

# Kristallines Silicium auf Glas: Herstellung und Materialeigenschaften

## 1. Einleitung

Die den Photovoltaikmarkt beherrschenden Siliciumsolarzellen basieren auf herkömmlicher Wafertechnologie, bei der das Silicium aus der Schmelze gezogen wird. Anschließend werden Wafer mit einer Dicke von etwa 0,3 mm gesägt und in aufwendigen Verfahren zu Solarzellen prozessiert. Die mit der Wafertechnologie verbundenen Materialkosten stellen einen erheblichen Kostenfaktor dar. Hochproduktive Dünnschichttechnologien verbinden geringen Material- und Energieverbrauch mit einfacher Prozesstechnologie und der Möglichkeit zur kostengünstigen großflächigen Fertigung. Sie bieten daher Aussicht auf Senkung der Herstellungskosten und der Energierückzahlzeit. Eine Dünnschichtsolarzelle aus kristallinem Silicium auf einem kostengünstigen Trägermaterial ist derzeit noch weit von einer industriellen Realisierung entfernt, im Gegensatz zu Zellen aus wasserstoffgesättigtem amorphem Silicium (a-Si:H), Kupferindiumdiselenid (CIS) oder Kadmiumtellurid (CdTe). Gleichwohl sind Dünnschichtssolarzellen aus Silicium auf längere Sicht sehr attraktiv, weil sie das Potenzial zu hohen Wirkungsgraden besitzen, ökologisch unbedenklich sind und das Ausgangsmaterial ausreichend vorhanden ist.

Die wissenschaftliche und technologische Herausforderung besteht darin, Verfahren zur Erzeugung einer nur 1-10  $\mu\text{m}$  dünnen kristallinen Siliciumschicht zu finden, die es erlauben, hohe Wirkungsgrade bei gleichzeitiger Kostenersparnis zu erzielen. Ein ausführlicher Überblick über derzeit untersuchte Verfahren ist in Ref. [1] dargestellt. In diesem Beitrag sollen Herstellungsmethoden diskutiert werden, bei denen Prozesse Verwendung finden, die den Einsatz kostengünstiger Trägermaterialien, wie z. B. Substrate aus Glas, Edelstahl oder Plastik, erlauben. Die Wahl des Substrats führt zu

einer Einschränkung der möglichen Abscheidetemperaturen. Die Verwendung von Glas begrenzt die Prozesstemperatur auf Werte unterhalb der Erweichungstemperatur, typischerweise 550  $^{\circ}\text{C}$ .

Die technologische Relevanz solcher Abscheidetemperaturen für die Herstellung von Dünnschichtssolarzellen wird neben der Prozesskomplexität sowie der Herstellungstemperatur auch durch die Wachstumsrate bestimmt. So braucht man für Siliciumdünnschichtssolarzellen bei einer Jahresproduktion von 1 MW Spitzenleistung eine Wachstumsrate von 50 nm/min. Bei der Berechnung dieses Werts wurde eine Einzelanlage vorausgesetzt, die rund um die Uhr Dünnschichtssolarzellen mit einer Dicke von 3  $\mu\text{m}$  bei einem Modulwirkungsgrad von 10% produziert. Bei einer 10 MW Anlage muß die Wachstumsrate dementsprechend bei 500 nm/min liegen. Abb. 1 zeigt die Wachstumsraten als Funktion der Abscheidetemperatur für vier potentielle Abscheidemethoden, die eine Modulproduktion erlauben könnten. Die einzelnen Methoden werden im nächsten Abschnitt kurz charakterisiert. Entsprechend dieser Grafik steigt die Wachstumsrate mit der Substrattemperatur an.

Dr. Klaus Lips  
HMI  
Lips@hmi.de

Dr. Oliver Nast,  
Dr. Mario Birkholz  
Prof. Walther Fuhs  
HMI

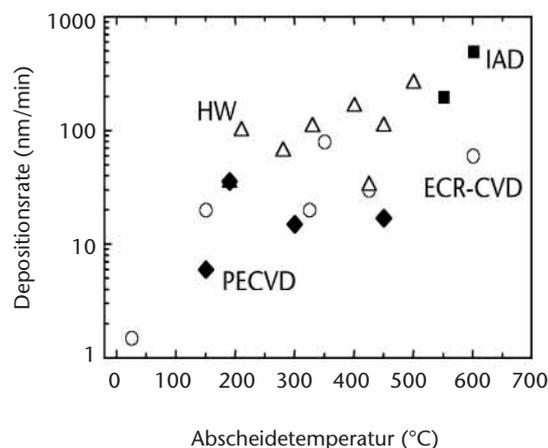


Abbildung 1  
Vergleich der  
Depositionsraten  
verschiedener  
Depositionsmethoden  
in Abhängigkeit der  
Abscheidetemperatur  
des Substrates; die  
Abkürzungen sind  
im Text erläutert  
[3, 23-25].

## 2. Depositionstechniken

In Abb. 2 sind vier gängige Verfahren skizziert, mit denen kristalline Siliciumschichten bei Temperaturen unterhalb von 550°C auf Glas abgeschieden werden können. Als Ausgangsstoffe für die Deposition wird dabei entweder ein Gasmischungs aus Wasserstoff und Silan ( $H_2 + SiH_4$ ) verwendet oder aber ein Siliciumblock, aus welchem durch Elektronenstrahlverdampfung ein Atomstrahl erzeugt wird.

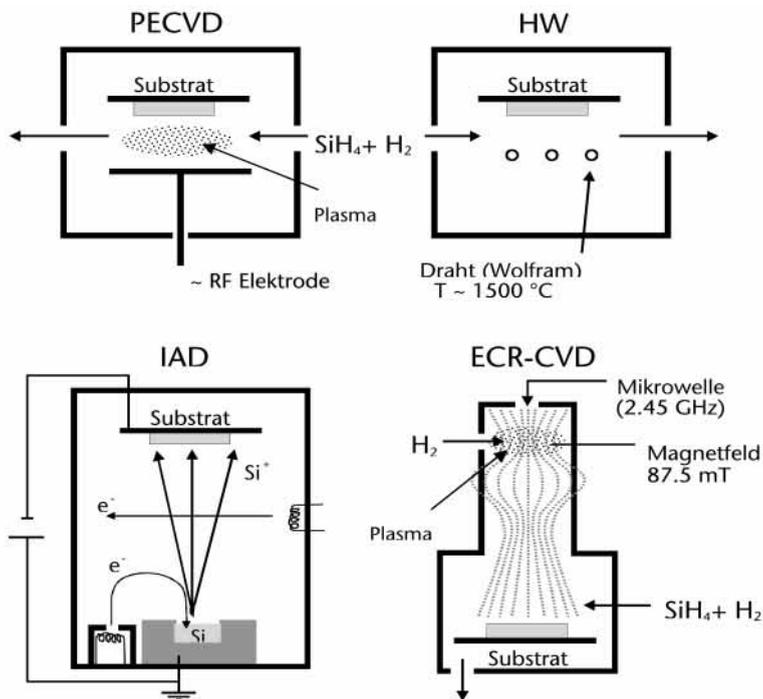


Abbildung 2  
Prinzipieller Aufbau  
der diskutierten  
Depositionsmethoden.

Am häufigsten wird die plasmaunterstützte chemische Gasphasenabscheidung (PECVD) verwendet, bei der Silicium aus Silan-Wasserstoff-Gemischen in einer Hochfrequenz-Plasmaentladung (13 - 200 MHz) abgeschieden wird. Die wichtigsten Gasphasenreaktionen sind dabei die Zersetzung des Silans in  $SiH_3$ ,  $SiH_2$  sowie  $SiH$  Radikale und Ionen. Die Siliciumfragmente werden auf einem Substrat (z.B. Glas), das sich auf einer der beiden Elektroden befindet, deponiert. Von elementarer Bedeutung für das Filmwachstum sind die Beweglichkeit der Spezies auf der Oberfläche und die Abspaltung von Wasserstoff. Das Substrat befindet sich dabei in unmittelbarem Kontakt mit dem Plasma, weshalb sich der Energieeintrag durch Ionen aus dem Plasma nur sehr schwer kon-

trollieren lässt. Der im Plasma ebenfalls erzeugte atomare Wasserstoff spielt eine wichtige Rolle sowohl für eine in-situ Passivierung von Defekten und Korngrenzen als auch für das Filmwachstum, da er amorphe oder stark gestörte Anteile wieder wegätzen kann. Das Mischungsverhältnis  $SiH_4/H_2$  bestimmt ganz wesentlich die Kristallinität der Filme und die Filmeigenschaften [2,3]. Vorteil der Methode ist der relativ einfache Aufbau und die Skalierbarkeit auf große Substratflächen ( $> 50\text{ cm} \times 50\text{ cm}$ ).

Bei einer anderen Methode der plasmaunterstützten Gasphasenabscheidung, der Elektronen-Zyklotron Resonanz CVD (ECR-CVD), wird ein Plasma deutlich höherer Dichte als bei der PECVD durch Einkopplung einer resonanten Mikrowelle hoher Leistung erzeugt. In einem zusätzlich angelegten Magnetfeld werden die geladenen Teilchen auf Kreisbahnen gezwungen. Das elektrische Feld der Mikrowelle kann phasenrichtig diese Teilchen auf Spiralbahnen beschleunigen, bis sie auf Silan-Moleküle treffen und diese wie im Falle der PECVD in  $SiH_3$ ,  $SiH_2$  sowie  $SiH$  Fragmente zerlegt. Der Vorteil der ECR-CVD gegenüber der PECVD ist der geringe Druck, bei dem bereits ein Plasma gezündet werden kann. Dies liegt im wesentlichen an der Verlängerung des Weges, den die Elektronen auf ihren Spiralbahnen zurücklegen. Durch den niedrigen Druck erhöhen sich die freien Weglängen der Radikale und die Wahrscheinlichkeit sinkt, dass Radikale untereinander reagieren. Die Plasmadichte und der Zersetzungsgrad des Silans ist gegenüber der PECVD deutlich höher. Man erwartet also generell höhere Wachstumsraten. Mit dieser Methode konnte epitaktisches Wachstum auf  $Si(100)$ -Wafeln mit einer Rate von bislang 10 - 12 nm/min realisiert werden [4]. Apparativ ist die ECR-CVD deutlich komplexer als die PECVD.

Im Gegensatz zu diesen beiden plasmaunterstützten Methoden wird bei der Hotwire-Technik (HW) das Silan/Wasserstoffgemisch katalytisch an einem bis zu 1700°C heißen Wolframdraht zersetzt. Der Aufbau des Reaktors ist dabei im wesentlichen identisch mit dem der PECVD mit dem Vorteil, dass auf die gesamte Hochfrequenztechnik verzichtet werden kann. Details über diese Abscheidemethoden sind in Ref. [5] dargestellt.

Besonders hohe Abscheideraten von 100 - 300 nm/min wurden im Temperaturbereich 500-650°C durch ionenunterstützte Deposition (IAD - ion-assisted deposition) erreicht [6]. Die IAD gleicht im Prinzip einem Elektronenstrahlverdampfer, jedoch wird ein Anteil von etwa 5% der verdampften Si-Atome auf ihrem Weg zum Substrat durch Elektronenbeschuss ionisiert [7]. Durch Anlegen einer Vorspannung können die Si-Ionen auf eine Energie von bis zu 50 eV zum Substrat hin beschleunigt werden. Es ist ein Charakteristikum dieser Methode, dass der Energieeintrag durch Ionenbeschuss auf den wachsenden Siliciumfilm einfach kontrolliert werden kann.

Die Struktur von Siliciumdünnschichten, die bei  $T < 550\text{ °C}$  abgeschieden werden, ist außerordentlich komplex. Die Filme bestehen aus Säulen mit einem Durchmesser von 100 - 200 nm, die senkrecht auf dem Substrat aufwachsen. Elektronenmikroskopische Untersuchungen zeigen, dass diese Säulen aus Kristalliten mit Größen im nm-Bereich bestehen. Es scheint ein Spezifikum dieser Abscheidemethoden zu sein, dass auf nichtkristallinem Substrat zunächst eine dünne amorphe Zwischenschicht entsteht, bevor das kristalline Wachstum einsetzt [8]. Messungen der Ramanspektren deuten darauf hin, dass die Filme ungeordnete Bereiche enthalten, die sich vermutlich um die Säulen herum anordnen.

Mit der PECVD werden mit Absorbern dieses Typs mikrokristalline Dünnschichtsolarzellen mit Wirkungsgraden von 7,5 - 10% hergestellt [3,9,10] (siehe auch Beitrag B. Rech, dieser Band). Die interessante Frage ist, ob es möglich ist, die Wirkungsgrade durch Abscheiden von Filmen mit größerer Korngröße zu erhöhen. Es gibt verschiedene Möglichkeiten, die Korngröße zu erhöhen, wie z.B. Abscheidung auf speziell strukturierten Substraten oder Erhöhung des Energieeintrags durch Ionenbeschuss während der Abscheidung. Im folgenden wird ein alternativer Weg beschrieben, die Abscheidung auf polykristallinen Siliciumsaatschichten. Dazu wird auf einem Glassubstrat eine polykristalline Siliciumschicht mit großer Korngröße erzeugt (Abb.3a), auf der durch epitaktische Verdickung bei  $T < 550\text{ °C}$  eine grobkristalline Absorberschicht aufwach-

sen soll (Abb. 3b). Es wird gezeigt, dass es möglich ist, in einem reinen Niedertemperaturprozess, Saatschichten herzustellen, die sich für einen solchen Prozess eignen.

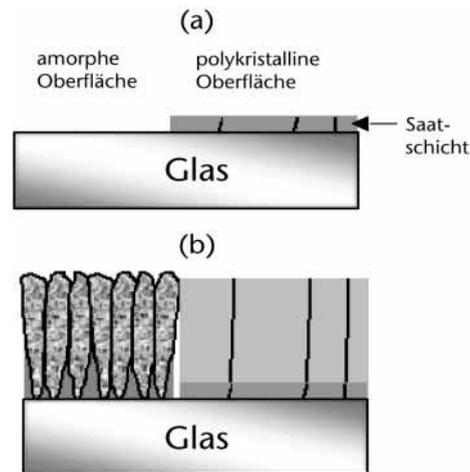


Abbildung 3a und 3b  
Schematische Darstellung der Niedertemperaturdeposition von Silicium auf amorpher und polykristalliner Oberflächen. Die rechte Hälfte des Glassubstrates ist mit einer großkörnigen poly-Si-Saatschicht bedeckt.

### 3. Aluminiuminduzierter Schichtaustausch

Das Konzept der Verdickung von polykristallinen Saatschichten umgeht die Herausforderung kristalline Filme direkt auf amorphe Oberflächen abzuscheiden. Die Herstellung von Siliciumsaatschichten wird in der Regel in zwei Schritten durchgeführt. Zunächst wird ein amorpher Siliciumfilm aus der Gasphase oder mit Hilfe der Sputterdeposition auf das Substrat abgeschieden. Die Ansätze zur anschließenden Kristallisation können in Hoch- und Niedertemperaturtechniken unterteilt werden. Während beim Hochtemperaturansatz ( $\sim 1000\text{ °C}$ ) kostenintensive Substrate, wie z.B. Graphit oder Keramiken, verwendet werden, ermöglicht die Kristallisation unter  $550\text{ °C}$  den Einsatz von kostengünstigen Trägermaterialien wie z.B. Glas.

Im Zuge des Niedertemperaturansatzes zur Prozessierung von polykristallinen Siliciumfilmen (poly-Si) sind besonders zwei Techniken intensiv untersucht worden:

- (i) Festphasenkristallisation (SPC - solid phase crystallization) und
- (ii) Laserkristallisation (LC - Laser crystallization).

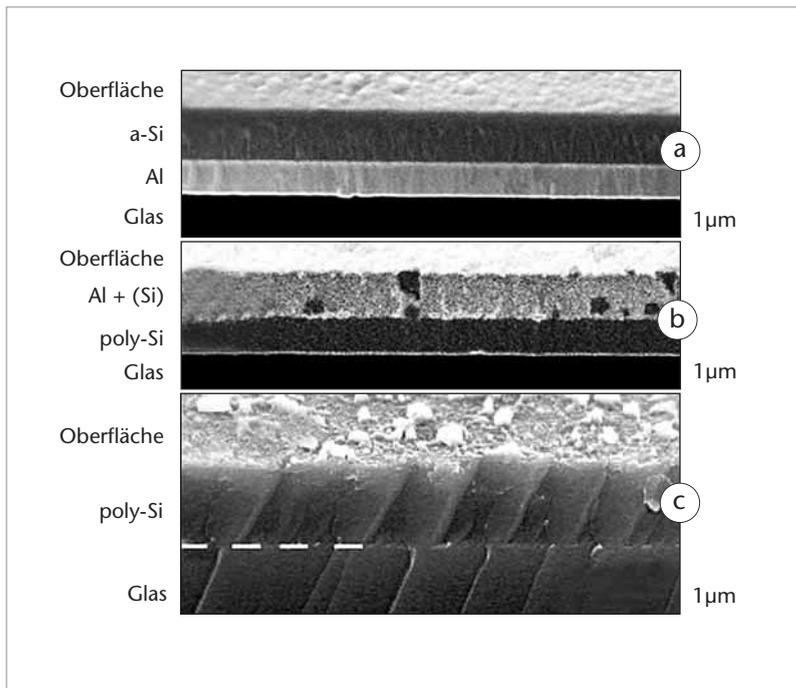


Abbildung 4 a-b-c Ionenstrahlmikroskop-aufnahme einer Glas/Al/a-Si Struktur im Querschnitt: (a) vor und (b) nach der thermischen Behandlung für 1 Std. bei 500°C. (c) Rasterelektronenaufnahme nach Aluminiumätzung, die den zusammenhängenden poly-Si-Film zeigt. Die Proben in (a) und (b) sind um 45° gekippt, die in (c) um 20°, der Maßstab ist demnach nur in horizontaler Richtung korrekt. Die weiße Strichlinie in (c) dient der Grenzflächenvisualisierung.

Die SPC basiert auf der Erwärmung der amorphen Siliciumdünnschichten bei Temperaturen um 600°C über viele Stunden (>10 Std) [11]. Durch die lange Temperaturbehandlung formt sich die amorphe Siliciumphase langsam in poly-Si um. Die erzielbaren Siliciumkorngrößen liegen im Bereich von mehreren Mikrometern. Obwohl es sich um eine besonders einfache Kristallisationstechnik handelt, sind die noch relativ hohen Temperaturen und langen Kristallisationszeiten prozeßinhärente Nachteile, die dazu geführt haben, dass das Interesse an dieser Methode in den letzten Jahren zurückgegangen ist. Bei der Laserkristallisation werden die amorphen Siliciumfilme mit Hilfe von Laserpulsen, deren Pulsdauer kürzer als 100 ns ist, verflüssigt [12]. Die erreichbaren Korngrößen aufgrund der anschließenden Kristallisation betragen ebenfalls mehrere Mikrometer, und die einzelnen Körner sind von guter kristallographischer Qualität [13]. Allerdings werden die Folgen von Verunreinigung der kristallisierten Schichten aus den Niedertemperatursubstraten trotz kurzer Kristallisationszeit derzeit noch kontrovers diskutiert. Zusätzlich kann die LC, die zum überwiegenden Teil auf Excimer-Lasertechnologie basiert, im Vergleich zu einfachen Ofenheizverfahren, wie SPC, als teuer und aufwendig angesehen werden.

Nast et al. haben als alternative Kristallisationsmethode zur LC und SPC den aluminiuminduzierten Schichtaustausch (ALILE – aluminium-induced layer exchange) vorgeschlagen [14]. ALILE bedient sich der aluminiuminduzierten Kristallisation von amorphem Silicium, die weit unterhalb der eutektischen Temperatur des Silicium/Aluminium-Systems von 577°C auftritt [15].

Diese Methode fügt sich gut in den Niedertemperaturansatz zur Fertigung von Dünnschichtzellen ein, da sie die folgenden Merkmale aufweist:

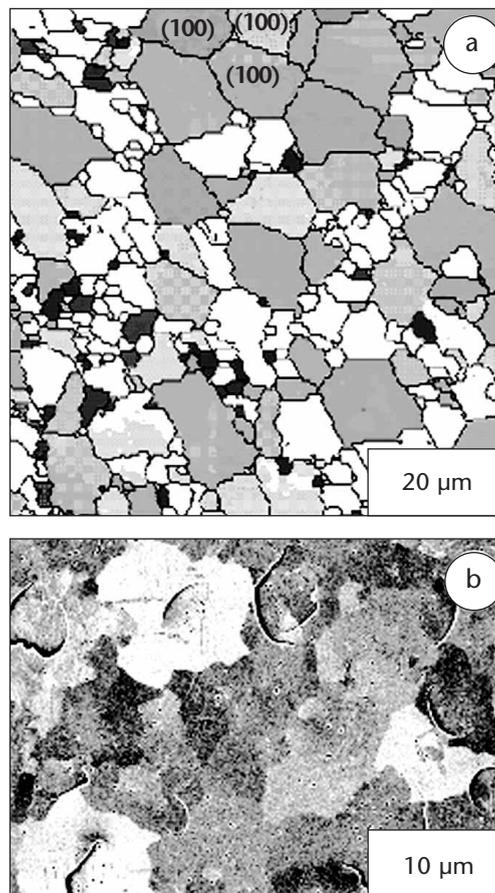
- (i) Prozeßtemperaturen unter 550°C,
- (ii) Verwendung von Glassubstraten,
- (iii) Einsatz von industrierelevanten Techniken (thermisches Verdampfen und Sputterdeposition),
- (iv) relativ kurze Prozessdauer (~30 min) und
- (v) einfaches verfahren.

In Abb. 4 ist das Phänomen des aluminiuminduzierten Schichtaustausches gezeigt. Die ursprüngliche Probe besteht aus einem Glassubstrat, auf das ein Aluminiumfilm thermisch verdampft und anschließend eine amorphe Siliciumschicht (a-Si) mittels Sputterdeposition aufgebracht wurde (Abb. 4a). Wenn diese Struktur bei Temperaturen zwischen 350°C und 550°C erhitzt wird, diffundieren Si-Atome in den Metallfilm. Dort bilden sich an Al-Korngrenzen oder an der Grenzfläche zwischen Al- und a-Si-Film kristalline Siliciumkeime. Aufgrund zusätzlicher Si-Diffusion aus der amorphen Phase wachsen diese Keime zu Körnern und verdrängen das Aluminium. Das Wachstum der Si-Körner ist durch das Glassubstrat und die Al/a-Si Grenzfläche beschränkt. Die Körner wachsen lateral in den Metallfilm bis benachbarte Körner zusammenstoßen und einen kontinuierlichen poly-Si-Film bilden (Abb. 4b). Der Gesamtprozess führt demnach zu einem Schichtaustausch während dessen sich ein zusammenhängender poly-Si-Film auf dem Substrat bildet [16]. Bei Temperaturen um 500°C dauert dieser Schichtaustausch ca. 30 min. Das an der Oberfläche befindliche Aluminium kann selektiv abgeätzt werden, so dass der poly-Si-Film für die Weiterverarbeitung zur Verfügung steht (Abb. 4c).

Der ALILE-Prozess ermöglicht die Herstellung von poly-Si-Schichten, deren Korngrößen die Filmdicke um ein Vielfaches übersteigen. Aufnahmen eines Orientation-Imaging-Microscope (OIM) und eines Rasterelektronenmikroskopes (REM) in *Abb. 5* dokumentieren laterale Korngrößen von 10  $\mu\text{m}$  und mehr in einem nur 0,5  $\mu\text{m}$  dicken poly-Si-Film. Das OIM ermittelt die Kikuchi-Muster der rückgestreuten Elektronen und erlaubt somit neben der Analyse der Korngrößen auch die der Orientierung und der Korngrenzenstruktur [17]. Die mit dunkelgrau markierten Körner in *Abb. 5a* weisen (111)- oder (110)-Orientierungen auf. Die mittel- und leichtgrauen Gebiete dagegen sind in die (100)-Richtung orientiert. Die weißen Gebiete sind in keine dieser drei Kristallorientierung ausgerichtet. Wie aus der Abbildung deutlich wird, besitzen die mit Hilfe von ALILE kristallisierten poly-Si-Filme eine bevorzugte (100)-Orientierung, die auch mit Röntgenbeugungsuntersuchung bestätigt wurde [18]. Die Vorzugsorientierung qualifiziert diese poly-Si-Schichten im besonderen Maße als Saatschichten, da gezeigt worden ist, dass epitaktisches Wachstum mit weitaus größerem Erfolg auf (100)-orientierten kristallinen Si-Oberflächen durchgeführt werden kann als auf anderen Orientierungen [4]. Dies zeichnet ALILE-Filme auch vor poly-Si Schichten aus, die mit Hilfe von SPC oder LC erzeugt worden sind [19,20]. Die aus der OIM-Aufnahme gewonnene Aussage bezüglich der Korngrößen wird von dem in *Abb. 5b* gezeigten REM-Bild unterstützt. Die Aufnahme zeigt die frühere poly-Si/Glas-Grenzfläche, die, nachdem der Film vom Glas abgeätzt und umgedreht auf einen Metallträger transferiert wurde, als saubere und glatte Oberfläche gut untersucht werden kann. Die schwarzen Linien sind Risse im Film, die während des Abhebe- und Transferprozesses schwer zu vermeiden sind. In der Aufnahme ist deutlich der Elektronen-Channelling-Kontrast aufgrund von Körnern mit unterschiedlicher Kristallorientierung zu erkennen. Beide mikroskopische Untersuchungen bestätigen somit Korngrößen von mehreren Mikrometern.

Ein besonderes Charakteristikum der durch ALILE hergestellten poly-Si-Filme ist der Einbau von Al-Atomen auf substitutionellen Si-Gitter-

plätzen. Dies führt zu einer Konzentration der positiven Ladungsträger von  $1-3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ , die nur begrenzt von der Kristallisationstemperatur abhängig ist [21]. Diese hohe Dotierungskonzentration hat Einfluss auf die Struktur der Solarzellen. Im Rahmen des Saatschichtkonzeptes kann die  $p^+$ -Dotierung vorteilhaft genutzt werden. Dies beruht auf der Reduzierung der Oberflächenrekombination an der Rückseite der Solarzelle.



*Abbildung 5*  
 Orientation Imaging Microscope (a) und Elektronen-Channelling-Kontrast Aufnahme (b) zur Korngrößenanalyse der früheren Glas/poly-Si-Grenzflächen (a) einer bei 450°C und (b) einer bei 475°C kristallisierten Probe. In (a) sind die dunkelgrauen Gebiete in die (111) und (110)-Richtung orientiert. Die mittel- und leichtgrauen Körner weisen (100)-Orientierung auf. Drei Körner sind exemplarisch indiziert. Die weißen Gebiete haben Orientierungen, die in keine dieser drei Kategorien fallen.

## 4. Ausblick

Für die konsequente Niedertemperaturprozessierung von Dünnsolarzellen aus polykristallinem Silicium stehen sowohl großkörnige Saatschichten als auch Depositionsmethoden mit hohen Abscheidungsraten zur Verfügung. Da das Saatschichtkonzept mit den hier vorgestellten Kristallisationstechniken einen zweistufigen Prozess darstellt, besteht eine der größten Herausforderungen in der Kontrolle der Grenzfläche zwischen Saatschicht und epitak-

tisch gewachsenem Film. Um die kristalline Struktur der großkörnigen Saatschicht in den aufwachsenden Siliciumfilm fortzusetzen, muss die Oberfläche dieser Schicht frei von Verunreinigungen, Oxiden und Oberflächendefekten sein. Falls dies nicht gewährleistet ist, weisen die deponierten Filme feinkörnige Strukturen auf, die typisch für Schichten sind, die bei niedrigen Temperaturen abgeschieden wurden. Die hohen Anforderungen an die poly-Si-Oberfläche stellt experimentell eine große Herausforderung dar, wenn die Saatschichten außerhalb der Depositionskammer, wie im Falle von SPC, LC und ALILE, hergestellt werden.

Neben den Materialeigenschaften der Saatschichten muss auch die spätere Solarzellenstruktur in der Präparation dieser Schichten berücksichtigt werden. So ist zum Beispiel die in *Abb. 4* gezeigte Glas/Al/a-Si-Stapelstruktur für eine anschließende Solarzellenherstellung ungünstig, da der poly-Si-Film sich nach ALILE direkt auf dem Glassubstrat befindet. Werden weitere Si-Schichten auf die Saatschicht deponiert, so ist eine Kontaktierung dieser Schicht erschwert. Dieses Problem kann umgangen werden, wenn als Ausgangsschichtstrukturen nicht Glas/Al/a-Si sondern alternative Schichtstrukturen wie z.B. Glas/a-Si/Al, Glas/Al/a-Si/Al oder Glas/gk-Al/fk-Al/a-Si eingesetzt werden, wobei gk-Al großkörnige und fk-Al feinkörnige Al-Schichten bezeichnen. In allen drei Strukturen findet während der Kristallisation ein Si/Al-Schichtaustausch statt, der zur Bildung eines geschlossenen poly-Si-Film führt [21, 22]. Der Vorteil dabei ist, dass in diesen Fällen die neugebildeten Si-Schichten durch einen verbleibenden Al-Film vom Glassubstrat getrennt sind. Dadurch kann dieser Al-Film direkt als ganzseitiger Rückkontakt und Reflektor eingesetzt werden.

Das Saatschichtkonzept erfüllt die Anforderungen an eine Niedertemperaturpräparation von großkörnigen Siliciumdünnsolarzellen. Weitere Untersuchungen müssen nun zeigen, ob Depositionsmethoden mit hohen Abscheideraten in Verbindung mit einfacher und schneller Präparation von Saatschichten zum gewünschten Erfolg der industrierelevanten Herstellung von Solarzellen mit hohen Wirkungsgraden führen.

## Literatur

- [1] R. B. Bergmann, Appl. Phys. A 69, 187 (1999).
- [2] N. Wyrsh, P. Torres, M. Goerlitzer, E. Vallat, U. Kroll, A. Shah, A. Poruba, und M. Vanecek, Sol. State Phen. 67-68, 89 (1999).
- [3] O. Vetterl, F. Finger, C. Carius, P. Hapke, L. Houben, O. Kluth, A. Lambertz, A. Mück, B. Rech, und H. Wagner, Solar Energy Mat. & Solar Cells 62, 97 (2000).
- [4] J. Platen, B. Selle, I. Sieber, U. Zimmer, und W. Fuhs, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 570, 91 (1999).
- [5] R. E. I. Schropp und M. Zeman, Amorphous and Microcrystalline Silicon Solar Cells: Modeling, Materials and Device Technology (Kluwer Academic, Boston, 1998).
- [6] R. B. Bergmann, R. M. Hausner, N. Jensen, M. Grauvogl, L. Oberbeck, T. Rinke, M. B. Schubert, C. Zaczek, R. Dassow, J. R. Köhler, U. Rau, S. K. Oelting, J., H. P. Strunk, und J. H. Werner, "High Rate, Low Temperature Deposition of Crystalline Silicon Films for Thin Film Solar Cells on Glass," 2<sup>nd</sup> World Conference and Exhibition on Photovoltaic Solar Energy Conversion, (Vienna, 1998), p.1260.
- [7] J. Kühnle, R. B. Bergmann, S. Oelting, J. Krinke, H. P. Strunk, und J. H. Werner, "Polycrystalline silicon films on glass for solar cells by ion-assisted deposition," 14<sup>th</sup> EU Photovoltaic Solar Energy Conf., (Barcelona, 1997), p.1022.

- [8] M. Birkholz, B. Selle, E. Conrad, K. Lips, und W. Fuhs, *J. Appl. Phys.* 88, (2000) im Druck.
- [9] K. Yamamoto, M. Yoshimi, T. Suzuki, Y. Okamoto, Y. Tawada, und A. Nakajima, "Thin film poly-Si solar cell with "STAR Structure" on glass substrate fabricated at low temperature," 26<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, (Anaheim, 1997), p.575.
- [10] A. Shah, P. Torres, R. Tscharnner, N. Wyrsh, und H. Keppner, *Science* 285, 692 (1999).
- [11] R. B. Bergmann, G. Oswald, M. Albrecht, und V. Gross, *Sol. En. Mat. and Sol. Cells* 46, 147 (1997).
- [12] J. S. Im, H. J. Kim, und M. O. Thompson, *Appl. Phys. Lett.* 63, 1969 (1993).
- [13] G. Andrä, J. Bergmann, F. Falk, und E. Ose, "Laser induced liquid phase crystallization of amorphous silicon films on glass for thin film solar cells", 14<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference, (Barcelona, 1997), p.1400.
- [14] O. Nast, T. Puzzer, L. M. Koschier, A. B. Sproul, und S. R. Wenham, *Appl. Phys. Lett.* 73, 3214 (1998).
- [15] S. R. Herd, P. Chaudhari, und M. H. Brodsky, *J. Non-Crystall. Solids* 7, 309 (1972).
- [16] O. Nast und S. R. Wenham, *J. Appl. Phys.* 88, 124 (2000).
- [17] B. L. Adams, S. I. Wright, und K. Kunze, *Metallurgical Transactions A* 24A, 819 (1993).
- [18] O. Nast, T. Puzzer, C. T. Chou, und M. Birkholz, "Grain size and structure analysis of polycrystalline silicon on glass formed by aluminium-induced crystallisation for thin-film solar cells," 16<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference, (Glasgow, UK, 2000).
- [19] L. Haji, P. Joubert, J. Stoemenos, und N. A. Economou, *J. Appl. Phys.* 75, 3944 (1994).
- [20] S. Loreti, M. Vittori, L. Mariucci, und G. Fortunato, *Solid State Phenomena* 67-68, 181 (1999).
- [21] O. Nast, S. Brehme, S. Pritchard, A. G. Aberle, und S. R. Wenham, *Sol. En. Mat. and Sol. Cells*, im Druck
- [22] O. Nast und A. J. Hartmann, *J. Appl. Phys.* 88, 716 (2000).
- [23] L. Oberbeck, T. A. Wagner, und R. B. Bergmann, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 609 (2000).
- [24] D. Peiró, J. Bertomeu, F. Arrando, und J. Andreu, *Mat. Lett.* 30, 239 (1997).
- [25] I. E. Kaiser, "Einfluß von Wasserstoff auf die Struktur von ungeordnetem Silicium ( $\mu\text{-Si:H}$  und poly-Si)," Dissertation, Philipps-Universität Marburg, 1998.