschließlich auf den Silber-Pads
r_s	Ωcm^2	Flächengewichteter Serienwiderstand der gesamten Solarzelle
R_s	Ω	Serienwiderstand der Solarzelle
r_{sc}	Ωcm^2	Flächengewichteter Lötkontaktwiderstand
R_{sc}	Ω	Widerstand einer Lötstelle
R_{sh}	Ωsq	Spezifischer Schicht-/Flächenwiderstand einer dünnen, elektr. leitfähigen Schicht
R_{sh-Ag}	$m\Omega\text{sq}$	Spezifischer Schicht-/Flächenwiderstand der Silber-Metallisierung der Löt pads
$R_{sh-AgAl}$	$m\Omega_{sq}$	Spezifischer Schicht-/Flächenwiderstand der Silber-Aluminium-Legierung
R_{sh-Al}	$m\Omega\text{sq}$	Spezifischer Schicht-/Flächenwiderstand der Aluminium-Metallisierung
$R_{sh-AlSi}$	$m\Omega\text{sq}$	Spezifischer Schicht-/Flächenwiderstand der Aluminium-Silizium-Metallisierung
R_{sh-BSF}	$m\Omega\text{sq}$	Spezifischer Schicht-/Flächenwiderstand der rückseitigen Aluminium-Metallisierung einer BSF-Solarzelle
r_{shunt}	Ωcm^2	Flächengewichteter Parallelwiderstand der Solarzelle
R_{shunt}	Ω	Parallelwiderstand der Solarzelle
r_t	Ωcm^2	Flächengewichteter effektiver Widerstand, hervorgerufen durch das Lötbandchen
R_T	Ω	Gemessener Gesamtwiderstand einer Teststruktur

Symbol	Einheit	Beschreibung
r_{te}	Ωcm^2	Flächengewichteter effektiver Widerstand, hervorgerufen durch das über den Zellrand hinausragende Lötbandchen
t	s	Zeit
T	K	Temperatur
V_{MPP}	V	Spannung am MPP
V_{oc}	V	Leerlaufspannung der Solarzelle
V_{te}	μV	Spannung, hervorgerufen durch den Seebeck-Effekt und Temperaturunterschiede im Messaufbau

Geometrieparameter

Symbol	Einheit	Beschreibung
d	mm	Abstand
d_{Al}	μm	Länge eines Alu-Pads der LCO-Degradations-Teststruktur
d_{bb}	cm	Abstand zwischen 2 benachbarten Busbars
d_f	cm	Abstand zwischen 2 benachbarten Fingern
d_{LCO}	cm	Abstand zwischen 2 benachbarten LCO-Kontakten
d_{off}	mm	Abstand vom Kontakt-Pad zum ersten LCO in der LCO-Degradationsteststruktur
d_{sc}	cm	Abstand zw. benachbarten Lötkontakten
$f_{contact}$	-	Verhältnis der Padkontaktlänge s_{pad} zum Abstand der Löt-pads Abstand zw. benachbarten Lötkontakten d_{sc}
f_{uc}	-	Seitenverhältnis der Elementar-Zelle
h	cm	Höhe bzw. Dicke eines Elements
h_b	mm	Waferdicke
L	cm	Geometrische Länge eines Kontaktes, die für den Stromfluss in den Kontakt zur Verfügung steht
L_f	μm	Geometrische Breite eines Silber-Fingers der Vorderseitenmetallisierung, bzw. Länge über die der elektrische Strom in den Finger eintritt
L_{LCO}	cm	Breite des LCO-Kontaktes, bzw. Länge über die der elektrische Strom in den LCO-Kontakt eintritt
l_{OR}	mm	Geometrische Länge in dem sich Aluminium- und Silberpaste vor dem Sinterprozess überlappen
L_t	cm	Breite eines Zellverbinder/Lötbändchens
N_f	-	Anzahl von Kontaktfinger der Solarzelle
N_{FU}	-	Anzahl der unterbrochenen Finger-Leiterbahn pro Solarzelle
N_{LCO}	-	Anzahl von LCO-Kontakten pro LCO-Degradations-Teststruktur
N_{pad}	-	Anzahl der Silber-Pads pro Busbar
N_{sc}	-	Anzahl Lötkontakten je Busbars
s	cm	Allgemeiner Abstand zwischen 2 Punkten
s_{bb}	cm	Länge des Busbars
s_f	cm	Länge eines Metallisierungsfingers in der Einheits-Zelle
s_{pad}	cm	Länge des Kontaktbereiches zwischen Silber und Aluminium
s_{te}	cm	Länge des Zellverbinders der über Zellkante hinaus ragt
w	cm	Breite
w_{bb}	cm	Mittlere Breite des Vorderseiten-Busbars
$w_{Diff-Ag}$	μm	Ausweitung der Legierung in Silber-Paste
$w_{Diff-Al}$	μm	Ausweitung der Legierung in Aluminium-Paste über l_{OR} hinausgehend
w_{pad}	cm	Pad-Breite

Abbildungs- und Tabellenverzeichnis

Abbildungsverzeichnis

2.1	Exemplarische Darstellung der a) Hell-IV-Kennlinien von 4 Solarzellen mit unterschiedlichem r_s als Vielfaches von $0,9 \Omega \text{ cm}^2$, sowie die zur $4 \times r_s$ gehörende p(V)-Kurve und die charakteristischen Punkte der Kennlinie. Außerdem in b) die zugehörigen Dunkel-IV-Kennlinien mit der exemplarischen Aufteilung der Komponenten für die $4 \times r_s$ -Kurve. Daten erstellt mit "2/3-Diode Fit"[18]. Zusätzlich sind die Ersatzschaltbilder der 2-Dioden-Gleichung im jeweiligen Betriebszustand in die Graphen eingefügt.	14
2.2	Schematische Darstellung des a) <i>BSF</i> - und b) <i>PERC</i> -Zellkonzeptes.	15
2.3	Übersicht der Prozesskette zur Solarzellenherstellung, wobei die grau hinterlegten Prozesse in den Herstellungsprozess von <i>BSF</i> -Solarzellen eingefügt werden, um die Produktion von <i>PERC</i> -Solarzellen zu erreichen.	16
2.4	Schematisches Layout der a) Vorder- und b) Rückseitenmetallisierung einer 3BB Solarzelle im 6"Format mit $156 \times 156 \text{ mm}^2$ Kantenlänge.	17
2.5	a) Übersicht der Prozesskette zur Solarmodulherstellung, sowie b) der schematische Querschnitt eines entsprechenden Moduls.	18
2.6	Siebdruck-Prozess: a) das offene Volumen des Siebes wird mit Paste unter geringem Rakeldruck gefüllt und b) anschließend unter hohem Druck durch das Rakel auf die Waferoberfläche gepresst (Kontaktphase). Die Übertragung auf das Substrat wird durch das Abheben des Siebes vom Substrat und das Freigeben der Paste aus dem Gewebe abgeschlossen (Auslöse-Phase).	19
2.7	Exemplarisches Feuerofenprofil eines industriellen Co-Feuerprozesses wie er im Rahmen dieser Arbeit Anwendung fand.	20
2.8	a) Schematischer Vergleich der Kontaktausbildung der <i>BSF</i> - und <i>PERC</i> -Solarzelle, nach [45], [48], sowie b) das AlSi-Phasendiagramm im Mischungsbereich bis 50 at % Silizium nach Referenz [49], sowie die Legierungsbildung nach Huster. In c) ist der spez. Widerstand der Legierung über den relevanten Mischbereich abgebildet, nach [44].	22
2.9	a) Schematischer Ablauf der Legierungsbildung am Übergangsbereich zwischen Silber-Pad und Aluminium-Metallisierung im Verlauf des Sinterungsprozesses, sowie b) das binäre Phasendiagramm nach [80]–[82] mit dem schematischen Ablauf der Legierungsbildung am Bereich der Ag(s)-Al(l)-Phasengrenze entsprechend zu a) während der Sinterung. In c) ist der spezifische Widerstand der AgAl-Legierung in Abhängigkeit der Zusammensetzung dargestellt.	26
3.1	Untersuchungsergebnisse von a) Kurtz und Jordan zur Degradation von kristallinen Silizium-Modulen, sowie b) durch Phinikarides et al. zu ermittelten Degradationsraten für Photovoltaikanlagen über alle Technologien hinweg im Freifeld, mit den jeweils ermittelten Mittelwerten der Degradationsrate für kristalline Silizium Module, Abbildung entnommen aus Kurtz und Jordan und Phinikarides et al. [99], [100].	30

3.2	a) Nachbildung der prinzipiellen Degradationsphasen eines kristallinen Solarmoduls von Köntges et al. [98], erweitert um den Beitrag der Metallisierungsdegradation. b) Theoretischer Degradationsverlauf eines Solarmoduls während des Betriebes bei einer mittleren Degradationsrate von 0,5 %/a, im Vergleich dazu ein in der Industrie typischer Garantieverlauf (Q.Peak Duo G5 von Hanwha Q Cells [109]).	30
3.3	Umfassende Zusammenfassung der Erfahrung im Bereich der Degradation von BSF-Solarzellen, übernommen von Kurtz und Jordan [99] und erweitert um den Beginn der industriellen Massenproduktion von PERC-Solarzellen [21] und in der Literatur abgebildete Freifeld Degradationsuntersuchungen an PERC-Modulen von Kersten et al. [104] und Chiba et al. [110]	31
4.1	Schematische Darstellung der Metallisierung und Zellverschaltung auf a) Vorder- und b) Rückseite der Zelle mit Beschriftung der einzelnen Serienwiderstandskomponenten als Absolutgrößen an den exemplarisch eingezeichneten Widerstandspfaden entlang des Stromflusses.	37
4.2	a) Aufteilung der r_s -Anteile der verschiedenen Solarzellenbestandteile und der Zellverschaltung und b) Gegenüberstellung der Beiträge, hervorgerufen durch die unterschiedlichen Metallisierungskomponenten (gleiche Legende wie in a).	38
4.3	Metallisierungslayout der a) Solarzellenvorder und b) -rückseite mit den jeweiligen Elementarzellen, welche in Tab. 4.2 zur Bestimmung des effektiven Serienwiderstandsbeitrages benötigt werden. Die wichtigsten Geometrieparameter sind in der jeweilige Abbildung zu finden.	40
4.4	a) Schematische Darstellung einer klassischen TLM-Struktur (oben) und einer für die PV typischen gleichmäßigen Kontaktanordnung (unten), sowie b) der zu erwartende Stromfluss am Kontaktfang und schematisch das zugehörige Widerstandsnetzwerk des Halbleiter-Metall-Überganges, nach Schroder [151] und c) eine exemplarische TLM-Auswertung.	44
4.5	a) Darstellung des Konzeptes der Kontakt-End-Widerstands-Messung nach Proctor und Linholm [152] mit getrennter Kontaktierung zwischen Strom- und Spannungsmesskreis, wobei beide 90° zueinander orientiert sind. Die Stromdichte ist über rote Pfeile bzw. Kreise (z-Richtung) schematisch dargestellt. In b) ist der adaptierte Messaufbau für die Bestimmung einzelner Kontakte unter Verwendung von 3 Kontakten dargestellt.	46
4.6	Vergleich der mittels TLM-Messung bestimmten Widerstände zwischen 6 verschiedenen Kontakten (Datenpunkte entsprechend beschriftet) in Abhängigkeit des Kontaktabstandes, sowie die aus der Kontakt-End-Widerstandsmessung bestimmten Einzelwiderstände und berechneten Widerstände zwischen verschiedenen Kontakten. Der R_{Lt} des Lötbandchens wurde mittels 4-Punkt-Messung mit $87,8 \mu\Omega$ bestimmt und eingerechnet.	46
4.7	Prinzip der a) Hell- und b) Dunkelmessung der IV-Kennlinie einer Solarzelle, Stromgeneration mit rotem Pfeil symbolisiert.	48
4.8	a) COMSOL-Modell der LCO-Teststruktur (y-Skala $50\times$ gestreckt), sowie schematische Skizze mit den verwendeten Maßen zur Abschätzung des Einflusses von ρ_c - und R_{sh-Al} -Variation auf das Messergebnis, sowie b) exemplarisch die quantitative Stromverteilung in der Teststruktur (rot = hohe Stromdichte, dunkelblau = niedrige Stromdichte), sowie der Einfluss von c) R_{sh-Al} und d) ρ_c auf den Widerstand zwischen den äußeren Silber-Pads einer 4 mm breiten Struktur	50

4.9	a) Typische Teststrukturen auf einem Wafer zur Bestimmung von Silber- und Aluminium-Schichtwiderständen sowie Strukturen mit lokalen AlSi-Bereichen (0° und 90° ausgerichtet bzgl. der Längsachse) und b) schematische Darstellung der integralen 4-Punkt-Messung des Schichtwiderstandes einer 90° LCO-Probe.	52
4.10	a) Schematische Darstellung der Konfiguration zur allgemeinen Schichtwiderstandsbestimmung (rot), sowie zur lokalen Bestimmung des Schichtwiderstandes (blau) anhand einer Teststruktur mit 140 x 3 mm Ausdehnung einer siebgedruckten Metallschicht mit lokaler Änderung des Schichtwiderstandes (dunkel). b) Die schematische Darstellung der Kontaktierung in Anlehnung an die Busbar-Busbar-Messung mit Kontaktpaaren zur Messung des Widerstandes der Aluminium-Metallisierung (Position A - A') und Kontaktierung analog zur verschalteten Solarzelle auf den Silber-Pads (B - B'). Auf Modulebene wird ebendies durch die Widerstandsmessung zwischen den verlöteten Lötbandchen (Position C - C') erreicht.	53
4.11	Schematische Darstellung der Herstellung der AgAl-Widerstandsproben mittels (1) Siebdruck der Silber-Paste, (2) Siebdruck der schmalen Aluminium-Verbindungen zwischen den Silber-Pads und (3) Legierungsbildung nach dem Sinterprozess.	54
4.12	Schematische Darstellung des Metallisierungslayouts zur Untersuchung des AgAl-Legierungseinflusses nach dem a) 1. und b) zusätzlichen 2. Siebdruck, sowie c) dem Feuerofenschritt. Der AgAl-Legierungsbereich kann dabei über die Skalierung von Übergangslänge (s_{pad}) in großen Bereichen frei eingestellt werden, ohne dass sich l_{OR} oder die Ag- bzw. Al-Fläche ändert, sodass die Solarzelleneigenschaften nur von s_{pad} beeinflusst werden.	55
4.13	Teststruktur zur Bestimmung des AgAl-Si-Kontaktwiderstandes, wobei die Struktur a) die überlappende Ag- und Al-Metallisierung vor dem Feuerofenschritt zeigt und b) die Kontakte nach der Formierung der AgAl-Legierung mit lokaler Kontaktierung des Siliziums durch sog. AgAl-Spikes.	56
4.14	Schematische Darstellung der Messanordnung zur Bestimmung des Druckkontaktwiderstandes von einem auf eine Metalloberfläche gepressten Lötbandchens in a) Aufsicht und b) Querschnitt mit schematisch eingezeichneter Kraft F , ausgehend von der Einpresstiefe der gefederten Kontaktstifte und der laut Datenblatt angegebenen Federkraft der Kontaktstifte.	57
4.15	Schematische Darstellung der Teststrukturen zur Bestimmung des a) Lötkontaktwiderstandes auf der Zellvorderseite und b) -rückseite.	58
4.16	Skizze der Rückseitenverschaltung einer Solarzelle im 1-Zell-Modul zur Bestimmung des rückseitigen Metallisierungswiderstandes und der Hellkennlinie. Durch das Öffnen oder Schließen der außenliegenden Lötstelle kann zwischen beiden Messmöglichkeiten gewechselt werden.	59
4.17	Exemplarische Darstellung der eingebrachten Lötfehler für je einen Busbar auf Vorderseite (unten, Gruppe C) bzw. Rückseite (oben, Gruppe G) der Solarzellen, vergl. Tab. 4.5.	60
4.18	COMSOL-Modell zur Analyse des ρ_{sc} und ρ_{pc} auf Modulebene. a) Gesamtansicht des Symmetrie-Elementes bestehend aus einem Busbar, wobei 3 Segmente des Lötbandchens zur Visualisierung in der b) Detailansicht der Löt- (rot) und Druckkontakte (grün) ausgeblendet wurden. Die z-Achse ist jeweils überhöht dargestellt, die Abbildung daher nicht maßstabsgerecht.	60

- 5.1 a) Lokale Schichtwiderstandsbestimmung an einer Probe mit $l_{OR} = 50 \mu\text{m}$ und einer Breite von 2 mm, Mikroskopaufnahme (Aufsicht, unten) in Maßstab des abgebildeten Graphen, sowie in b) der schematische Querschnitt des Bereiches vor (oben) und nach (unten) dem Sinterprozess. 61
- 5.2 REM-Aufnahme mit EDX-Linienscan (rote Linie) zur Bestimmung der Ag- und Al-Konzentration der Metallisierung am AgAl-Übergang, sowie die identisch skalierte Lichtmikroskopaufnahme zur Korrelation mit dem visuellen Eindruck des Bereiches. Schematische Darstellung des zugehörigen Probenquerschnittes im oberen Bildteil mit Markierungen (grün, unterbrochen) des Endes der AgAl-Legierung im Ag und dem Beginn der Al-Metallisierung. 63
- 5.3 a) Exemplarische Konfokalmikroskop-Aufnahmen des Ag-Al-Kontaktbereiches während der konstanten Temperaturlagerung bei 650°C mit zunehmender Zeit von links (Ausgangszustand) nach rechts. Das Ende der Al- auf der Ag-Metallisierung ist durch die rote Linie markiert, die dunkle Verfärbung im Verlauf der Auslagerung wird durch die Bildung der AgAl-Legierung hervorgerufen und über $w_{\text{Diff-Ag}}$ -Messung charakterisiert. In b) ist die Auswertung der optischen Diffusionsweite $w_{\text{Diff-Ag}}$ in Abhängigkeit der Zeit (t) für 650°C , 675°C und 700°C für je 3 verschiedene Silberschichtdicken dargestellt. 64
- 5.4 Skizziertes Modell der Legierungsbildung im Kontaktbereich der beiden Metallisierungspasten während des Sinterprozesses. 64
- 5.5 a) Widerstand der AgAl-Legierung (R_{AgAl}) in Abhängigkeit der Überlapplänge (l_{OR}), bestimmt mittels TLM-Teststruktur sowie Mikroskopaufnahmen b) des Kontaktbereiches zwischen Ag- und Al-Paste für $l_{OR} = 50 \mu\text{m}$ und c) $l_{OR} = 250 \mu\text{m}$ nach der Legierungsbildung. 65
- 5.6 Abhängigkeit des R_{AgAl} von der eingestellten Maximaltemperatur des Sinterprozesses (Set-Werte) für drei verschiedene l_{OR} 67
- 5.7 a) Einfluss der Silberschichtdicke (Fehlerbalken beruhen auf empirisch ermittelter Genauigkeit der Höhenmessung) auf den Schichtwiderstand der Silbermetallisierung durch Variation des Pastenauftrages und Verwendung von 3 verschiedenen, kommerziell erhältlichen Pasten, sowie b) der Einfluss dieser Variationen auf die Legierungsbildung in Form von $w_{\text{Diff-Ag}}$ und $V_{\text{Diff-Ag}}$. In c) ist der R_{AgAl} in Abhängigkeit des Verhältnisses aus $w_{\text{Diff-Ag}}$ und h_{Ag} abgebildet, bestimmt mittels TLM-Teststruktur, $l_{OR} = 500 \mu\text{m}$, $R_{\text{sh-Al}} = 13 \text{ m}\Omega\text{sq}$ 68
- 5.8 Abhängigkeit a) der $w_{\text{Diff-Al}}$ und b) des R_{AgAl} vom Schichtwiderstand der Al-Metallisierung ($R_{\text{sh-Al}}$) bei jeweils konstantem Ag-Schichtwiderstand von $R_{\text{sh-Ag}} = 16,5 \text{ m}\Omega\text{sq}$. Die Schichtwiderstandsvariation erfolgte durch Anpassung des Siebgewebes bzw. Doppeldruck, die Sinterung fand bei identischen Bedingungen statt. In c) ist der R_{AgAl} ($l_{OR} = 500 \mu\text{m}$) über dem Verhältnis aus $w_{\text{Diff-Al}}$ und h_{Al} abgebildet. 69
- 5.9 a) Einfluss einer gezielt herbeigeführten Verschiebung des zweiten Druckschrittes um $0 \mu\text{m}$, $100 \mu\text{m}$, $200 \mu\text{m}$ und $400 \mu\text{m}$ senkrecht zur Busbar-Orientierung auf den FF , sowie der aus den gemessenen R_{AgAl} -Werten analytisch berechnete FF -Effekt. b) Der mittels Busbar-Busbar-Messung bestimmte R_{AgAl} in Abhängigkeit der Druckverschiebung auf den Solarzellen aus a). 70
- 5.10 Abhängigkeit des experimentell bestimmten a) Δr_s (im Vergleich zur vollflächigen Al-Metallisierung) und b) des FF der Solarzellen vom jeweiligen s_{pad} im Vergleich mit der vollflächigen Aluminium-Metallisierung sowie die aus der COMSOL-Widerstandssimulation erwarteten r_s - bzw. FF -Effekte durch der Al-Metallisierung und AgAl-Legierung. In c) und d) sind die Simulationsdomänen für s_{pad} von 1 mm und 12,5 mm, sowie die simulierten Stromflussmuster dargestellt. 71

5.11 a) Einfluss der s_{pad} -Variation auf den V_{oc} von <i>cz</i> -PERC-Solarzellen im Vergleich zur vollflächigen Al-Rückseitenmetallisierung, sowie b) PL-Aufnahmen gleicher Skalierung der zugehörigen Pad-Bereiche. Der Einfluss des Ag-Pads bzw. der AgAl-Legierung auf die Oberflächenpassivierung wird durch eine geringe PL-Intensität in diesen Bereichen deutlich.	72
5.12 Einfluss der AgAl Legierungsbildung auf die lokale Passivierqualität einer <i>cz</i> -PERC-Zelle. Mikroskopaufnahmen angefertigt nach Entfernung der Metallisierung mittels HCl und HNO ₃ . a) Hell-Feld-Aufnahme mit beispielhaftem Farbeindruck von Si _x N _y (n = 2,05) auf Si in Abhängigkeit der Schichtdicke [161]. b) zeigt den identischen Bildausschnitt mit Dark-Field-Belichtung und c) eine Vergrößerung des rot markierten Ausschnittes aus b).	73
5.13 Einfluss 2 verschiedener Ag-Pasten auf den V_{oc} von <i>cz</i> -PERC-Solarzellen mit zugehörigen PL-Aufnahmen im Bereich der Pads im Vergleich zur vollständigen Al-Metallisierung.	74
5.14 Einfluss der Ag-Schichtdicke, dargestellt über den $R_{\text{sh-Ag}}$, auf das AgAl-Spiking im Bereich der Legierungsbildung und damit den Kontaktwiderstand (R_C) zwischen AgAl-Metallisierung und Silizium.	74
5.15 Empirisches Modell der AgAl-Kontaktausbildung im Bereich der überlappenden Metallisierung auf der Rückseite von PERC-Solarzellen mit der schematischen Darstellung der Bildung von AgAl-Spikes in der Si _x N _y -Schicht	76
5.16 Gegenüberstellung der gemessenen Medianwerte des Solarzellenwirkungsgrades η bei variierendem s_{pad} und den Wirkungsgradverlusten berechnet über die aus den FF - und V_{oc} -Messungen abgeleiteten Korrelationen.	77
6.1 Widerstandsmessung zwischen 2 benachbarten Busbars einer 3BB-PERC-Zelle während der Alterung im TC-Test	79
6.2 a) Darstellung des Anteils der summierten FU-Länge an der summierten Gesamtlänge der Kontaktfinger, sowie die durchschnittliche Fingerlänge, ermittelt aus EL-Aufnahmen von 17 1-Zell-Modulen während des TC-Tests. In b) ist der Ausschnitt einer EL-Aufnahme eines Moduls im Laufe des TC-Tests dargestellt.	80
6.3 Darstellung des ρ_c zwischen Ag-Finger und Emitter, gemessen an uneingekapselten Teststrukturen, während der TC-Auslagerung. Die Proben weisen einen Fingerabstand von 1,53 mm und eine mittlere Fingerbreite von 42,7 μm auf.	82
6.4 Abbildung des ρ_c der LCO-Kontakte, gemessen an uneingekapselten Teststrukturen während der TC-Auslagerung unter Beachtung der ausgedehnten Basis [156], $L_{\text{LCO}} = 65 \mu\text{m}$	82
6.5 a) Darstellung des Gesamtwiderstandes der LCO-Teststruktur für die drei untersuchten LCO-Anzahlen während des TC-Tests, verbaut im Modul und b) die daraus berechnete mittlere R_T -Änderung für die einzelnen Teststrukturen sowie der rot dargestellte ΔR_T , berechnet mittels numerischer COMSOL-Simulation für eine Degradation des ρ_c von 2,5 auf 3,5 $\text{m}\Omega \text{cm}^2$	83
6.6 Lokale Schichtwiderstandsbestimmung für eine Teststruktur mit 1,25 mm LCO-Abstand und maßstabsgerechte Abbildung der vermessenen Struktur als Einfügung unterhalb des R_{sh} -Verlaufs sowie der an reinen Al-Proben bestimmte mittlere $R_{\text{sh-Al}}$ (grün) und der aus den Teststrukturen berechnete effektive $R_{\text{sh-AlSi}}$ (blau). Beispielhaft in der Mikroskopaufnahme markiert ist in rot die Position der lokalen Öffnung der Rückseitenpassivierung und in blau eingegrenzt die optisch detektierbare AlSi-Ausdehnung. Die schwarzen, dreieckigen Flächen sind Abbildungen der zur Kontaktierung genutzten Nadeln und stellen keine Legierungsbildung o.ä. dar.	84

6.7	Elementarzelle der Rückseitenmetallisierung mit a) 0° und b) 90° LCO-Orientierung, sowie c) das Stromflussmuster innerhalb der Rückseitenmetallisierung bei einer Ausrichtung von 90° (Stromdichte über Farbe der Pfeile codiert).	85
6.8	a) Darstellung der Degradation der Rückseitenmetallisierung in Abhängigkeit der Si-Einlegierung für Teststrukturen (offene Symbole) und Solarzellen (gefüllte Symbole), uneingekapselt während des TC-Tests sowie b) lokale R_{sh} -Messungen senkrecht zur LCO-Orientierung einer Probe im Ausgangszustand und einer vergleichbaren Probe nach 700 TC-Zyklen. Außerdem als horizontale Linie der an Teststrukturen bestimmte R_{sh-Al} und der berechnete $R_{sh-AlSi}$	87
6.9	a) REM-Aufnahme eines mittels Ionenstrahl präparierten Querschnittes durch die Pastenmatrix einer Probe nach TC800 mittig im LCO-Bereich und b) eine Vergrößerung einer Vielzahl von Sinterhälsen im Kontaktbereich der Aluminiumpasten-Partikel. Die siliziumreichen Ausscheidungen erscheinen dabei dunkel gegenüber der umgebenden AlSi-Matrix.	88
6.10	Einfluss der Waferdicke auf die Degradation des $R_{rear-Al}$ während des TC-Tests (uneingekapselt).	89
6.11	a) Degradation des R_{rear} gemessen an 1-Zell-Modulen während des TC-Tests sowie b) die Korrelation dieser Moduldaten mit gleichzeitig im TC-Test untersuchten uneingekapselten Solarzellen, Zuleitungs- und Kontaktwiderstände der Verschaltung auf Modulebene wurden entsprechend der analyt. Formeln berücksichtigt. c) Darstellung der Stromdichteverteilung in der Simulationsdomäne mit 90° LCO-Orientierung für den TC 800 Degradationszustand, Stromableitung am linken Lötbandchenende, $\rho_{pc} = 250 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$	90
6.12	a) Gegenüberstellung der r_s - bzw. FF - und R_{rear} -Degradation, bezogen auf den individuellen Initialwert der 1-Zell-Module mit 0° und 90° LCO-Orientierung sowie die mittels der R_{rear} -Werte simulierten r_s -Änderungen. Die Δr_s -Werte wurden dafür aus den IV-Kennlinien bei 500 und 1000 W/m ² bestimmt, FF -Änderung errechnet aus den gemessenen r_s und den IV-Parametern. b) Übersicht der IV-Parameter der Module im Verlauf des TC-Tests für die degradierten Module und jeweils einer immer parallel vermessenen, undegradierten Referenz (offene Symbole).	92
6.13	a) Verlauf der R_{AgAl} -Degradation für uneingekapselte und eingekapselte TLM-Teststrukturen während des TC-Tests sowie b) die mittels R_{rear} -Messung an vollständigen, uneingekapselten Solarzellen bestimmte R_{AgAl} -Änderung für drei verschiedene Al-Pasten bei einer l_{OR} von 250 μm	93
6.14	a) r_s -Differenz der Solarzellen vor und nach dem Modulbau bezogen auf den r_s der Proben mit s_{pad} von 12,5 mm. Zusätzlich sind die Ergebnisse der bereits in Abschnitt 5.1 durchgeführten Berechnung des erwarteten r_s -Effektes durch den variierenden s_{pad} auf Zellebene dargestellt, im Modul-Fall wurde der ρ_{pc} mit 30 $\text{m}\Omega \text{ cm}^2$ durch Minimierung der Residuen mittels COMSOL-FEM-Simulation angefitet. In b) ist die aus der jeweiligen FF -Degradation errechnete r_s -Erhöhung der 1-Zell-Module während des TC-Tests in Bezug auf den jeweiligen initialen FF abgebildet.	94
6.15	Gegenüberstellung der R_{sh-Al} - und R_{AgAl} -Werte uneingekapselter Solarzellen während des TC-Tests mit den aus der FEM-Simulation erhaltenen Anpassungswerten für die 1-Zell-Module aus Abb. 6.14 b). Die Solarzellen mit einer s_{pad} von 7 mm wurden parallel zu den 1-Zell-Modulen degradiert und mittels Busbar-Busbar-Widerstandsmessung charakterisiert.	95
6.16	Degradation des R_{sh-Ag} während der TC-Alterung für drei verschiedene Silberpasten mit je 2-3 unterschiedlichen Pastenaufträgen.	96

6.17	Druckkontaktwiderstand ρ_{pc} in Abhängigkeit der Anpresskraft und der verwendeten Metallpasten bzw. der aufgedampften Al-Schicht [157]. Ein üblicher Bereich für Lötkontaktwiderstände ist gelb hinterlegt [157], [172], [173]	97
6.18	Vergleich des R_{pc} und R_{sc} auf der a) Vorderseite zwischen Lötbandchen und Silber-Busbar und b) Lötbandchen und Pads auf der Zellrückseite, bestimmt an Teststrukturen im 1-Zell-Modul während des TC-Tests.	99
6.19	a) Verlauf der Serienwiderstandsdegradation bei Lötfehlern auf der Zellvorderseite (gefüllte Symbole) sowie die per FEM-Simulation daraus abgeleiteten ρ_{pc} -Werte und deren entsprechender r_s -Effekt (offene Symbole) während des TC-Tests. Die experimentellen Daten wurden aus 3-4 Modulen gemittelt, Fehlerbalken entsprechen der Standardabweichung der r_s -Werte, ermittelt aus der individuellen FF -Degradation der Module. In b) sind die EL-Aufnahmen der Entwicklung je eines Moduls aus Gruppe A („2..5 & 7..11“ nicht gelötet, links) und B („1..5 & 9..12“ nicht gelötet, rechts) während der beschleunigten Alterung dargestellt (Erhöhung der Belichtungszeit im Laufe der TC-Degradation).	101
6.20	Verteilung der Stromdichte j_z , welche senkrecht aus dem Busbar in das Lötbandchen fließt, aufgetragen entlang der Busbarlänge für die 3 verschiedenen Konfigurationen nach TC 400, Massepotenzial bei $x = 156$ mm (rechte Seite).	102
6.21	a) Verlauf der Serienwiderstandsdegradation bei Lötfehlern auf der Zellrückseite (gefüllte Symbole) sowie die per FEM-Simulation daraus abgeleiteten ρ_{pc} - und R_{sh-Al} -Werte und deren entsprechender r_s -Effekt (offene Symbole) während des TC-Tests. Die experimentellen Daten wurden aus 4-5 Modulen gemittelt, Fehlerbalken entsprechen der Standardabweichung der r_s -Werte, ermittelt aus der individuellen FF -Degradation der Module. In b) ist die Entwicklung der EL-Aufnahmen eines Moduls aus Gruppe G (Pad „3..4“ nicht gelötet, links) und L („2..6“ nicht gelötet, rechts) während der beschleunigten Alterung dargestellt (Erhöhung der Belichtungszeit im Laufe der TC Degradation).	103
6.22	Mittels COMSOL-Simulation bestimmte Stromdichteverteilung in der Rückseitenmetallisierung im a) Ausgangszustand mit $\rho_{pc} = 4 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$ und b) degradierten Zustand mit $\rho_{pc} = 250 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$. Skalierung angepasst auf 0 bis 1 A/mm^2 , innerhalb des Lötbandchens steigt die Stromdichte auf bis zu $11,7 \text{ A/mm}^2$. . .	104
6.24	Darstellung des per Simulation bestimmten ρ_{pc} auf Vorder- und Rückseite sowie des gleichzeitig ermittelten R_{sh} im Vergleich zu realen R_{sh} -Messergebnissen auf Modulebene.	104
6.23	Verteilung der Stromdichte j_z , welche senkrecht aus der Metallisierung in das Lötbandchen fließt, aufgetragen entlang des Busbars für eine Konfiguration im Ausgangszustand und nach TC400, sowie drei verschiedene Konfigurationen nach TC400, Massepotenzial bei $x = 156$ mm (rechte Seite).	105
6.25	a) Kontaktwiderstand, bestimmt mittels TLM an den herausgeführten Lötbandchen von 3BB Zellen in 1-Zell-Modulen: Vergleich der Ergebnisse einer undegradierten Referenz mit Al-BSF und PERC-Modulen nach TC800. b) Schematische Darstellung der TLM-Messung an Solarmodulen mit skizzierter Stromdichteverteilung im undegradierten ($\rho_{pc} = 4 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$) und degradierten Zustand ($\rho_{pc} = 250 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$).	106
6.26	Verlauf der r_s -Degradation bezogen auf den jeweiligen Initialwert der Referenzproben aus den versuchen zur ρ_{pc} -Bestimmung auf Vorder- bzw. Rückseite (Module ohne Lötfehler; siehe Abs. 6.7.2) inkl. der Verlustaufteilung nach den in Tab. 6.4 bestimmten Degradationen.	109

7.1	Aus der numerischen COMSOL-Simulation bestimmter r_s -Effekt durch den Anstieg des ρ_{pc} von 1 auf $85 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$ in Abhängigkeit der mittleren Busbarbreite und Lötkontakt-Anzahl von 6, 10 und 14 Lötstellen pro Busbar mit einem Durchmesser von jeweils 1,4 mm einer 6-Zelle.	111
7.2	a) Degradation des rückseitigen R_{sh} und R_{AgAl} der Metallisierung uneingekapselter 5BB Solarzellen während des TC-Test, sowie b) die r_s -Degradation der in Solarmodulen eingekapselten Zellen, bestimmt aus Dunkelkennlinienmessungen und die aus den Zelldaten errechnete Degradation.	113
7.3	Gegenüberstellung des r_s , hervorgerufen durch Metallisierung und Verschaltung, im Ausgangszustand und der erwarteten Degradation Δr_s für verschiedene Metallisierungsgeometrien mit den in Abschnitt 6.8 zusammengefassten Degradationseigenschaften der Metallisierungsbereiche bis TC 400. Die FF -Änderung wurde auf Grundlage einer zum Zeitpunkt der Untersuchung üblichen <i>cz-PERC</i> -Solarzelle mit $j_{sc} = 40,1 \text{ mA/cm}^2$ und $V_{oc} = 656,8 \text{ mV}$ berechnet.	114
9.1	Übersicht der in der Internationalen Norm IEC 61215 vorgeschriebenen Prüfungen für die Qualifizierung von Solarmodulen [113].	151
9.2	a) Schematische Darstellung der simulierten Symmetrieelemente zur r_{Al} -Bestimmung und b) der daraus abgeleitete Korrekturfaktor c_{cor} in Abhängigkeit der Verhältnisse $f_{contact} = s_{pad}/d_{sc}$ und $f_{uc} = d_{sc}/0,5d_{bb}$. Der Korrekturfaktor für eine 3BB Solarzelle mit 6 Pads pro Busbar und s_{pad} von 6 mm ist in der Grafik eingezeichnet.	153
9.3	a) Simulationsdomäne für die Betrachtung des Einflusses von FU auf den Serienwiderstand, sowie b) ein entsprechendes Simulationsergebnis (lokale Spannungsabfälle auf Zellvorderseite, blau = 0 V).	153
9.4	a) Ausbreitung der AgAl-Legierung in den Bereich der Al-Legierung ($w_{Diff-Al}$) bei Variation der Ag-Schichtdicke, 3 Pasten, Variation des Siebgewebes zur Einstellung des Pastenauftrages, sowie die Diffusionsweite im Silber für verschiedene l_{OR} in Abhängigkeit des R_{sh-Ag}	154
9.5	Einfluss der Al-Paste auf das Degradationsverhalten der Rückseitenmetallisierung, bestimmt mittels balkenförmiger Teststruktur.	155

Tabellenverzeichnis

3.1	Tabellarische Zusammenfassung der Alterungseffekte, welche durch den jeweiligen Test provoziert werden, [114]–[117].	33
4.1	Tabellarische Übersicht der wichtigsten Geometrieparameter der Solarzellenmetallisierung einer industriellen PERC-Solarzelle, sowie die Bezeichnung der Widerstände zur Berechnung der Serienwiderstandsanteile der Metallisierung.	40
4.2	Tabellarische Zusammenfassung analytischer Formeln zur Beschreibung der effektiven Serienwiderstandsbeiträge der einzelnen Widerstandskomponenten der Vorder- und Rückseitenmetallisierung einer industriellen <i>PERC</i> -Solarzelle. Die Angabe in der Spalte Symmetrie-Element bezieht sich dabei auf die in Abb. 4.3 dargestellten Einheitszellen des Metallisierungslayouts. Die analytischen Formeln zur Bestimmung von r_{Al} und r_{AgAl} wurden im Rahmen dieser Arbeit (d.A.) angepasst bzw. aufgestellt.	41
4.3	Eingabegrößen zur Beschreibung der stationären Kontinuitätsgleichungen mittels COMSOL.	42
4.4	Zusammenstellung der Geometrieparameter der LCO-Degradations-Teststruktur, vergl. Bemaßung in Abb. 4.8 a).	51

4.5	Zusammenfassung der Position der Lötfehler, eingebracht auf Vorder- bzw. Rückseite der Solarzellen.	60
6.1	Tabellarische Zusammenfassung des Serienwiderstandsbeitrages der Rückseitenmetallisierung (Al- & AlSi-Bereich) für verschiedene R_{sh} -Werte.	86
6.2	Aufteilung der effektiv wirkenden r_s -Beiträge im Vergleich zum Ausgangswert, bedingt durch verschiedene Stromflussmuster zum Zeitpunkt TC400.	102
6.3	Aufteilung der r_s -Anteile der unterschiedlichen Rückseitenvariationen zum Zeitpunkt TC400 im Vergleich zum Ausgangswert.	105
6.4	Gegenüberstellung der r_s -Beiträge der verschalteten Solarzelle im Ausgangszustand und deren Änderung nach TC400 für eine 3BB-Zelle mit jeweils 12 bzw. 6 Lötkontakten pro Busbar auf Vorder- bzw. Rückseite. Durch den Effekt des Druckkontaktes im undegradierten Zustand kommt es zu einer Absenkung des Serienwiderstandes durch geringere Stromdichten in Bereichen hohen Widerstandes, diese effektiv auftretenden r_s -Beiträge sind als Initialzustand angegeben. Die Werte in Klammern geben den Serienwiderstandswert im Ausgangszustand bei einem nicht vorhandenen Druckkontakt an. Die Spalte „Struktur“ spezifiziert dabei, ob die genutzten Wafer uneingekapselt oder im Solarmodul dem TC-Test ausgesetzt und währenddessen charakterisiert wurden. Die zugrundeliegenden Geometrieparameter und Widerstandswerte sind in Anhang 9.2, Tab. 9.1 zusammengefasst.	107
9.1	Übersicht der bestimmten Widerstands- und Geometrieparameter der untersuchten industriellen <i>PERC</i> -Solarzellen, Zusammengefasst aus den Kap. 5 und 6.	152

9 Anhang

9.1 Modulprüfung nach IEC 61215

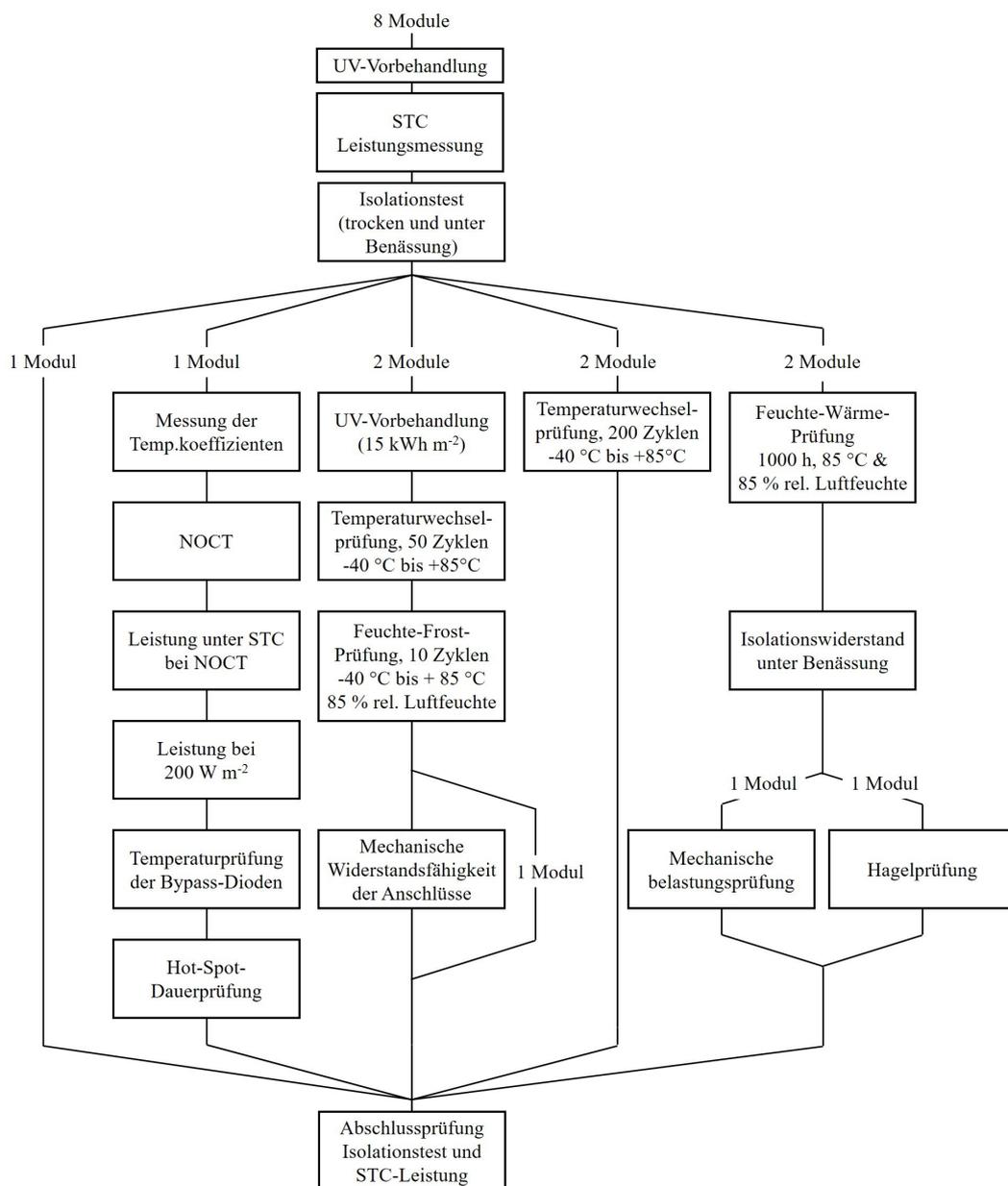


Abb. 9.1: Übersicht der in der Internationalen Norm IEC 61215 vorgeschriebenen Prüfungen für die Qualifizierung von Solarmodulen [113].

9.2 Widerstandsparameter industrieller PERC-Solarzellen

Zusammenfassung der Geometrieparameter und Widerstandskennwerte, ermittelt für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten 3BB *PERC*-Solarzellen und deren Verschaltung im Ausgangszustand.

Tab. 9.1: Übersicht der bestimmten Widerstands- und Geometrieparameter der untersuchten industriellen *PERC*-Solarzellen, Zusammengefasst aus den Kap. 5 und 6.

Parameter	Symbol	Wert	Einheit
Wafer			
spez. Wafer-Widerstand	ρ_b	1,5	$\Omega \text{ cm}$
Waferdicke	h_b	160	μm
Vorderseitenmetallisierung			
Emitter-Schichtwid.	R_{sh}	90	Ωsq
Fingerbreite	L_f	62	μm
Ag-Si Kontaktwid.	ρ_c	2	$\text{m}\Omega \text{ cm}^2$
Finger-Linienwid.	R_{L_f}	0,54	$\Omega \text{ cm}^{-1}$
Fingerlänge	s_f	2,6	cm
Fingerabstand	d_f	0,153	cm
Busbar-Abstand	d_{bb}	5,2	cm
Busbar-Breite	w_{bb}	0,384	mm
Busbar-Linienwid.	R_{L_b}	62,2	$\text{m}\Omega \text{ cm}^{-1}$
Rückseitenmetallisierung			
LCO-Breite	L_{LCO}	60	μm
LCO-Abstand	d_{LCO}	1,25	mm
spez. Al-Si Kontaktwid.	ρ_c	2	$\text{m}\Omega \text{ cm}^2$
Al-Schichtwid.	$R_{\text{sh-Al}}$	15	$\text{m}\Omega\text{sq}$
Korrekturfakt.	c_{cor}	2	
AgAl-Wid.	R_{AgAl}	50	$\text{m}\Omega \text{ mm}$
Übergangslänge	s_{pad}	7	mm
Verschaltung			
Lötkontaktanzahl-Front	N_{sc}	12	
Lötkontaktwid.-Front	R_{SC}	6	$\text{m}\Omega$
Lötkontaktanzahl-Rear	N_{sc}	6	
Lötkontaktwid.-Rear	R_{SC}	1	$\text{m}\Omega$
Lötbandchen-Linienwid.	R_{L_b}	0,067	$\Omega \text{ m}$

9.3 Analytische Berechnung der r_{Al} -Serienwiderstandsbeiträge

Die FEM Simulation wurde genutzt um den Serienwiderstand der Rückseitenmetallisierung im Falle von unterbrochenen Busbars/einzelnen Pads zu bestimmen und damit das Verhältnis dieses ermittelten r_{Al} zum $r_{\text{Al}}(f_{\text{contact}} = 1)$ zu berechnen. Dafür wurde f_{contact} im Bereich von 0,1..1, sowie f_{uc} von 0,1..10 variiert, erreicht durch eine Variation der Busbar-Anzahl von 1..20 und Pad-Anzahl pro Busbar von 4..20. Der daraus ermittelte Korrekturfaktor ist in Abb. 9.2 b) dargestellt. Das Symmetrie-Element besitzt eine Ausdehnung von $1/2d_{\text{bb}}$ und d_{sc} , das Pad ist zur Vereinfachung der Struktur aus der Einheitszelle herausgenommen.

Die Stromabfuhr aus dem Symmetrie-Element erfolgt über eine Seitenkante, wobei die Breite des Kontaktes s_{pad} entspricht.

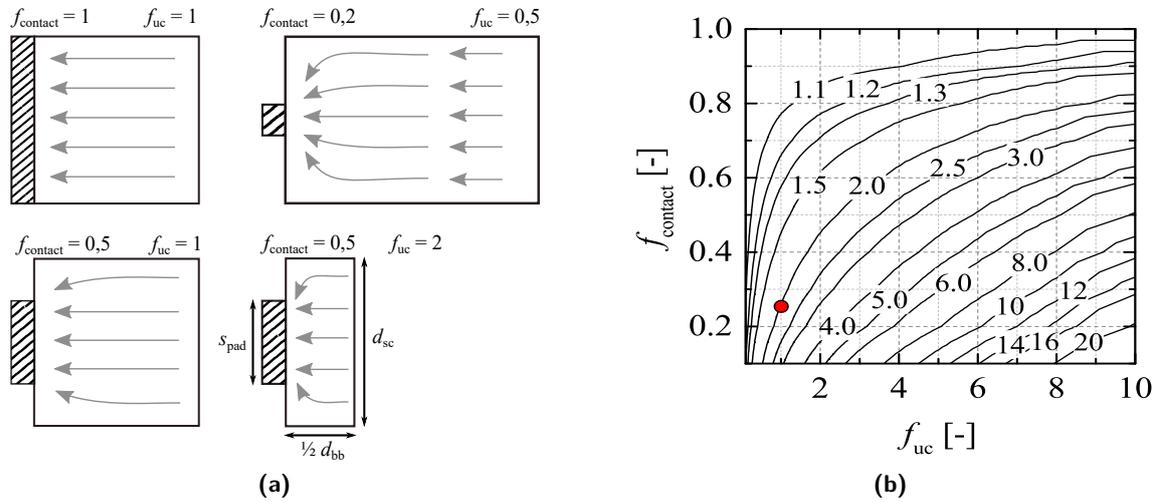


Abb. 9.2: a) Schematische Darstellung der simulierten Symmetrieelemente zur r_{Al} -Bestimmung und b) der daraus abgeleitete Korrekturfaktor c_{cor} in Abhängigkeit der Verhältnisse $f_{\text{contact}} = s_{\text{pad}}/d_{\text{sc}}$ und $f_{\text{uc}} = d_{\text{sc}}/0,5d_{\text{bb}}$. Der Korrekturfaktor für eine 3BB Solarzelle mit 6 Pads pro Busbar und s_{pad} von 6 mm ist in der Grafik eingezeichnet.

Es wird deutlich, dass durch die Reduktion von s_{pad} und damit f_{contact} eine starke Abweichung auftritt, bedingt durch die Erhöhung der Stromdichte nahe des Punktes der Stromabfuhr. Eine zusätzliche Verstärkung tritt auf, wenn die f_{uc} steigt, also die BB-Anzahl im Vergleich zur Pad-Anzahl steigt.

9.4 Serienwiderstandseinfluss von Fingerunterbrechungen

Das für die Simulation verwendete Symmetrie-Element ist in Abb. 9.3 a) abgebildet, sowie b) die lokale Spannung als Resultat der COMSOL Simulation. In direkter Umgebung der FU leiten die benachbarten Finger den Strom zu den Busbars, welche als Stromsenke dienen. Dementsprechend steigt der Spannungsabfall im Emitter durch den weiteren Transportweg.

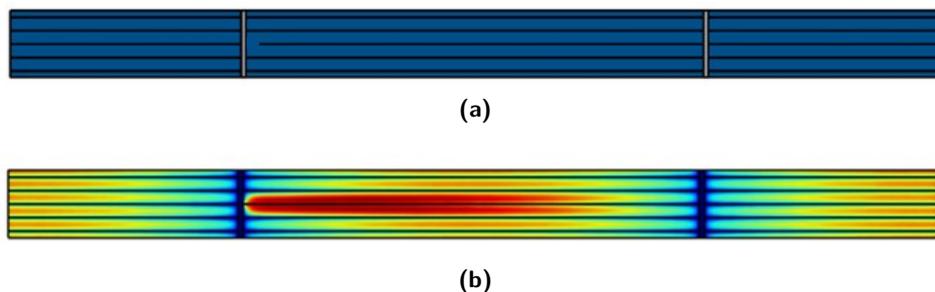


Abb. 9.3: a) Simulationsdomäne für die Betrachtung des Einflusses von FU auf den Serienwiderstand, sowie b) ein entsprechendes Simulationsergebnis (lokale Spannungsabfälle auf Zellvorderseite, blau = 0 V).

Eingabeparameter der Simulation sind neben dem R_{sh} des Emitters, dem ρ_c zwischen diesem und dem Silber-Grid, der Linienwiderstand von Finger (R_{Lf}) und Busbar (R_{Lb}). Nach Bestimmung des effektiven Widerstandes der Struktur kann der erwartete Serienwiderstand der Zellvorderseite (Emitter und Grid) über die Parallelschaltung von Symmetrie-Elementen mit und ohne FUs (Gl. 9.1) ermittelt werden.

$$\frac{1}{R_{real}} = \frac{\frac{A_{Cell}}{A_{Domain}} - \Sigma N_{FU}}{R_{ideal}} + \frac{N_{FU-i}}{R_{FU-i}} + \frac{N_{FU-ii}}{R_{FU-ii}} \dots \quad (9.1)$$

Dabei ist die Anzahl von Simulations-Domänen an der Zellfläche über A_{Cell}/A_{Domain} , die Anzahl einzelner, innen-liegender FUs ist über N_{FU-i} , doppelter, direkt benachbarter FU mit N_{FU-ii} usw. definiert. Dementsprechend ist der R_s der Simulationsdomäne ohne FU R_{ideal} , mit einer einfachen FU R_{FU-i} und mit einer doppelten, direkt benachbarten FU R_{FU-ii} . Der Einfluss weiterer möglicher Fehler-Positionen kann durch beliebiges erweitern der Formel umgesetzt werden.

$$\Delta r_s = (R_{real} - R_{ideal}) \cdot A_{Cell} \quad (9.2)$$

Der zu erwartende r_s -Anstieg im Vergleich zum idealen Vorderseitengrid ergibt sich konsequenter Weise über Gl. 9.2. Für ein 3 Busbar-Design mit einem $90 \Omega\text{sq}$ Emitter und R_{Lf} von $40 \Omega\text{m}^{-1}$ bei einem d_f von $1,53 \text{ mm}$ kommt es für eine einzelne, innenliegende FU zu einem Δr_s von $0,83 \text{ m}\Omega\text{cm}^2$. Eine einzelne außenliegende, einfache FU verursacht jedoch bereits ein Δr_s von $1,4 \text{ m}\Omega\text{cm}^2$, was für eine Doppelte auf $3,5 \text{ m}\Omega\text{cm}^2$ weiter ansteigt. Treten zwei FU direkt benachbart auf ist der r_s -Effekt entsprechend 25 % höherer als für separat auftretende Unterbrechungen.

9.5 Diffusionsweite der AgAl-Legierung bei h_{Ag} Variation

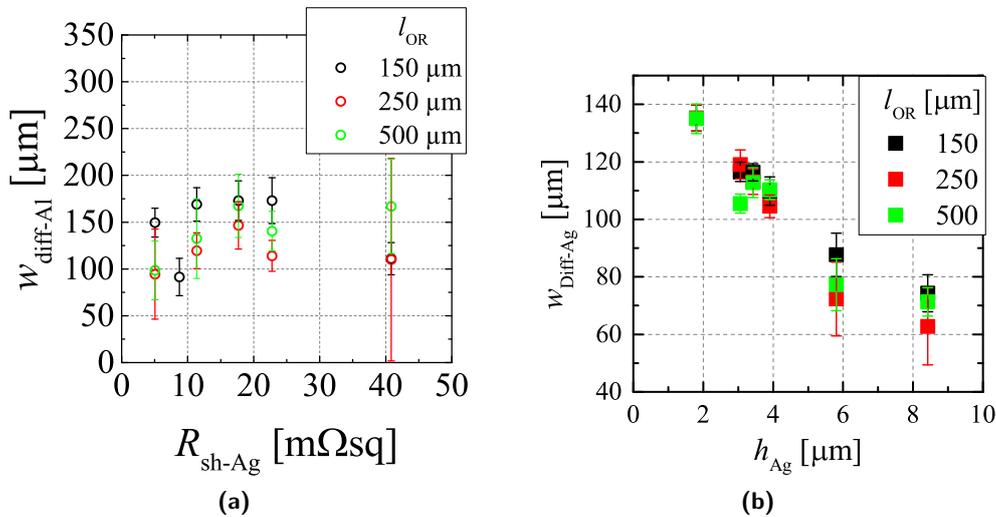


Abb. 9.4: a) Ausbreitung der AgAl-Legierung in den Bereich der Al-Legierung ($w_{Diff-AI}$) bei Variation der Ag-Schichtdicke, 3 Pasten, Variation des Siebgewebes zur Einstellung des Pastenauftrages, sowie die Diffusionsweite im Silber für verschiedene l_{OR} in Abhängigkeit des R_{sh-Ag} .

9.6 Einfluss der Al-Paste auf die $R_{\text{sh-al}}$ -Degradation

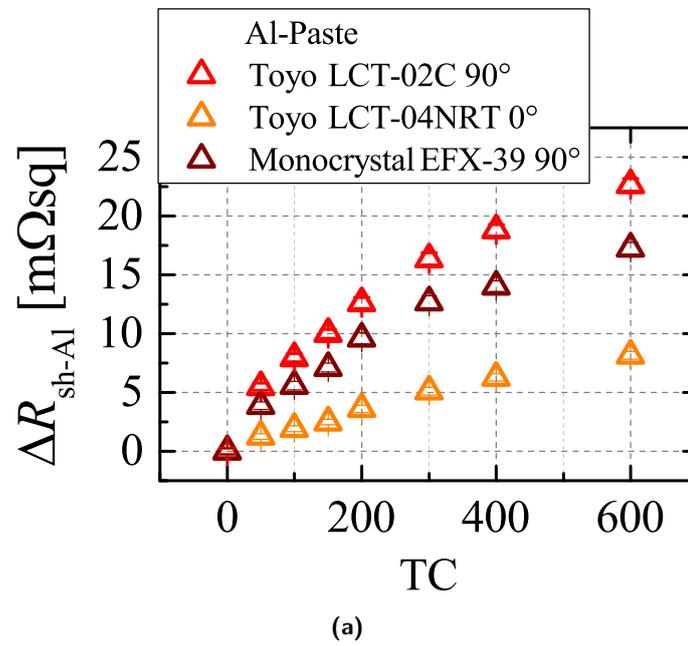


Abb. 9.5: Einfluss der Al-Paste auf das Degradationsverhalten der Rückseitenmetallisierung, bestimmt mittels balkenförmiger Teststruktur.

10 Publikationen

Autor

- [1] T. Urban, M. Heimann, A. Schmid, A. Mette, and J. Heitmann, "Analysis of Ohmic Losses Due to Solder and Pressure Interconnection and Related Interface Resistances for Solar Cells," *Energy Procedia*, vol. 77, pp. 420–427, 2015. DOI: 10.1016/j.egypro.2015.07.059.
- [2] T. Urban, A. Mette, and J. Heitmann, "Influence of Silver-Aluminium Alloy at Solar Cell Rear Side on Series Resistance and Open Circuit Voltage," *Energy Procedia*, vol. 92, pp. 236–241, 2016. DOI: 10.1016/j.egypro.2016.07.065.
- [3] T. Urban, K. Krügel, and J. Heitmann, "Formation of Ag-Al Alloy in context of PERC solar cell metallization," *Energy Procedia*, vol. 124, pp. 930–935, 2017. DOI: 10.1016/j.egypro.2017.09.271.
- [4] T. Urban, M. Turek, S. Großer, C. Hagendorf, and J. Heitmann, "Reliability Investigation of the Rear Side Metallization of PERC Cells," in *33rd European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, Amsterdam, 2017, pp. 1705–1708. DOI: 10.4229/EUPVSEC20172017-5BV.4.71.
- [5] T. Urban, A. Mette, M. Müller, and J. Heitmann, "Front and Rear Pressure Contact Degradation in Solar Modules due to Thermal Cycle Treatment," *IEEE J. Photovoltaics*, vol. 9, no. 5, pp. 1360–1365, 2019. DOI: 10.1109/JPHOTOV.2019.2925551.
- [6] T. Urban, J. Heitmann, and M. Müller, "Numerical Simulations for In-Depth Analysis of Transmission Line Method Measurements for Photovoltaic Applications—The Influence of the p–n Junction," *phys. stat. sol. (a)*, vol. 146, p. 1900600, 2019. DOI: 10.1002/pssa.201900600.

Co-Autor

- [1] K. Krügel, T. Urban, and J. Heitmann, "Robustness of CVD SiN against Ag-Al Alloy", 5. *Frühjahrstagung der Deutschen Physikalischen Gesellschaft*, Dresden, 19.-24.03.2017.
- [2] J. Nekarda, A. Brand, M. Linse, F. Clement, J. Schneider, M. Turek, S. Großer, S. Schoenfelder, T. Urban, M. Ehrl, M. Müller, J. Heitmann, C. Yüce, N. Willenbacher, T. Große, R. Böhme, M. König, H. Frintrup, P. Fuss-Kailuweit, F. Kersten, A. Mette, J. W. Müller, and R. Preu, "Results of the Project "AdmMo" – Cell and Module Development towards a 318 W Module," in *35th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, Brüssel, Sep. 2018, pp. 825–831. DOI: 10.4229/35thEUPVSEC20182018-2DV.3.66.

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich mich bei allen Menschen bedanken, die mich auf dem langen Weg der Promotion begleitet haben. Ohne diese Unterstützung, vor allem in Zeiten des Zweifels und der Lustlosigkeit, wäre die Arbeit wohl nie zustande gekommen. Mein besonderer Dank gilt an erster Stelle meiner Freundin Elisa, welche mich immer unterstützte und während der langen Jahre immer an meiner Seite stand und mir kompromisslos bei diesem langen Projekt geholfen hat. Außerdem möchte ich mich bei meinen Eltern bedanken, die immer für mich da waren und all meine Pläne unterstützt haben.

Ebenso danken möchte ich dem gesamten IAP-Team, dessen Unterstützung ich mir immer sicher sein konnte. Speziell Johannes Heitmann für die Betreuung der Arbeit und das Vertrauen in mich, die Promotion durchzuführen. Auch möchte ich Matthias Müller hervorheben, welcher in ausgedehnten Diskussionen immer wieder hilfreiche Denkanstöße gegeben hat und immer bereit war bei der Lösung von Problemen zu helfen und sich mit mir zusammen durch schier endlose Korrekturen gemüht hat. Einen weiteren signifikanten Beitrag, nicht nur zum Gelingen der Arbeit sondern auch zu meiner persönlichen Entwicklung, hat zudem das EG-26 Büro beigetragen. Ich bin sehr dankbar, dass ich meine Zeit am IAP (und am Kicker) in solch wunderbarer Gesellschaft verbringen durfte. Danke Ehrli, Flo und Sarah!

Nicht nur im Rahmen meiner Dissertation, sondern bereits seit dem Studium und speziell während meiner Abschlussarbeiten wurde meine Ausbildung stark von vielen Q Cells-Mitarbeitern geprägt und vor allem gefördert. Die R&D Metallization war/ist ein fantastisches Team, mit dem das Zusammenarbeiten stets Freude bereitete und ohne das diese Arbeit nicht existieren würde. Ich möchte aufgrund dessen ganz besonders Ansgar Mette für die langjährige Begleitung meiner Ausbildung danken und im Besonderen für das Angebot der Zusammenarbeit im Rahmen der Promotion und der damit verbundenen sehr guten Zusammenarbeit. Des Weiteren gilt mein Dank im Speziellen auch Dirk Wissen, meinem langjährigen Bürokollegen (und Betreuer der Bachelorarbeit), sowie Björn Faulwetter-Quant für zahllose Unterhaltungen während stupider Messungen im ansonsten so einsamen MetLab. Für die Unterstützung bei der Herstellung zahlloser Solarzellen in der Research Line danke ich Dirk und Holger, die nicht nur einen wunderbaren Job gemacht haben, sondern auch stets motiviert und gut gelaunt bei all meinen Sonderwünschen geholfen haben.