# Abschlussbericht

## Verbundprojekt

Hocheffiziente kostengünstige bifaziale n-typ Solarzelle

## Akronym/Kurzbeschreibung

**HOBIT**

Entwicklung von einseitig Bor und Phosphor dotierten poly-Si Schichten zur Anwendung in laserdotierten bifazialen Solarzellen

## Förderkennzeichen

03EE1121A

## Projektzeitraum

01.04.2022 – 31.03.2025

## Zuwendungsempfänger:

Gebr. Schmid GmbH

Robert-Bosch-Str. 32-36

72250 Freudenstadt

## Projektleitung und Autor:

Christian Ebert

Das diesem Bericht zugrundeliegende Vorhaben wurde mit Mitteln des *Bundesministeriums für Wirtschaft und Energie* unter dem Förderkennzeichen **03EE1121 A** gefördert.

Die Verantwortung für den Inhalt dieser Veröffentlichung liegt beim Autor.

Gefördert durch:

Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz

aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages

**Inhaltsverzeichnis**

**I. Aufgabenstellung ..... 3**

A. Gesamtziel des Vorhabens ..... 3

B. Wissenschaftlich/technische Arbeitsziele ..... 5

C. Bezug des Vorhabens zu den förderpolitischen Zielen ..... 7

**II. Voraussetzungen ..... 8**

**III. Planung und Ablauf des Vorhabens ..... 13**

A. Beschreibung des Arbeitsplans ..... 13

B. Laufzeit und Ressourcenplan ..... 25

**IV. Verwendung der Zuwendung und der erzielten Ergebnisse im Einzelnen ..... 26**

1. Erzielte Ergebnisse ..... 26

AP1: Poly-Si-Emitter und lokales Poly-Si-Front-Surface-Field (FSF) ..... 26

2. Meilensteinplanung und Ergebnisse ..... 71

3. Zahlenmäßiger Nachweis ..... 73

4. Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit ..... 74

5. Voraussichtlicher Nutzen im Sinne des fortgeschriebenen Verwertungsplans ..... 74

6. Erfolgte und geplante Veröffentlichungen ..... 75

**V. Referenzen ..... 76**

# I. Aufgabenstellung

## *A. Gesamtziel des Vorhabens*

**Motivation**

Die PERC Solarzellentechnologie kommt mit durchschnittlichen Wirkungsgraden 22,5-23,0% in industrieller Produktion an ihre Effizienzgrenzen. Das sieht man auch daran, dass inzwischen die Kostenreduktion der neuen Module über die Substratgröße erfolgt (Erhöhung der Fläche von M2 über M6, M10 zu M12) und Effizienzsteigerung der Module über verbesserte Modultechnologien durchgeführt werden (dichtere Packung der Zellen, mehr Busbars etc.). Das ist auch einer der Gründe, warum jetzt auch Tier1 Hersteller wie JinKo und – laut uns vorliegenden Informationen – bald auch LONGi (Pressemitteilung wird dieses Jahr erwartet) mit ihrer Technologieentwicklung in Richtung n-Typ Silizium und passivierende Kontakte gehen. Die chinesische Regierung unterstützt nur noch Solarzellenhersteller, die über 23+% Zellwirkungsgrad im Schnitt erzielen. Dies wird jedoch mit der klassischen PERC Solarzelle sehr schwierig zu realisieren sein. Auf der anderen Seite sind jedoch n-Typ Solarzellen mit passivierenden Kontakten mit PERC noch nicht konkurrenzfähig [1], da die Kosten aufgrund des Durchsatzes und des Yields noch nicht im Bereich der PERC Solarzelle liegen.

**SCHMID** hat mit seiner auf APCVD (Atmosperic Pressure Chemical Vapor Deposition) basierenden poly-Si Technologie, die noch nicht in den Markt eingeführt aber noch Gegenstand aktueller Forschung ist, eine Möglichkeit, intrinsische oder in-situ dotierte aSi bzw. polySi Schichten abzuscheiden. Der APCVD Prozess ist einseitig (wenn auch mit einem schwachen lokalen Umgriff auf die andere Waferseite, der nach der Abscheidung nasschemisch alkalisch entfernt wird) und bietet die Möglichkeit einer sehr hohen und trotzdem lateral homogenen Dotierung (>$10^{20}$cm$^{-3}$ für Phosphor als auch für Bor). Diese Eigenschaft zeichnet den APCVD Prozess aus und kann vor allem im Fall einer Bor-Dotierung von konkurrierenden Prozessen wie PECVD und insbesondere LPCVD nicht ohne Weiteres erreicht werden. Es bieten sich neben typischen TOPCon Anwendungen auch Anwendungen in Zellprozessen an, bei denen speziell die einfache Möglichkeit einer Hochdotierung der polySi Schicht Vorteile mit sich bringt, wie nachfolgend beim Zellprozess, der beim Projektpartner ISC Konstanz entwickelt wurde, aufgezeigt wird.

Die Spezialität von **ISC Konstanz** ist es, kostengünstige n-Typ Solarzellen zu entwickeln und auf den Markt zu bringen, die – im Fall der ZEBRA IBC-Zelltechnologie - über 23% Wirkungsgrad haben, jedoch ohne die Notwendigkeit, passivierende Kontakte anwenden zu müssen. Das liegt vor allem an der weiter entwickelten und verbesserten Siebdrucktechnologie, die nur mit 1-2% der Si Oberfläche in Kontakt ist. Die ZEBRA Technologie wurde ab 2019 in den PV-Markt eingeführt und bietet die Möglichkeit, Spannungen von über 700mV in der Solarzelle auch ohne passivierende Kontakte zu erreichen. Das sind unseres Wissens nach die höchsten Spannungen, die jemals in einer klassischen siebgedruckten Solarzelle erzielt wurden. ZEBRA ist in Produktion bei SPIC in Xining in China [2] und bei Valoe/Solitek in Vilnius in Litauen. Es gibt konkrete Bestrebungen

die ZEBRA Technologie noch mehrmals außerhalb von Asien zu transferieren, wie zum Beispiel auch in der geplanten „5GW+ Green Fab“ in Deutschland (https://www.bmbf.de/de/mein-beitrag-zum-klimaschutz-ein-zebra-auf-dem-dach-12333.html).

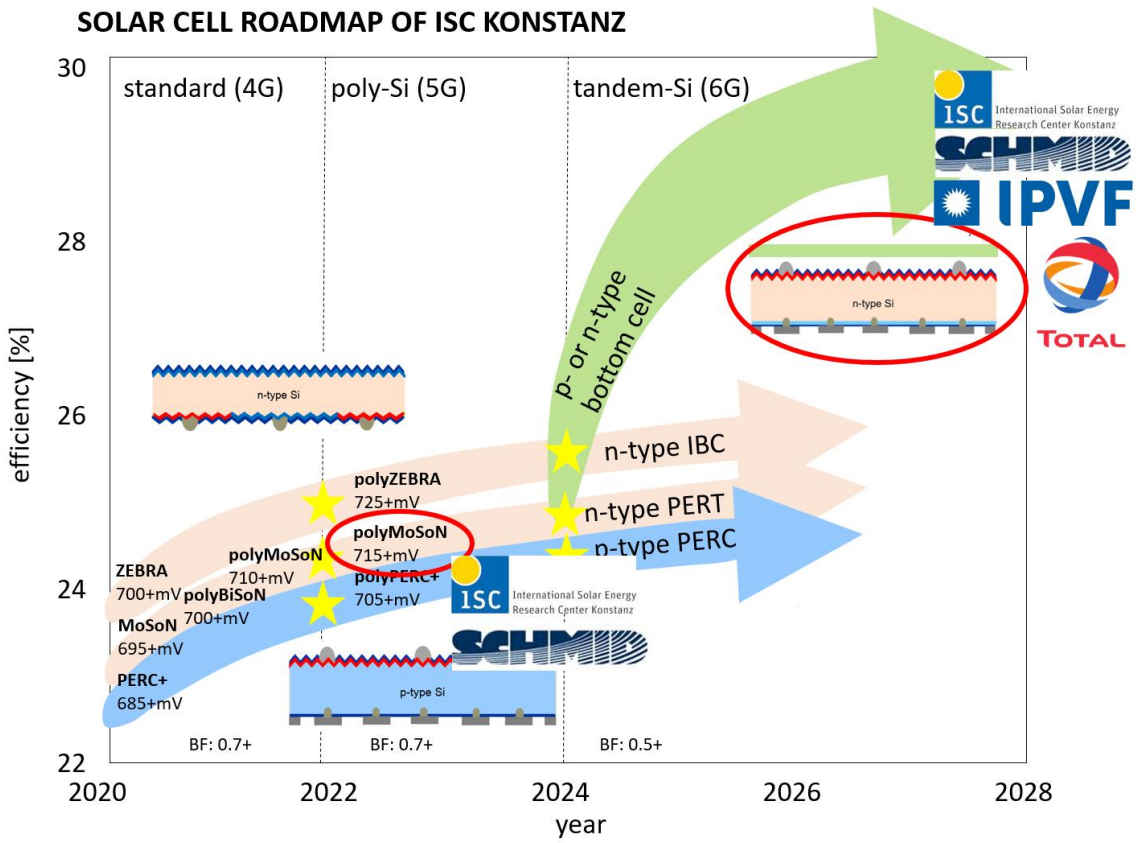


Abbildung 1: *Roadmap von ISC Konstanz für die Solarzellenentwicklung der nächsten 8 Jahr*

Die ZEBRA Technologie wurde in mehreren EU (ModerN-Type, HERCULES) und BMWi (5ct, PfZ, Flex Fab) Projekten bis zu ihrer Marktreife entwickelt und ist die kostengünstigste IBC Technologie auf dem PV Markt. Allerdings gibt es auch bei dieser Technologie mehrere wesentliche Kostenreduktionspotentiale, wie die Vereinfachung der Diffusion, als auch die Reduktion des Silberanteils bei der Ag-Siebdruckmetallisierung, die alle auf dem Markt existierenden n-Typ Konzepte betreffen. Beide Aspekte werden in dem mit SCHMID bearbeiteten BMWi Projekt RALPH bearbeitet und bislang erfolgreich in der F&E umgesetzt.

Die Abb. 1 zeigt die Roadmap von ISC Konstanz und die Entwicklung der c-Si Solarzellen und später der c-Si basierten Tandemtechnologie. Mit der ZEBRA Technologie werden, wie bereits erwähnt, Wirkungsgrade über 23% erreicht mit Leerlaufspannungen ($V_{oc}$) von über 700mV. Um zu Leerlaufspannungen von über 720 mV zu kommen, müssen passivierende Kontakte eingebracht werden. Dazu gibt es auf EU Ebene das „High Lite“ Projekt, an dem

viele Forschungszentren teilnehmen sowie das BMWi Verbundprojekt TOPConCluster, in dem SCHMID ebenfalls vertreten ist und auf die im BMWi Projekt KOMPASS entwickelte APCVD basierte polySi Technologie zurückgreifen kann [3].

**Thema und Ziel des Vorhabens**

Im Unterschied zu den oben genannten Projekten soll es im **Projekt HOBIT** um die **MoSoN-**Technologie (Monokristalline Solarzelle auf N-Typ/ nPERT Solarzelle mit rückseitigem Emitter) gehen, die ein sehr großes Potential besitzt, PERC als neue Standardtechnologie abzulösen. MoSoN wurde im BMWi Projekten IdeaAl und Kosmos zu Wirkungsgraden von über 22% entwickelt und liegt jetzt, ähnlich wie ZEBRA, im Fokus der Forschung am ISC Konstanz. Nicht nur als der Nachfolger der PERC Solarzelle [4, 5, 6] sondern auch als die optimale Unterzelle einer 4 Terminal Tandem Solarzelle mit einer Perowskitsolarzelle als Top-Zelle [7].

**Ziel dieses Vorhabens** ist es, durch die industriell verfügbare APCVD Technologie und die verbesserte Metallisierung, polyMoSoN Solarzellen mit über **720mV** Spannung bei sehr geringen Kosten zu erzielen. Diese sollen sogar um **1ct/$W_p$ geringer** sein, als die zum aktuellen Zeitpunkt **auf dem Markt vorhandenen PERC** Technologien. Der Wirkungsgrad der polyMoSoN Solarzelle wird aufgrund der höheren Spannung **über 23,5%** betragen.

Das Französische Institut **IPVF** hat sich mit seinem Industriepartner **TOTAL** zum Ziel gesetzt, bis 2023 ein marktfähiges Tandemsolarzellenkonzept zu entwickeln und dieses dann Solarzellen-Unternehmen zur Produktion anzubieten. Zwischen IPVF/TOTAL und dem ISC Konstanz existiert eine enge Kooperation bei der Entwicklung der 4 Terminal Tandem (4TT) Solarzellentechnologie, in der der französischen Partner an der Perowskit Oberzelle und das ISC Konstanz an der c-Si Unterzelle arbeiten. Die MoSoN Technologie ist die passendste Technologie für diese Struktur und deshalb ist IPVF/TOTAL an dem Projekt HOBIT stark interessiert, um die entwickelte und im Projekt weiter verbesserte Moson-Technologie im verfolgten 4TT Konzept anschlussfähig zu halten um sie dort auch weiterhin als Basiszelle einbringen zu können.

### *B. Wissenschaftlich/technische Arbeitsziele*

Zentrales Ziel der Hersteller von photovoltaischen Bauelementen ist es, die Herstellungskosten pro Wattpeak (Wp) für ihre Produkte zu senken. Hierzu dienen Maßnahmen zur Erhöhung der Leistung von Solarzellen und -modulen als auch Schritte zur Kostensenkung der Bauteilfertigung selbst.

Die **MoSoN Technologie** besitzt ein hohes Potential „the next big thing“ zu werden, um es in der oft benutzten PV Terminologie auszudrücken. Sie ist die einzige Technologie, die der PERC Technologie von der Einfachheit her ähnelt und die – mit geringem Entwicklungsaufwand - sogar mit weniger Silber auskommen könnte, als die PERC

Technologie selbst. Das nachfolgend skizzierte Vorhaben zielt darauf ab, eine radikal vereinfachte Prozesssequenz für die Herstellung von nPERT-Hochleistungszellen zu entwickeln. Basis hierfür sind technische Ergebnisse, die in den Projekten IdeAl und Kosmos erzielt worden sind. Die Vorteile und übergeordneten technischen Ziele sind:

**Ziele für den möglichen Nachfolger der PERC Technologe, basierend auf der kostengünstigen n-Typ MoSoN Technologie:**

- Reduktion des Ag-Verbrauchs: Aluminium Metallisierung sehr einfach möglich
- Einseitige und kostengünstige APCVD für poly-Si Prozesse (nicht unbedingt als passivierende Kontakte) und P- und B-Dotierung
- Angepasste Solarzelle für 4 Terminal Tandem Anwendungen (IPVF und TOTAL haben starkes Interesse an diesem Konzept)

Im Vorhaben sollen nunmehr drei Prozesssequenzen entwickelt werden, die alle unterschiedlich hohen technische Risiken bergen, jedoch gleichzeitig auch enorme wirtschaftliche Vorteile im Fertigungsprozess aufweisen, die zu folgenden Solarzellenquerschnitten führen:

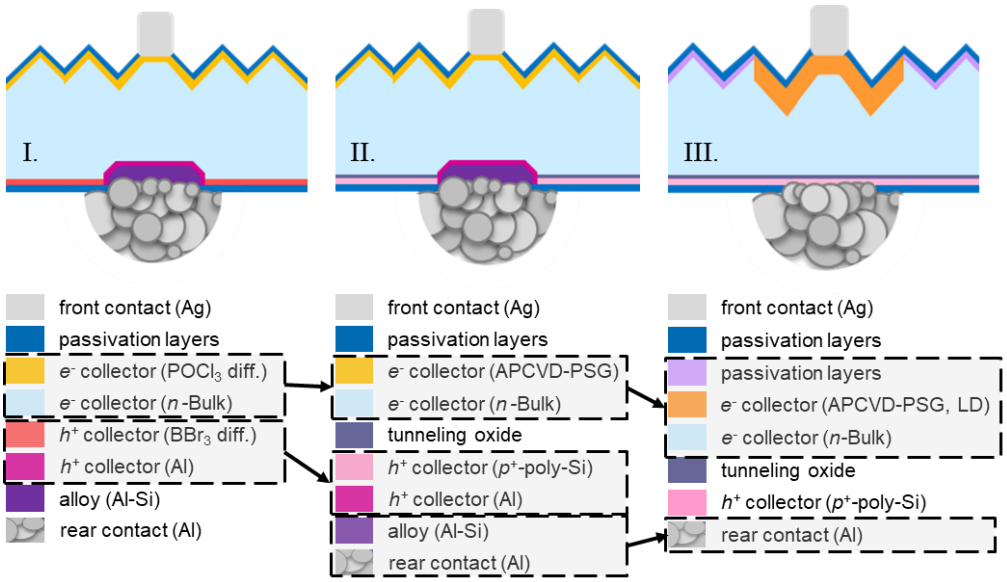


Abbildung 2: *Unterschiedliche, auf n-Typ-Siliziumwafern basierende MoSoN-Zellarchitekturen. Alle zu deren Herstellung notwendigen Prozesse greifen auf herkömmliche Anlagentechnik zurück, erfordern jedoch die Entwicklung und Integration geeigneter Prozessparameter.*

Mit den oben skizzierten Zellkonzepten, deren technische Vorteile aber auch Risiken in den jeweiligen Arbeitspaketen beschrieben werden, sollen im Projekt MoSoN-Solarzellen mit einem Wirkungsgrad von über **23,5%** mit einer offenen Klemmenspannung ($V_{OC}$) von **>720mV** im industriellen Format M4 mit siebgedruckter Metallisierung entwickelt und hergestellt werden.

## C. *Bezug des Vorhabens zu den förderpolitischen Zielen*

Tabelle 1: Gegenüberstellung von förderpolitischen Zielen und den Projektzielen HOBIT

| **Förderpolitische Ziele** | **Projektinhalt** |
|---|---|
| Für eine konkurrenzfähige Photovoltaikindustrie und eine erfolgreiche weltweite Energiewende ist es notwendig, die Kostensenkungspotenziale bei steigender Produktqualität entlang der gesamten Wertschöpfungskette auszuschöpfen. Dabei geht es um eine kontinuierliche Steigerung des Wirkungsgrads und der Produktivität. Eine Hauptaufgabe besteht darin, neue Materialien und Technologien bis zur Produktionsreife weiterzuentwickeln sowie deren Kosteneffizienz nachzuweisen. Damit einhergehend soll der Aufbau von Produktionen (vom Rohstoff über die Solarzelle und -modul bis zum System) mit industriellem Durchsatz zur Ausnutzung von Skaleneffekten ermöglicht werden, unter Berücksichtigung von Ressourceneffizienz und Umweltverträglichkeit. | Die im HOBIT Projekt entwickelte MoSoN Technologie hat das Potential, bei sehr geringen Kosten (COO), Wirkungsgrade von weit über 23% zu erreichen und damit die erste n-Typ Technologie zu werden, die PERC-Technologie auch in Bezug auf die COO zu unterbieten. Das liegt auch daran, dass sich die Al-Metallisierung in die MoSoN Technologie recht einfach implementieren lässt. Außerdem wird eine weitere Effizienzsteigerung und Kostenreduktion durch die Implementierung der poly-Si Schichten mittels der APCVD erzielt. Es ist geplant die entwickelte Technologie in die Produktion zu überführen.<br><br>Wichtig sind dabei die Ressourceneffizienz und Umweltverträglichkeit. Im HOBIT Projekt wird der Silberanteil reduziert und zusätzlich sollen Pb-Freie Aluminiumpasten zum Einsatz kommen. |
| Eine Hauptaufgabe besteht darin, neue Materialien und Technologien bis zur Produktionsreife weiterzuentwickeln sowie deren Kosteneffizienz nachzuweisen. Damit einhergehend soll der Aufbau von Produktionen (vom Rohstoff über die Solarzelle und -modul bis zum System) mit industriellem Durchsatz zur Ausnutzung von Skaleneffekten ermöglicht werden, unter Berücksichtigung von Ressourceneffizienz und Umweltverträglichkeit. | n-Typ Technologien haben ein sehr großes Effizienzpotential- allerdings auch den Nachteil, dass bislang bei keinem der n-Typ-Zellkonzepte auf die Ag-Metallisierung verzichten werden kann. In der MoSoN Solarzelle wird die Aluminium-Metallisierung verwendet und weiterentwickelt und es wird versucht auch komplett auf die Ag-Metallisierung zu verzichten. |
| Eine weiter verbesserte Wirtschaftlichkeit ist für die Akzeptanz und die industrielle Anwendung neuer Technologien ausschlaggebend. Daher sind für die Weiterentwicklung von Prozessen vom Material bis ins Modul sowie des zugehörigen Prozessequipments Pilotversuche mit vorindustriellen Demons- | Die neuen Technologien (APCVD poly-Si das nicht nur für passivierende Kontakte verwendet wird, Al-Metallisierung) werden dazu verwendet, um in einer Pilotlinie die MoSoN Technologie zur Produktionsreife zu entwickeln. |

| | |
|---|---|
| trationsanlagen von großer Bedeutung. Dafür ist eine geeignete industrielle Entwicklungsplattform notwendig. | |
| Weiterentwicklung der Produktionstechnologien<br><br>Adressiert wird insbesondere die Entwicklung hocheffizienter Prozesse (beispielsweise Laserprozesse oder Rolle-zu-Rolle-Verfahren) sowie Zell- und Modulkonzepte, um in kürzeren Zeiträumen über effizienzsteigernde technologische Innovationen Kostensenkungspotenziale zu heben. | Die APCVD Anlage wird weiterentwickelt, um die B-dotierte poly-Si Schichten einseitig und mit der benötigten Qualität abzuscheiden. Die entwickelten Solarzellen werden in Modulen eingebettet und auf Stabilität getestet. |
| Gesundheits- und umweltgefährdende Materialien gilt es so weit wie möglich in der Herstellung zu vermeiden. Knappe Ressourcen gilt es zu schonen. Eine konsequente Verwertung nach Gebrauch dient der Nachhaltigkeit von PV-Systemen. Gleichzeitig sind begleitende Untersuchungen zu sozio-ökonomischen Aspekten sowie Lebenszyklusanalysen durchzuführen. | Begleitend zur Zell-Entwicklung wird das ISC eine Kosteneffizienzanalyse, eine „Life Cycle Inventory“ und „Life Cycle Analysis“ durchführen, um die Eignung der Zukunftstechnologie im Hinblick auf Ressourcenverbrauch und Nachhaltigkeit zu prüfen. Ein Schwerpunkt ist hierbei das Ziel, den Verbrauch von Silberpaste beim Siebdruck der Metallkontakte zu reduzieren durch teilweise oder komplette Ersetzung durch Aluminium-Paste. |

## II. Voraussetzungen

### Status von PERC und nPERT Solarzellen

Seit 2016, als kostengünstige Cz c-Si Wafer von LONGi auf den Markt gebracht worden sind, hat sich die Standardsolarzellentechnologie auf dem PV-Markt sehr rasch geändert.

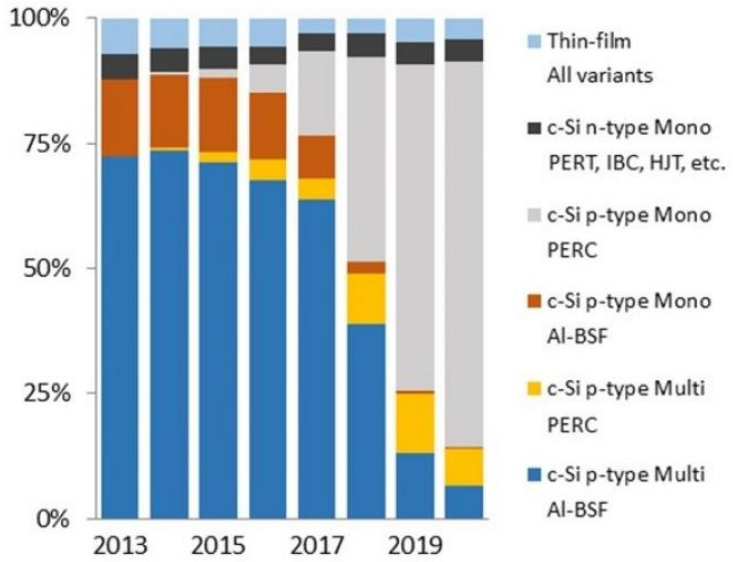


Abbildung 3: *Solarzellentechnologien auf dem PV Markt in 2013-2020 [8]*

Die Abbildung 3 zeigt das fast komplette Verschwinden der langen Zeit vorherrschenden Al-BSF Technologie bis zum Jahr 2020. Dieses Jahr werden nur noch insgesamt ca. 10-15% mc-Si und Cz-Si Al-BSF Solarzellen hergestellt. Bis zum Jahr 2023/2024 sollen diese gänzlich vom Markt verschwunden sein. Die dominierende Technologie ist heutzutage die PERC Technologie, die ca. 85% des Markts ausmacht. Wie bereits erwähnt, kommt die klassische PERC-Technologie bei durchschnittlichen Wirkungsgraden von 22,5-23,0% in der industriellen Produktion momentan an ihre Effizienzgrenzen. Um Wirkungsgrade von über 23% zu erzielen, müssten sogenannte passivierende Kontakte eingeführt werden, was bei der PERC-Technologie nicht einfach ist, da diese wegen der einfacheren n-Typ poly-Si Herstellung selektiv an der Vorderseite implementiert werden müssten. Alternativ müsste eine IBC Solarzelle mit PERC-Technologieschritten entwickelt werden. Wegen der heutigen Ga-Dotierung und deshalb höheren Lebensdauer der p-Typ Cz-Si Substrate, wäre diese möglich. Centrotherm entwickelt diese Technologie als ein mögliches nächstes Upgrade für die klassische PERC-Technologie.

Eine weitere Möglichkeit über 23% zu kommen, ist es n-Typ Solarzellen mit passivierenden Kontakten - die sogenannte TOPCon Technologie - zu entwickeln. Dazu wird das bereits erwähnte TOPConCluster Projekt vom BMWi gefördert, um diese vielversprechende Technologie weiterzubringen. Heutzutage ist jedoch diese komplexe Technologie noch nicht so weit entwickelt, um die PERC-Technologie zu ersetzen, da die Prozesse noch zu aufwändig sind und die Herausforderung einfache und einseitige poly-Si Prozesse in die Produktion zu überführen sich als nicht einfach herausgestellt hat. Die wenigen TOPCon Hersteller in Asien wie Jolywood, TRINA, REC und JinKo können der PERC-Technologie noch keine richtige Konkurrenz bieten und können ihre Produkte lediglich im Bifazialen Markt oder dem höherpreisigen Aufdachmarkt platzieren. Im HOBIT Projekt wird mit MoSoN eine alternative nPERT Solarzelle entwickelt, die auch ohne passivierende Kontakte über 23% Wirkungsgrad erreichen wird und auch aufgrund der teilweise verwendeten Al-Metallisierung sehr kostengünstig sein wird.

**nPERT Solarzellen auf dem PV-Markt und Zukunftsszenarien**

Das Zukunftsszenario des Solarzellenmarkts gemäß der ITRPV und dessen Aufteilung auf die verschiedenen Solarzellenkonzepte wird in Abb. 4 dargestellt.

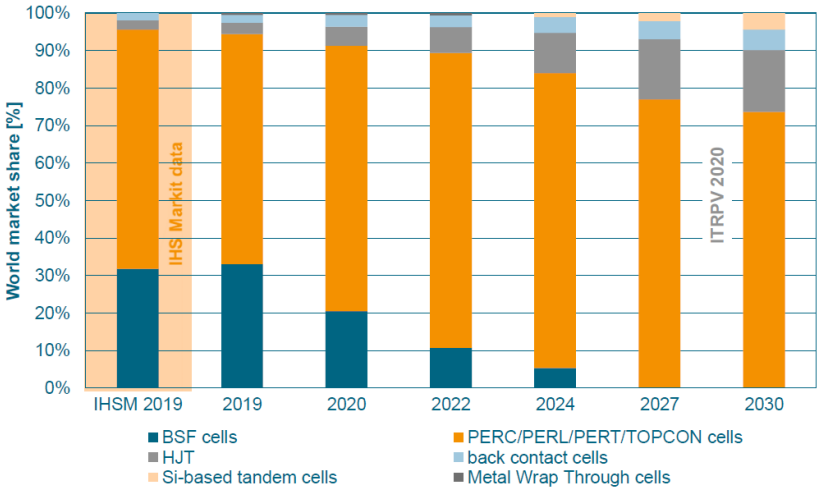


Abbildung 4: *Prognose der Marktanteile der verschiedenen Solarzellentechnologien auf dem PV Markt von 2019 bis 2030 [9].*

Wie bereits erwähnt verschwindet die Al-BSF Technologie gänzlich vom Markt. Dass es nicht einfach vorauszusagen ist, welche Technologie in der Zukunft die Marktführerschaft übernehmen wird, wird daraus ersichtlich, dass PERC, PERT und TOPCon aufgeführt sind. Aufgrund der Zwischenergebnisse, die in den oben erwähnten, derzeit laufenden Forschungsvorhaben erzielt wurden, sind die Autoren des vorliegenden Antrags der Überzeugung, dass MoSoN einen einfachen Übergang von der PERC Technologie zu nPERT ohne passivierende Kontakte darstellen kann und zu Wirkungsgraden von über 23,5% mit Spannungen über 720mV führen kann.

**Innovationsgrad**

Das Projekt HOBIT besitzt einen hohen Innovationsgrad, jedoch mit großen Chancen auf Erfolg, da die drei Prozesse unterschiedlich hohe Risiken beinhalten. Die Innovationen sind:

- Entwicklung und Anwendung von einseitigen B-dotierten APCVD poly-Si Schichten
- Entwicklung einer Al-Siebdruck polyMoSoN Solarzelle ohne passivierte Kontakte
- Entwicklung einer Al-Siebdruck polyMoSoN Solarzelle mit passivierten Kontakten

Ganz besonders innovativ ist die Anwendung und Kombination der B-dotierten poly-Si Schichten und dem komplexeren Siebdruck, ohne gleich zur passivierten Kontakttechnologie

zu gehen. Nach derzeitigem Kenntnisstand der Autoren existieren im Moment keine Veröffentlichungen zu einem derartigen Zellkonzept, womit die Projektpartner die ersten wären, die an diesem Zellkonzept forschen werden.

**Schmid als Projektpartner**

SCHMID untersucht seit längerer Zeit in seinem Zentrallabor am Firmenstammsitz in Freudenstadt die Möglichkeit, Gläser, die mittels APCVD abgeschieden wurden, für die Herstellung von Hochleistungssolarzellen einzusetzen. Diese Untersuchungen wurden z.B. im Rahmen des öffentlich geförderten Projektes KOKOBI (FKZ 0325875A) durchgeführt. Weiterhin hat SCHMID seine APCVD Technologie auf die Möglichkeit, in-situ dotierte aSi bzw. polySi Schichten abzuscheiden, weiterentwickelt. Bei SCHMID sollen die Entwicklungen aus KOMPASS (FKZ 0324042) zu APCVD-Abscheidung und HIPPO (FKZ 0324086) zu einseitigen Ätzprozessen in diesem Projekt aufgegriffen, weiterentwickelt und für die verfolgte Zellstruktur angepasst werden.

Dabei wurde im Projekt KOMPASS ein Injektor für die APCVD Anlage entwickelt, der es ermöglicht aus Silan und Dotiergasen (Diboran bzw. Phosphin) in-situ dotierte amorphe Siliziumschichten (aSi) abzuscheiden. Diese Schichten können auch direkt auf ein Tunneloxid abgeschieden werden und bilden so den passivierenden Kontakt. Dabei ist die abgeschiedene Schicht, je nach gewählter Abscheidetemperatur bereits teilweise zu polykristallinem Silizium (polySi) auskristallisiert, so dass im Anschluss ggf. kein separater Annealing-Schritt mehr durchgeführt werden muss, sondern die nötige Rest-Kristallisierung beim Feuern der Metallisierung stattfinden kann, solange die dabei vorherrschende Spitzentemperatur ausreichend ist. Die so hergestellten Schichten zeigten mit $J_0$ Werten von 6 fA/cm² und $iV_{oc}$ (Leerlaufspannung an unmetalllisierten Solarzellstrukturen) Werten von über 730 mV bereits exzellente elektronische Eigenschaften und konnten auch erfolgreich im Zellprozess getestet werden.

Es wurde im KOMPASS Projekt weiterhin die Bildung eines nasschemischen Tunneloxides in einer SCHMID Inline-Nasschemieanlage getestet. Dabei wurde ein Becken mit DIW (deionisiertes Wasser), das mit Ozon angereichert wurde, verwendet. Es konnte so ein Tunneloxid der Zieldicke von ca. 2 nm erfolgreich gewachsen werden, das auch hervorragende Passivierungseigenschaften aufwies.

Im Projekt HIPPO wurde insbesondere das Ätzen von polySi untersucht. Ein einseitiger alkalischer Ätzschritt ist bei allen Verfahren zur polySi Abscheidung nötig, da bei den jeweiligen Abscheidearten immer ein mehr oder weniger ausgeprägter Umgriff (parasitäre Abscheidung auf der anderen Waferseite) stattfindet. Dieser Umgriff oder „wrap around“ muss entfernt werden, ohne den darunter befindlichen Emitter anzugreifen. Im Projekt HIPPO wurde bereits gezeigt, dass dazu ein SCHMID Inline-Tool zum alkalischen Ätzen erfolgreich verwendet werden kann, wenn die andere Waferseite dabei mit einer Wassermaske geschützt wird.

Die SCHMID Group ist als Ausrüster in der Photovoltaik-Industrie weltweit bekannt. SCHMID bietet Prozessanlagen entlang der gesamten Wertschöpfungskette an. Hierzu zählen im Bereich der Solarzellfertigung u.a. Anlagen zur nasschemischen Bearbeitung von Wafern,

thermische Anlagen zur Einbringung von Dotierstoffen, Beschichtungsanlagen zum Aufbringen elektrisch und optisch funktionaler Schichten sowie Anlagen zur Applikation neuartiger Metallisierungstechnologien. Führende Zellhersteller weltweit greifen auf Anlagen von SCHMID zurück.

SCHMID ist ebenfalls seit langem in der Photovoltaik-Forschung aktiv. Hierzu zählen gemeinsame Forschungsarbeiten mit dem Fraunhofer Institut für Solare Energiesysteme ISE, dem Lehrstuhl für Photovoltaik der Universität Konstanz, dem Institut für Solarenergieforschung in Hameln, CEA INES (Commissariat à l'énergie atomique et aux énergies alternatives – institut national de l'energie solaire) aus Frankreich sowie zahlreichen anderen führenden internationalen Forschungsinstitutionen. Ebenfalls werden aktuell Forschungstätigkeiten im Rahmen des RALPH Projektes mit dem ISC Konstanz unternommen.

Die SCHMID Group verfügt über mehrere Labore an unterschiedlichen Standorten, die verschiedene Forschungsschwerpunkte haben. Für die Arbeiten im aktuellen Projekt wird vor allem die vorhandene Infrastruktur im Zentrallabor am Firmenstammsitz in Freudenstadt genutzt. In der Abteilung Forschung und Entwicklung sind zahlreiche Naturwissenschaftler, Ingenieure und Techniker tätig, die langjährige Erfahrung im Bereich der Photovoltaik-Forschung haben.

Die Erfahrung der SCHMID Group im Bereich dieser Forschung ist u.a. auch in zahlreichen Publikationen belegt. Zusammen mit seinen Kunden hat SCHMID sein Leading-Edge Know-How bereits mehrfach unter Beweis gestellt.

Im Rahmen der öffentlich geförderten Forschung hat SCHMID unter anderen an den Verbundprojekten RÜCKPASS, PARADIES, KALUS, COMMIT, KOKOBI, GLADIATOR, KOMPASS, MUSKAD, BACKBONE, APPI, LASSIE und HIPPO teilgenommen. Aktuell nimmt SCHMID unter anderen an den Verbundprojekten TOPConCluster, RALPH, APERO, sowie NextTec teil.

## III. Planung und Ablauf des Vorhabens

Im Abschnitt III.A werden zunächst die Inhalte der einzelnen Arbeitspakete beschrieben, um dann im Abschnitt III.B auf den zeitlichen Ablauf der Arbeitspakete und deren Einbettung in die Entwicklungszyklen einzugehen.

### *A. Beschreibung des Arbeitsplans*

Das Projekt HOBIT ist in 5 Arbeitspakete gegliedert**:**

| | | | |
|---|---|---|---|
| | Projekt: **HOBIT** | | |
| AP.-Titel | Koordination | AP-Nr. | 0 |
| Vertragspartner | SCHMID | | |
| AP.-Manager | SCHMID | | |
| Startmonat | 01 | | |
| Endmonat | 36 | | |
| <u>Ziel des Arbeitspaketes</u><br>Koordination des Verbundvorhabens<br><br><u>Voraussetzungen (Input)</u><br>Keine<br><br><u>Aufgabenbeschreibung</u><br>Koordination der im Vorhaben durchzuführenden Arbeiten<br>Abschluss eines Kooperationsvertrags<br>Organisation der Projekttreffen<br>Erstellung der Berichte des Gesamtverbundes<br><br><u>Ergebnisse</u><br>Zielgerichteter Projektablauf wird erreicht. Mögliche Hindernisse können frühzeitig entdeckt werden und dadurch weitestgehend überwunden werden. | | | |

| | | | |
|---|---|---|---|
| | Projekt: **HOBIT** | | |
| AP.-Titel | *Poly-Si-Emitter und lokales Poly-Si-Front-Surface-Field (FSF)* | AP-Nr. | 1 |
| Vertragspartner | ISC, SCHMID | | |
| AP.-Manager | Schmid | | |

| | | |
|---|---|---|
| Startmonat | 01 | |
| Endmonat | 24 | |

<u>Ziel des Arbeitspaketes</u>

Ziel ist es, für den APCVD Prozess geeignete Abscheide- und Anneal-Parameter zu bestimmen, sowie darauf aufbauend ein Prozessfenster für die Laserdotierung und Laserablation zu finden, die nach der Metallisierung immer noch einen Wirkungsgrad von >23,5% bei einer offenen Klemmspannung ($V_{OC}$) von >720 mV zulassen. Die implizite Spannung sollte deshalb vor der Metallisierung etwas höher liegen.

Hierfür müssen die Abscheidungen der poly-Si-Schichten in der APCVD auf die Zellarchitektur der MoSoN-Zelle angepasst werden. Daher sollen in diesem AP die Abscheideparameter der APCVD für in-situ und ex-situ dotierte poly-Si-Schichten adaptiert, sowie der Annealing- und Kristallisationsprozess optimiert werden. Ziel ist es, einen qualitativ hochwertigen Bor-dotierten poly-Si-Emitter zu erzeugen. Ein Prozess für die Entfernung des Umgriffs des mit hoher Bor-Konzentration dotieren Bereichs auf die Vorderseite des Substrates wird untersucht und definiert.

<u>Voraussetzungen (Input)</u>

Vorarbeiten bei den Partnern

<u>Aufgabenbeschreibung</u>

**AP1.1 Entwicklung eines APCVD $p^+$ Poly-Si Emitter**

In diesem Arbeitspaket soll ein APCVD-Prozess zur Herstellung eines $p^+$-dotierten Poly-Si-Emitters entwickelt werden. Ziel ist, eine gleichmäßig dotierte $p^+$-Poly-Si-Schicht mit definiertem Schichtwiderstand und Dotierprofil auf einem dünnen Tunneloxid zu erzeugen.

Zwei Methoden zur Dotierung der Poly-Si-Schicht werden dazu untersucht:

- in-situ-Dotierung während der APCVD-Abscheidung: Dabei wird eine Bor-dotierte Schicht aus amorphem Silizium (a-Si) abgeschieden und anschließend in einem Temperschritt in ein $p^+$-dotiertes poly-Si umgewandelt.
- ex-situ-Dotierung einer intrinsischen a-Si-Schicht: Mittels APCVD wird eine Borglas-Schicht (BSG) auf intrinsischem (undotierten) a-Si abgeschieden. Im folgenden Anneal-Schritt wird das a-Si in poly-Si umgewandelt und gleichzeitig durch die erhöhte Temperatur die Diffusion von Bor aus dem BSG in die a-Si/poly-Si-Schicht aktiviert.
- Dotierprofile sowie Oberflächenkonzentrationen sollen über ECV Messungen ermittelt werden.

Mit den vielversprechendsten Prozessparametern werden anschließend

Teststrukturen für Metallisierungsexperimente (AP2) sowie Solarzellen (AP3) hergestellt.

**AP1.2 Entfernung des Umgriffs in der APCVD-Abscheidung (wrap-around)**

Bei der einseitigen Abscheidung von a-Si- oder poly-Si-Schichten auf der Wafer-Rückseite erfolgt auch eine, in der Regel unerwünschte Abscheidung der Schicht in Randbereichen der Wafer-Vorderseite (wrap-around). Diese unerwünschte Schicht muss in der weiteren Prozess-Sequenz entfernt werden. In diesem Arbeitspaket werden dazu verschiedene chemische Methoden untersucht: zum einen ein einseitiges alkalisches Ätzen der Wafer-Rückseite, wobei die Vorderseite durch eine Wassermaske geschützt wird. Ein weiterer Ansatz sieht die Maskierung der poly-Si-Rückseite und anschließende alkalische Textur der Vorderseite vor, um den wrap-around zu entfernen.

**AP1.3 Annealing und Kristallisationsprozess**

In diesem Arbeitspaket wird der (thermische) Anneal-Schritt untersucht, mit dem eine APCVD a-Si-Schicht in einen qualitativ hochwertigen Bor-dotierten poly-Si-Emitter umgewandelt wird. Dieser Anneal-Schritt verfolgt gleichzeitig mehrere Ziele:

- Herstellung eines poly-Si-Emitters auf einem dünnen Tunneloxid mit einem Emittersättigungsstrom $J_0$ kleiner als 5 fA/cm$^2$.
- In-situ Aufwachsen eines thermischen Siliziumoxids ($SiO_2$) als Passivierschicht auf der Wafer-Vorderseite.
- Verhinderung einer Kreuzkontamination der $p^+$- und $n^+$-Dotierungen (Bor und Phosphor)
- Die Projektpartner Schmid und ISC Konstanz werden dazu zusammen mehrere statistische Versuchsplanungen ("Design of Experiments", DoE) durchführen. Mit Hilfe der DoEs sollen einerseits die optimalen Parameter für die APCVD-Schichten (Dicke, Dotierkonzentration, Capping Layer, usw.) gefunden werden, andererseits die Parameter für die Laserdotierung in AP1.4 optimiert werden.

Teilprozessierte Wafer für spezielle Charakterisierung der einzelnen Schichten werden erzeugt. Die in AP1.3 hergestellten Testwafer werden im Weiteren in Arbeitspaket AP2 verwendet, um die Metallkontaktierung näher zu untersuchen.

**AP1.4 Laserdotierung und lokales FSF**

In diesem Arbeitspaket wird im Bereich der Metallkontakte auf der Solarzellenvorderseite ein selektives oder lokales FSF (front-surface-field) entwickelt. Die Herstellung erfolgt über Laserdotierung aus einer

| | |
|---|---|
| Phosphosilikatglas-Schicht (PSG).<br><br>Der Vorteil einer selektiven Dotierung unter den Metallkontakten auf der Vorderseite wurde schon in der PERC-Technologie demonstriert. Bei einer nPERT-Solarzelle mit rückseitigem Emitter (nPERT-RJ) ergeben sich zwei weitere, wesentliche Vorteile eines lokalen FSFs:<br>• Der Bereich zwischen den Kontakten kann undotiert bleiben und damit eine bessere Passivierung erreichen als ein dotierter Bereich.<br>• Der undotierte Bereich an der Waferkante auf der Vorderseite verhindert einen direkten Kontakt zwischen hochdotierten Bereichen auf der Vorder- und Rückseite der Solarzelle und dient damit als elektrische Isolation zwischen Vorder- und Rückseite. Auf diese Weise ist kein zusätzlicher Prozess-Schritt für eine Kantenisolation notwendig.<br><br>Mittels Laserbestrahlung einer APCVD-Phosphosilikatglas-Schicht (PSG) sollen lokal hoch n-dotierte Bereiche auf der Vorderseite erzeugt werden. Ziel ist eine möglichst hohe Dotierkonzentration bei minimaler Schädigung des Siliziumkristalls durch die Laserbestrahlung. Dazu müssen die Laserparameter sowie die verwendeten Schichten weiterentwickelt werden.<br><br>Die Prozessbedingungen werden durch Analyse der Dotierprofile (electrochemical capacitance voltage measurement, ECV), der Schichtwiderstände (Rsh), der Kontaktwiderstände ($rho_C$), und der Rekombination am Metallkontakt ($J_{0met}$) bewertet und entsprechend den in Summe geeignetsten Bedingungen angepasst. Mithilfe von Fourier-Transform-Infrarotspektrometrie (FTIR) und Ellipsometrie werden zusätzlich Dicke und Zusammensetzung der Phosphosilikatglas-Schichten (PSG) untersucht.<br><br>SCHMID erforscht in diesem Arbeitspaket die für diese Anwendung geeignetste Kombination aus Dotierstoffkonzentration und Schichtdicke der PSG-Schicht sowie die Schichtdicke der notwendigen Capping-Schicht (undotiertes APCVD $SiO_2$), die einerseits zur Erhöhung der Laserabsorption wichtig ist und andererseits ein mögliches Dissoziieren der PSG Schicht an Luftfeuchtigkeit zu Phosphorsäure verhindert.<br><br><u>Ergebnisse</u><br>Die erzeugten Strukturen erlauben eine Solarzelle mit einem Wirkungsgrad von **>23,5%** bei einer offenen Klemmspannung ($V_{OC}$) von **>720 mV**. Die gewonnenen Erkenntnisse bilden die Grundlage für die Arbeiten in AP2 und AP3 | |

| | Projekt: ***HOBIT*** | | |
|---|---|---|---|
| AP.-Titel | ***Metallisierung*** | AP.-Nr. | 2 |
| Vertragspartner | SCHMID, ISC | | |
| AP.-Manager | ISC | | |
| Startmonat | 04 | | |
| Endmonat | 24 | | |

| | |
|---|---|
| <u>Ziel des Arbeitspaketes</u><br>Kontaktierung der dotierten Bereiche beider Polaritäten mit geringstem Kontaktwiderstand und minimaler Sättigungsstromdichte. Dies kann einerseits über eine Reduktion der Kontaktfläche geschehen bei gleichzeitiger Erhöhung der lokalen Dotierung des Siliziums (selektive Struktur). Andererseits kann durch den Übergang zu Tunnelkontakten gleichzeitig beiden Zielen entsprochen werden.<br>Ein weiteres Ziel ist die Reduktion der Materialkosten durch die Einsparung insbesondere von Silberpaste. Ein Übergang zu anderen Pastensystemen, etwa auf Basis von Aluminium soll auch durch Modifikationen der Kontaktflächen sowie über Pasten-Innovationen erreicht werden.<br><br><u>Voraussetzungen (Input)</u><br>Vorarbeiten bei den Partnern, Percursoren aus AP1<br><br><u>Aufgabenbeschreibung</u><br>**AP2.1 Laserablation auf der $p^+$ Poly-Si-Schicht**<br>Aufgrund der anderen Mechanismen der Kontaktbildung bei Al Paste ist die Ausbildung von Kontakten durch eine Isolatorschicht, wie sie bei Ag-Glas Pasten erfolgt, nicht mit guter Qualität möglich. Die vorherige Entfernung durch einen Laserprozess, wie sie etwa auch auf der Rückseite von PERC Solarzellen angewandt wird ist deshalb notwendig.<br>Allerdings ist die Ablation von Siliziumnitridschichten (SiNx) auf dem dünnen und deshalb wesentlich empfindlicheren $p^+$-poly-Si-Emitter ein kritischer Prozess-Schritt, um eine hohe Solarzelleffizienz zu erzielen. Mit dem, nach heutigem Stand der Technik verwendeten Ablationsprozess in industriellen PERC-Linien wird das Tunneloxid unter der poly-Si-Schicht beschädigt und der poly-Si/Tunneloxid-Stapel verliert seine hervorragenden Passivierungseigenschaften. Deshalb muss der Laserablationsprozess zur Kontaktfensteröffnung (laser contact opening, LCO) an die poly-Si-Schichten so angepasst werden, dass die Schädigung des Tunneloxids vermieden wird. In diesem Arbeitspaket | Personalaufwand |

wird dazu ein UV-Laser mit ultra-kurzen Lichtpulsen verwendet und der Einfluss und das Zusammenspiel von Laser- und Schichtparametern mit dem Ziel untersucht, eine Ablation ohne Schädigung herzustellen.

**AP2.2 Aluminium Kontaktierung des $p^+$ poly-Si-Emitters**

Die $p^+$- und $n^+$-dotierten Schichten werden mit siebgedruckten Metallpasten kontaktiert.

Zur Kontaktierung der Vorderseite (lokales FSF) werden Silberpasten verwendet; für die Rückseite ($p^+$-poly-Si-Emitter) wird erst die dielektrische Schicht (Siliziumnitrid) mittels Laserablation geöffnet, und anschließend mit einer Aluminiumpaste im geöffneten Kontaktfenster kontaktiert.

Zwei unterschiedliche Methoden der Kontaktierung in den geöffneten Kontaktfenstern werden dabei im Detail untersucht:

- Bildung eines Kontakts basierend auf einer Aluminium-Silizium-Legierung. Die Al-Si-Legierung kann dabei den poly-Si-Emitter durchdringen. Durch Reduktion der Kontaktfläche und über die Ausbildung eines Al dotierten Bereichs kann in der Summe für die Rückseite eine geringere Rekombination erzeugt werden als etwa für Ag Kontakte, die darüber hinaus Probleme bei der Kontaktierung von $p^+$ dotiertem poly-Si haben.
- Direkte Kontaktierung des poly-Si-Emitters mittels einer geeigneten Aluminiumpaste, ohne die hervorragenden Passivierungseigenschaften des poly-Si/Tunneloxid-Stapels zu schädigen. Die Entwicklung einer solchen Aluminiumpaste erfolgt in enger Zusammenarbeit mit dem Partner Toyal.

Im Arbeitspaket sollen der Kontaktwiderstand ($rho_C$) und die Rekombination am Metallkontakt ($J_{0met}$) minimiert werden. Diese Ziele hängen nicht nur von den verwendeten Metallpasten, deren Kontaktgeometrie und der Prozessierung ab, sondern stehen auch in enger Wechselwirkung mit der Struktur der dotierten Schichten. Sie müssen deshalb gemeinsam iterativ entwickelt und auf aneinander abgestimmt werden.

**AP2.3 Silber Kontaktierung des selektiven $n^+$ FSF**

In diesem Arbeitspaket wird die Kontaktierung der lokalen, laserdotierten Bereiche auf der Vorderseite untersucht. Die Kontaktierung erfolgt über siebgedruckte Silberpasten. Eine Marktstudie soll einen Überblick über die verfügbaren und anwendbaren Ag-Pasten geben. Zusätzlich wird versucht, über ein Punktkontaktschema und Feinliniendruck die Kontaktfläche sowie die Abschattungsverluste zu minimieren. Der

| | |
|---|---|
| Schwerpunkt des Arbeitspaketes liegt in der Minimierung des Kontaktwiderstandes und der Rekombination am Metallkontakt auf der Vorderseite der Solarzelle.<br><br><u>Ergebnisse (Output)</u><br><br>Mithilfe einer spannungskalibrierten Photolumineszenz-Messung und einem speziellen Testlayout für die Metallisierung kann am ISC Konstanz die Rekombination am Metallkontakt quantitativ bestimmt werden. Diese Messung wird auf Substraten durchgeführt, die die verschiedenen Prozessbedingungen in AP1 durchlaufen haben. Die Prozessparameter, die dabei am besten miteinander harmonieren, werden anschließend in AP3 zur Herstellung von polyMoSoN-Solarzellen herangezogen.<br><br>Das Verständnis zur Wechselwirkung der Laserstrahlung mit dem poly-Si als auch deren Einfluss auf die Kontaktbildung mit Al Paste wurde vergrößert, um geeignete Prozesse sowohl für Laserablation als auch die Steuerung des Metall-Halbleiterkontakts zu entwickeln.<br><br>Die Untersuchungen zur Metallisierung im laserbehandelten Bereich des PSG erlauben eine Entscheidung über geeignete Parameter für Solarzellenprozesse. Dabei ist insbesondere ein Ergebnis, dass die unterschiedlichen Pasten-Systeme und Grenzflächen der Front- und Rückseite bei synchroner thermischer Prozessführung miteinander harmonieren. | |

| | | | |
|---|---|---|---|
| | Projekt: **HOBIT** | | |
| AP.-Titel | Prozessintegration | AP-Nr. | 3 |
| Vertragspartner | ISC, SCHMID | | |
| AP.-Manager | ISC | | |
| Startmonat | 12 | | |
| Endmonat | 36 | | |
| <u>Ziele des Arbeitspaketes</u><br>In diesem Arbeitspaket werden die in AP1 und AP2 entwickelten Verfahren zur Herstellung von polyMoSoN-Solarzellen mit einem Wirkungsgrad von >23.5% und einem $V_{oc}$> 720 mV auf Industrie-Standard 6-Zoll n-Typ Cz-Si Wafern verwendet und in eine Pilotproduktion integriert<br><br><u>Voraussetzungen (Input)</u> | | | |

Vorarbeiten bei den Partnern und Ergebnisse aus AP1 und AP2.

Aufgabenbeschreibung

**AP3.1 Integration der Prozess-Sequenz**

Basierend auf den entwickelten Prozessparametern aus AP1 und AP2 wird in diesem Arbeitspaket die Verknüpfung von APCVD-Abscheidungen, Laserdotierung und Metallisierung erfolgen und zu einer stimmigen Sequenz für den Gesamtprozess integriert. Ausgangspunkt ist dabei der Prozessablauf einer MoSoN-Solarzelle, der auf der Technologie von Phosphor- und Bordiffusionsöfen basiert. Die Abfolge wird anschließend an die neuen Prozess-Schritte angepasst und in einen Gesamtablauf verflochten. Als Ergebnis entsteht die neue Struktur für den Prozess der polyMoSoN-Solarzelle mit lokalem FSF.

Zu den einzelnen Beiträgen zählen:

- APCVD-Abscheidung von a-Si bzw. poly-Si mit in-situ- oder ex-situ-Dotierung.
- Nasschemische Prozesse (z. B. Textur, einseitiges Ätzen, wrap-around-Ätzen der poly-Si-Schicht usw.).
- Laserdotierung aus APCVD-PSG und Bildung des lokalen FSF.
- Direkte Kontaktierung des $p^+$-Poly-Si-Emitters mit einer geeigneten Al-Paste und die Metallisierung mit einer kostengünstigen Busbarpaste. (z.B. Cu-basiert)

In Hinblick auf die Vorderseiten- und Rückseitenprozesse werden zwei Hauptsequenzen untersucht:

- Eine Prozess-Sequenz beginnt mit der Vorderseite und erzeugt erst ein lokales FSF und passiviert die Vorderseite, bevor auf der Rückseite über APCVD a-Si abgeschieden wird. Diese Sequenz hat den Vorteil eines flexibleren Prozessfensters für die Herstellung des $p^+$ poly-Si-Emitters auf der Rückseite. Der kritische Prozess-Schritt scheint dabei die Entfernung des a-Si wrap-around auf der Vorderseite zu sein.
- Die alternative Sequenz beginnt mit den Prozessen auf der Rückseite und scheidet erst eine $p^+$-dotierte a-Si-Schicht ab, bevor auf der Vorderseite ein lokales FSF erzeugt wird. Eine Maskierung der a-Si-Schicht auf der Rückseite mit anschließender alkalischer Textur entfernt den wrap-around auf der Vorderseite. Der kritische Prozess scheint in diesem Fall der Anneal-Schritt und die Kristallisation der poly-Si-Schicht zu sein.

Neben der Zelleffizienz sind die Rückwärts-Durchbruchspannung und die Anzahl der Prozess-Schritte essentielle Parameter für die Ausformung der geeigneten Prozess-Sequenz.

**AP3.2 Metallisierung und Verbindung**

In diesem Arbeitspaket kommen die Erkenntnisse zur Metallisierung von AP2 zur Anwendung. Mithilfe dreidimensionaler Simulationen (vgl.

| | |
|---|---|
| AP3.3) soll die Geometrie der Solarzelle (z.B. Fingerabstand, Kontaktfläche, Anzahl der Busbars, usw.) entwickelt werden. Der Fokus liegt dabei auf der Reduktion der Serienwiderstandsverluste und der Verluste durch Verbindungsstrompfade. Zur Maximierung des Wirkungsgrades liegt der Fokus auf der Reduktion der Serienwiderstandsverluste unter der Verwendung geringster Mengen von Silber- und Aluminiumpasten.<br><br>Das ISC Konstanz wird außerdem lötbare, nicht-durchfeuernde alternative Metallpasten wie Kupferpasten, für die Vorderseitenfinger und Busbars, sowie für die Lötpads auf der Rückseite testen, um den Silberverbrauch und die CoO weiter zu verringern.<br><br>**AP3.3 Simulationen**<br>Zwei- und dreidimensionale optische und elektrische Simulationen der Zellstruktur unterstützen die Weiterentwicklung der Prozessschritte. Ziel ist, effizienzlimitierende Faktoren zu identifizieren und dadurch den Prozess für die polyMoSoN-Solarzelle in die richtige Richtung zu lenken.<br>Mittels Software-Simulation soll das Layout von Vorder- und Rückseitenmetallisierung, die Struktur der dotierten Schichten, die Zahl der Verbindungspunkte und die Dicken der dielektrischen Schichten auf beiden Seiten der Substrate so aufeinander abgestimmt werden, dass damit höchste Zelleffizienzen erreicht werden.<br><br>SCHMID trägt zu diesem Arbeitspaket charakteristische Input-Parameter für Nasschemie und APCVD Prozesse bei.<br><br>**AP3.4 Herstellung von polyMoSoN-Zellen in der Pilotlinienproduktion**<br><br>Mit der vielversprechendsten Prozess-Route werden in diesem Arbeitspaket polyMoSoN-Solarzellen hergestellt. Ziel ist, mehr als 1000 Solarzellen mit einer mittleren Effizienz größer als 23,2% und einer maximalen Effizienz von 23,5% in der Pilotlinie am ISC Konstanz herzustellen. Anschließend werden mit diesen Solarzellen in Arbeitspaket AP4 Module hergestellt und an diesen Tests zur Langzeitstabilität durchgeführt.<br><br><u>Ergebnisse</u><br>Gesamtprozess in Pilotline integriert, bei dem das mittlere Wirkungsgradziel von 23,2% für 1000 Solarzellen erreicht wurde. | |

| | | | |
|---|---|---|---|
| | Projekt: **HOBIT** | | |
| AP.-Titel | ***Modulintegration und CoO-Modellierung*** | AP-Nr. | 4 |
| Vertragspartner | ISC, SCHMID | | |
| AP.-Manager | Schmid | | |
| Startmonat | 24 | | |
| Endmonat | 36 | | |

<u>Ziel des Arbeitspaketes</u>

Die Zellen aus der Pilotfertigung werden auf Modulebene verschaltet und unter Normbedingungen qualifiziert. Anhand von Kostenrechnungen erfolgt eine Dokumentation der Wettbewerbsfähigkeit und Wirtschaftlichkeit des Prozesses

.

<u>Voraussetzungen (Input)</u>

Präkursoren aus AP3

<u>Aufgabenbeschreibung</u>

**AP4.1 Zellverbindung und Module**

In diesem Arbeitspaket werden die im AP3 hergestellten Zellen mittels Zellverbindern verschaltet zu vollständigen Modulen verbaut. Dabei werden verschiedene Materialkombinationen (Einkapselungsmaterial und Rückseitenfolien, bzw. Rückseitenglas) verwendet.

**AP4.2 Charakterisierung und Klimakammertests**

Die in diesem Arbeitspaket hergestellten Module werden durch verschiedene Analyseverfahren (insbesondere I/V- und EL-Messungen) direkt nach der Herstellung sowie nach verschiedenen Alterungstests (TC und DH, sowie PID und UV) charakterisiert, um die Kompatibilität der Solarzellen mit den Modulmaterialien sicherzustellen sowie die Konfiguration mit den geringsten Einkapselungsverlusten von Zelle zu Modul zu identifizieren. Der Schwerpunkt liegt hier auf der Sicherstellung der Kompatibilität mit Modulmaterialien und der Langzeitstabilität neu entwickelter Technologien in diesem Projekt, wie z.B. lokale FSF, $p^+$ Poly-Si Hintertunnelverbindungen, Al- und Cu-Metallisierungsprozesse.

Zusätzlich zu den Klimakammertests werden mehrere monofaziale und bifaziale 60-Zellen-Module mit in der Pilotlinie produzierten PolyMoSoN-Zellen für Messungen im Freien und zur Bestimmung des Energieertrags

| | |
|---|---|
| gebaut.<br><br>**AP4.3 COO und LCOE Berechnungen**<br><br>Gegenstand von AP 4.3 sind die folgenden Themen:<br>• Fortwährende Überprüfung der Prozesse auf Durchsatz-potential, der notwendigen Investition in Anlagentechnik, sowie Betriebskostenanalyse<br>• Abgleich mit konkurrierender Kostenanalyse für PERC-Solarzellen zur Überwachung der ökonomischen Wettbewerbsfähigkeit. Das Hauptziel ist es, zu demonstrieren, dass die polyMoSoN-Technologie mit Kosten realisiert werden kann, die unter den aktuellen PERC-Zellkosten liegen (d.h. <8 ct/Wp).<br><br><u>Ergebnisse</u><br>*SCHMID: Modellierung der Betriebskostenanalyse für eine verkettete Fertigung für polyMoSoN-Solarzellen auf Basis der in AP1-AP3 entwickelten Verfahren und des modellierten Wirkungsgradpotentials*<br>*ISC Konstanz: COO und LCOE Berechnungen und Vergleich mit Daten aus der Produktion in EU und China* | |

## B. *Laufzeit und Ressourcenplan*

| | | |

## IV. Verwendung der Zuwendung und der erzielten Ergebnisse im Einzelnen

### 1. Erzielte Ergebnisse

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse des Projekts nach Arbeitspaketen aufgelistet dargestellt.

***AP1: Poly-Si-Emitter und lokales Poly-Si-Front-Surface-Field (FSF)***

Ziel ist es, für den APCVD Prozess geeignete Abscheide- und Anneal-Parameter zu bestimmen, sowie darauf aufbauend ein Prozessfenster für die Laserdotierung und Laserablation zu finden, die nach der Metallisierung immer noch einen Wirkungsgrad von >23,5% bei einer offenen Klemmspannung ($V_{OC}$) von >720 mV zulassen. Die implizite Spannung sollte deshalb vor der Metallisierung etwas höher liegen.

Im Mai 2022 wurde zusammen mit dem ISC ein Versuchsplan erstellt, mit dem die elektrischen und passivierenden Eigenschaften der abgeschiedenen Schichten in Abhängigkeit der Abscheideparameter der APCVD untersucht werden konnten.

Für den Abscheideprozess wurde die Bandgeschwindigkeit von 6-24 ipm (inch per minute, Zoll pro Minute) sowie der (theoretische) Bor-Gehalt in der abgeschiedenen Schicht zwischen $1\%_{w.t.}$-$12\%_{w.t.}$ variiert. Zudem wurde das Temperaturprofil in der APCVD verändert, um den Kristallisationsprozess untersuchen zu können.

Nach dem Prozess wurde im Technikum von Schmid der Schichtwiderstand $R_{sh}$ mittels FFP (Four Point Probe) und die Schichtdicke mittels SE (Spectroscopic Ellipsometry) vermessen. Als weitere Untersuchungsmethode kam die Röntgendiffraktometrie zum Einsatz mit der die Kristallinität und Kristallitgröße der Proben bestimmt werden konnte.

**Variation der Bandgeschwindigkeit**

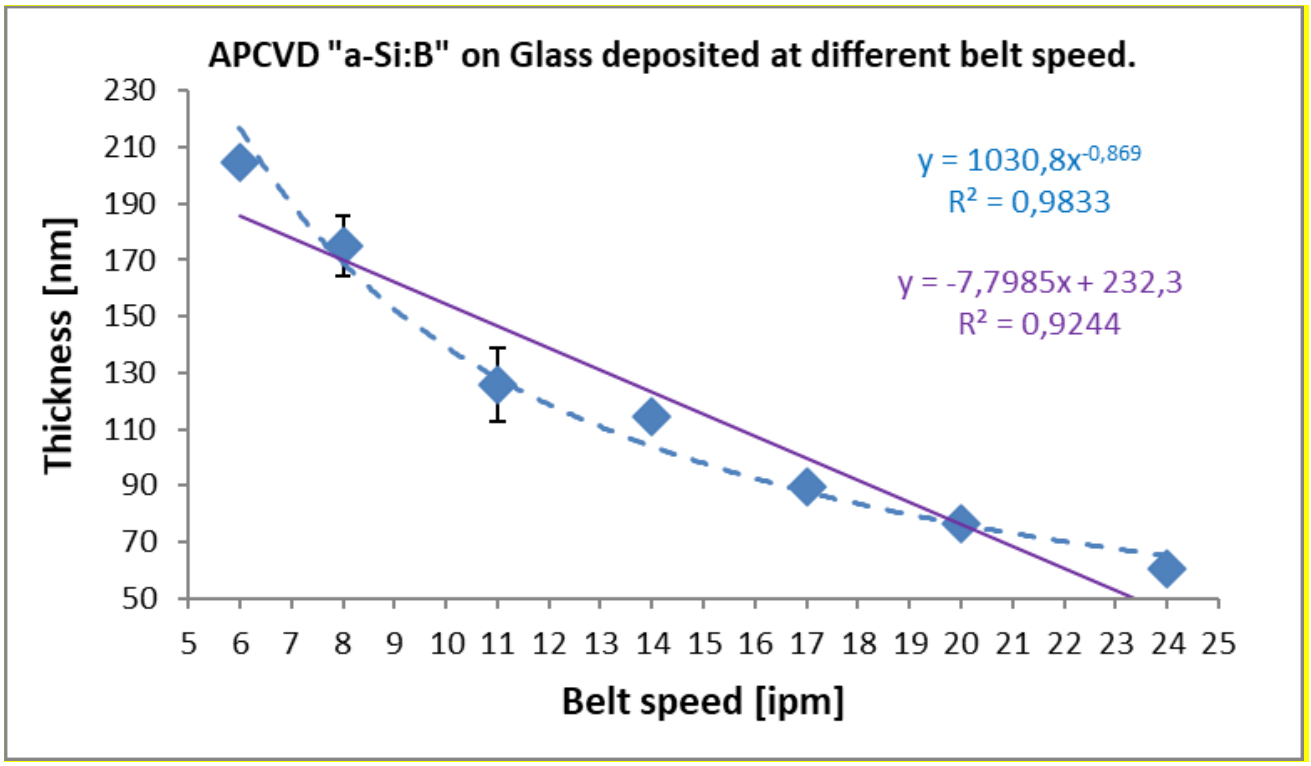


Abbildung 5: Dicke der bor-dotierten p+aSi-Schicht in Abhängigkeit der Bandgeschwindigkeit. Das Verhalten kann am besten durch eine invers proportionale Gleichung genähert werden.

Die Bandgeschwindigkeit wurde im Bereich von 6 – 24 ipm (inch per minute) variiert. Mit diesem Versuch wurde ein großer, aber für die industrielle Anwendung nicht unbedingt relevanter Teil, abgedeckt. Für Bandgeschwindigkeiten unter 8 ipm ist der Durchsatz der Anlage zu stark reduziert, um noch wirtschaftlich produzieren zu können. Bei Bandgeschwindigkeiten über 15 ipm nehmen Dicke und Homogenität der abgeschiedenen Schicht ab. Fast alle bei SCHMID Abscheidungen werden bei Bandgeschwindigkeiten von 8-12 ipm durchgeführt

Wie man Abbildung 5 entnehmen kann wird die Abhängigkeit der Schichtdicke von der Bandgeschwindigkeit nur unzureichend durch eine lineares Verhalten beschrieben. Eine invers proportionale Gleichung der Form:

$$Schichtdicke = \frac{1}{Bandgeschwindigkeit} \times K$$

beschreibt das Verhalten deutlich besser.

Der Faktor K ist proportional zur Flussrate des Silan und Dotanten

$$K = DRE \times (SiH_4 + Dotant)$$

DRE (Deposition Rate Efficiency) wiederum ist ein Faktor der noch weiter untersucht werden muss. Vermutlich ist dieser Faktor Temperaturabhängig.

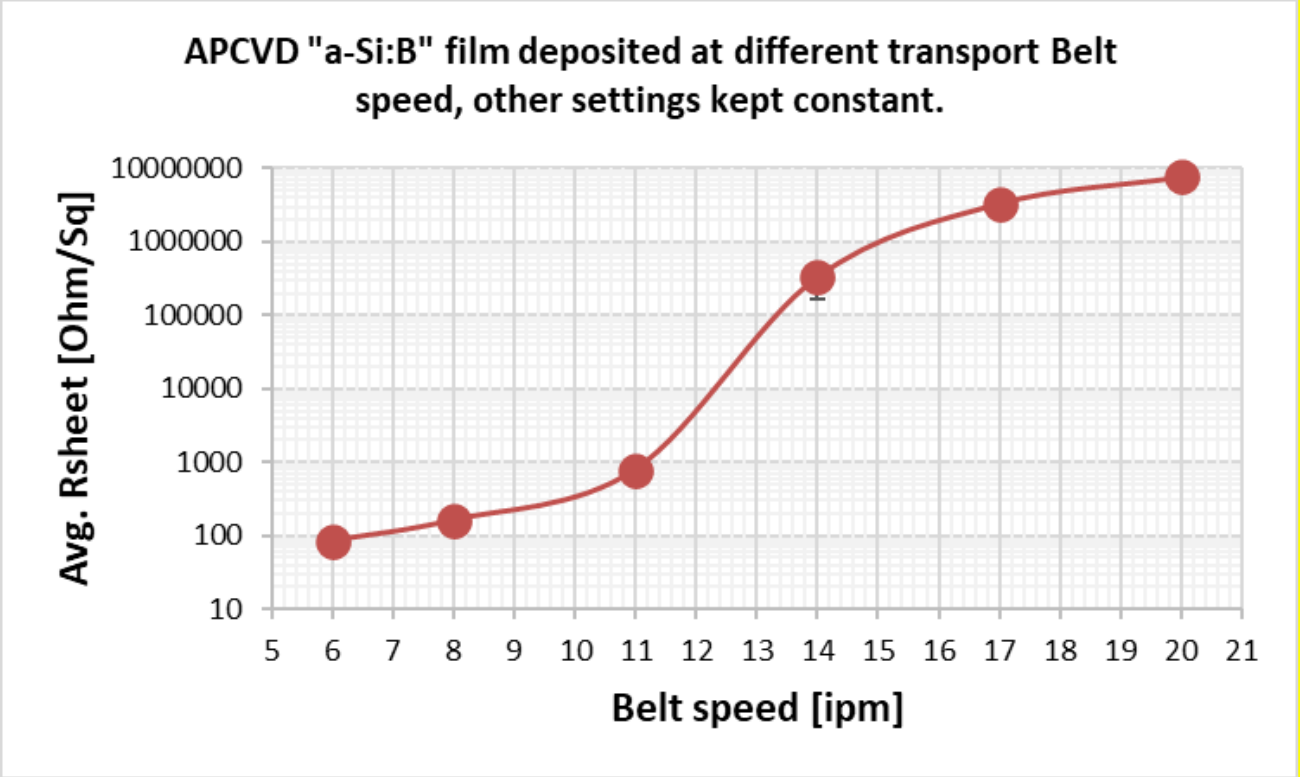


Abbildung 6: Schichtwiderstand $R_{SH}$ in Abhängigkeit der Bandgeschwindigkeit. Die „Stufe“ im Schichtwiderstand deutet auf 2 unterschiedliche Regimes hin, ist aber noch nicht verstanden.

In Abbildung 6 ist der Schichtwiderstand in Abhängigkeit der Transportgeschwindigkeit dargestellt. Es deutet sich eine „Stufe“ im Bereich zwischen 10 – 14 ipm an innerhalb der sich der Schichtwiderstand um mehrere Größenordnungen ändert. Da sich in diesem Bereich der Transportgeschwindigkeit auch die Kristallinität der Probe stark verändert wird ein Zusammenhang zwischen Kristallinität (Bor auf Zwischengitterplätzen trägt nicht zur Leitfähigkeit bei), Schichtwiderstand und Temperatur vermutet. Zu untersuchen wäre hier noch, ob sich der Schichtwiderstand durch eine erhöhte Temperatur während der Abscheidung oder während des Feuerprozesses der Metallisierung noch manipulieren lässt.

**Variation der Diboran-Konzentration**

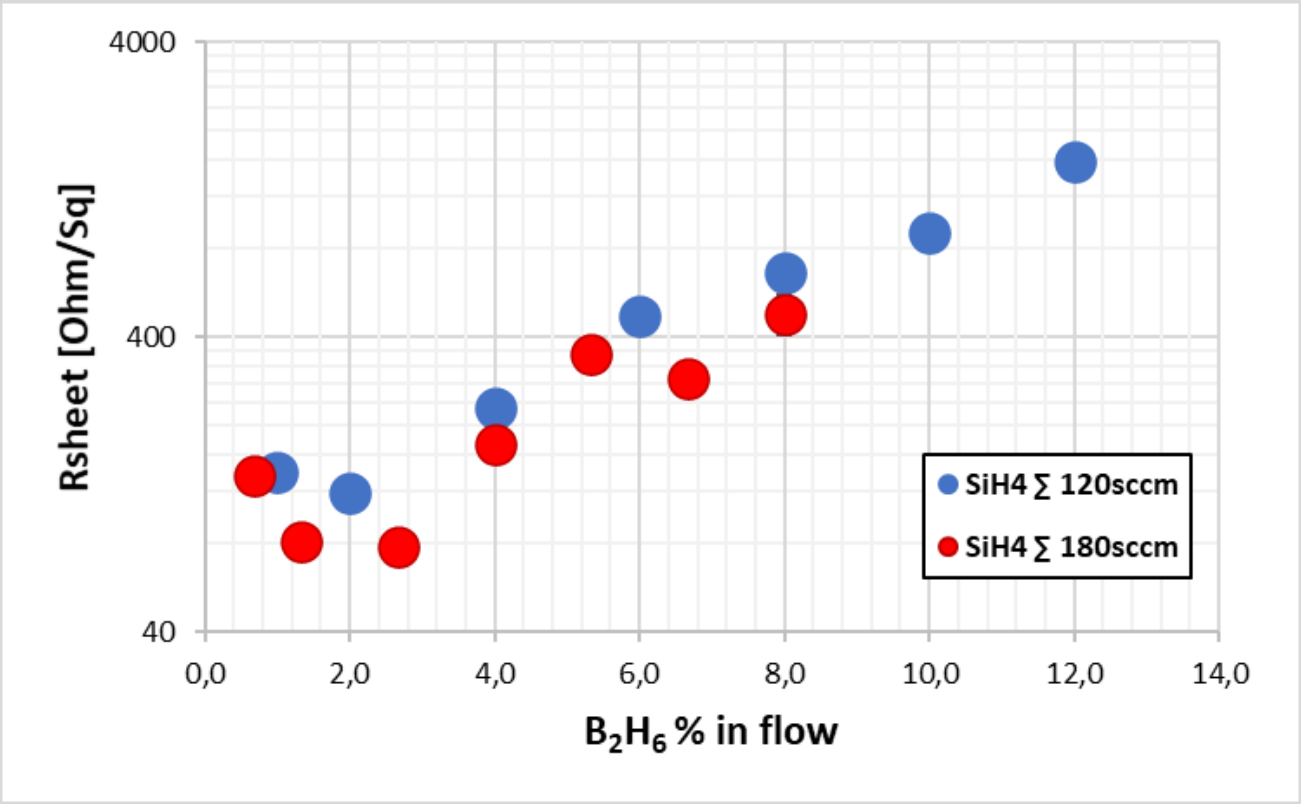


Abbildung 7: Schichtwiderstand in Abhängigkeit der $B_2H_6$-Konzentration im Gasfluss.

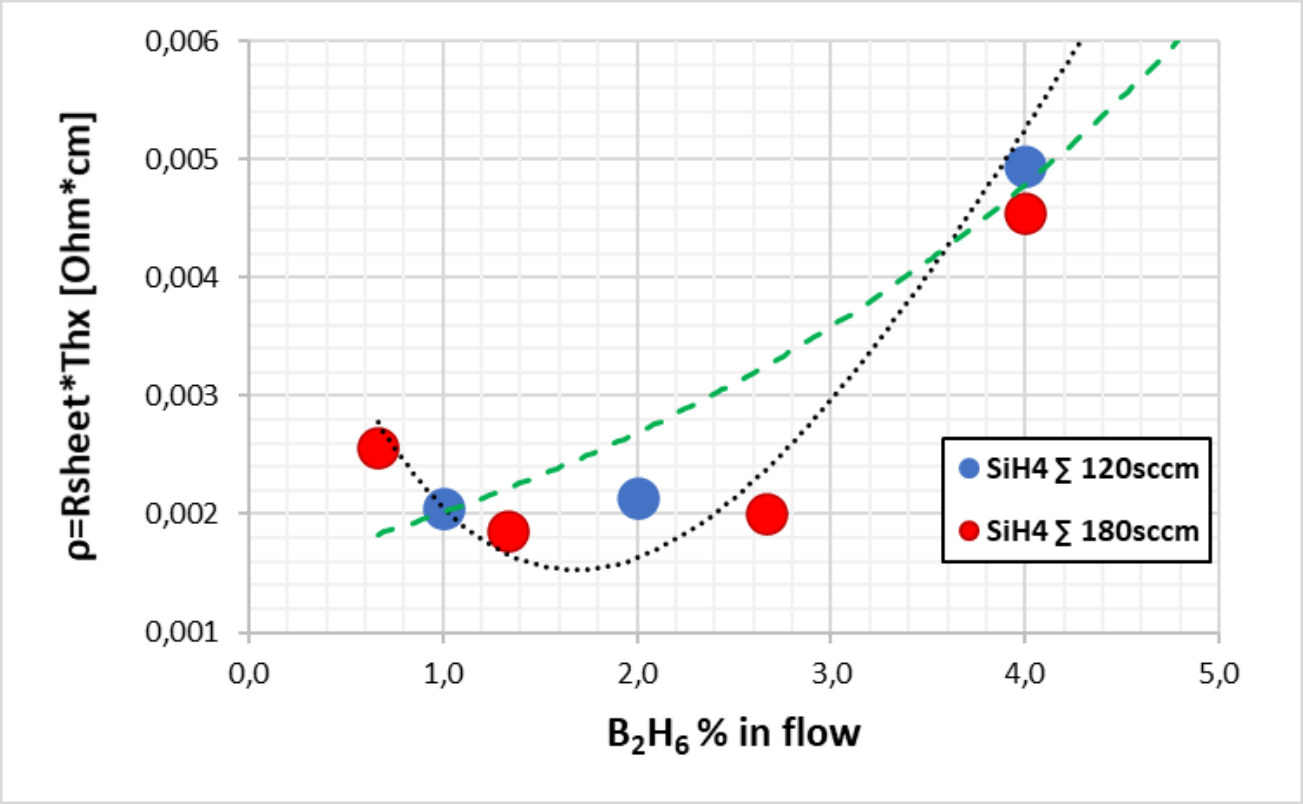


Abbildung 8: spezifischer Widerstand in Abhängigkeit der Diboran-Konzentration

Wie man Abbildung 7 und Abbildung 8 entnehmen kann, zeigt sich bei Diboran-Konzentrationen von 1 - 3% ein Minimum des Schichtwiderstands bzw. des spez. Widerstands.

Es wird vermutet, dass bei höheren Konzentrationen das überschüssige Bor nicht mehr in das Si Gitter eingebaut werden kann und die Fehlstellen den Elektronen-Transport behindern und somit den Schichtwiderstand erhöhen.

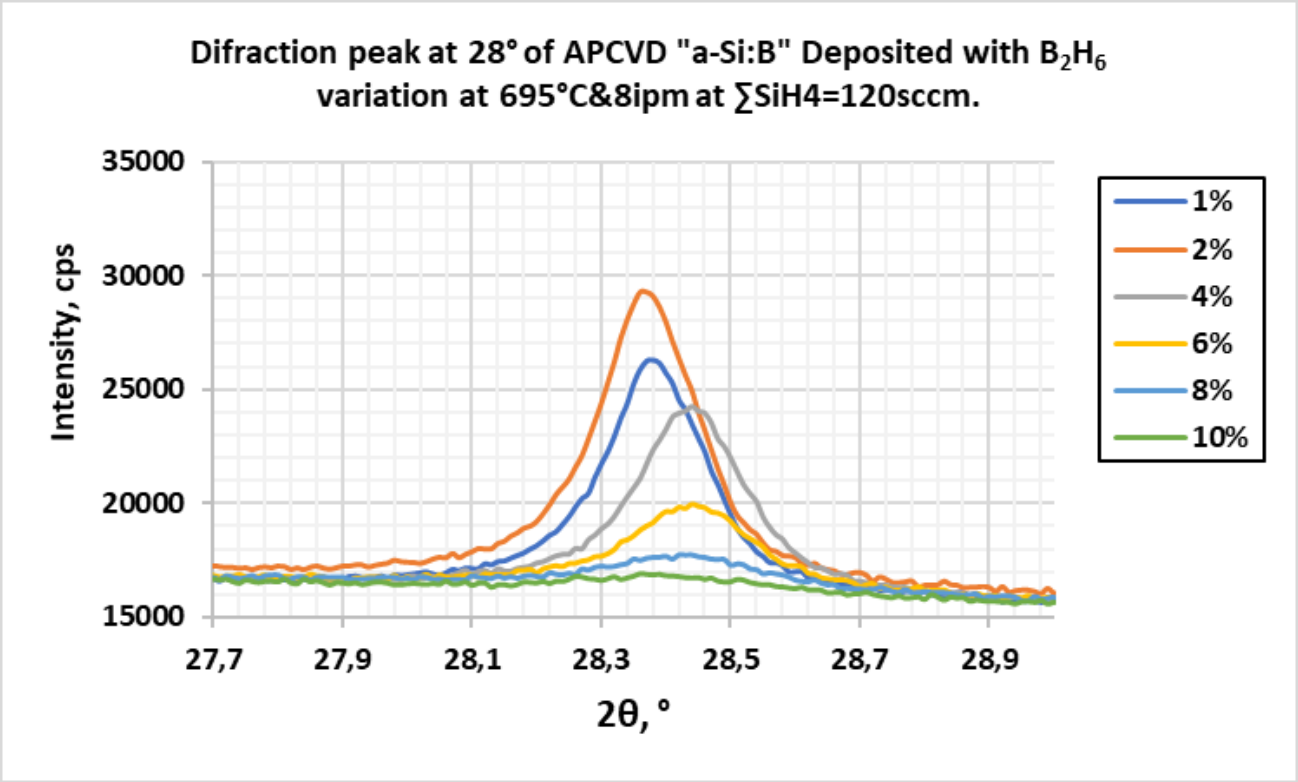


Abbildung 9: Röntgendiffraktometrie-Messung verschiedener Abscheidungen im Bereich von 28°. Es ist klar zu erkennen, dass der Peak für eine Konzentration um 2% am stärksten ausgeprägt ist, was auf eine erhöhte Kristallinität der Schicht schließen lässt.

Im Anschluss an die Untersuchungen im Technikum bei SCHMID wurden die Proben für weitere Analysen ans ISC gesendet. Dortige Auswertungen der Proben zeigten sehr gute Passivierungseigenschaften der mittels APCVD abgeschiedenen $p^+$ aSi Schichten. In Abbildung 10 sind die Messungen des implied $V_{OC}$ und des $J_{02}$ dargestellt. Die Proben wurden bei verschiedenen Temperaturen getempert, um die amorphe Struktur in eine polykristalline Schicht umzuwandeln. Schon mit der ersten Versuchsreihe konnten $iV_{OC}$ Werte von bis zu 727 mV erreicht werden.

Die Ergebnisse werden im Bericht des ISC ausführlicher dargestellt.

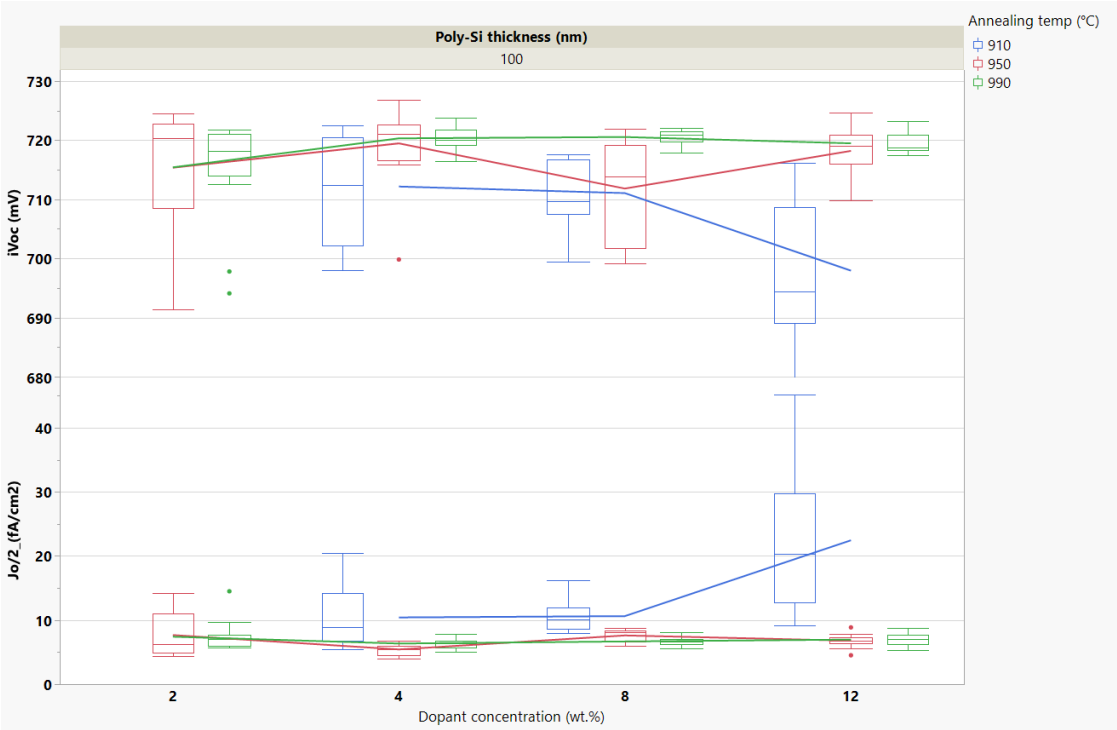


Abbildung 10: Messung am ISC. iVOC und J02, für versch. Annealing Temperaturen. Bestes $iV_{OC}$ bei 727 mV.

## aSi:B Filme spezifischer Widerstand im Verhältnis zum Bor-Gehalt

Ziel der Versuchsreihe war es zu bestimmen, wie der Bor-Gehalt ($B_2H_6$) die Schicht-Eigenschaften beeinflusst.

Der Bor Gehalt im Fluss wird über folgende Formel berechnet:

$$B_2\,H_6[\%] = \frac{B_2\,H_6\,(sccm) \times 0{,}05}{SiH_4(sccm)} \times 100$$

In der Versuchsreihe wurde der Bor-Gehalt zwischen 0,7% - 8% variiert.

Die Versuche wurden mit zwei $SiH_4$ Flüssen (120 sccm bzw. 180 sccm) berechnet, um den Einfluss des Mono-Silan auf die Schichten zu untersuchen.

Die Bandgeschwindigkeit sowie die Einstellung der Temperatur in der Injektor Zone wurden in dieser Versuchsreihe konstant gehalten und blieben bei 8 ipm bzw. 695 °C.

Untersucht werden die Proben mit einer Vierleitermessung (Four-point-probe), einem Röntgendiffraktometer (XRD) und einer Spektralen Ellipsometrie untersucht.

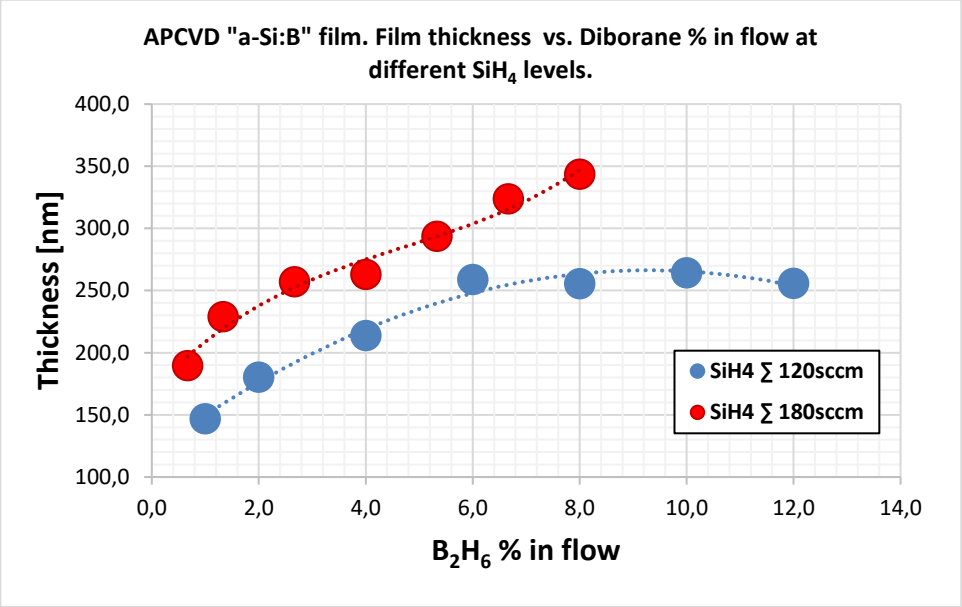


Abbildung 11: Dicke der abgeschiedenen Schicht in Abhängigkeit der Bor Konzentration. Die Bandgeschw. betrug 8 ipm, die Set Point Temperatur in der Injektor Zone betrug 695 °C.

In Abbildung 11 erkennt man, dass die Schichtdicke des a-Si:B-Films von der Silanfluss abhängt. Wie zu erwarten war bewirkt ein höherer Silan Fluss eine dickere Schicht.

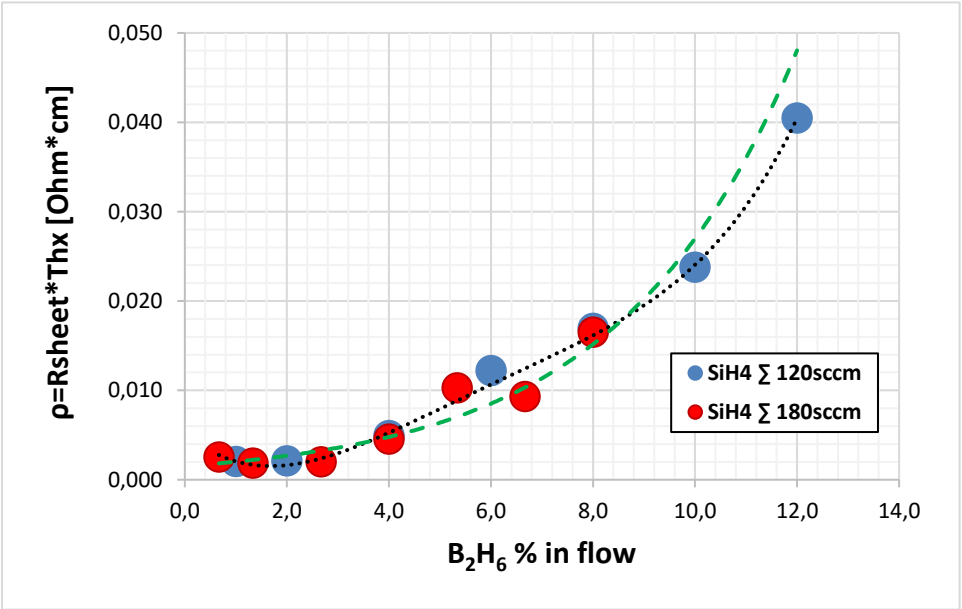


Abbildung 12: spezifischer Widerstand in Abhängigkeit des Borgehalts.

Verknüpft man den Schichtwiderstand $R_{Sh}$ mit der Schichtdicke zum spezifischen Widerstand ρ erkennt man eine interessante Abhängigkeit der Messwerte. Zwischen den Flüssen ist kein signifikanter Unterschied zu erkennen, jedoch steigt der spez. Widerstand für höhere Bor-Konzentrationen an.

Aus Abbildung 12 kann abgeleitet werden, dass der spezifische Widerstand in einem Bereich von 1 % bis 2,7% $B_2H_6$ Anteil im Fluss minimal ist.

Mit dem spezifischen Widerstand kann auch die Konzentration der (aktiven) Dotanten $N_A$ errechnet werden. (Abbildung 13)

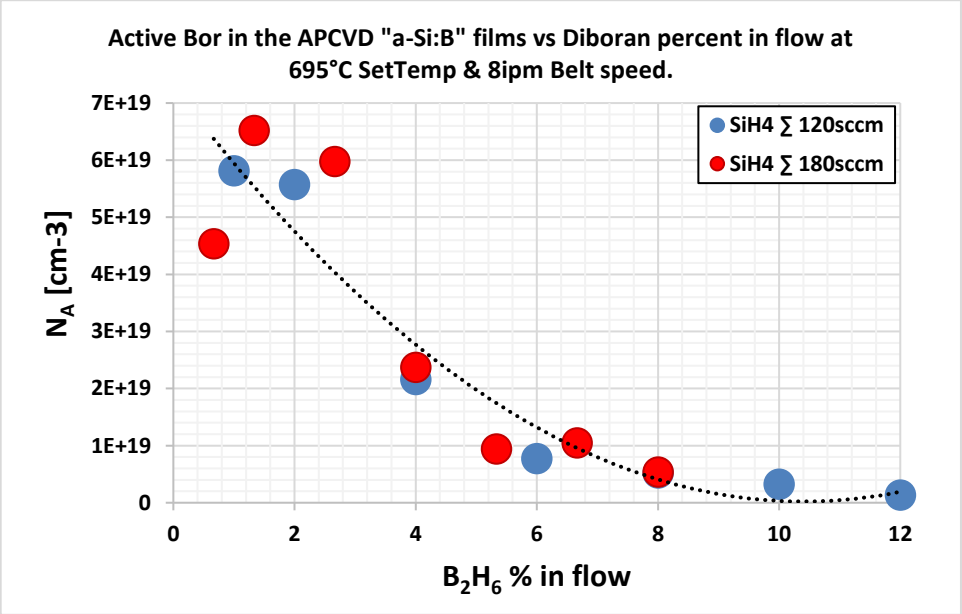


Abbildung 13: Konzentration der (aktiven) Dotanten in Abhängigkeit des Bor Anteils

## Einfluss des Temperatur-Profils auf den spez. Widerstand

In früheren Experimenten wurde ein Zusammenhang zwischen der Bandgeschwindigkeit und Größe der Kristallite und damit dem Schichtwiderstand festgestellt. Es zeigte sich auch, dass nur die Zonen unter und nach dem Injektor die Kristallitgröße beeinflussen. Um diese Annahme zu bestätigen, wurden eine Reihe von Experimenten durchgeführt, in der verschiedene Temperaturprofile (Abbildung 14) eingestellt wurden.

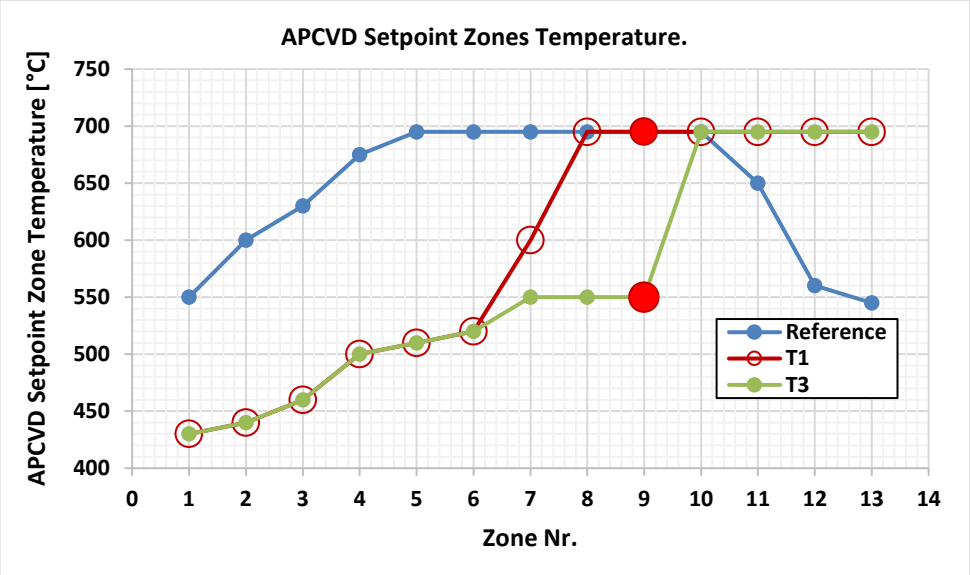


Abbildung 14: Set Point der Temperaturen. Die realen Temperaturen auf der Wafer Oberfläche weichen von den eingestellten Temperaturen ab. Der Injektor befindet sich in Zone 9. (roter Punkt)

Tabelle 2

| T. Profile | Belt speed [ipm] | Rsheet [Ohm/Sq] | | Thickness. [nm.] | | ρ=Rsheet*Thx | $N_A$ [$cm^{-3}$] | ≈28° | Si(111) | ≈47° | Si(220) | ≈56° | Si(311) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | Avg. | Std.dev. | Avg. | Std.dev. | (Ohm*cm) | | Peak, ° | Size, nm | Peak, ° | Size, nm | Peak, ° | Size, nm |
| Ref. | 6 | 84,3 | 3,0 | 204,9 | 2,0 | 0,00173 | 7,11E+19 | 28,344 | 59,3 | 47,192 | 39,3 | 55,957 | 42,1 |
| | 8 | 162,0 | 14,3 | 175,0 | 10,4 | 0,00284 | 4,07E+19 | 28,400 | 60,3 | 47,258 | 36,7 | 56,021 | 29,6 |
| | 11 | 791,7 | 77,3 | 125,7 | 13,2 | 0,00995 | 9,77E+18 | 28,418 | 60,4 | 47,273 | 41,6 | - | - |
| | 14 | 330360,0 | 163630,7 | 114,4 | 1,7 | 3,78031 | 3,68E+15 | 28,427 | 54,5 | - | - | - | - |
| | 17 | 3338200,0 | 235945,3 | 89,3 | 0,5 | 29,80679 | 4,50E+14 | 28,417 | 48,1 | - | - | - | - |
| | 20 | 7715400,0 | 2141767,8 | 76,3 | 1,0 | 58,84690 | 2,27E+14 | - | - | - | - | - | - |
| | 24 | - | - | 60,6 | 2,6 | - | - | - | - | - | - | - | - |
| T1 | 6 | 80 | 0,68 | 215,89 | 3,98 | 0,00174 | 7,02E+19 | 28,398 | 61,5 | 47,258 | 37,3 | 56,034 | 32,6 |
| | 12 | 1732 | 152,41 | 109,05 | 2,03 | 0,01888 | 4,52E+18 | 28,433 | 47,9 | 47,28 | 25,5 | - | - |
| | 24 | 600606 | 5557,65 | 56,82 | 0,50 | 3,41276 | 4,10E+15 | - | - | - | - | - | - |
| T3 | 12 | 131346 | 2450,08 | 102,18 | 0,83 | 1,34207 | 1,10E+16 | - | - | - | - | - | - |
| | 24 | 447634 | 6139,45 | 60,78 | 0,15 | 2,72063 | 5,19E+15 | - | - | - | - | - | - |

Aus den Ergebnissen aus Tabelle 2 lassen sich folgenden Schlussfolgerungen ziehen:

Die Schichtdicke ist nicht linear abhängig von der Bandgeschwindigkeit und kann wie folgt genähert werden:

$$Schichtdicke = \frac{1}{Bandgeschwindigkeit} * K$$

Wobei *K* ein vom Gasfluss abhängiger Koeffizient ist.

Der spezifische Widerstand kann über

$$\rho = 10^{-4} * e^{0,423*(Bandgeschw.)}$$

genähert werden.

Es ist zudem interessant zu beobachten, dass für das Temperaturprofil T1 bei einer Bandgeschwindigkeit von 24 ipm keine Si Partikel mit dem XRD nachgewiesen werden können. Ebenso fehlen Partikel für das Temperaturprofil T3, unabhängig von der Bandgeschwindigkeit.

Vermutlich reicht das Temperaturbudget [K*min] nicht aus die amorphe Si-Schicht in poly-Si umzuwandeln.

**ρ und $N_A$ in Abhängigkeit der Annealing Temperatur**

Um die Vermutung aus dem vorhergehenden Abschnitt zu bestätigen, wurden eine weitere Versuchsreihe geplant und durchgeführt. Ziel war es herauszufinden, welches Temperaturbudget benötigt wird, um schon in der APCVD eine poly-Si Schicht herzustellen. Für diese Versuche wurde die Bandgeschwindigkeit bei 12 ipm konstant gehalten, es wurden zwei Gasdurchflüsse (120 sccm und 180 sccm) untersucht. Die untersuchten Profile sind in Abbildung 15 dargestellt.

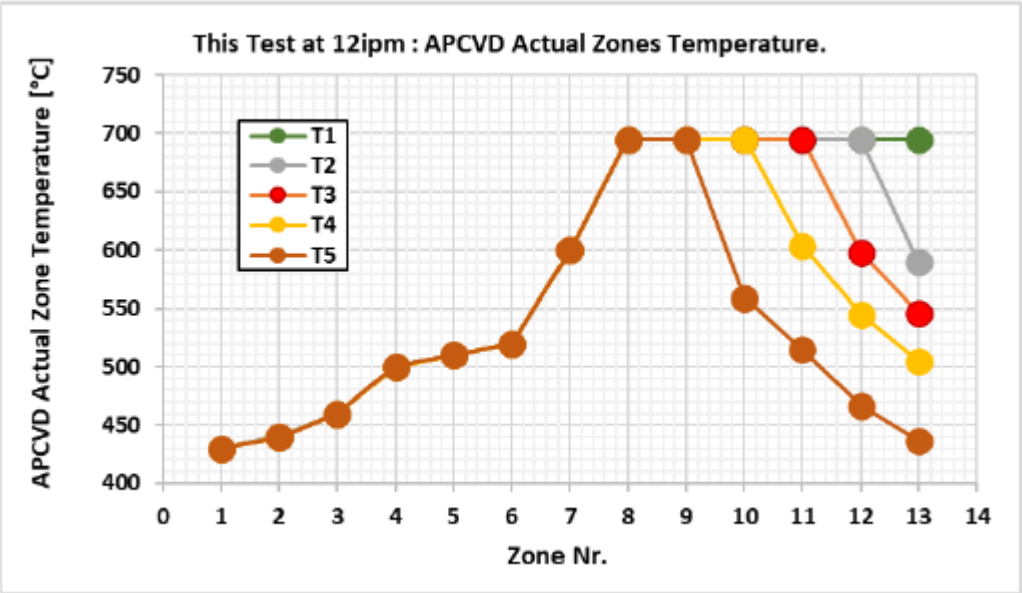


Abbildung 15: Temperaturprofile. T5 entspricht der „kühlsten“ Einstellung bei der nur Zone 8 & 9 auf 695 °C geheizt werden. Mit jedem weiteren Schritt wird deine Zone auf 695 °C geheizt.

In Abbildung 16 ist die Schicht dicke in Abhängigkeit des Temperaturprofils dargestellt. Wie es scheint, ist die Schichtdicke von der Temperatur in den Zonen nach dem Injektor abhängig. Die „Stufe“ zwischen den Profilen T3 und T4 kann mit dem Wechsel im Fitting Modell in der SE (spektralen Ellipsometrie) erklärt werden. Da bei den Proben aus T4&T5 keine Kristallite nachgewiesen werden konnten, wurde das Fitting-Modell von polykristallin auf amorph umgestellt.

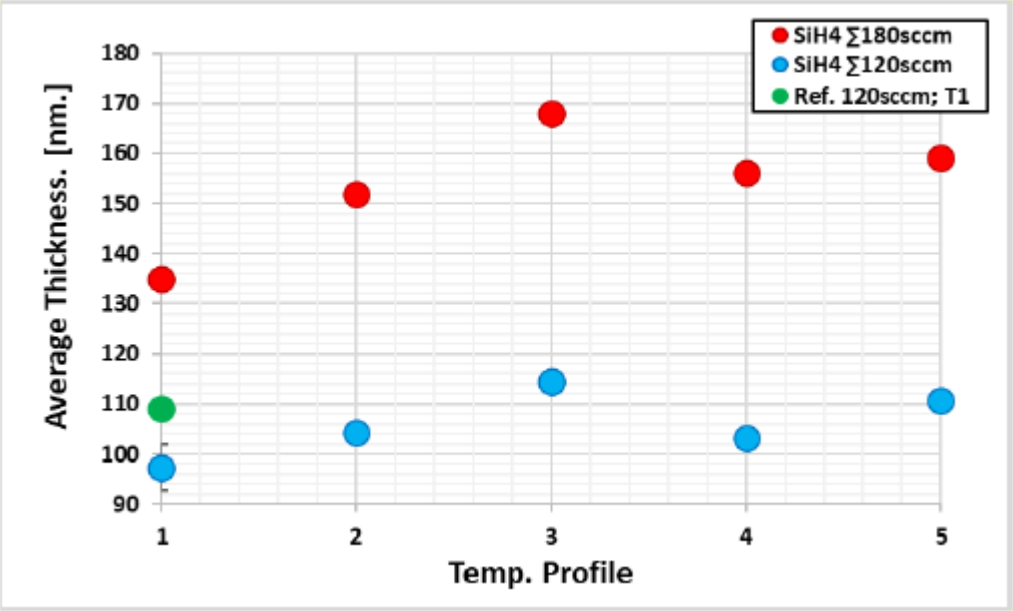


Abbildung 16: gemessene Schichtdicke in Abhängigkeit der Temperatur. Wichtig zu beachten ist, dass das Profil T1 die höchste Temperatur (meiste Zonen auf 695 °C) hat. Da das Temperaturbudget bei T4 und T5 nicht ausreicht die Schicht zu in eine polykristalline Struktur umzuwandeln, musste das Fitting Modell der SE auf ein amorphes Modell umgestellt werden.

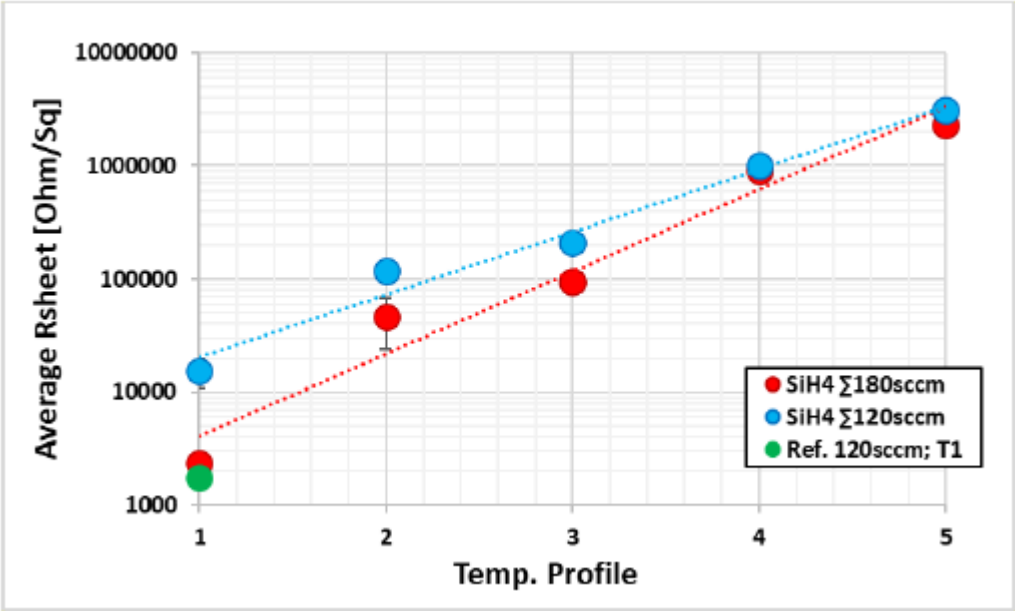


Abbildung 17: Schichtwiderstand in Abhängigkeit des Temperaturprofils.

Tabelle 3

| $SiH_4$ [sccm] | Temp. Profile | Rsheet [Ohm/Sq] | | Thickness. [nm.] | | ρ=Rsheet*Thx | $N_A$ [$cm^{-3}$] | ≈28° | Si(111) | ≈47° | Si(220) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | Avg. | Std.dev. | Avg. | Std.dev. | (Ohm*cm) | | Peak, ° | Size, nm | Peak, ° | Size, nm |
| 180 | 1 | 2362,8 | 207,7 | 134,90 | 0,44 | 0,0319 | 2,03E+18 | 28,417 | 55 | 47,304 | 37,2 |
| | 2 | 45948 | 22150,5 | 151,82 | 0,63 | 0,6976 | 2,26E+16 | 28,417 | 51 | - | - |
| | 3 | 93772 | 17756,0 | 168,06 | 0,90 | 1,5760 | 9,24E+15 | 28,431 | 46,1 | - | - |
| | 4 | 899248 | 14834,8 | 156,33 | 0,62 | 14,0579 | 9,61E+14 | - | - | - | - |
| | 5 | 2334200 | 52784,5 | 159,08 | 0,75 | 37,1334 | 3,61E+14 | - | - | - | - |
| 120 | 1 | 15336 | 4426,6 | 97,37 | 4,52 | 0,1493 | 1,57E+17 | 28,416 | 37,3 | - | - |
| | 2 | 118648 | 23147,3 | 104,21 | 0,68 | 1,2364 | 1,20E+16 | 28,415 | 45,1 | - | - |
| | 3 | 213442 | 15782,2 | 114,46 | 0,61 | 2,4431 | 5,81E+15 | 28,439 | 37,4 | - | - |
| | 4 | 1002928 | 35410,8 | 103,23 | 1,39 | 10,3528 | 1,31E+15 | - | - | - | - |
| | 5 | 3103000 | 48404,5 | 110,70 | 0,32 | 34,3502 | 3,90E+14 | - | - | - | - |
| Ref. 120sccm; T1 | | 1732 | 152,41 | 109,05 | 2,03 | 0,01888 | 4,52E+18 | 28,433 | 47,9 | 47,28 | 25,5 |

Aus Abbildung 16 und Abbildung 17, sowie der Tabelle 3 können folgende Schlüsse gezogen werden:

Das Fehlen von Reflexen in der XRD Messung bei den Profilen T4 & T5deutet darauf hin, dass das Temperaturbudget der Profile T4 & T5 nicht ausreicht, um die abgeschiedene amorphe Schicht in eine polykristalline Schicht umzuwandeln.

Eine erhöhte Temperatur in den Zonen unter und nach dem Injektor verringert Schichtdicke und Schichtwiderstand.

Da das Temperaturbudget nach dem Injektor entscheidend für den Kristallisationsprozess ist, wurde der Versuch in wiederholt. Der Fokus sollte hierbei auf der Dauer liegen, die der Wafer in einer Temperatur von 695 °C verbringt. Als Darstellung der Ergebnisse wurde so gewählt, das der Wafer zwischen 0 – 7 min in den Zonen 9-13 verbracht hat.

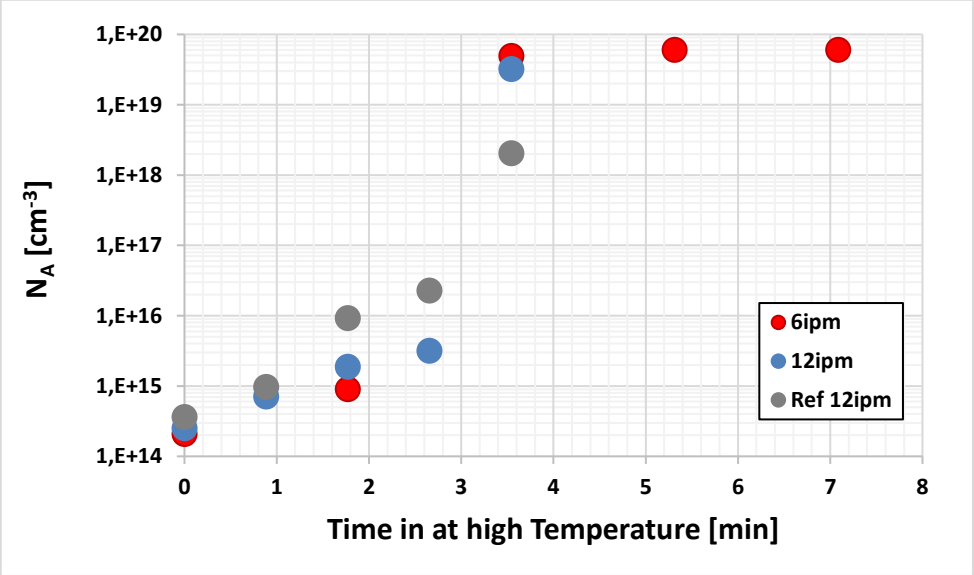


Abbildung 18: Darstellung der (aktiven) Akzeptoren in der APCVD Schicht. Bemerkenswert ist die Tatsache, dass es hier Regionen gibt. Region I (<3 min) in der sich $N_A$ langsam erhöht. Region II (> 3min) für die ein sprunghafter Anstieg von $N_A$ beobachtet wird, sowie ein scheinbar konstanter Wert

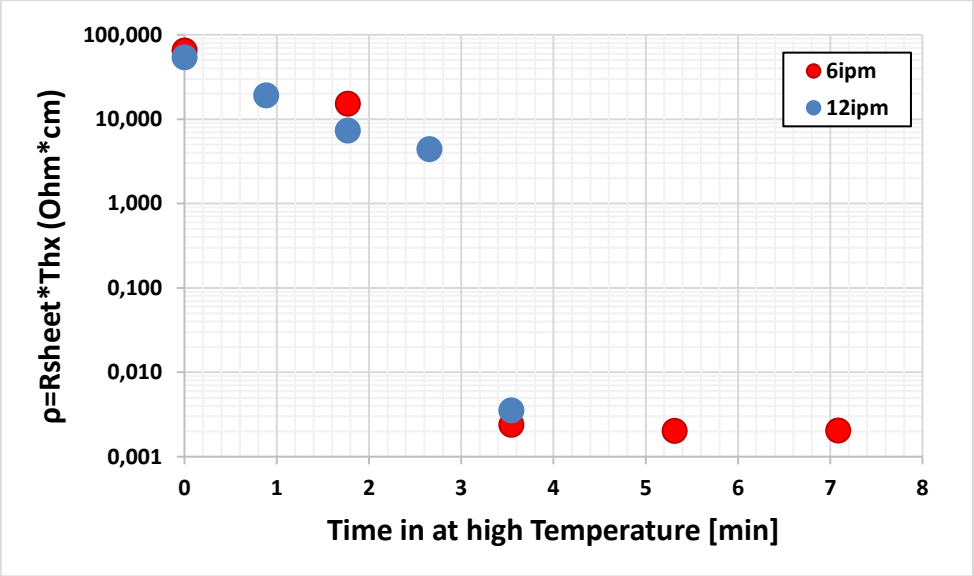


Abbildung 19: Darstellung des spezifischen Widerstands

In Abbildung 18 und Abbildung 19 kann man erkennen, dass es zwei Regionen gibt. In Region I von 0-3 min verringert sich der spezifische Widerstand, bzw. die Anzahl der aktiven Bor-Atome $N_A$ erhöht sich. Für Region II (>3 min) scheinen ρ und $N_A$ nahezu konstant und um mehrere Größenordnungen verbessert zu sein.

Die Ergebnisse zeigen eindeutig eine „Stufenfunktion, vom inaktiven Bor zur vollständig aktiven und integrierten Bor in der APCVD Schicht umgewandelt wird. Es muss noch genauer untersucht werden, ob dieser Prozess durch die maximale Temperatur, die Verweildauer in der APCVD oder das thermische Budget [ K*min] gesteuert wird.

**Kann poly-Si auch direkt abgeschieden werden?**

Mit den Erkenntnissen aus den vorhergehenden Experimenten sollte nun untersucht werden, ob es möglich ist, direkt eine polykristalline Schicht abzuscheiden.

Als Grundlage wurde das Temperaturprofil T4 gewählt, bei dem die letzten Versuche gezeigt haben, dass sich noch gerade noch keine Kristallite bei der Abscheidung und im nachfolgenden Annealing Prozess bilden.

In Abbildung 20 sind die die Temperatureinstellungen des Versuchs dargestellt. Die Temperatur unter dem Injektor wird von 500 °C bis 750 °C variiert. Die restlichen Temperatur Einstellungen entsprechen denen des T4 Profils.

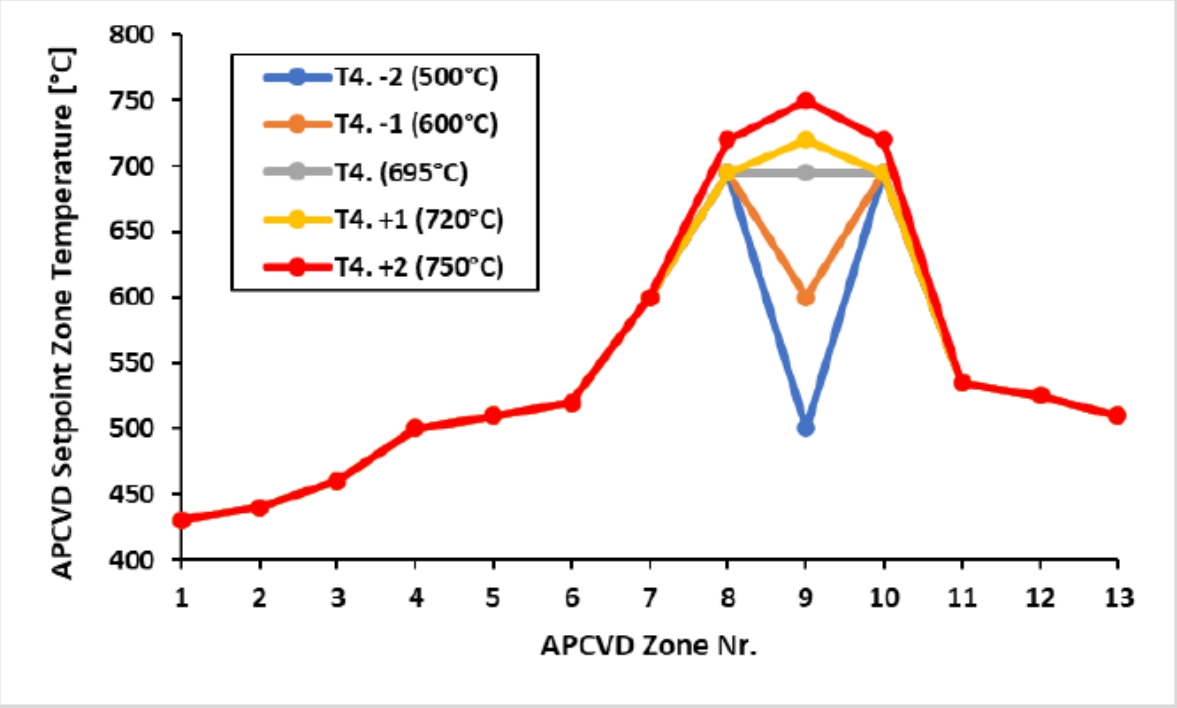


Abbildung 20: Temperaturprofil des Versuchs. Als Grundlage wurde das Profil T4 verwendet, bei dem noch keine Kristallisation in der Schicht stattfindet. Die Temperaturen in der Injektor Zone (Zone9) wurden von 500 °C bis 750 °C variiert. (Es handelt sich ums Set Point-Temperaturen, die Temperatur auf dem Substrat ist niedriger)

Für steigende Temperaturen unter dem Injektor scheint der Schichtwiderstand $R_{Sh}$ bis 720 °C anzusteigen, um dann bei 750 °C deutlich zu sinken. Interessanterweise können ab dieser Temperatur Kristallisationspeaks mit einer Messung im XRD nachgewiesen werden, was bedeutet, dass die Schicht bei Temperaturen unter 750 °C noch nicht polykristallin ist. (Abbildung 21)

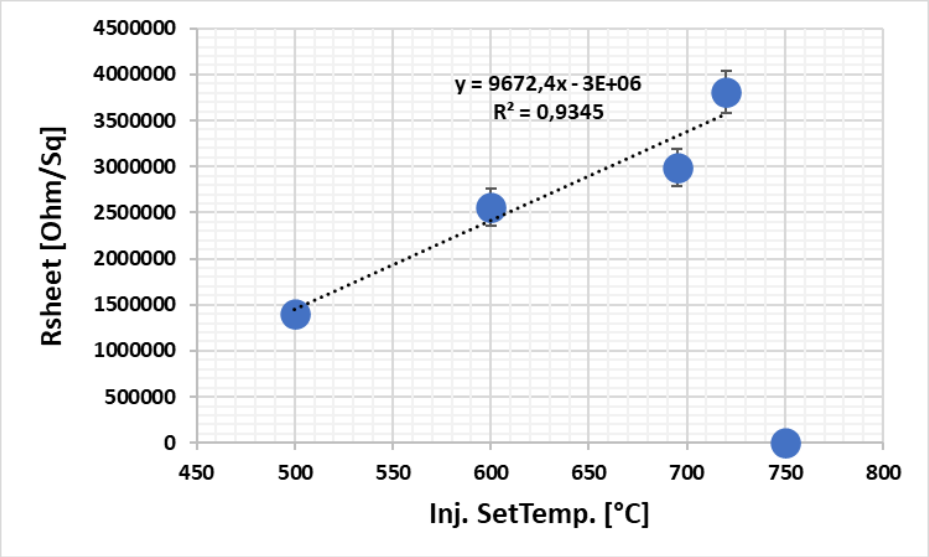


Abbildung 21: Schichtwiderstand $R_{Sh}$ in Abhängigkeit der Temperatur in Zone 9.

Aus Schichtwiderstand und –dicke kann die Anzahl der aktiven Akzeptoren berechnet werden. (Abbildung 22)

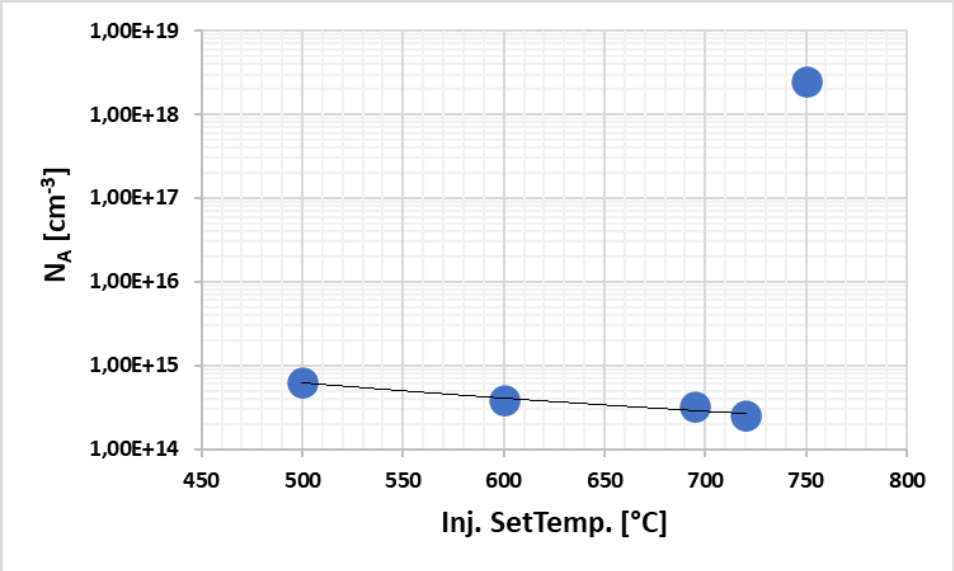


Abbildung 22: Anzahl (aktiver) Akzeptoren $N_A$ in Abhängigkeit der Temperatur in Zone 9

Tabelle 4

| Name | Inj. SetTemp. [°C] | Rsheet [Ohm/Sq] Avg. | Rsheet [Ohm/Sq] Std.dev. | Thickness. [nm.] Avg. | Thickness. [nm.] Std.dev. | ρ=Rsheet*Thx (Ohm*cm) | $N_A$ [$cm^{-3}$] | ≈28° Peak, ° | Si(111) Size, nm | Peak intensity | ≈47° Peak, ° | Si(220) Size, nm | Peak intensity | ≈56° Peak, ° | Si(311) Size, nm | Peak intensity |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **T4 Ref.** | 695 | 1127000 | 58944,9 | 169,3 | 0,6 | 19,0754 | 7,06E+14 | - | - | - | - | - | - | - | - | - |
| **T1 Ref.** | 695 | 213,7 | 8,1 | 164,2 | 1,9 | 0,0035 | 3,20E+19 | 28,3794 | 54,8 | 23402 | 47,238 | 34,6 | 7094 | 56,029 | 31,6 | 5878 |
| **T4** | 695 | 2989400 | 198475 | 140,2 | 0,7 | 41,9120 | 3,19E+14 | - | - | - | - | - | - | - | - | - |
| **T4. +2** | 750 | 2260 | 183 | 125,7 | 0,7 | 0,0284 | 2,46E+18 | 28,434 | 68,8 | 22955 | 47,302 | 42,9 | 6920 | 56,101 | 38,5 | 5810 |

Zu besseren Übersicht wurden die Daten der wichtigen Versuche in Tabelle 4 zusammengefasst.

Wie man sehen kann, unterscheiden sich die Schichtdicken von *T1 Ref.* und *T4 Ref.* kaum voneinander. Allerdings hat die letztgenannte Gruppe keine Reflexionspeaks und daher keinen kristallinen Anteil. $R_{Sh}$, ρ und $N_A$ unterscheiden sich in beiden Gruppen deutlich.

Vergleich man Gruppe *T4* mit Gruppe *T4+2* zeigt sich ein deutlicher Unterschied in der Schichtdicke. Auch bei T*4* können keine Kristallite mit der XRD-Messung nachgewiesen werden, wohingegen die Gruppe *T4+2* polykristalline Anteile hat.

Vergleicht man nun *T1 Ref.* Mit *T4+2* fällt zuerst der deutliche Unterschied in der Schichtdicke auf. Die Werte für $R_{Sh}$, ρ und $N_A$ sind liegen immer noch um eine Größenordnung auseinander, die Tendenz für *T4+2* geht jedoch in die richtige Richtung.

Zusammenfassen kann festgehalten werden, dass es möglich ist mit der APCVD direkt eine poly-Si:B Schicht abzuscheiden, die elektrischen Eigenschaften jedoch mit einem nachfolgenden Annealing Schritt verbessert werden müssen.

Dieser Annealing Schritt kann allerdings als Prozessschritt in der APCVD geschehen.

**Abhängigkeit der Schichteigenschaften von Temperatur und Borgehalt**

| | | $B_2H_6$ % in flow | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | | 0,7 | 2,0 | 4,0 | 8,0 | 12,0 |
| Set.Injector zone Temperature [°C] | 750 | Film parameters = f(Temperature, Gas) | | | | |
| | 720 | | | | | |
| | 700 | | | | | |
| | 650 | | | | | |
| | 600 | | | | | |
| | 550 | | | | | |
| | 500 | | | | | |

Abbildung 23: Testmatrix. Untersucht werden sollen die verschiedenen Filmparameter Schichtdicke, Schichtwiderstand, Ladungsträgerdichte und Kristallitgrößen

In Abbildung 23 ist die Versuchsmatrix dargestellt, mit der die Abhängigkeit der Schichtdicke, -widerstand, Kristallitgröße von Temperatur und Borgehalt untersucht werden sollte.

Nach der Abscheidung und Annealing (695 °C bei 6ipm Vorschubgeschwindigkeit) wurden die Proben wurden mit dem Röntgendiffraktometer, FFP (four point probe, Vierleitermessung zur Schichtwiderstandsbestimmung) und dem SE (spektrale Ellipsometrie zur Schichtdickenbestimmung) gemessen.

Sind Widerstand und Dicke der Schicht bekannt können spezifischer Widerstand ϱ [Ωcm] und Anzahl der Akzeptoren berechnet werden.

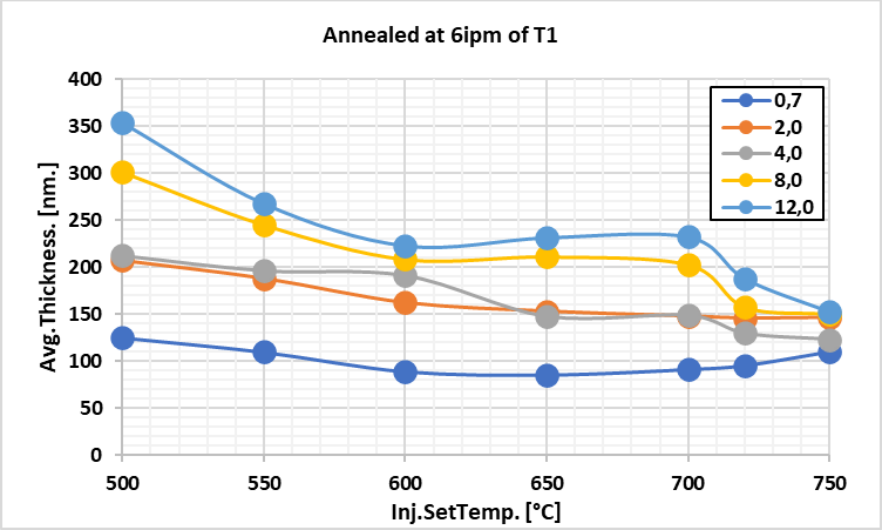


Abbildung 24: Schichtdicke für verschiedene Borkonzentrationen in Abhängigkeit der Temperaturin der Injektorzone.

In Abbildung 24 ist die Schichtdicke für verschiedene Borkonzentrationen in Abhängigkeit der Temperatur in der Injektorzone dargestellt. Eindeutig zu erkennen ist, dass höhere Bor-Konzentrationen in höheren Schichtdicken resultieren. Mit steigenden Injektortemperaturen nimmt die Schichtdicke wieder ab, dieser Effekt ist umso stärker, je höher die Borkonzentration ist.

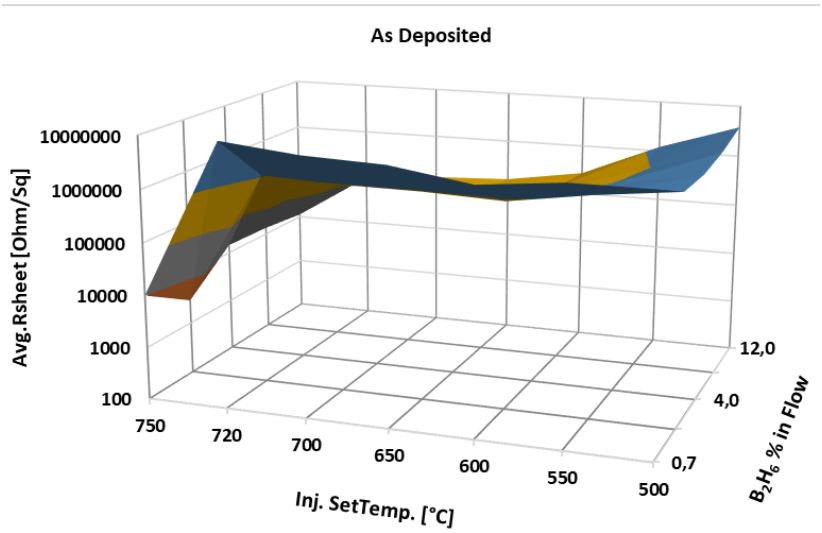


Abbildung 25: Schichtwiderstand in Abhängigkeit von Abscheidetemperatur und Borgehalt direkt nach Abscheidung

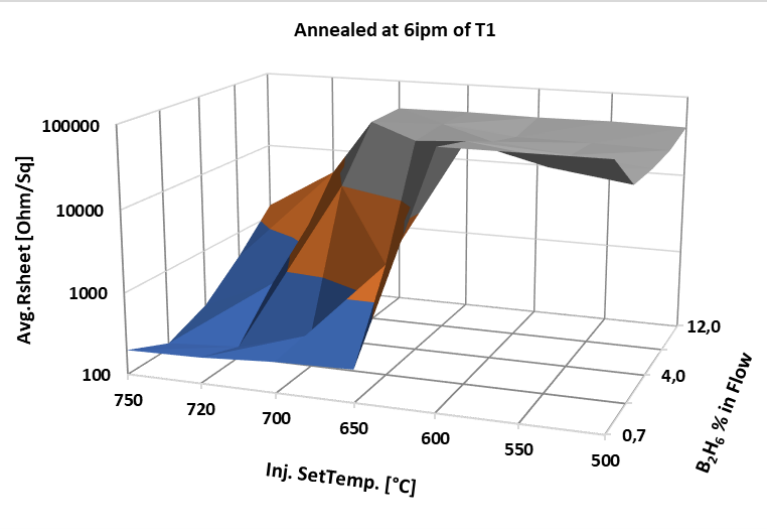


Abbildung 26: Schichtwiderstand in Abhängigkeit von Abscheidetemperatur und Borgehalt nach einem Annealing Schritt

Vergleich man Abbildung 25 (nach Abscheidung) und Abbildung 26 (nach Annealing) kann folgendes festgestellt werden:

1. Direkt nach der Abscheidung ist der Schichtwiderstand für alle Borkonzentrationen sehr hoch, es ist zwingend ein Annealingschritt notwendig
2. Für Abscheidetemperaturen >650 °C und Borkonzentrationen ≤ 2% können nach Annealing Schichtwiderstände von 100-200 Ω/cm² erreicht werden (Meilenstein M1)

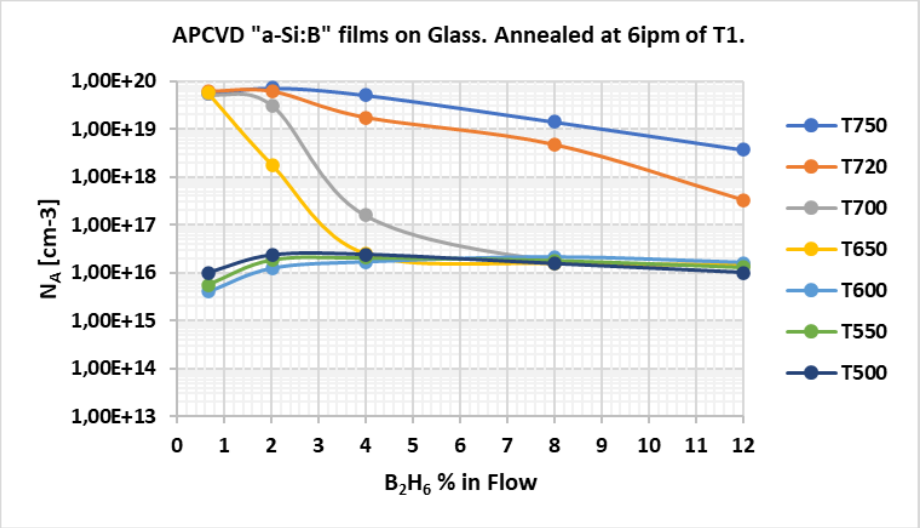


Abbildung 27: $N_A$ für verschiedene Abscheidetemperaturen in Abhängigkeit der Borkonzentration

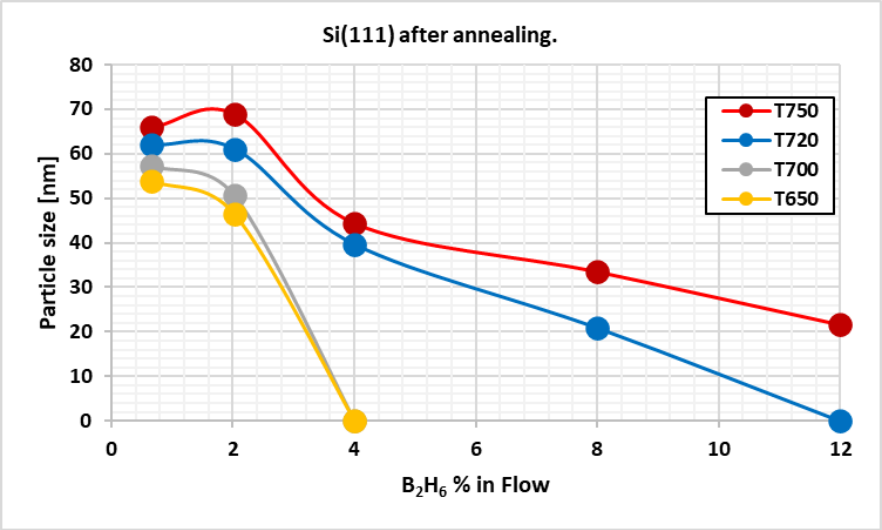


Abbildung 28: Kristallitgröße in Abhängigkeit der Abscheidetemperatur. Die Probe wurde bei 695 °C und 6 ipm annealed. Für Abscheidetemperaturen unter 650 °C konnten keine Reflexe mit dem XRD nachgewiesen werden, was auf eine amorphe Schicht schließen lässt.

Kombiniert man die Erkenntnisse aus Abbildung 27 und Abbildung 28 liegt die Vermutung nahe, dass eine Borkonzentration >2% und zu geringe Abscheidetemperaturen die Bildung einer poly-kristallinen Schicht erschweren. Zudem sinkt die Anzahl $N_A$.

## Untersuchung der Ätzbarkeit in KOH

Für diese Versuchsreihe wurden 2 Arten von Proben vorbereitet. Die erste Gruppe bestand aus poly-kristallinen bordotiertem Silizium mit einer Schichtdicken von 140 bzw. 180 nm. Um die poly-Kristallinität zu erreichen, wurden die Proben nach der Abscheidung bei 695 °C ca. 7 Minuten lang annealed. Die zweite Gruppe wurde nach der Abscheidung nicht annealed und war daher amorph, die Abscheideparameter wurden für beide Gruppen so angepasst, dass die Schichtdicken vergleichbar waren.

Um die Ätzraten zu bestimmen wurden die Substrate bei 85 °C in 15% KOH eingelegt.

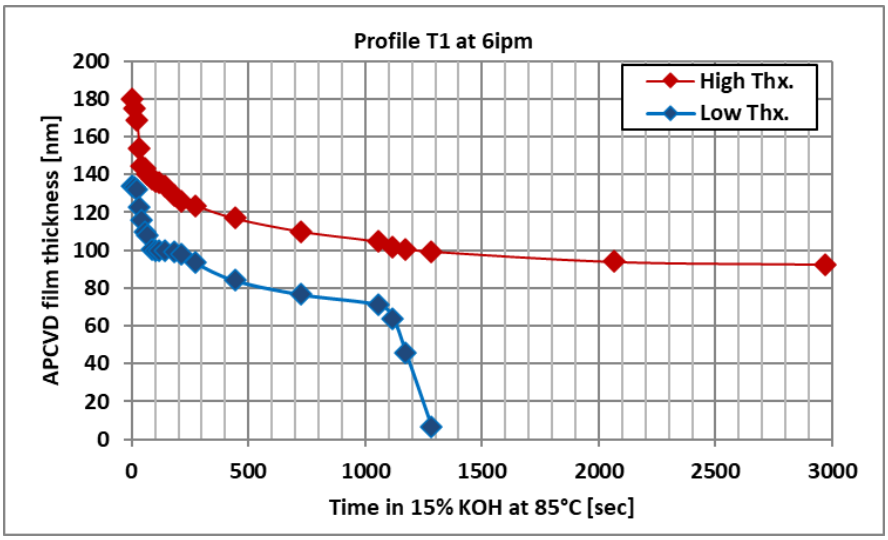


Abbildung 29: Schichtdicke in Abhängigkeit der Ätzzeit. Die Schicht wurde ca. 7 min bei 695 °C annealed, daher poly-kristallin

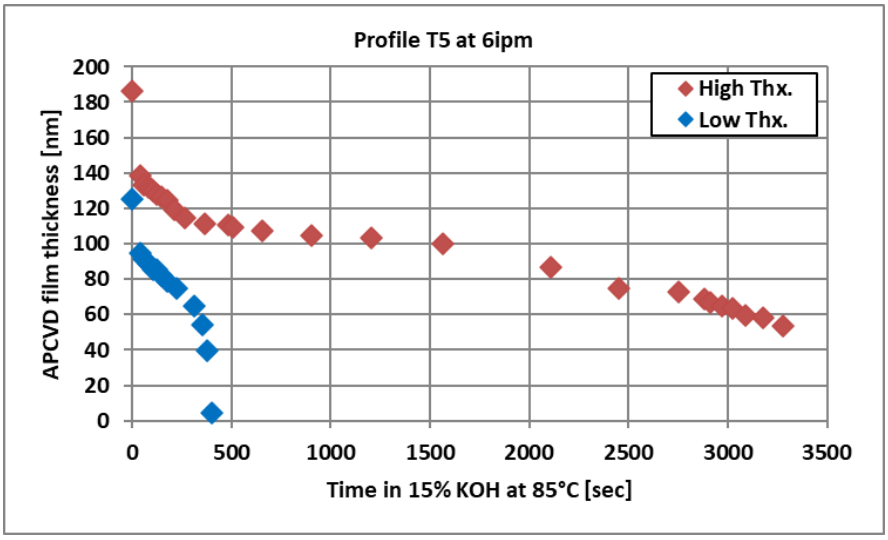


Abbildung 30: Schichtdicke in Abhängigkeit der Ätzzeit. Die Schicht wurde nur kurz (<1 min) bei 695 °C annealed.

Wie man den Abbildung 29 und Abbildung 30 entnehmen kann ist der Ätzabtrag für beide Gruppen in der ersten Minute am größten. Besonders in der poly-kristallinen Schicht sinkt die Ätzrate nach der initialen Phase stark ab und bleibt für mehrere Minuten konstant niedrig. Bemerkenswert ist, dass in beiden Gruppen die Ätzraten die anfänglich dünneren Schichten wieder signifikant zunehmen.

Konzentriert man sich nur auf die Ätzraten in der ersten Minute, kann aus der Steigung der Kurve eine Ätzrate abgeleitet werden.

Für eine aSi:B Schicht liegt die Rate bei 0,1 nm/s. Bei den poly-kristallinen Schichten wurden Ätzraten von 0,5 - 0,8 nm/s bestimmt.

Zu Beginn des Projekts wurde eine Untersuchung des Einflusses der Abscheideparameter auf Schichtdicke, Schichtwiderstand und Kristallinität einer (amorphen) Borsilikatglas Schicht durchgeführt. Die Parameter wurden damals eng mit dem Projektpartner ISC abgestimmt und die beschichteten Glasplatten zum Teil auch dort vermessen. Die genauen Parameter können Tabelle 5 und Tabelle 6 entnommen werden.

Tabelle 5: APCVD Zonen Temperatur

| (T) Profile | APCVD Setpoint Zone Temperature [°C] | | | | | | | | | | | | | Speed [ipm] | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Z1 | Z2 | Z3 | Z4 | Z5 | Z6 | Z7 | Z8 | Z9 | Z10 | Z11 | Z12 | Z13 | bevor | after |
| T1 | 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | **695** | 695 | 695 | 695 | 695 | 12 | 12 |
| | 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | **695** | 695 | 695 | 695 | 695 | 12 | 6 |
| T2 | 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | **695** | 695 | 695 | 695 | 535 | 12 | 12 |
| | 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | **695** | 695 | 695 | 695 | 535 | 12 | 6 |
| T3 | 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | **695** | 695 | 695 | 535 | 525 | 12 | 12 |
| | 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | **695** | 695 | 695 | 535 | 525 | 12 | 6 |
| T4 | 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | **695** | 695 | 535 | 525 | 505 | 12 | 12 |
| | 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | **695** | 695 | 535 | 525 | 505 | 12 | 6 |
| T5 | 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | **695** | 535 | 500 | 480 | 400 | 12 | 12 |
| | 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | **695** | 535 | 500 | 480 | 400 | 12 | 6 |

Tabelle 6: APCVD Gasfluss und Konzentration

| | at 12ipm; DilN2= 1 slm | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | | Inj1 | Inj1 | Inj2 | | |
| | Test | $B_2H_6$ sccm | $SiH_4$ sccm | $SiH_4$ sccm | $\sum SiH_4$sccm | $B_2H_6$ % in flow |
| ∑ 120sccm | 1 | 48 | 60 | 60 | 120 | 2,0 |
| ∑ 180sccm | 2 | 73 | 60 | 120 | 180 | 2,0 |

Im weiteren Verlauf wurde dieses Experiment nun durch einen überarbeitetes DoE weitergeführt. Von Seiten des ISC wurden leichte Anpassungen an den Einstellungen der Temperaturen vorgeschlagen, welche dann auch im Experiment umgesetzt wurden. Die Gasflüsse und Konzentrationen blieben im Vergleich zum ursprünglichen Versuch unverändert. (siehe Tabelle 7)

Die entscheidende Änderung betrifft bei diesem Versuch die Auswahl der zu beschichtende Substrate. Diese sind nun FZ-Wafer mit einer beidseitigen 75 nm dicken Siliziumnitrit Schicht. Der Vorteil von FZ Wafern ist, dass diese auch bei hohen Temperaturen annealed werden können, ohne beschädigt zu werden, wie dies bei den Glas Plättchen aus der vorangegangenen Versuchsreihe geschehen ist.

Tabelle 7: überarbeiteter Versuchsplan, gemeinsam erstellt mit dem ISC

| | a/poly-Si thickness (nm) | Injector 1 B2H6 (sccm) | Injector 1 SiH4 (sccm) | Injector 2 SiH4 (sccm) | Temperature profile (Ref Alex report) | Belt speed | Dil N2 (slm) | No. of depositions | Deposition side | Run number | Group | No. of samples |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| In-Situ | 150 | 48 | 60 | 60 | T5 | 12 | 1 | 2 | Both sides | R4555 | G1 | 8 + 2 Fz wafer for XRD |
| In-Situ | 150 | 73 | 60 | 120 | T5 | 12 | 1 | 2 | Both sides | R4555 | G2 | 8 + 2 Fz wafer for XRD |
| In-Situ | 150 | 48 | 60 | 60 | T3 | 12 | 1 | 2 | Both sides | R4555 | G3 | 8 + 2 Fz wafer for XRD |
| In-Situ | 150 | 73 | 60 | 120 | T3 | 12 | 1 | 2 | Both sides | R4555 | G4 | 8 + 2 Fz wafer for XRD |
| In-Situ | 150 | 48 | 60 | 60 | T1 | 12 | 1 | 2 | Both sides | R4555 | G5 | 8 + 2 Fz wafer for XRD |
| In-Situ | 150 | 73 | 60 | 120 | T1 | 12 | 1 | 2 | Both sides | R4555 | G6 | 8 + 2 Fz wafer for XRD |

| | |
|---|---|
| T | 430-440-460-500-510-520-600-695-695-559-515-467-437 |
| | 430-440-460-500-510-520-600-695-695-559-515-467-437 |
| T | 430-440-460-500-510-520-600-695-695-695-695-598-546 |
| | 430-440-460-500-510-520-600-695-695-695-695-598-546 |
| T | 430-440-460-500-510-520-600-695-695-695-695-695-695 |
| | 430-440-460-500-510-520-600-695-695-695-695-695-695 |

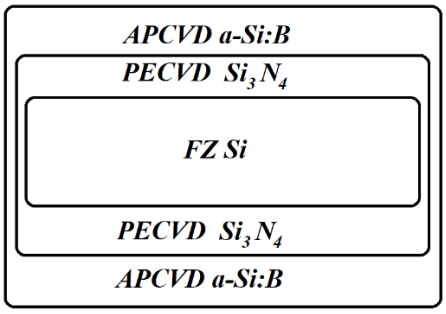


Abbildung 31: Schematischer Aufbau der beschichteten FZ Wafer

Pro Gruppe wurden zwei FZ Wafer beschichtet, wovon einer nach dem Prozess annealed wurde. Die beiden Wafer können nun miteinander verglichen werden. Die Wafer wurden mit Spektroskopischer Ellipsometrie (SE) und Röntgendiffraktometrie (XRD) untersucht. Der Schichtwiderstand wurde mit einer 4-Punkt-Messung bestimmt.

Der Vorteil von FZ Wafern gegenüber den zuvor verwendeten Glasplättchen ist, dass zusätzlich die Lebensdauern der Ladungsträger gemessen werden können.

Die Messdaten können Tabelle 8 und Tabelle 9 entnommen werden.

Tabelle 8:Schichtwiderstand und Schichtdicke, sowie die daraus abeleiteten Werte für den spezifischen Widerstand und die Ladungsträgerdichte

| Annealed | | | | Rsheet [Ohm/Sq] | | Thickness | | ρ=Rsheet*Thx | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Wafer | APCVD Temp.Profile | $B_2H_6$ flow [sccm] | Gruppe | Avg. | Std.dev. | vg. Thx. [nm | Std.dev. | (Ohm*cm) | $N_A$ [$cm^{-3}$] |
| R4555_G1_1 | T1 | 48 | 2 | 379,39 | 20,36 | 110,68 | 10,01 | 0,0042 | 2,60E+19 |
| R4555_G4_1 | T3 | 48 | 4 | 350,27 | 13,38 | 118,26 | 8,21 | 0,0041 | 2,67E+19 |
| R4555_G6_1 | T5 | 48 | 6 | 381,66 | 22,88 | 115,76 | 8,00 | 0,0044 | 2,46E+19 |
| R4555_G2_1 | T1 | 73 | 1 | 197,34 | 13,66 | 168,18 | 10,54 | 0,0033 | 3,42E+19 |
| R4555_G3_1 | T3 | 73 | 3 | 192,28 | 12,88 | 168,18 | 10,54 | 0,0032 | 3,54E+19 |
| R4555_G5_1 | T5 | 73 | 5 | 210,12 | 9,87 | 166,77 | 12,91 | 0,0035 | 3,20E+19 |

| Non-Annealed | | | | Rsheet [Ohm/Sq] | | Thickness | | ρ=Rsheet*Thx | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Wafer | APCVD Temp.Profile | $B_2H_6$ flow | Gruppe | Avg. | Std.dev. | vg. Thx. [nm | Std.dev. | (Ohm*cm) | $N_A$ [$cm^{-3}$] |
| R4555_G1_2 | T1 | 48 | 2 | 770,59 | 135,65 | 95,40 | 8,53 | 0,0074 | 1,36E+19 |
| R4555_G4_2 | T3 | 48 | 4 | 25227,00 | 21538,44 | 105,69 | 16,18 | 0,2666 | 7,14E+16 |
| R4555_G6_2 | T5 | 48 | 6 | 150987200,00 | 334249279,11 | 109,78 | 11,45 | 1657,5828 | 8,01E+12 |
| R4555_G2_2 | T1 | 73 | 1 | 374,58 | 149,57 | 146,20 | 7,30 | 0,0055 | 1,91E+19 |
| R4555_G3_2 | T3 | 73 | 3 | 1554,69 | 1967,22 | 144,53 | 17,45 | 0,0225 | 3,52E+18 |
| R4555_G5_2 | T5 | 73 | 5 | 904840,00 | 368467,97 | 186,51 | 3,46 | 16,8764 | 7,99E+14 |

Tabelle 9: XRD-Messung der Peak Positionen und der abgeleiteten Kristallitgröße, sowie die mittlere Lebendsauer der Ladungsträger

| Annealed | | | | ≈28° | Si(111) | SEMILAB | Sinton | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Wafer | APCVD Temp.Profile | $B_2H_6$ flow [sccm] | Gruppe | Peak, ° | Size, nm | Avg. τ [µs] | Avg. τ [µs] | std.dev. | Avg. $iU_{oc}$ [mV] | std.dev. |
| R4555_G1_1 | T1 | 48 | 2 | 28,45943 | 49,08 | 6,014 | 4,52 | 0,69 | 0 | - |
| R4555_G4_1 | T3 | 48 | 4 | 28,44206 | 48,47 | 6,108 | 4,39 | 0,44 | 541,46 | 5,33 |
| R4555_G6_1 | T5 | 48 | 6 | 28,43726 | 45,08 | 6,007 | 4,00 | 0,46 | 538,31 | 7,59 |
| R4555_G2_1 | T1 | 73 | 1 | 28,45127 | 57,03 | 5,557 | 3,17 | 0,43 | 0 | - |
| R4555_G3_1 | T3 | 73 | 3 | 28,44959 | 57,36 | 5,825 | 3,25 | 0,33 | 532,17 | 6,51 |
| R4555_G5_1 | T5 | 73 | 5 | 28,45666 | 60,50 | 5,776 | 3,47 | 0,43 | 533,77 | 8,45 |

| ion-Annealed | | | | ≈28° | Si(111) | SEMILAB | Sinton | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Wafer | APCVD Temp.Profile | $B_2H_6$ flow | Gruppe | Peak, ° | Size, nm | Avg. τ [µs] | Avg. τ [µs] | std.dev. | Avg. $iU_{oc}$ [mV] | std.dev. |
| R4555_G1_2 | T1 | 48 | 2 | 28,49524 | 45,25939 | 162,94 | 69,64 | 7,78 | 618,01 | 4,81 |
| R4555_G4_2 | T3 | 48 | 4 | 28,4754 | 39,2227 | 144,87 | 133,92 | 37,71 | 639,96 | 6,96 |
| R4555_G6_2 | T5 | 48 | 6 | No Peak | 0 | 98,704 | 74,23 | 13,92 | 622,74 | 6,47 |
| R4555_G2_2 | T1 | 73 | 1 | 28,50412 | 57,3785 | 169,38 | 81,54 | 23,70 | 625,23 | 10,93 |
| R4555_G3_2 | T3 | 73 | 3 | 28,52018 | 49,17308 | 313,62 | 142,75 | 23,71 | 639,15 | 4,95 |
| R4555_G5_2 | T5 | 73 | 5 | No Peak | 0 | 201,32 | 100,79 | 35,85 | 630,21 | 9,50 |

## Ergebnis der XRD Messung

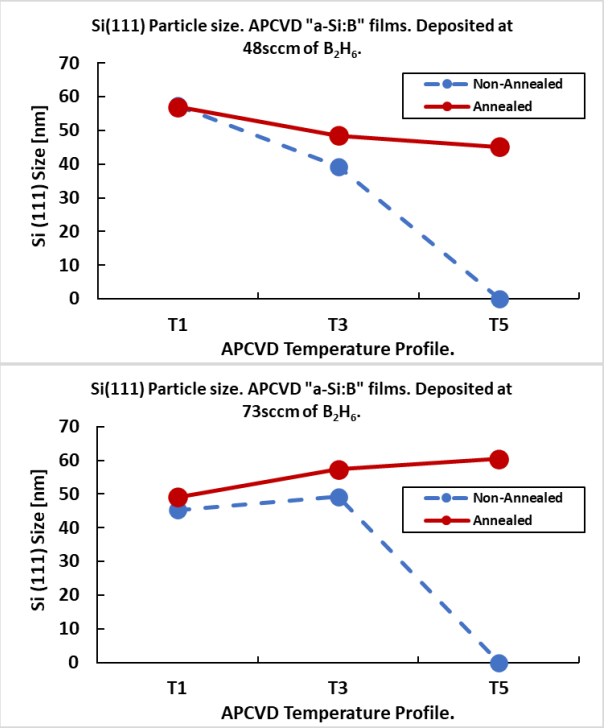


Abbildung 32: Kristallitgröße in Abhängigkeit des Temperaturprofils. Links: Größe bei einem Diboranfluss von 48 sccm, rechts: Größe bei einem Fluss von 73sccm.

Abbildung 32 zeigt die Si(111) Partikelgröße in Abhängigkeit des APCVD Temperaturprofils. Für einen Diboranfluss von 48 sccm kann die höchste Partikelgröße für das Temperaturprofil T1 erreicht werden, bei dem die Zeit in einem hohen Temperaturregime am längsten ist. Daraus kann man ableiten, dass für ein geringes Temperaturregime in der Post-Deposition-Zone die Partikelgröße abnimmt. Ein anschließender Annealing Schritt kann die Partikelgröße für die Profile T3 und T5 vergrößern, hat aber keinen Einfluss auf die Größe der Partikel im Profil T1.

Bei einem Diboranfluss von 73 sccm können sich im Profil T5 keine Kristallite ausbilden. Nur in den Profilen T1 und T3 reicht die Temperatur bzw. Zeit in der Post-Deposition-Zone aus, um die amorphe Silikatglasschicht teilweise zu kristallisieren. Ein anschließender Annealing Schritt kann die Schicht kristallisieren und zeigt eine steigende Tendenz der Kristallitgröße bei kühleren Post-Deposition Schritten.

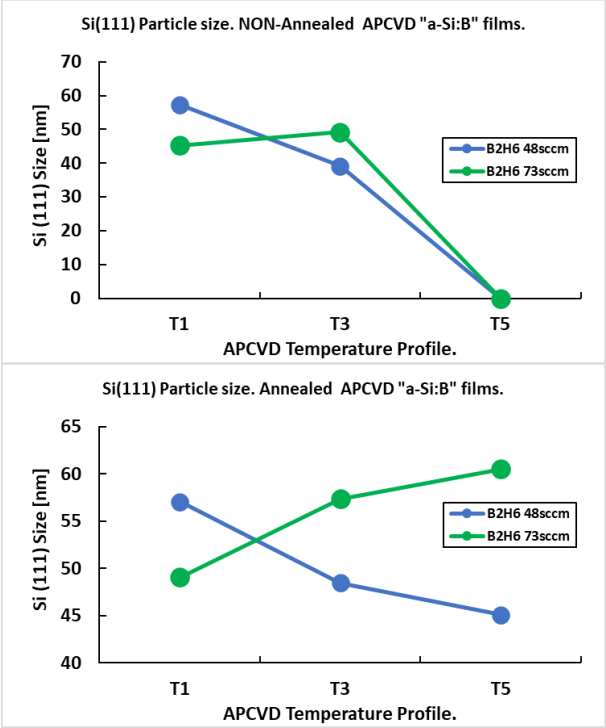


Abbildung 33: Kristallitgröße in Abhängigkeit des Temperaturprofils. Links: nicht annealed, rechts: annealed

Die Tendenz lässt sich einfacher erkennen, wenn die Daten wir in Abbildung 33 dargestellt werden. Für die nachträglich getemperten Proben erkennt man, dass die Kristallitgröße für den höheren Borgehalt durch das Tempern abnimmt, während sie für den geringeren Borgehalt zunimmt.

**Ergebnis der 4-Punkt-Messung**

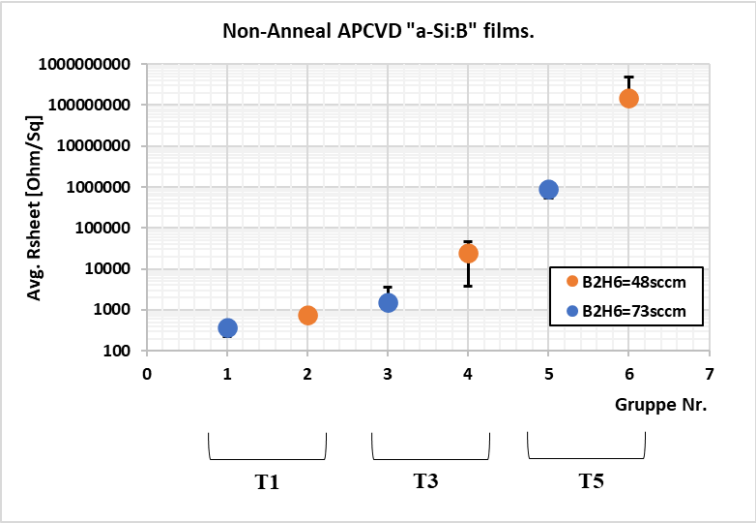


Abbildung 34: Schichtwiderstand in Abhängigkeit des Temperaturprofils für nicht getemperte Proben. Gelb: Diboranfluss von 48 sccm, blau: 73 sccm

Aus Abbildung 34 kann abgelesen werden, dass der Schichtwiderstand für Proben mit einem Fluss von 73 sccm immer unter dem der Vergleichsgruppe mit 48 sccm liegt. Der Schichtwiderstand steigt signifikant an, je geringer die Temperatur in der Post-Depositions Zone ist.

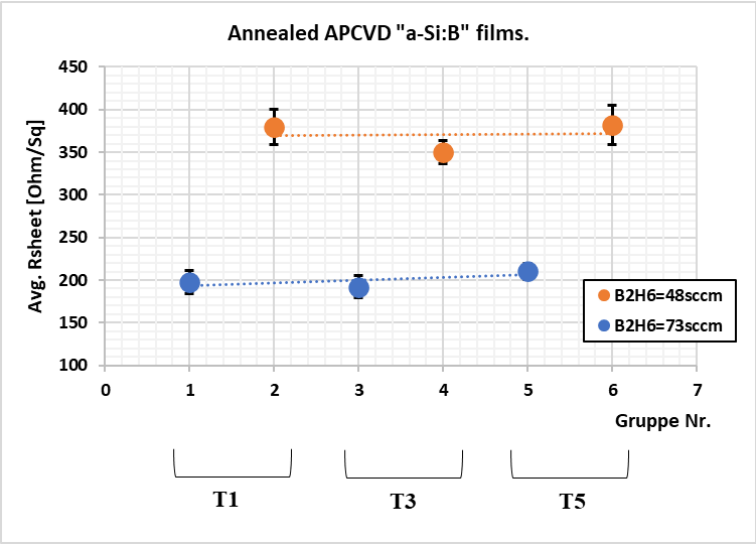


Abbildung 35: Schichtwiderstand nach Annealing Schritt. Gelb 48 sccm Diboranfluss, blau: 73 sccm

Nach einem Annealing Schritt kann der Schichtwiderstand innerhalb der Gruppen angeglichen werden. Wie man in Abbildung 35 erkennt liegt der Schichtwiderstand für die Gruppe mit einem Diboranfluss von 73 sccm bei ca. 200 Ohm/sq., die Vergleichsgruppe liegt bei einem Wert von ca. 375 Ohm/sq.

Die Tendenz, dass die Gruppe mit dem geringeren Bor-Gehalt einen höheren schichtwiderstand hat, bleibt erhalten.

Es scheint, als habe der Annealing Schritt einen positiven Einfluss auf den amorphen APCVD Film. Abbildung 33 zeigt einen Anstieg der Kristallitgröße mit der Annealingtemperatur, der Schichtwiderstand kann durch eine Erhöhung der Temperatur ebenfalls um mehrere Größenordnungen gesenkt werden.

**Ergebnisse Spektrale Ellipsometrie**

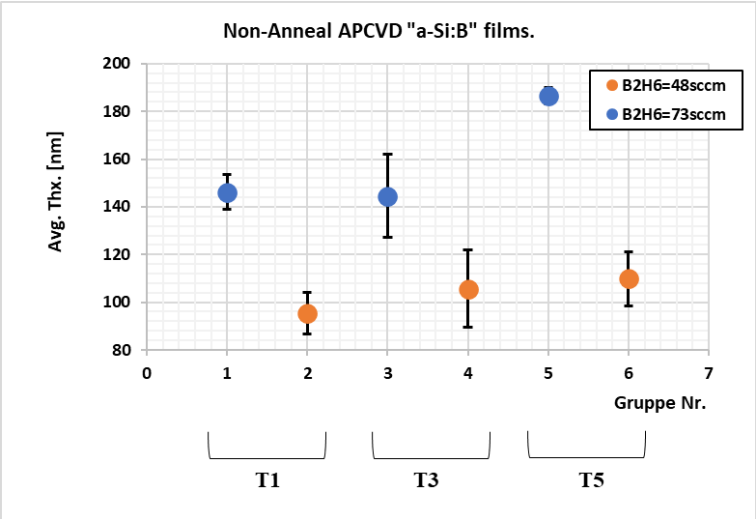


Abbildung 36: Schichtdicke in Abhängigkeit des Temperaturprofils. Die dicke ist heir vor dem Annelaing Schritt angegeben

Abbildung 36 zeigt die Schichtdicke in Abhängigkeit der Temperatur und der Konzentration des Dotierstoffes ohne einen zusätzlichen Annealing-Schritt. Aufgrund der Inhomogenität des Abscheideprozesses ist diese Messung mit einem großen Fehler versehen. Jeder Wafer wurde an fünf Punkten gemessen (ein Punkt in der Mitte und jeweils ein Punkt an den verschiedenen Ecken). Die Schichtdicke ist für den höheren Diboran Fluss von 73 sccm mit einer von 140 nm bis auf 180 nm steigenden Stärke größer als bei 48 sccm.

Nach einem Annealing Schritt ist Schichtdicke in den einzelnen Gruppen gleichmäßiger und im Vergleich zur jeweils nicht getemperten Schicht leicht erhöht. Für die Gruppe mit 48 sccm lassen sich nun Werte von ca. 110 nm erreichen, bei der Gruppe mit 73 sccm sind es Werte um die 170 nm. ( Abbildung 37).

Dieser Effekt kann recht einfach über den Silanfluss erklärt werden, da dieser in der Gruppe mit 73 sccm Diboran deutlich höher ist und die Schichtdicke hauptsächlich dadurch gesteuert werden kann.

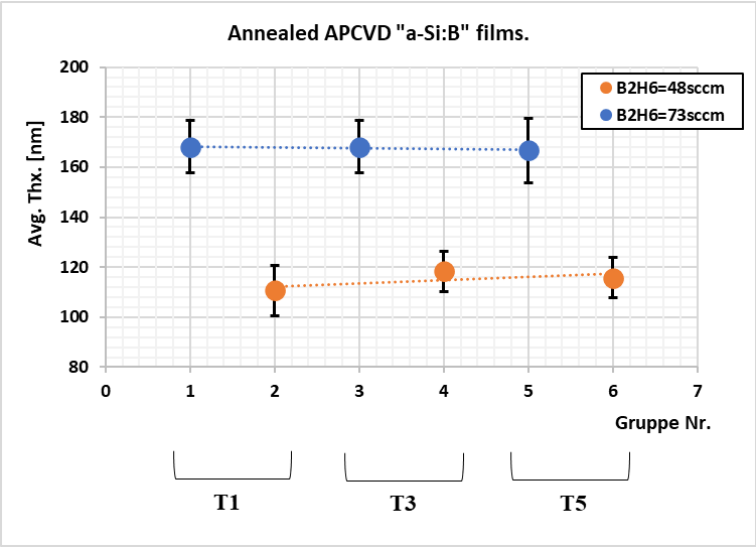


Abbildung 37: Schichtdicke nach einem Annealing Schritt

## Ergebnis der Lebensdauermessung

Die symmetrische Struktur der Proben macht eine Lebensdauermessung mit den Geräten von „Sinton“ und „SEMILAB“, welche sich im Technikum von SCHMID befinden möglich.

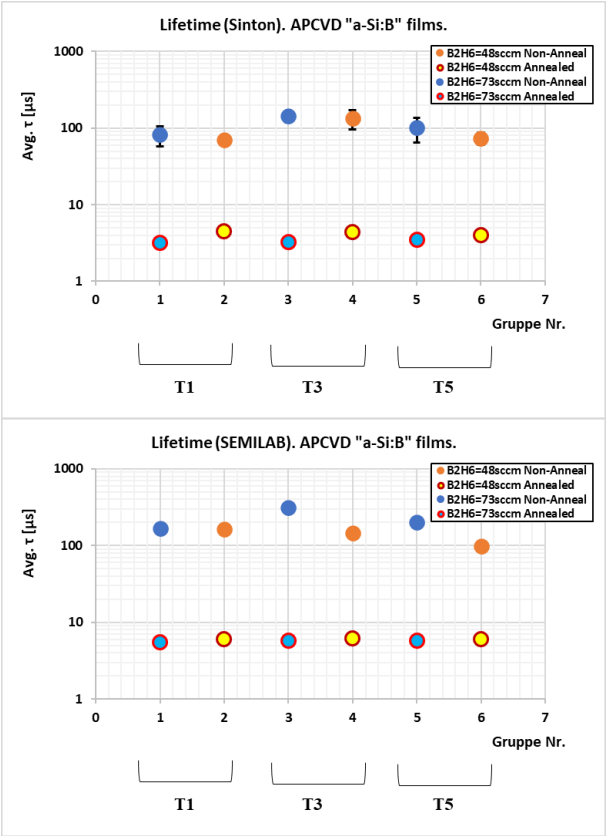


Abbildung 38: Lebensdauermessungen in Abhängigkeit der Temperaturprofile. Gemessen mit dem Gerät von SINTON (links) und SEMILAB (rechts). Beide zeigen ähnliche Werte.

Beide Geräte leiern ähnliche Werte und gleiche Tendenzen der Lebensdauern. Es zeigt sich, dass die Lebensdauern nach dem Annealing sinken (Datenpunkte mit roten kreisen).

Anhand dieser Messwerte kann mit dem Gerät von Sinto ein implied $V_{OC}$ ausgerechnet werden. (Abbildung 39)

Der implied $V_{OC}$ sinkt nach dem Annealing Schritt deutlich ab.

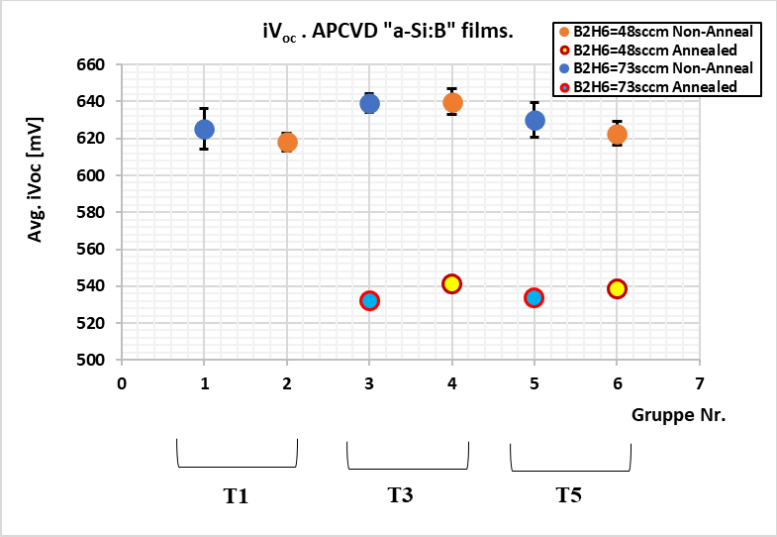


Abbildung 39: $iV_{OC}$ von FZ Wafern mit SiNx und a-SI:B

**Bemerkung zur Homogenität der Schichtdicke**

Wie in der Abbildung 36 schon gezeigt war die Messung der Schichtdicke mit einem relativ großen Fehler behaftet, da die Dicke über fünf Punkte gemessen wurde, die deutliche Schichtdicken-Unterschiede aufwiesen. Dieser Unterschied ist auch in Abbildung 40 optisch deutlich sichtbar.

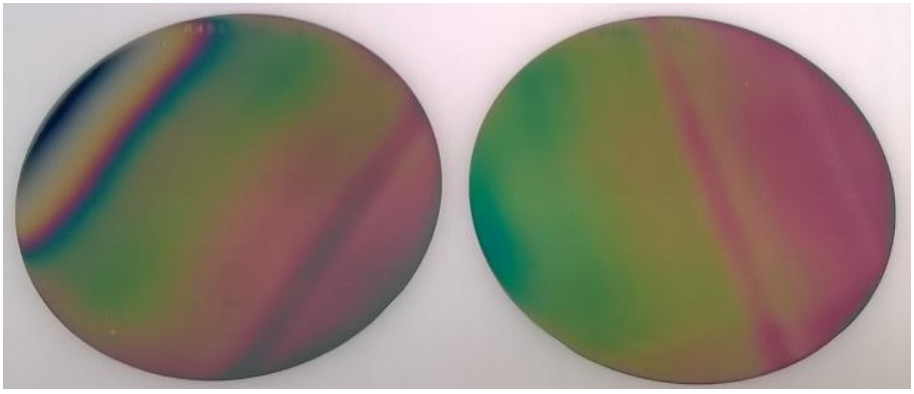

Abbildung 40: Beispiel Schichtdickenvarianz in der Gruppe mit 48 sccm Diboran im Temperaturprofil T1. Links: ungetemperte Probe, rechts: Probe nach tempern

In dem in Abbildung 40 gezeigten Beispiel liegt die Schichtdicke der ungetemperten Probe bei 95 nm bei einer Standardabweichung von 9 nm.

Die getemperte Probe lag bei einer Schichtdicke von 111 nm mit einer Standardabweichung von 10 nm.

Diese recht hohe Varianz in der Schichtdicke muss in den nächsten Schritten noch verbessert werden, da sie sehr wahrscheinlich die Ergebnisse der Laserablation und Metallisierung negativ beeinflusst.

### Einfluss des N2/SiH4 Flusses auf die a-Si:B Schicht

In diesem Experiment sollte der Einfluss des N2/SiH4 Flusses auf die Eigenschaften einer dotierten a-Si Schicht untersucht werden. Dazu wurde der Fluss in Schritten von 0,5 lpm von 0,5 bis 4 lpm erhöht. Aus Gründen der einfacheren Charakterisierbarkeit wurden diese Schichten auf Glasträgern abgeschieden und mit einer 4-Punkt-Messung (FPP), spektraler Ellipsometrie (SE) und Röntgendiffraktometrie untersucht. Als weiterer Parameter wurde die Temperatur in der Annealing Zone (Post Deposition) variiert.

Tabelle 10: Gasflüsse

| Flows | | |
|---|---|---|
| | Inj 1 | Inj2 |
| $SiH_4$ [sccm] | 60 | 120 |
| $B_2H_6$ [sccm] | 73 | |
| Dil. $N_2/O_2$ [slm] | 1 | 1 |
| Sep. $N_2$ [slm] | 1 | 5 |

Tabelle 11: verwendete Temperatur-Profile

| APCVD Setpoint Zone Temperature [°C] | | | | | | | | | | | | | Speed [ipm] | Name |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Z1 | Z2 | Z3 | Z4 | Z5 | Z6 | Z7 | Z8 | Z9 | Z10 | Z11 | Z12 | Z13 | | |
| 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 12 | T1 |
| 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | 695 | 695 | 535 | 525 | 510 | 12 | T4 |

## Röntgendiffraktometrie

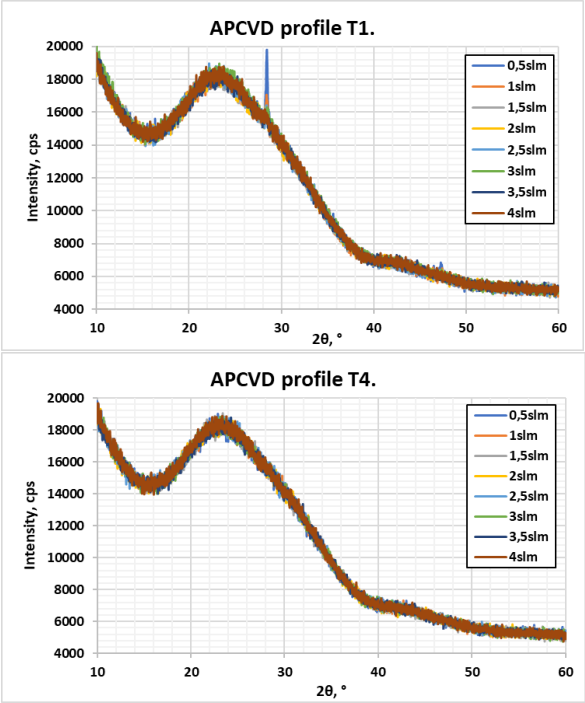


Abbildung 41: Ergebnisse der XRD Aufnahme der Abscheidungen. Links: im Profil T1 lässt sich ein Reflex bei 28° nachweisen, welcher Si(111) zugeordnet werden kann. Rechts: für das kühlere Profil T4 zeigen sich keine Kristallisationsreflexe

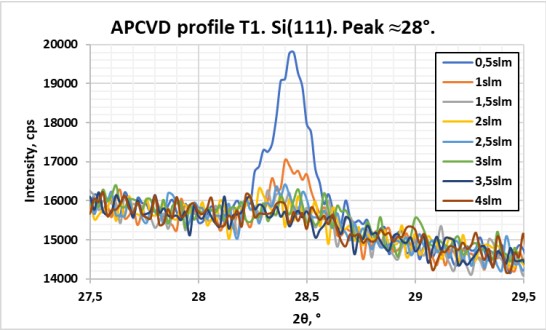


Abbildung 42: Ausschnitt aus Profil T1

In Abbildung 41und Abbildung 42 sind die XRD-Messungen der Versuchsreihe abgebildet. Wie man sehen kann, bilden sich nur für das Temperatur-Profil T1 und einen geringen N2/SH4 Fluss Si-Kristallite in den Schichten.

## Schichtdicke

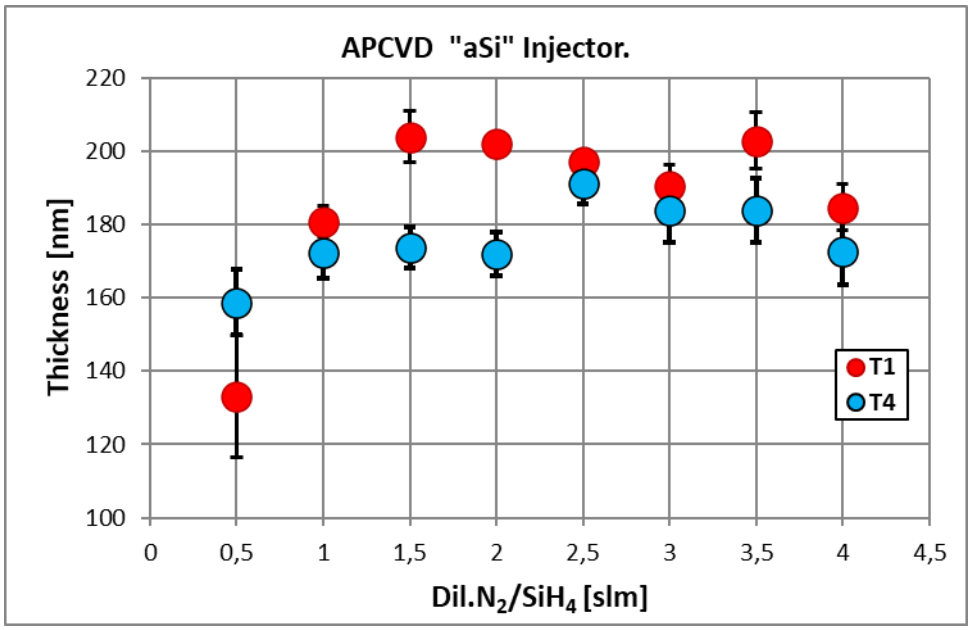


Abbildung 43: Schichtdicke in Abhängigkeit des Flusses. Die Schichtdicke scheint vom Temperaturprofil unabhängig zu sein und erreicht ab einem Fluss von 1,5 lpm ein Plateau.

## 4 Punkt Messungen

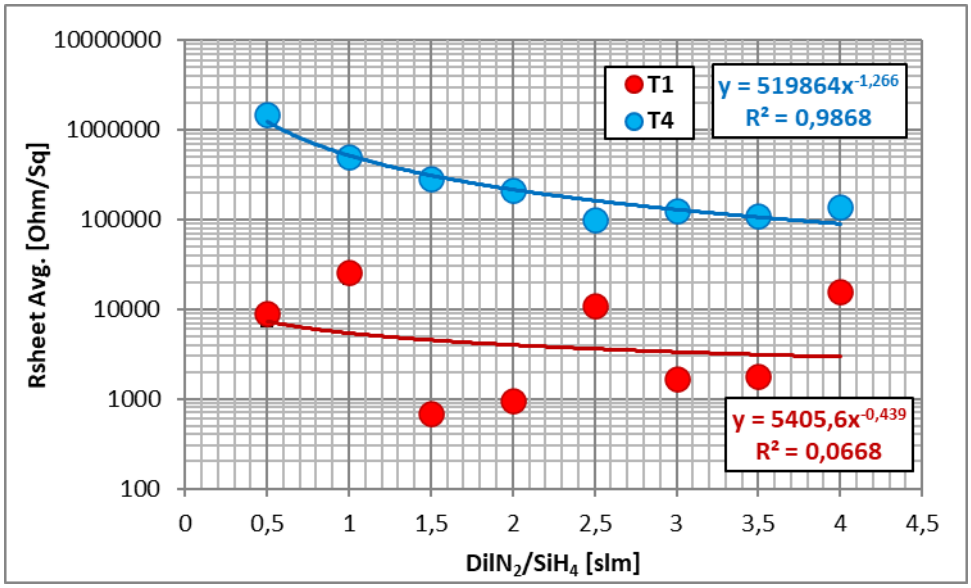


Abbildung 44: Ergebnis der 4 Punkt Messung. Sichtwiderstand in Abhängigkeit des N2/SiH4 Flusses

In Abbildung 44 sind die Ergebnisse der 4 Punkt Messung dargestellt. Für die Ergebnisse des T4 Profils kann in guter Näherung eine Potenzfunktion angenommen werden. Die Ergebnisse des T1 Profils liegen zwar mindestens eine Größenordnung unter denen des Profils T4, jedoch streuen diese sehr stark.

### Versuche mit dem a-Si Injektor

Tabelle 12: Vergleich der Temperaturprofile für Glas Injektor und aSi Injektor

| APCVD Setpoint Zone Temperature [°C] | | | | | | | | | | | | | Speed [ipm] | Name |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Z1 | Z2 | Z3 | Z4 | Z5 | Z6 | Z7 | Z8 | Z9 | Z10 | Z11 | Z12 | Z13 | | |
| 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 12 | T1 für aSi Inj |
| 550 | 600 | 630 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 12&24 | T1 Glass Inj |

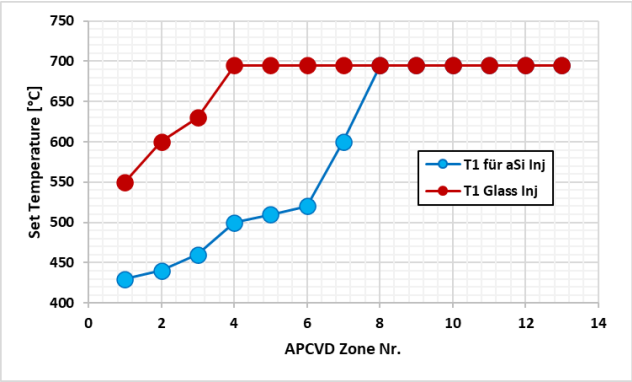


Abbildung 45: graphische Darstellung der Temperaturprofile

Wie aus Abbildung 45 zu sehen ist, sind die Temperaturen für den aSi Injektor geringer als bei der Abscheidung mit einem Glas Injektor. Das liegt an der Position der Injektoren innerhalb der APCVD. Der aSi-Injektor sitzt in Zone 9, wohingegen der Glas Injektor in Zone 7 sitzt. Hieraus ergeben sich deutlich längere Zeiten zum Post Annealing für den Glas Injektor.

Tabelle 13: Gasflüsse. Diese wurden für den Versuch konstant gehalten

| Flows | aSi Inj. | | Glass Inj. |
|---|---|---|---|
| | Inj 1 | Inj2 | Inj 1 |
| $SiH_4$ [sccm] | 60 | 120 | 180 |
| $B_2H_6$ [sccm] | 73 | | 73 |
| Dil. $N_2/O_2$ [slm] | 1 | 1 | 1 |
| Sep. $N_2$ [slm] | 1 | 5 | 1 |

Wie in dem vorangegangenen Versuch wurde der Fluss der N2/SiH4 Gases zwischen 0,5 – 4 lpm in Schritten von 0,5 lpm variiert. Genauso wurden wieder zwei Vorschubgeschwindigkeiten untersucht.

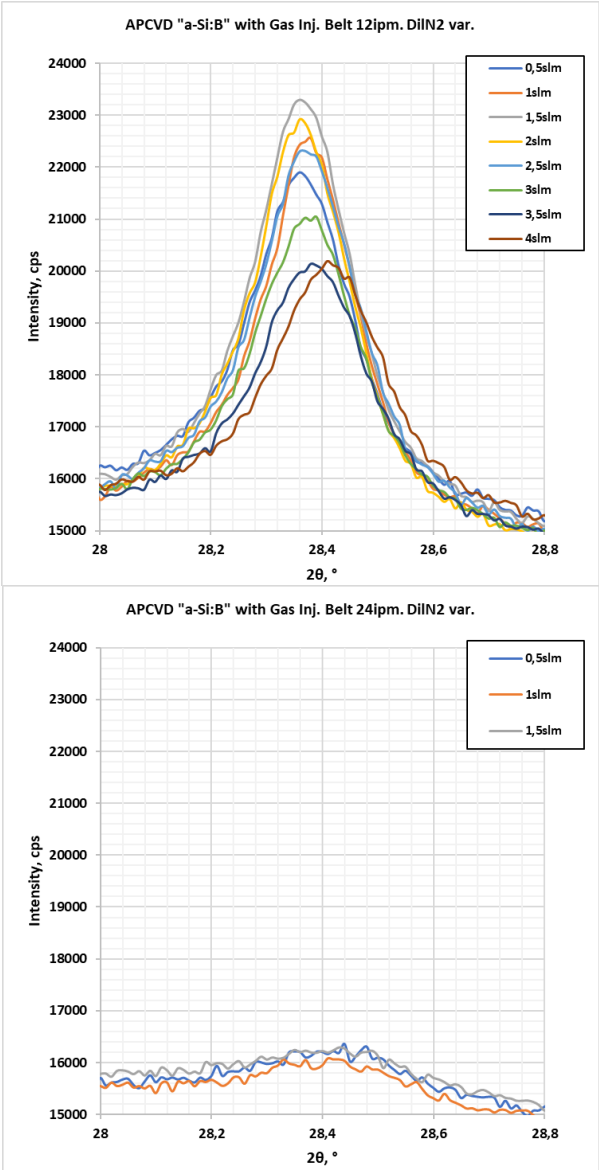


Abbildung 46: Darstellung der XRD Ergebnisse für eine Transportgeschwindigkeit von 12 ipm (links) und 24 ipm (rechts)

Abbildung 46 zeigt die deutlich, dass die bei 12 ipm abgeschiedenen Filme poly kristallin sind, im Gegensatz zu den bei 24 ipm, die keine Reflexe zeigen.

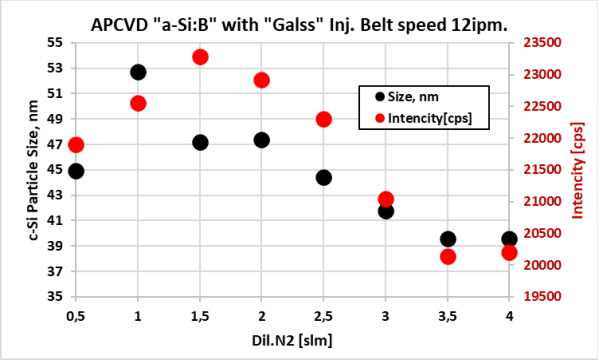


Abbildung 47: Partikelgröße in Abhängigkeit des N2/SiH4 Flusses

In Abbildung 47 ist die Si(111) Partikelgröße (schwarz) und Peak-Intensität (rot) in Abhängigkeit des N2/SiH4 Flusses dargestellt. Die Partikelgröße und Intensität scheint für Flüsse größer 1,5 lpm abzunehmen, das Maximum liegt im Bereich von 1-1,5 lpm.

Im nächsten Schritt wurde die Schichtdicke der bordotierten aSi-Schicht im Vergleich zu den N2/SiH4 Fluss untersucht.

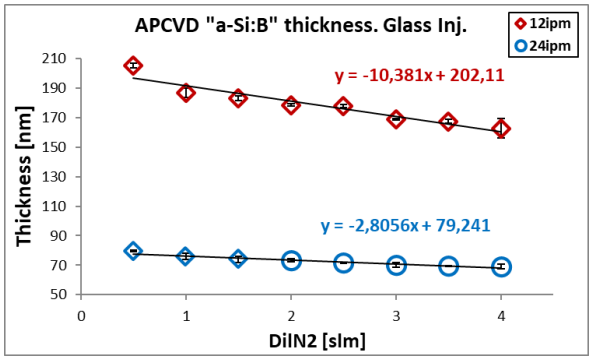


Abbildung 48: Schichtdicke in Abhängigkeit des N2/SiH4 Flusses und der Transportgeschwindigkeit

Die Messung der Schichtdicke zeigt eine starke Abhängigkeit von der Geschwindigkeit, ebenso nimmt die Dicke mit steigendem Gasfluss ab.

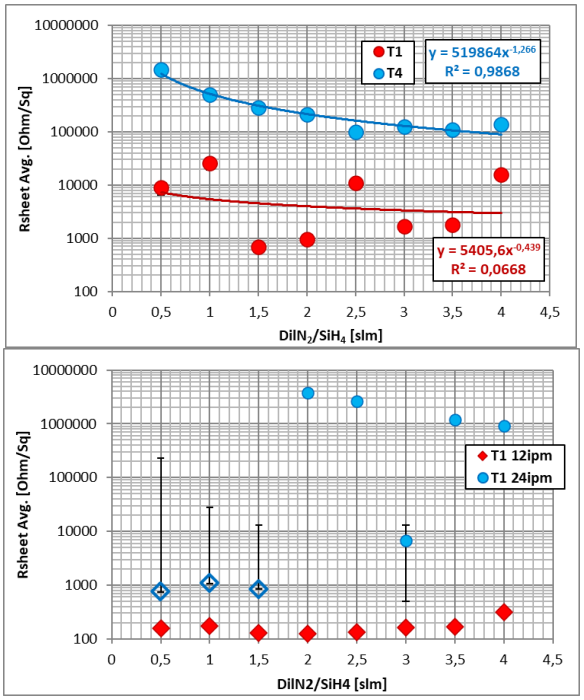


Abbildung 49: Schichtwiderstand bei Abscheidungen mit dem aSi (links) und dem Glas-Injektor (rechts)

Abbildung 49 zeigt die Abhängigkeit des Schichtwiderstands vom N2/SiH4 Fluss den aSi und den Glas Injektor. Mit dem Glasinjektor können signifikant geringere Schichtwiderstände erreicht werden.

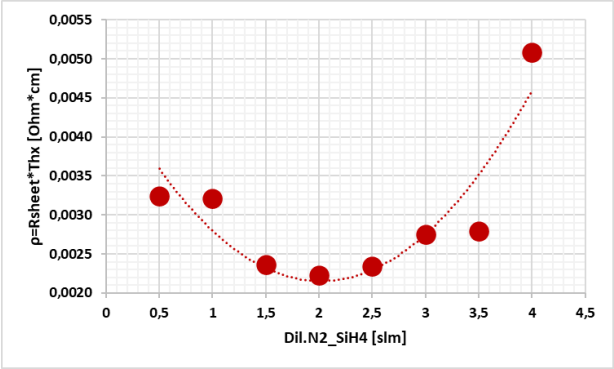


Abbildung 50: spezifischer Widerstand

Die Berechnung der spezifischen Leitfähigkeit der Schicht aus Dicke und Widerstand ist nicht konstant und hat bei einem Fluss von 2 lpm ein Minimum. Diese Veränderung des spez. Widerstands mit dem Gasfluss deutet darauf hin, dass das N2 doch einen Einfluss auf die Schichteigenschaften haben könnte.

Um zu untersuchen, ob die spezifische Leitfähigkeit in Abhängigkeit des N2/SiH4 und B2H6 Flusses konstant gehalten werden kann, wurde ein weiteres Experiment gestartet.

Tabelle 14: Temperatur und Transportgeschwindigkeit

| APCVD Setpoint Zone Temperature [°C] | | | | | | | | | | | | | Speed [ipm] | Name | Data |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Z1 | Z2 | Z3 | Z4 | Z5 | Z6 | Z7 | Z8 | Z9 | Z10 | Z11 | Z12 | Z13 | | | |
| 430 | 440 | 460 | 500 | 510 | 520 | 600 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 12 | T1 für aSi Inj | Ref for 8.jan |
| 550 | 600 | 630 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 12&24 | T1 Glass Inj | 08.01.2024 |
| 550 | 600 | 630 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 695 | 12 | T1 Glass Inj | 07.02.2024 |

Tabelle 15: APCVD Gasfluss

| Flow settings Gas Injector for "aSi" | | | | |
|---|---|---|---|---|
| Dil.$N_2$/$SiH_4$ [slm] | $B_2H_6$ [sccm] | $SiH_4$ [sccm] | Gesamt Fluss | $B_2H_6$ [%] |
| 2,033 | 40 | 180 | 2,253 | 1,1 |
| 2,023 | 50 | 180 | 2,253 | 1,4 |
| 2,013 | 60 | 180 | 2,253 | 1,7 |
| 2,003 | 70 | 180 | 2,253 | 1,9 |
| 2 | 73 | 180 | 2,253 | 2,0 |
| 2,1 | 83 | 180 | 2,363 | 2,3 |
| 2,2 | 93 | 180 | 2,473 | 2,6 |
| 2,3 | 103 | 180 | 2,583 | 2,9 |
| 2,4 | 113 | 180 | 2,693 | 3,1 |

Der Diboran Fluss wurde anhand folgender Formel berechnet:

$$B_2H_6[\%\ in\ flow] = \frac{B_2H_6[sccm] \cdot 0{,}05}{SiH_4[sccm]} \cdot 100 \quad (1)$$

Tabelle 16: Ergebnisse der XRD, FPP und SE Messungen

| $B_2H_6$ [%] | Rsheet [Ohm/Sq] | | Thickness. [nm.] | | ρ=Rsheet*Thx | $N_A$ [$cm^{-3}$] | ≈28° | Si(111) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Avg. | Std.dev. | Avg. | Std.dev. | (Ohm*cm) | | Peak, ° | Size, nm |
| 1,1 | 147,1 | 0,7 | 253,1 | 23,2 | 0,0037 | 3,00E+19 | 28,366 | 40,4 |
| 1,4 | 156,5 | 1,9 | 189,6 | 9,0 | 0,0030 | 3,81E+19 | 28,357 | 47,6 |
| 1,7 | 157,0 | 1,8 | 176,0 | 4,2 | 0,0028 | 4,11E+19 | 28,359 | 40,4 |
| 1,9 | 170,3 | 1,2 | 158,1 | 2,2 | 0,0027 | 4,29E+19 | 28,351 | 38,5 |
| 2,0 | 176,7 | 1,1 | 169,4 | 4,1 | 0,00299 | 3,82E+19 | 28,377 | 48,9 |
| 2,3 | 174,3 | 3,1 | 149,8 | 1,9 | 0,0026 | 4,48E+19 | 28,368 | 36,7 |
| 2,6 | 175,1 | 1,5 | 128,1 | 3,0 | 0,00224 | 5,30E+19 | 28,379 | 45,1 |
| 2,9 | 191,9 | 2,6 | 113,6 | 1,0 | 0,00218 | 5,46E+19 | 28,365 | 41,6 |
| 3,1 | 196,0 | 0,6 | 129,4 | 7,4 | 0,00254 | 4,60E+19 | 28,378 | 42,7 |

Die Ergebnisse des Experiments sind in Tabelle 16 zusammengefasst.

Wie man der Tabelle entnehmen kann, ist die Partikelgröße unabhängig vom Diboranfluss und auch der spezifische Widerstand korreliert nicht mit der Größe der Partikel.

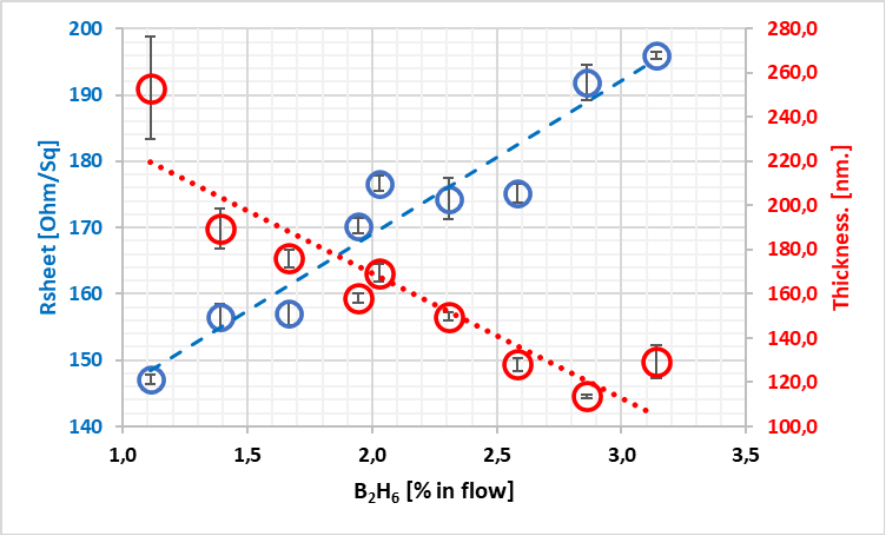


Abbildung 51: Schichtwiderstand (blau) und Schichtdicke (rot) in Abhängigkeit des Diboran-Flusses

In Abbildung 51 sieht man, dass der Schichtwiderstand linear mit dem Diboranfluss zunimmt, die Schichtdicke jedoch linear mit dem Fluss abnimmt.

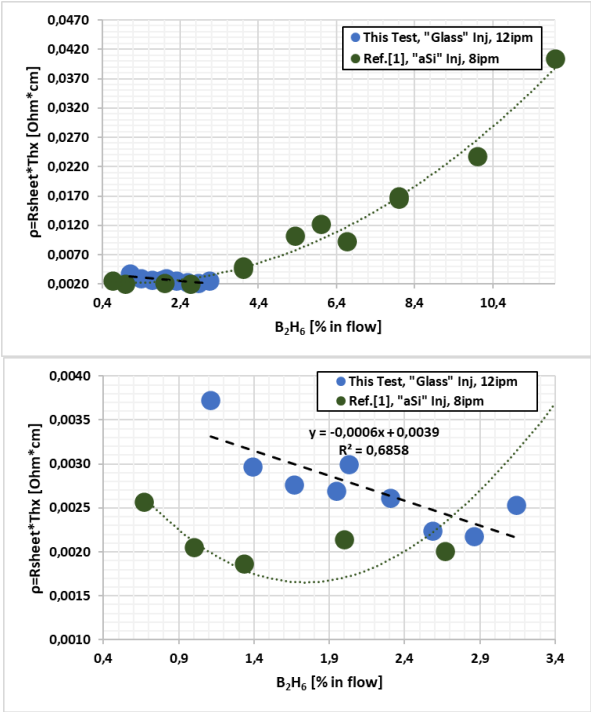


Abbildung 52: spezif. Widerstand. In grün sind Referenzwerte aus einem älteren Versuch abgebildet. Im rechten Bild ist nur der Ausschnitt zw. 0,4 – 3,4 % abgebildet

Aus Schichtdicke und Widerstand kann wieder die spezifische Leitfähigkeit berechnet werden (siehe Abbildung 52). Es scheint, als ob das Verhalten des spez. Widerstands unterschiedlich ist und für den aktuellen Versuch eine lineare Degression darstellt. Um das Verhalten besser zu verstehen, müssten hier weitere Experimente gemacht werden.

## 2. Meilensteinplanung und Ergebnisse

### Meilensteine

### M1

Erfolgreiche Demonstration eines durch APCVD gebildeten $p^+$ poly-Si-dotierten Übergangs mit einem Schichtwiderstand zwischen 100 und 200 Ω / m², der für die Zellintegration geeignet ist und eine implizite $V_{oc}$ von> 740 mV aufweist. (Schmid)

<u>Resultat:</u>

Im Schichtwiderstandsbereich von 100 – 200 Ω / m² konnten mit den APCVD Schichten $iV_{OC}$ Werte von bis zu 735 mV erreicht werden, was leider knapp unter den im Antrag erwarteten 740 mV liegt. Problem war die unerwartet hohe Staub- und

Partikelbildung während des Abscheideprozess, die zum einen zu Inhomogenitäten der Schichten, sowie zu Problemen beim anschließenden Ätzprozess geführt haben.

Um diese Probleme zu beheben wäre eine Umkonstruktion des Injektors notwendig geworden, was im Rahmen des Projekts (zeitlich wie finanziell) nicht möglich gewesen wäre. Es wurde daher im Konsortium beschlossen sich mit dem Stand zufrieden zu geben und sich auf andere Verfahren zu konzentrieren.

Gegen Ende der Projektlaufzeit wurden an andere Stelle Paper veröffentlicht, die darauf hinweisen, dass ein p+ poly Emitter nicht in ausreichender Güte umsetzbar ist

**M2**

Demonstration des Kontaktwiderstands auf APCVD $p^+$ Poly-Si-Schichten rhoC <3 mΩcm$^2$ und einer Kontaktrekombination $J_{0met}$ <200 fA / cm$^2$. (ISC)

Resultat:

Dieser Meilenstein konnte erreicht werden. Die besten Werte lagen hier bei $J_{0met}$ 50 fA / cm$^2$

**M3**

Demonstration eines PolyMoSoN-Zellprozesses, der einen Wirkungsgrad von> 23,5% mit einem $V_{oc}$> 720 mV und einen $I_{rev2}$ <1,5 A bei -10 V (ISC) erreicht.

Resultat:

Zwar konnte mit einem $V_{OC}$ von 715 mV eine Spannung gezeigt werden, die nur leicht unter den im Antrag geforderten 720 mV liegt, jedoch konnten in dem Zell-Run nur Füllfaktoren, um die 75% erzielt werden. Im Ergebnis liegt die beste Zelle bei einem Wirkungsgrad von 19.8% und damit leider weit unter dem im Antrag geforderten Niveau.

**M4**

Demonstration einer 500-MW-Pilotlinie mit einem CoO <0,08 € / Wp. (Schmid)

Resultat:

Da es in der Projektlaufzeit nicht gelungen ist einen eindeutigen Prozess zu definieren und der angestrebte Wirkungsgrad nicht erreicht werden konnte, schien es im Konsortium nicht sinnvoll eine CoO zu erstellen. Erschwerend kommt die die Neukonstruktion des APCVD-Injektors hinzu, dessen Kosten auch in eine realistische CoO einfließen müssten, zur Zeit aber nur grob geschätzt werden könnten.

**Ergebnisse**

**Monat 12**

Bestes Dotierungsverfahren entwickelt für $p^+$ Poly-Si (d. H. In-situ- oder Ex-situ-Dotierung). Die Kriterien basieren auf den Ergebnissen für Schichtwiderstand, iVoc, Rundumätzen usw. (Schmid)

Resultat:

Als bestes Dotier-Verfahren hat sich die Ex-Situ Dotierung gegen die In-Situ Dotierung durchgesetzt. Der Hauptvorteil im Ex-Situ dotieren lieg in der leichteren Handhabung des Zellprozesses während der Post -Annealing Phase.

Der größte Nachteil des in-situ Dotierens war die Schwierigkeit homogene Diboran Schichte zu erzeugen.

**Monat 24**

Ein Prozessweg, der aus Laserablation und Metallisierung auf Al-Basis für eine $p^+$ Poly-Si -Schicht besteht, die mit der Integration von Zellprozessen kompatibel ist. (ISC)

Resultat:

Während der Prozessierung zeigten sich Probleme mit der Stabilität des Tunneloxid, welche nicht behoben werden konnten.

**Monat 36**

Demonstration eines PolyMoSoN-Bifacial-Moduls in voller Größe, das die Stabilitätstests besteht. (ISC)

Resultat:

Es ist während der Projektlaufzeit nicht gelungen einen klaren Prozess zu definieren, der die geforderten Zellwirkungsgrade erreicht hätte. Zusätzlich litten die untersuchten Prozessketten schon auf Zellebene an Stabilitätsproblemen.

Es konnten folglich keine Module hergestellt werden.

**3. Zahlenmäßiger Nachweis**

Die Personalmittel sowie die Sachmittel erklären sich mit den oben beschriebenen anspruchsvollen Entwicklungsarbeiten, wie den durchgeführten Untersuchungen und sowie den erzielten Ergebnissen. Eine detaillierte Aufstellung ergibt sich aus dem Verwendungsnachweis.

## 4. Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Durch die Vielzahl von Experimenten und Untersuchungen rund um die unter Abschnitt 1 beschriebenen Themenfelder konnten im Rahmen des Projekts signifikante Erkenntnisse bei der Entwicklung von dotierten a-Si/poly-Si Schichten, die als Grundlage für selektive Laser-dotierte Emitter bzw. BSF für Hochleistungs-Solarzellen verwendet werden können, gewonnen werden. Es konnten wichtige Erkenntnisse über die Abhängigkeit entscheidender Schichteigenschaften von Prozessparametern zu gewonnen werden. So konnte z.B. welchen Einfluss Temperatur, Bor-Konzentration und Bandgeschwindigkeit auf die Kristallinität der Schichten haben. In Zusammenarbeit mit dem ISC konnten die Schichten aus der APCVD so angepasst werden, dass eine Laserablation der p+ poly Schicht und eine darauf folgende Metallisierung erfolgreich durchgeführt werden konnte.

Die Abstimmung sämtlicher Prozesse aufeinander im Rahmen der Prozessintegration hat erheblichen Aufwand erfordert, da viele der Prozesse bis zum Zeitpunkt des Projektbeginns noch wenig bekannt waren.

Die zu Projektbeginn gestellten Zielstellungen wurden für SCHMID im Wesentlichen erreicht.

Der notwendige Forschungs- und Arbeitsaufwand sowie das beschriebene Entwicklungsrisiko machten die Unterstützung des Vorhabens durch ein öffentlich gefördertes Projekt notwendig.

## 5. Voraussichtlicher Nutzen im Sinne des fortgeschriebenen Verwertungsplans

Obwohl einige der Meilensteine nicht erreicht werden konnten, sind die Erkenntnisse aus diesem Projekt für SCHMID von hohem Nutzen. Die große Anzahl an aufwendigen Untersuchungen im Bereich der Bor-dotierten Abscheidung, wären ohne dieses Projekt nicht möglich gewesen und stehen nun für Kundenprojekte zur Verfügung und ermöglichen eine Weiterentwicklung des Injektors.
Allerdings sind die Fortschritte in der LPCVD Abscheidung hoch, und sie konnte ihren Vorsprung auf prozesstechnischer und marktanteiliger Seite weiter verfestigen.

## 6. Erfolgte und geplante Veröffentlichungen

Während und nach der Projektlaufzeit wurden 8 Veröffentlichungen zusammen mit den Projektpartnern im Rahmen der größten europäischen und außereuropäischen PV-Konferenzen sowie in einem renommierten Journal veröffentlicht. Zusätzlich wurden eine Doktorarbeit sowie eine Masterarbeit im Rahmen des Projekts eingereicht.

| Conference | Title | First author |
|---|---|---|
| EU-PVSEC 2022 | Investigation of the passivation quality of ex-situ doped (p+) and (n+) poly-si layers for ibc solar cells | Vaibhav Kuruganti |
| EU-PVSEC 2023 | Using enhanced oxidation under locally laser-doped BSF regions for self-masking and patterning IBC solar cells | Vaibhav Kuruganti |
| EU-PVSEC 2023 | Rear Junction Tunnel Oxide Passivated Hole Contacts Silicon Solar Cells with Selective Front Surface Field | Valentin Mihailetchi |
| Silicon PV 2025 | Rear-Junction Tunnel Oxide Passivated Contact Silicon Solar Cells on n-type Substrate | Vaibhav Kuruganti |
| EU-PVSEC 2025 | Advancements in the passivation and screen-printed metallization of p+ poly-si layers | Vaibhav Kuruganti |

| Journal | Title | Name |
|---|---|---|
| PSS a | Structuring interdigitated back contact solar cells using the enhanced oxidation characteristics under laser-doped back surface field regions | Vaibhav Kuruganti |
| IEEE JPV | In-situ annealing of boron-doped amorphous silicon layers using APCVD technology | Vaibhav Kuruganti |
| IEEE JPV | Firing-induced depassivation of phosphorus-doped polysilicon layers used in passivating contacts solar cell concepts (Submitted) | Vaibhav Kuruganti |

| Thesis | Title | Name |
|---|---|---|
| PhD Dissertation | Atmospheric Pressure Chemical Vapour Deposition for High-efficiency c-Si Solar Cells | Vaibhav Kuruganti |
| Master thesis | Process development of TOPCon rear junction n-type solar cells | Sebastian Veerman |

Zum Zeitpunkt des Projektabschlusses bestehen keine Pläne, weitere Teilergebnisse des Projekts auf wissenschaftlichen Konferenzen zu veröffentlichen.

## V. Referenzen


1] R. Kopecek, J. Hoss, J. Lossen, TOPCon technology: What exactly is it and how mature is it in production?, PV International, 44, 2020

[2] R. Kopecek et al., ZEBRA technology: low cost bifacial IBC solar cells in mass production with efficiency exceeding 23.5%, IEEE PVSC, 2020

[3] A. Merkle, S. Seren, H. Knauss, B. Min, B. Terheiden, J. Steffens, R. Peibst, R. Brendel, Atmospheric Pressure Chemical Vapor Deposition of in-situ doped amorphous silicon layers deposited for passivating contacts, Proc. 35th EU PVSEC, Brussels, 2018

[4] R. Kopecek, Z.-W. Peng, T. Buck, C. Comparotto, V. D. Mihailetchi1, L. J. Koduvelikulathu, J. Libal, J. Lossen, M. Nakahara, K. Tsuji, M. Dhamrin, W. Jooss, Low-cost standard nPERT solar cells towards 23% efficiency and 700mV voltage using Al paste technology, PV International, 42, 2019

[5] Z.-W. Peng, M. Nakahara, T. Buck, R. Kopecek, Investigation on Industrial Screen-Printed Aluminum Point Contact and Its Application in n-PERT Rear Junction Solar Cells, IEEE Journal of Photovoltaics 9 (6), 1554-1562

[6] Z.-W. Peng, T. Buck, L. J. Koduvelikulathu, J. Libal, V. D. Mihailetchi, R. Kopecek, 693 mV VOC industrial screen-printed n-PERT rear junction solar cells with stable efficiency beyond 22%, AIP Conference Proceedings 2147 (1), 100001

[7] Z.-W. Peng, T. Buck, L. J. Koduvelikulathu, J. Libal, V. D. Mihailetchi, R. Kopecek, Industrial Screen-Printed n-PERT-RJ Solar Cells: Efficiencies Beyond 22% and Open-Circuit Voltages Approaching 700 mV, IEEE Journal of Photovoltaics 9 (5), 1166-1174

[8] PV CellTech2020

[9] ITRPV 2020: https://itrpv.vdma.org/