

Workshop ■  
ForschungsVerbund Sonnenenergie



# TCO für Dünnschichtsolarzellen

10.-11.02.2000 in Jülich

ForschungsVerbund  
Sonnenenergie  
Workshop

TCO für  
Dünnschichtsolarzellen  
10.-11.02.2000 in Jülich

Herausgeber:  
Heribert Wagner (FZJ)  
Walther Fuhs (HMI)  
Gerd Stadermann (FVS)



FVS **Workshop 2000**

Veranstalter: Forschungszentrum Jülich  
in Zusammenarbeit mit dem Hahn-Meitner-Institut Berlin



# Inhalt

## Deposition

- 7 TCO-Beschichtung in der Industrie  
Prof. Günter Bräuer
- 9 Magnetron-gesputterte Zinkoxidschichten:  
Stand, Perspektiven und physikalische Grenzen  
Dr. Klaus Ellmer
- 15 Roll to Roll APCVD of FTO for Solar Cells  
Erik Middelmann
- 16 Herstellung von großflächigen, niederohmigen ITO-  
Schichten ohne Temperaturbelastung mit Sputterverfahren  
Wolfgang Graf
- 18 Konzepte für die industrielle Abscheidung von  
TCO-Schichten  
Christoph Daube
- 20 Doppelmagnetron-Anordnung zur Herstellung  
niederohmiger ITO-Schichten  
Dr. Johannes Strümpfel
- 21 TCO-Schichten in organischen Leuchtdioden und Displays  
Wolfgang Kowalsky

## Material- und Grenzflächeneigenschaften

- 25 TCO-Grenzflächen in Halbleiterbauelementen  
Andreas Klein
- 31 Untersuchungen der Leitungsmechanismen in reaktiv  
gesputterten TCO-Schichtsystemen  
Dr. Bernd Szyszka
- 32 Korrelation der Dichte mit den strukturellen, elektrischen  
und optischen Eigenschaften von ITO Filmen, hergestellt  
mit DC-Magnetron und RF-Dioden Sputtern  
Prof. Dieter Mergel
- 33 Vergleich der Grenzflächeneigenschaften TCO/Si von  
gesputterten und MOMBE abgeschiedenen Schichten  
Christian Pettenkofer
- 34 Einfluss der AL-Konzentration auf das Wachstum  
reaktiv gesputterter ZNO-Schichten  
Dr. Frank Fenske
- 40 Herstellung texturierter Zinkoxidfilme durch  
nasschemisches Ätzen  
Oliver Kluth

## TCO-Filme in Bauelementen

- 45 TCO in CIS Solarzellen  
Hans-Werner Schock
- 48 Lichteinfang in Silizium-Dünnschichtsolarzellen  
Dr. Helmut Stiebig



- 51 Anwendung texturierter ZnO-Filme zur Erzielung "schwarzer" Solarzellen auf der Basis von multikristallinem Silizium  
Dr. Claus Beneking
- 54 ITO als Topcoating für Silizium  
Dietmar Borchert
- 56 Einsatz von TCO-Schichten in optischen Dünnschichtsensoren  
Dr. Dietmar Knipp

## TCO in Solarmodulen

- 61 TCO-Schichten in CIGS-Solarmodulen  
Dr. Michael Powalla
- 66 TCO-Schichten für CTS-Dünnschicht solarzellen  
Rainer Gegenwart
- 67 TCO in Si-Dünnschicht solarmodulen  
Peter Lechner

## Poster

- 71 Mie-Streuung in a-Si:H Solarzellen  
Jeroen Daey Ouwens
- 74 Optische Eigenschaften von lateral strukturierten Dünnschicht solarzellen  
Torsten Brammer
- 76 Untersuchungen zur Mikrostruktur von Indium-Zinn Oxid (ITO)  
Christine Ochotzki

- 78 Investigation of Diffusion and Crystal Growth in Plasma  
Deposited Thin ITO Films  
Dr. Hartmut Steffen
- 86 Transparente Silberschichten  
Wolfgang Graf
- 88  $n^+$ -ZnO/c-Si Heterokontakte: Struktur und Transport  
Margret Poschenrieder

## Abschlussdiskussion

- 93 Abschlussdiskussion TCO-Workshop:  
Wo besteht Forschungsbedarf?  
Diskussionsleitung: Dr. Norbert Stump (BEO)
- 97 Teilnehmer
- 103 Standorte der Mitgliedsinstitute
- 104 Anschriften der Mitgliedsinstitute
- 105 Impressum

# Deposition



# TCO-Beschichtung in der Industrie

G. Bräuer  
Fraunhofer-Institut für  
Schicht- und  
Oberflächentechnik IST,  
Braunschweig  
braeuer@ist.fhg.de

Elektrisch leitfähige, für sichtbares Licht transparente Oxid-schichten (Transparent Conductive Oxides oder TCO's) haben in den vergangenen 20 Jahren zunehmend an Bedeutung gewonnen. Die derzeitigen Hauptanwendungsgebiete sind:

- Transparente Elektroden für flache Bildschirme (Flat Panel Displays)
- Transparente Elektroden für Berührungsschalter auf Bildschirmen (Touch Panels)
- Transparente Hochfrequenzabschirmungen und Beschichtungen zum Vermeiden von Aufladungen auf Schirmen von Kathodenstrahlröhren (CRT's)
- Frontelektroden für Solarzellen
- Elektrisch beheizbare Schichten für Flugzeug- und Autoscheiben
- Transparente Wärmereflektoren

TCO-Materialien sind Indium-Zinn-Oxid ( $\text{In}_2\text{O}_3:\text{SnO}_2$  oder ITO), aluminiumdotiertes Zinkoxid ( $\text{ZnO}:\text{Al}$ ) und fluordotiertes Zinnoxid ( $\text{SnO}_2:\text{F}$ ). Dabei lassen sich für Schichten im Bereich von 10-100 nm typische spezifische Widerstände von  $1,1 \times 10^{-4}$  Wcm (ITO),  $3 \times 10^{-4}$  Wcm ( $\text{ZnO}:\text{Al}$ ) bzw.  $5 \times 10^{-4}$  Wcm ( $\text{SnO}_2:\text{F}$ ) erreichen.

ITO und  $\text{ZnO}:\text{Al}$  werden heute überwiegend in vollreaktiven bzw. teilreaktiven Magnetronezerstäubungsprozessen hergestellt, wobei die zu beschichtenden Substratbreiten mehrere Meter betragen können. Dabei liegt die besondere Problematik des vollreaktiven Prozesses in der geeigneten Prozessführung zur langzeitstabilen Abscheidung von

Schichten mit höchstmöglicher Leitfähigkeit. Für besonders niederohmige Beschichtungen (z.B. für den Einsatz in LCD-Displays) wird daher derzeit überwiegend der teilreaktive Prozess unter Verwendung keramischer Targets eingesetzt.

Der Vortrag gibt eine kurze Einführung in einige der oben genannten Anwendungen und stellt die verschiedenen Varianten der Beschichtungsverfahren vor.

# Magnetron-gesputterte Zinkoxidschichten: Stand, Perspektiven und physikalische Grenzen

K. Ellmer  
Hahn- Meitner-Institut,  
Solare Energetik  
ellmer@hmi.de

Zinkoxid gewinnt als Material für dünne, transparente Elektroden zunehmend an Bedeutung, da es gegenüber Indiumzinnoxid (ITO) und Zinnoxid wesentlich billiger ist. Insbesondere für Dünnschichtsolarzellen ist es das Material der Wahl. Die Abscheidung von Zinkoxid und anderen TCO-Schichten mittels Magnetron-Sputterns ermöglicht es, niederohmige transparente Schichten bei niedrigen Substrattemperaturen (bis herab zu Raumtemperatur) herzustellen. Darüber hinaus ist das Magnetron-Sputtern ein etabliertes Verfahren, das es erlaubt, großflächige Schichtabscheidungen (z.B. auf Glasplatten  $3 \times 6 \text{ m}^2$ ) durchzuführen. Gegenüber thermisch aktivierten Abscheidungsverfahren (Aufdampfen, chemische Abscheidung) weist das Magnetron-Sputtern als Plasmaverfahren einen wesentlich höheren Energieeintrag in die wachsende Schicht auf, der im wesentlichen bedingt ist durch den Ionenbeschuss des Substrates während des Schichtwachstums [1].

Eine Übersicht über in der Literatur berichteten elektrischen Eigenschaften von homogen dotierten, polykristallinen ZnO-Schichten zeigt, dass die niedrigsten spezifischen Widerstände  $\rho$ , die erreicht wurden, bei ca.  $2 \cdot 10^{-4} \Omega \text{ cm}$  liegen (Abb. 1). Die für die ZnO-Schichten verwendeten Dotanden Al, B, Ga, In und Si liefern vergleichbare spezifische Widerstände. Aluminium ist jedoch der am häufigsten untersuchte und verwendete Dotand in ZnO. Die Auftragung der  $\rho$ -Werte über der Substrattemperatur (Abb. 1a) zeigt keinen eindeutigen Trend einer Abnahme des spezifischen Widerstandes mit der Temperatur, wie es bei ther-

misch aktivierten Abscheidungsverfahren (z.B. Aufdampfen, CVD) beobachtet wird. Das ist bedingt durch das ionen-unterstützte Wachstum beim Magnetron-Sputtern, wodurch kristallographisch gute Schichten bereits bei Raumtemperatur abgeschieden werden können. Auch eine Abhängigkeit des spezifischen Widerstandes vom Argon-Sputterdruck, die auf einen Einfluss des Teilchenbeschusses (gesputterte Spezies, Argon-Ionen, reflektierte Argon-Atome und negative Sauerstoffionen) während des Schichtwachstums auf die elektrischen Eigenschaften hinweisen könnte, ist nicht erkennbar.

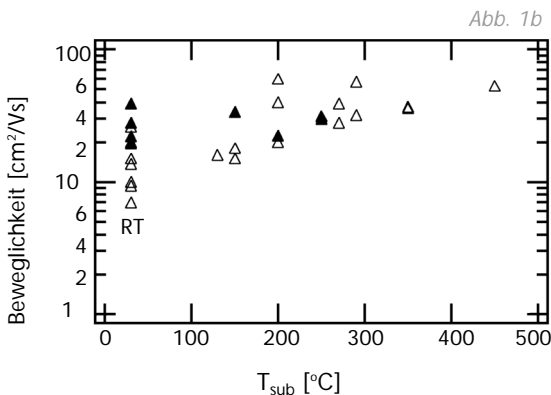
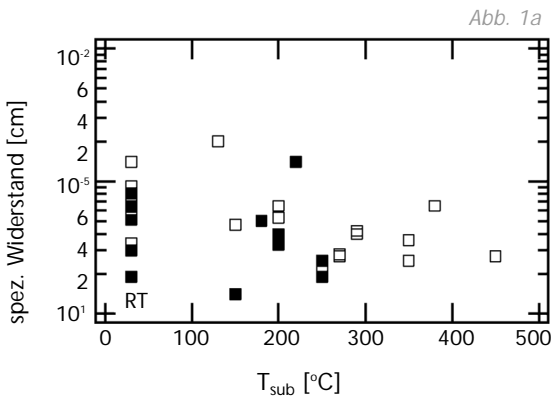


Abbildung 1  
Spezifischer Widerstand (a) und Hall Beweglichkeit (b) von dotierten ZnO-Schichten in Abhängigkeit von der Substrattemperatur (RT-Raumtemperatur). Die ausgefüllten Symbole kennzeichnen Schichten, bei denen das Substrat senkrecht zum Target angeordnet war.

Trägt man die gemessenen Hall-Beweglichkeiten über der Substrattemperatur auf (*Abb. 1b*), ist ein Trend zu höheren Beweglichkeiten mit zunehmender Substrattemperatur zu sehen, was durch die bessere Kristallinität der gesputterten Schichten bei höheren Temperaturen erklärt werden kann. Das weist darauf hin, dass auch die Kristallinität der Schichten (mechanische Spannungen, Punktdefekte, Versetzungen) die elektrischen Transporteigenschaften beeinflussen. Die Unabhängigkeit des spezifischen Widerstandes von solch wesentlichen externen Parametern wie Substrattemperatur und Sputterdruck kann jedoch nicht dahingehend interpretiert werden, dass diese Parameter keinen Einfluss ausüben. Offensichtlich sind noch andere Parameter der jeweiligen Abscheideexperimente, wie Target-Substrat-Abstand, Typ der verwendeten Sputterquellen (balanciertes oder unbalanciertes Magnetfeld), Abscheiderate, Anordnung des Substrates relativ zum Target (parallel oder senkrecht) für die Schichteigenschaften wesentlich. Diese werden jedoch häufig nicht mitgeteilt. Die bei Raumtemperatur gemessenen Beweglichkeiten der hochdotierten polykristallinen Zinkoxidschichten liegen im Bereich von ca. 10 bis 60  $\text{cm}^2/\text{Vs}$ . Die besten bisher gemessenen Elektronen-Beweglichkeiten von niedrig dotierten Zinkoxid-Einkristallen liegen dagegen im Bereich um 200  $\text{cm}^2/\text{Vs}$  [2], im wesentlichen begrenzt durch die Streuung an polaroptischen Phononen. Für Ladungsträgerkonzentrationen  $N_d$  oberhalb von  $10^{20} \text{ cm}^{-3}$ , wie sie für die Anwendung von ZnO-Schichten als transparente Elektroden notwendig sind, wird die Beweglichkeit durch die Streuung an ionisierten Störstellen dominiert, wie von Bellingham et al. [3] gezeigt wurde. Die Korngrenzenbarrieren in den polykristallinen Schichten sind dagegen bei diesen hohen Elektronenkonzentrationen so schmal, dass sie durchtunnelt werden und damit die Beweglichkeit nicht begrenzen. Die in ZnO- aber auch in anderen TCO-Schichten gemessenen Beweglich-

keiten für  $N_d > 10^{20} \text{ cm}^{-3}$  sind vergleichbar mit denen in ein-kristallinem Silizium [4] (siehe Abb.2b).

Das ist dadurch bedingt, dass sich die Materialparameter, die die Streuung an ionisierten Störstellen bestimmen – Dielektrizitätskonstante  $\epsilon_r$  und effektive Elektronenmasse  $m^*$ - für beide Halbleiter nur wenig unterscheiden ( $\epsilon_{\text{Si}}=11.7$ ,  $\epsilon_{\text{ZnO}}=8.75$ ,  $m^*(\text{Si})=0.337$ ,  $m^*(\text{ZnO})=0.27$ ).

Abb. 2a

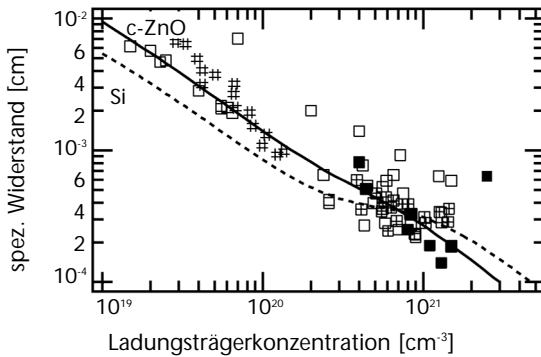


Abb. 2b

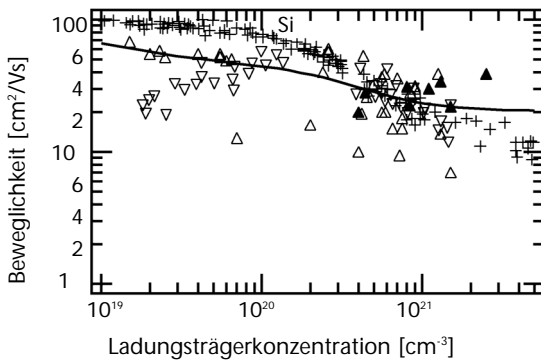


Abbildung 2  
Spezifischer Widerstand (a) und Hall-Beweglichkeit (b) von dotierten ZnO-Schichten in Abhängigkeit von der Elektronenkonzentration. Zum Vergleich sind die spezifischen Widerstände (- - -) und Beweglichkeiten (+) von phosphordotiertem Silizium eingetragen. Die durchgezogenen Linien sind Fitkurven an die ZnO-Daten.

Die von Bellingham et al. [3] angegebene theoretische Grenze der störstellenbegrenzten Beweglichkeit von ca. 90  $\text{cm}^2/\text{Vs}$  wird weder bei den polykristallinen ZnO-Schichten

noch beim hochdotierten einkristallinen Silizium für  $N_d > 10^{20} \text{ cm}^{-3}$  erreicht. Für Silizium wird für den erneuten Abfall der Beweglichkeit oberhalb von  $3 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$  der Mechanismus der Clusterung von ionisierten Störstellen diskutiert [4]. Er führt zu einer höheren Streuung. Dieser Streuprozess, aber auch eine zusätzliche Streuung an neutralen Störstellen (elektrisch nicht aktive Dotandenatome), können in Betracht gezogen werden, um die niedrigeren Beweglichkeiten im ZnO zu erklären.

Für polykristalline Zinkoxidschichten existiert eine starke Abhängigkeit des spezifischen Widerstandes von den strukturellen Eigenschaften und von den sich bildenden Phasen [5]. So wurden für aluminiumdotierte Zinkoxidschichten die Phasen ZnO (hexagonal), ZnO (kubisch),  $\text{ZnO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{ZnAl}_2\text{O}_4$  (Gahnit, Zinkspinnell) nachgewiesen. Der genaue Dotiermechanismus im Zinkoxid – Einbau der Dotanden auf Zinkgitterplatz oder Erzeugung von Sauerstoff-Leerstellen im ZnO-Gitter durch Bildung des Dotandenoxides ist ebenso wenig geklärt wie die des entsprechenden Zink-Spinells. Niedrigere spezifische Widerstände als ca.  $2 \cdot 10^{-4} \Omega \text{ cm}$  erscheinen möglich, wenn die Beweglichkeiten erhöht werden. Dazu muss die elektrische Aktivierung der Dotanden und die Kristallitqualität verbessert werden, was durch höhere Substrattemperaturen und/oder durch erhöhte Ionenunterstützung des Wachstumsprozesses möglich sein sollte. Für darüber hinausgehende Verbesserungen könnte die Modulationsdotierung [6] geeignet sein.

## Literatur

- [1] R. Cebulla, R. Wendt and K. Ellmer, *J. Appl. Phys.*, 83 (1998) 1087.
- [2] D.C. Look, J.W. Hemsky and J.R. Sizelove, *Phys. Rev. Lett.*, 82 (1999) 2552.
- [3] J.R. Bellingham, W.A. Phillips and C.J. Adkins, *J. Mat. Sci. Lett.*, 11 (1992) 263.
- [4] D.B.M. Klaassen, *Solid-State Electr.*, 35 (1992) 961.
- [5] K. Ellmer, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 33 (2000) R17.
- [6] R. Dingle, H.-L. Störmer, A.C. Gossard and W. Wiegmann, *Appl. Phys. Lett.*, 33 (1978) 665.



## Roll to Roll APCVD of FTO for Solar Cells

Erik Middelma,  
Arthur van der Zijden,  
Paul Peters,  
Maurice Besselink,  
Rutger Schlatmann  
Akzo Nobel Central  
Research, Arnheim  
Erik.Middelma@  
akzonobel.com

We have developed a roll to roll process for APCVD of fluorine doped tin oxide (FTO). The TCO is deposited on a temporary superstrate. With this process we prepared TCOs having a wide range of adjustable textures, conductivities and optical properties. The films have been analysed by SEM-EDX, TEM, XRD, XPS. For process optimisation and equipment design computational fluid dynamics coupled with the reaction kinetics was used. Results of this work will be presented including a short overview of the process.

# Herstellung von großflächigen, niederohmigen ITO-Schichten ohne Temperaturbelastung mit Sputterverfahren

Optisch transparente Elektroden stellen für viele verschiedene Anwendungen eine entscheidende funktionelle Komponente dar. Geordnet nach der erforderlichen Leitfähigkeit sind hier nur einige aufgeführt: Transparente elektromagnetische Abschirmungen, selektive Fenster, Kontaktierungen zum Anlegen eines elektrischen Feldes wie bei LCD-Anzeigen, transparente Kontaktschichten zum Einbringen eines elektrischen Stromes wie bei elektrochromen Elementen oder die Kontaktierung von Photovoltaikelementen, bei denen eine extrem hohe Leitfähigkeit gewünscht wird.

Nur bei den Anwendungen als elektromagnetische Abschirmung und als spektral selektive Fenster kann die Optimierung der Beschichtung systemunabhängig erfolgen. In allen anderen Fällen müssen die Schichteigenschaften – ausgenommen die mechanische Haftung – systemabhängig optimiert werden. Dies bezieht sich vor allem auf die spektralen und elektrischen Eigenschaften.

Besonders wichtig ist die Systemoptimierung bei Anwendungen, in denen elektrochemische Reaktionen eine Funktion darstellen, wie bei elektrochromen Fenstern oder bei Farbstoffsolarzellen. Die Optimierung von Leitfähigkeit und Transparenz, zusammen mit den elektrochemischen Grenzflächeneigenschaften, muss in Verbindung mit Haftung und Schichtstruktur erfolgen. Das Ergebnis eines solchen Entwicklungsprozesses sind unterschiedliche Schichtcharakteristika für verschiedene Anwendungsfälle. Für viele Elemente ist es unerwünscht, die Proben während oder

W. Graf, V. Wittwer  
Fraunhofer Institut für  
Solare Energiesysteme ISE  
graf@ise.fhg.de



nach dem Beschichtungsverfahren zu erhitzen. Dadurch ergeben sich anspruchsvolle Bedingungen für die Beschichtungstechnik, um die entsprechenden Eigenschaften zu erreichen.

Am Fraunhofer ISE können die Beschichtungen auf einer Sputteranlage mit einer Substratgröße von  $0,6 \text{ m} * 1,1 \text{ m}$  unter verschiedenen Bedingungen hergestellt werden. Neben der optischen und elektrischen Vermessung können auch Systeme elektrochemisch charakterisiert werden.

# Konzepte für die industrielle Abscheidung von TCO-Schichten

Dünnschichtsolarmodule haben im Vergleich zur Si-Wafer-Technologie ein deutlich höheres Potential die Herstellungskosten/Peakwatt zu senken. Gegenwärtig dominiert die Wafertechnologie mit etwa 80% den Markt. Für die kommenden zwei bis vier Jahre wird jedoch mit einem Rückgang dieses Marktanteils auf 40-50% zugunsten der Dünnschichtsolarmodule gerechnet. Die in diesen Modulen als transparente Elektrode zum Einsatz kommende TCO Schicht kann durch Magnetron-Kathodenzerstäubung (Sputtern) in für die Massenproduktion optimierten In-Line Beschichtungsanlagen kostengünstig aufgebracht werden. Neben der bereits etablierten DC bzw. HF Sputtertechnologie wird seit einiger Zeit auch das reaktive Mittelfrequenzsputtern evaluiert (z.B. für ZnO:Al).

Durch die Zusammenlegung der Bereiche Display Products (Balzers Process Systems) und Large Area Coatings (Leybold Systems) hat sich sowohl das Anlagenportfolio als auch die zur Verfügung stehende Prozesstechnik des neu entstandenen Bereichs stark erweitert. Von Maschinen mit horizontalem Substrattransport (z.B. für die Architekturglasbeschichtung) über vertikale Beschichtungsanlagen für Flachbildschirmanwendungen (mit oder ohne Substratheizung) bis hin zu den Bandanlagen kann je nach Anwendung das optimale Maschinenkonzept für die industrielle Abscheidung von TCO Schichten ausgewählt werden.

Für die Abscheidung von ITO im Display-Bereich kommen die ARISTO- sowie NEW ARISTO-Anlagen zum Einsatz. Bei Substrattemperaturen von bis zu 380°C werden spezifi-

C. Daube, M. Ruske  
Balzers Process Systems,  
Alzenau

K.mueller@bda.bps.  
balzers.net



sche Widerstände unter  $150 \mu\Omega\text{cm}$  bei Schichttransmissionen von über 98% (im Maximum) erreicht. Durch Verwendung der MoveMag-Technologie beim DC-Magnetron werden auf Produktionsanlagen Targetausnutzungen von mehr als 45% erreicht. Durch Verwendung einer HF-/DC-Überlagerung gelingt es auch für Substrattemperaturen unter  $250 \text{ }^\circ\text{C}$  spezifische Widerstände unter  $160 \mu\Omega\text{cm}$  zu erreichen. Dieser Prozess wird insbesondere für die TCO Beschichtung temperatursensitiver Substrate eingesetzt.

Die gleiche Anlagen-Technologie ist auch für die Abscheidung von ZnO:Al geeignet. Unter Verwendung keramischer Targets können bei einer Substrattemperatur von  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  Schichten mit  $7 \Omega$  Flächenwiderstand bei einem spezifischen Widerstand von  $400 \mu\Omega\text{cm}$  und Transmissionsmaxima von 90% abgeschieden werden. Diese Werte werden auch bei höheren Target-Leistungsdichten bei einem stabilen Prozess realisiert.

# Doppelmagnetron- Anordnung zur Herstellung niederohmiger ITO Schichten

Die Herstellung photovoltaischer CTS-Solarmodule stellt hohe Anforderungen an die Prozesstechnologie zur Basiskontakt-Abscheidung. Als Material der leitfähig transparenten Basisschicht kommt Indium-Zinn-Oxid (ITO) zum Einsatz, das großflächig durch reaktives Magnetron-Sputtern auf Floatglas abgeschieden wird. Die Herausforderung für diesen Beschichtungsprozess besteht darin, stabile Schichteigenschaften mit besonders niedrigem spezifischen Widerstand bei hoher Transmission im sichtbaren Spektralbereich zu gewährleisten. Als Targetmaterial kommen keramische ITO-Platten zum Einsatz. Es werden vergleichende Untersuchungen zu erzielten ITO-Schichteigenschaften vorgestellt, die mit einer Einzelmagnetron- und einer Doppelmagnetron-Anordnung abgeschieden wurden. Es konnten niedrigere spezifische Widerstände mit der Doppelmagnetron-Anordnung erzielt werden, obwohl kein Plasmaschirm mit einschränkender Aperturblende benutzt wurde.

Außerdem zeigte sich, dass mit der Doppelmagnetron-Anordnung im DC/DC mode niedrigere spezifische Widerstände erreichbar sind als im bipolaren Mittelfrequenz (MF) mode. Bei einer Substrattemperatur von 255°C wurden ITO Schichten mit einem spezifischen Widerstand von 160  $\mu\Omega\text{cm}$  mit der Doppelmagnetron-Anordnung im DC/DC mode hergestellt. Außerdem wurde bei der Doppelkatode durch Weglassen einer inneren Trennwand eine Erhöhung der dynamischen Beschichtungsrate um 60% gegenüber der Einzelkatode festgestellt. Es wird eine Vertikal-Inline-Produktionsanlage zur großflächigen Herstellung von ITO-Schichten mit Flächenwiderständen  $R < 10\Omega$  vorgestellt, die mit drei Doppelmagnetron-Katoden ausgerüstet ist.

J. Strümpfel, C. May  
Ardenne Anlagentechnik  
GmbH  
struempfel@ardenneat.de



## TCO-Schichten in organischen Leuchtdioden und Displays

Wolfgang Kowalsky,  
Institut für  
Hochfrequenztechnik,  
Technische Universität  
Braunschweig  
w.kowalsky@tu-bs.de

Seit der ersten Publikation über organische Elektrolumineszenz von C. W. Tang und S. A. Van Slyke wuchs die Anzahl der in diesem Feld tätigen Arbeitsgruppen aus industrieller und universitärer Forschung zwar rasch an, aber auch diese Technologie schien sich zunächst aufgrund einer ungenügenden Stabilität der OLEDs in den Kreis der zum Scheitern verurteilten Technologien einzureihen. Wider Erwarten wurde dann aber doch ein »überraschender Fortschritt in den letzten Jahren« erzielt (Stanford Resources). Neben wesentlichen Verbesserungen der photonischen Eigenschaften ( $>10$  lm/W,  $>25$  cd/A, Leuchtdichten ( $cw @ RT$ )  $>10^5$  cd/m<sup>2</sup>) ist dieser Technologie insbesondere durch die erhebliche Steigerung der Lebensdauer ( $>10^4$  h @ 100 cd/m<sup>2</sup>) eine zunehmende Akzeptanz zuzuschreiben. Nach jüngsten Recherchen sind weltweit bereits 55 Unternehmen in diesem Feld tätig.

Nach kurzer Diskussion des OLED-Funktionsprinzips werden die technologischen Prozesse zur OLED-Herstellung vorgestellt. In der konventionellen OLED-Struktur wird die organische Schichtenfolge auf einem TCO-beschichteten Glassubstrat abgeschieden. Der Präparation der TCO-Anode ist dabei eine zentrale Bedeutung beizumessen, da ihre Morphologie und ihre Austrittsarbeit wesentlich die Leistungsmerkmale und die Lebensdauer bestimmen. Anschließend werden OLED-Anforderungen für den Einsatz in Displays abgeleitet und Konzepte zu deren Präparation vorgestellt.

# Material- und Grenzflächeneigenschaften



# TCO-Grenzflächen in Halbleiterbauelementen

Andreas Klein  
Technische Universität  
Darmstadt, Fachbereich  
Materialwissenschaft,  
Fachgebiet  
Oberflächenforschung  
aklein@surface.tu-  
darmstadt.de

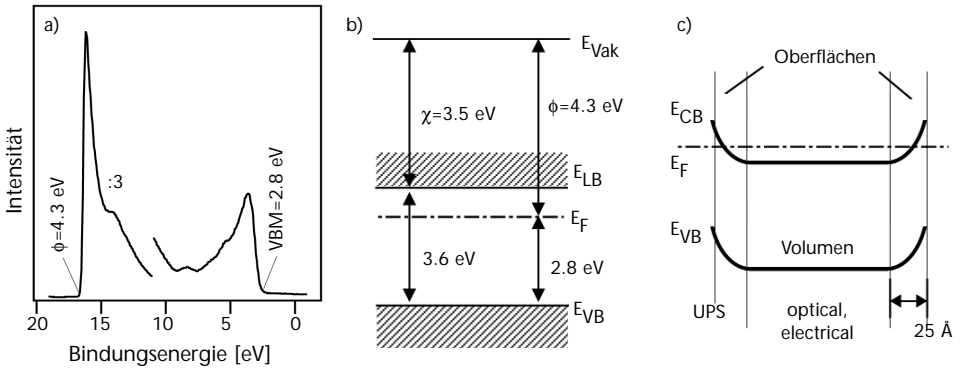
Transparent leitfähige Oxide (TCO's) werden in der Display- und Sensortechnologie aber vor allem auch für Dünnschicht-solarzellen aus a-Si, CIGS, CdTe und der Farbstoff-Zelle eingesetzt. Für Solarzellen werden die TCO's generell als n-leitendes Kontaktmaterial verwendet. Dagegen wird Indium-Zinn-Oxid (ITO) in organischen Leuchtdioden (OLED) als Löcherinjektor verwendet (siehe z.B. [1]).

Während die erste Anwendung ein möglichst hohes Fermi-niveau (kleine Austrittsarbeit) erfordert, ist bei letzterem ein tiefes Fermi-niveau (große Austrittsarbeit) wünschenswert. Offensichtlich sind mit TCO's beide, eigentlich widerstrebende, Anforderungen erfüllbar.

Maßgeblich für die Bauelementeigenschaften sind neben den Volumeneigenschaften wie Leitfähigkeit und optische Transparenz vor allem auch die Grenzflächeneigenschaften. Die Grenzflächen sind durch die chemischen Wechselwirkungen bestimmt, die letztendlich den Ladungsübertrag über die Grenzfläche und damit die Barrierenhöhen (Bandanpassung, Grenzflächendipol) vorgeben. Zur Bestimmung dieser Grenzflächeneigenschaften eignet sich in erster Linie die Kombination von UHV-Präparation und Oberflächenanalytik. Die in-situ Charakterisierung von schrittweise aufgebauten Grenzflächen, vorwiegend mit Photoemission, erlaubt die detaillierte Charakterisierung der morphologischen und elektronischen Eigenschaften.

Photoemissionsmessungen an reaktiv aufgedampften  $\text{In}_2\text{O}_3$  Schichten zeigen ein irritierendes Ergebnis: Die Lage des Fermi-niveaus an der Oberfläche liegt deutlich unterhalb der erwarteten Lage des Leitungsbandes, also innerhalb der Bandlücke [2,3]. Dieses Ergebnis scheint im Widerspruch zur generellen Annahme zu sein, dass bei den TCO's das

Ferminiveau oberhalb der Leitungsbandkante liegt, was aus den hohen freien Ladungsträgerkonzentrationen und dem Burstein-Moss Effekt geschlossen werden kann [4].



Die Messungen, die mit anderen Photoemissionsmessungen an  $\text{In}_2\text{O}_3$  und ITO übereinstimmen [5-7], lassen sich nur verstehen, wenn eine Bandverbiegung zur Oberfläche angenommen wird. Im Gegensatz zu elektrischen und optischen Messungen misst die Photoemission nur sehr nah an der Oberfläche. Die  $\text{In}_2\text{O}_3$  Oberfläche zeigt dabei eine große Austrittsarbeit, während die elektrischen und optischen Eigenschaften der Schicht vorwiegend durch die Lage des Fermi-niveaus im Innern bestimmt werden. Der in *Abb. 1c* gezeigte Verlauf des Fermi-niveaus quer durch ein Korn einer polykristallinen  $\text{In}_2\text{O}_3$  Schicht basiert auf der Vermutung, dass die Bandverbiegung nicht nur an der Oberfläche, sondern auch an den inneren Grenzflächen (Korngrenzen) auftritt. Aus einem derartigen Modell würden sich erhebliche Konsequenzen für die Optimierung der Materialeigenschaften von  $\text{In}_2\text{O}_3$  bzw. ITO ergeben, da nicht mehr nur die Volumen-, sondern auch die Oberflächeneigenschaften als Ganzes optimiert werden müssen.

Abbildung 1

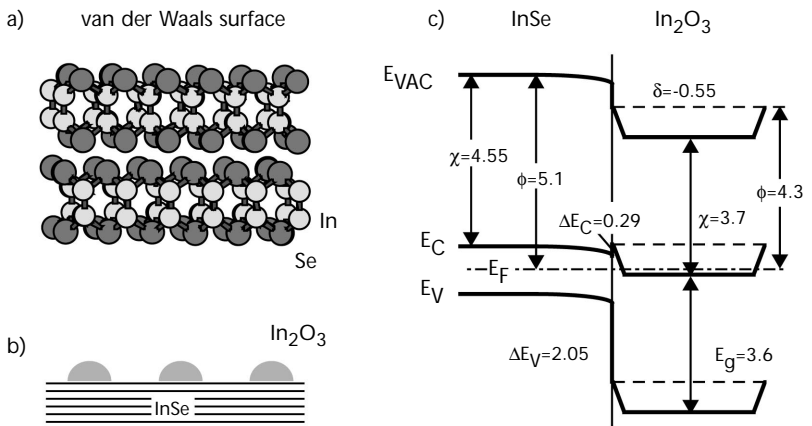
- a) UPS-Spektrum einer durch reaktive Verdampfung von  $\text{In}$  abgeschiedene  $\text{In}_2\text{O}_3$  Schicht.
- b) aus a) bestimmtes Energiebanddiagramm der  $\text{In}_2\text{O}_3$  Oberfläche.
- c) angenommener Verlauf der Bandkanten quer durch ein Korn in polykristallinem  $\text{In}_2\text{O}_3$ .

Durch eine Variation der Anregungsenergie für die Photoemission am Synchrotron kann die Informationstiefe der Messung auf Werte gesteigert werden, die der Breite der Raumladungszone für Dotierungen mit  $n=10^{20}\text{cm}^{-3}$  entsprechen. In derartigen Messungen wurde jedoch kein Hinweis auf eine Oberflächenbandverbiegung gefunden. Man muss daher davon ausgehen, dass die Raumladungszone an der Oberfläche sehr viel weiter ausgedehnt ist. Dies ist aber nur möglich, wenn die Dotierung an der Oberfläche von der im Inneren abweicht, was z.B. durch Abweichungen in der Stöchiometrie verursacht werden kann.

Die Unsicherheit im Verlauf des Fermi-niveaus in  $\text{In}_2\text{O}_3$  überträgt sich auch auf die Bestimmung der Energiebanddiagramme von Grenzflächen. Als Beispiel sei hier die Grenzfläche  $\text{In}_2\text{O}_3/\text{InSe}$  erwähnt [3]. InSe ist ein Schichtgitterhalb-leiter mit einer chemischen inerten Oberfläche. Die Photoemissionsmessungen zeigen eine nicht reaktive Grenzfläche und ein ausgeprägtes Inselwachstum der  $\text{In}_2\text{O}_3$  Schicht.

Abbildung 2

a) Kristallstruktur von InSe, b) Morphologie und c) Energiebanddiagramm der  $\text{In}_2\text{O}_3/\text{InSe}$  Grenzfläche.



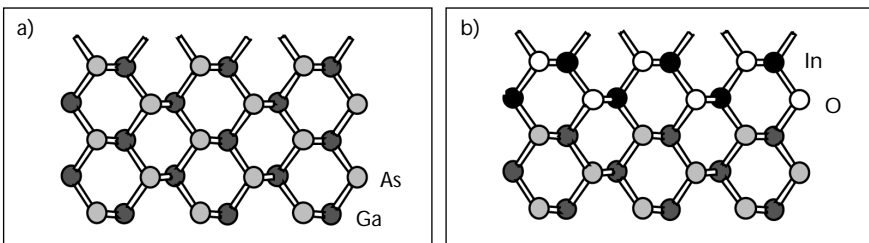
In der Bandanpassung fällt der vergleichsweise große Grenzflächendipol auf. Dessen Richtung verschiebt die Bänder des  $\text{In}_2\text{O}_3$  relativ zu denen des  $\text{InSe}$  nach unten. Interessant ist in diesem Zusammenhang, dass  $\text{InSe}$  wegen seiner chemisch inerten Oberfläche Ähnlichkeit mit organischen Substanzen aufweist. Die Grenzflächendipole an derartigen Grenzflächen scheinen also einen wesentlichen Beitrag zur Eignung von ITO als p-Kontaktmaterial bei organischen Leuchtdioden zu liefern. Die Ursache des Grenzflächendipols muss in einer Dipolschicht liegen, deren negatives Ende zum  $\text{InSe}$  zeigt. Eine mögliche Ursache dieses Dipols könnte die Sauerstoffterminierung des  $\text{In}_2\text{O}_3$  an der Grenzfläche sein. Aufgrund der polaren O-In Bindung würde ein positiver Dipol sprung (Vergrößerung der Austrittsarbeit) an der Oberfläche des  $\text{In}_2\text{O}_3$  resultieren.

Ein anderes Verhalten zeigt sich an Grenzflächen zu Halbleitern, deren Oberflächen nicht abgesättigte chemische Bindungen aufweisen wie die (110)-Spaltfläche von GaAs. Diese Oberfläche ist nicht polar und enthält abwechselnd Ga und As mit je einer nicht abgesättigten Bindung (Abb. 3a).

Abbildung 3

a) Struktur der GaAs (110)-Oberfläche.

b) angenommene Nukleation von  $\text{In}_2\text{O}_3$  auf GaAs(110).



Die Photoemissionsmessungen an  $\text{In}_2\text{O}_3/\text{GaAs}(110)$ - und  $\text{In}_2\text{O}_3/\text{InP}(110)$ -Grenzflächen zeigen ein lagenartiges Wachstum der Schichten. Für geringe Schichtdicken weichen die Valenzbandspektren von denen der dicken Schicht ab. Insbesondere zeigen sich Emissionen im Bereich der

Bandlücke des  $\text{In}_2\text{O}_3$ , die auch bei mit Sauerstoffmangel hergestellten Schichten auftreten [2]. Offensichtlich existieren in der Bandlücke des  $\text{In}_2\text{O}_3$  Defektzustände, die auf In 4sp-Hybridzustände zurückgeführt werden können. Aus dem Verlauf der Bindungsenergien mit zunehmender Schichtdicke kann ein Energiebanddiagramm bestimmt werden (Abb. 3c).

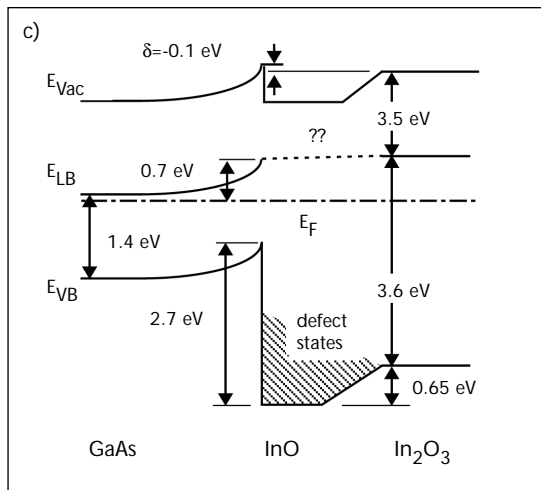


Abbildung 3  
c) Energiebanddiagramm der  $\text{In}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$  (110)-Grenzfläche.

Die Beobachtungen lassen sich durch ein Modell erklären, das auf der Fortsetzung der kristallografischen Struktur des Substrats durch die aufwachsende Schicht beruht (Abb. 3b). Für dieses pseudomorphe Wachstum sind chemische Bindungen von In zu As und von O zu Ga notwendig. Die pseudomorphe Struktur der initiellen Schicht mit nomineller InO-Stöchiometrie und der formalen Oxidationsstufe +2 des In wird durch den Verlauf der Intensitäten sowie durch weitere Untersuchungen zur Nukleation und zur Oxidation der Oberfläche bestätigt. Die geringe Größe des Grenzflächendipols lässt ebenfalls auf eine Ausrichtung der In-O Bindungen parallel zur Grenzfläche, wie in Abb. 3b erkennbar, schließen. Weiterhin ergibt sich daraus ein klarer

Hinweis auf die Existenz von Defektzuständen in der Bandlücke.

Neben den hier beschriebenen Ergebnissen gibt es in der Literatur nahezu keine Untersuchungen zur elektronischen Struktur von Grenzflächen mit transparent leitenden Oxiden. Die an epitaktischen Grenzflächen von Element-, III-V-, oder II-VI-Halbleitern gewonnenen, grundlegenden Erkenntnisse zur Kontaktbildung lassen sich nur teilweise auf TCO-Grenzflächen übertragen, da die TCO's zum Teil wesentlich kompliziertere Kristallstrukturen und eine stark unterschiedliche Defektchemie aufweisen. Um zu einem klaren Verständnis der wesentlichen Prozesse an TCO-Grenzflächen zu gelangen, sind systematische Untersuchungen verschiedener Grenzflächen unabdingbar.

## Literatur

- [1] H. Ishii, K. Sugiyama, D. Yoshimura, E. Ito, Y. Ouchi und K. Seki, IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics 4 (1998), 24.
- [2] A. Klein, O. Henrion, C. Pettenkofer, W. Jaegermann, N. Ashkenasy, B. Mishori, and Y. Shapira, Proceedings of the 14th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Barcelona (1997), 1705.
- [3] O. Lang, C. Pettenkofer, J.F. Sanchez-Royo, A. Segura, A. Klein, and W. Jaegermann, J. Appl. Phys. 86 (1999), 5687.
- [4] I. Hamberg, and C.G. Granqvist, J. Appl. Phys. 60 (1986), R123.
- [5] P.A. Cox, W.R. Flavell, and R.G. Egdell, J. Solid State Chem. 68 (1987), 340.
- [6] H. Öfner, Y. Shapira, and F.P. Netzer, J. Appl. Phys. 76 (1994), 1196.
- [7] K. Sugiyama, H. Ishii, Y. Ouchi, and K. Seki, J. Appl. Phys. 87 (2000), 295.

# Untersuchungen der Leitungsmechanismen in reaktiv gesputterten TCO-Schichtsystemen

B. Szyszka  
 Fraunhofer Institut für Schicht- und Oberflächentechnik IST, Braunschweig  
 szyszka@ist.fhg.de

In dieser Arbeit werden Untersuchungen der Leitungsmechanismen zur Optimierung der elektrischen Eigenschaften von reaktiv gesputterten ZnO:Al-Schichtsystemen vorgestellt. Für dieses Material wurde am Fraunhofer IST durch reaktives MF-Magnetronspütern (Leybold Twin-Mag™) bisher ein minimaler spezifischer Widerstand von  $2,9 \times 10^{-4} \Omega\text{cm}$  erreicht. Diese Ergebnisse wurden bei einer Substrattemperatur von 200°C im instabilen Übergangsbereich der Magnetronentladung (Transition Mode) erzielt. Hall-Messungen und chemische Untersuchungen mittels EPMA und SIMS zeigen, dass derartige Proben eine homogene Dotantenkonzentration von  $c_{Al} = 2,2 \text{ at.}\%$  aufweisen, wobei die Ladungsträgerkonzentration  $n_e = 8,5 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$  beträgt. Ausgehend von der theoretischen Dichte entspricht dies einer Dotierungseffizienz von nur  $\eta_{Dot} \approx 50 \%$  im Unterschied zur  $\eta_{Dot} \approx 100 \%$ , die für hochwertige ITO-Schichtsysteme erreicht wird. Für das System ZnO:Al wird die Dotierungseffizienz in erster Linie durch den Einbau von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  bestimmt. Dies hat (i) die Begrenzung der Ladungsträgerkonzentration auf  $n_e < 1 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$  und (ii) das Ausbilden von neutralen Störstellen zur Folge, welche die Ladungsträgerbeweglichkeit begrenzen. Es werden einige Resultate und Konzepte vorgestellt, die zu einer weiteren Verbesserung der elektrischen Eigenschaften dieses Schichtsystems beitragen können.

# Korrelation der Dichte mit den strukturellen, elektrischen und optischen Eigenschaften von ITO Filmen, hergestellt mit DC-Magnetron und RF-Dioden Sputtern

ITO films have been prepared on unheated substrates and at 450°C by DC-magnetron sputtering of an oxidic target under various oxygen fluxes. The density of the films is correlated with their optical (index of refraction) and electrical (mobility and carrier density) properties. Under certain growth conditions the density of the films and the lattice constant are higher than that of an ideal crystal. The crystallographic texture changes with increasing oxygen pressure during deposition, from random to (222) dominant at low temperatures and from random to (400) at high temperatures. The mobility is correlated with the texture of the films.

The same parameters are evaluated for ITO films prepared by RF-diode sputtering. The results are compared and a tentative growth model is presented.

Optimized ITO films have then been used to produce capacitors ITO/TiO<sub>2</sub>/ITO in order to investigate the growth of oxidic films on one another.

<sup>a</sup>D. Mergel,  
<sup>b</sup>M. Gersdorff,  
<sup>c</sup>M. Ghebre,  
<sup>d</sup>M. Sulkowski,  
<sup>e</sup>M. Schenkel  
<sup>a,b,c,e</sup> Universität GH Essen,  
Fachbereich Physik, WG  
Thin Film Technology,  
Essen, Germany  
<sup>d</sup>Universität GH Essen,  
Fachgebiet Umweltanalytik  
<sup>a</sup>Corresponding author:  
Prof. Dr. D. Mergel,  
Universität GH Essen  
Dieter.Mergel@Uni-Essen.de



## Vergleich der Grenzflächeneigenschaften TCO/Si von gesputterten und MOMBE abgeschiedenen Schichten

C. Pettenkofer, U. Meier  
Hahn Meitner Institut  
AG SE6, Berlin  
Pettenkofer@hmi.de

Mit oberflächensensitiven Spektroskopien wurden in situ abgeschiedene ZnO Schichten untersucht. Für Schichten, die mit dem gängigen Magnetronsputterverfahren hergestellt wurden, wird auf H-terminiertem Si eine durchmischte reaktive Grenzfläche gefunden, in der ein Si-Oxid und unterstöchiometrisches ZnO nachgewiesen wird. Für MOMBE Schichten ist die Grenzfläche dagegen abrupt und zeigt keine Oxidation des Si.

# Einfluss der Al-Konzentration auf das Wachstum reaktiv gesputterter ZnO-Schichten

## Einleitung

Unter den leitfähigen transparenten Oxiden (TCO's) hat sich Al-dotiertes ZnO in vielen Anwendungen etabliert. Der Wunsch nach optimalen TCO-Eigenschaften erfordert ein vertieftes Verständnis der Wechselwirkung von elektrischen, optischen und chemisch-strukturellen Eigenschaften dünner TCO-Filme. Mikroskopisch sind die optischen und elektrischen Parameter über die Maxwell'schen Gleichungen miteinander verknüpft. Nimmt man in erster Näherung nur freie Ladungsträgerabsorption an, so korreliert das "TCO-Optimum" (Figure of merit) mit einer (möglichst großen) Beweglichkeit der Ladungsträger bzw. mit einer (möglichst kleinen) effektiven Masse [1,2]. Die makroskopische Struktur der Filme bleibt hierbei unberücksichtigt.

ZnO ist ein Halbleiter mit einer Bandlücke von 3.4 eV und kristallisiert in der hexagonalen Wurtzit-Struktur. Als dünne Schicht liegt ZnO polykristallin vor. Die n-Leitung wird vorrangig mit Sauerstoffvakanz, weniger mit Zn auf Zwischengitterplatz in Verbindung gebracht. Eine Erhöhung und Stabilisierung der Leitfähigkeit erreicht man üblicherweise durch Dotierung mit B, Al, Ga, In – Donatoren, die auf Zn-Gitterplatz eingebaut werden.

Ziel dieser Arbeit ist es, die Frage der strukturell/morphologischen Änderungen in der Schicht bei Al-Dotierung zu untersuchen.

F.Fenske, A.Schöpke,  
B.Selle, I.Sieber  
Hahn-Meitner-Institut  
Berlin,  
Abt. Silizium-Photovoltaik  
Fenske@hmi.de

## Experiment

Die Schichten wurden durch reaktive dc Kosputterdeposition von metallischen Zn- und Al-Targets in Ar/O<sub>2</sub>-Atmosphäre erzeugt. Die Schichtkomposition kann durch Einstellung der Entladungsleistung der beiden konfokal angeordneten Magnetronquellen kontinuierlich variiert werden. In dieser Arbeit wurde die Entladungsleistung der Zn-Quelle  $P_{Zn}$  konstant bei 100 W gehalten und die der Al-Quelle  $P_{Al}$  zwischen 0 und 200 W geändert. Die Arbeitsatmosphäre ist bestimmt durch einen konstanten Totaldruck von  $6 \cdot 10^{-3}$  mbar bei veränderlichem O<sub>2</sub>-Massenfluss  $f(O_2)$ . Dabei wurde die Saugrate der Kryo-Pumpe nicht reduziert, so dass unerwünschte Instabilitäten (Hysterese-Effekt des O<sub>2</sub>-Partialdruckes /3/) vermieden werden. Die Deposition erfolgte auf ungeheiztes Substrat (Si-Wafer) ohne Bias über eine konstante Zeit.

REM-Bilder an Bruchkanten geben Aufschluss über die Morphologie der Schichten. Die Schichtkomposition wurde mit RBS-Messungen bestimmt. Eine atomar-chemische Phasenseparation über der Schichtdicke erfolgte mit AES und der Hauptkomponentenanalyse mit einer Ortsauflösung von mehreren 10  $\mu\text{m}$  [4].

## Ergebnisse

Die unterschiedliche Reaktivität der Metalle Zn und Al mit O<sub>2</sub> bewirkt, dass beim Sputterprozess die Variation von  $P_{Al}$  und  $f(O_2)$  zu stark nichtlinearen Abhängigkeiten der Parameter Wachstumsrate und Aluminium-Gehalt  $C_{Al}$  führt [5].

*Abb. 1* zeigt die in die Schichten eingebaute mittlere Al-Konzentration im Parameterfeld der O<sub>2</sub>-Flussrate und der Entladungsleistung am Al-Target. Das aus RBS ermittelte Tiefenprofil von  $C_{Al}$  ist konstant. Die in dem Parameterfeld erreichten Al-Konzentrationen der Schichten liegen im

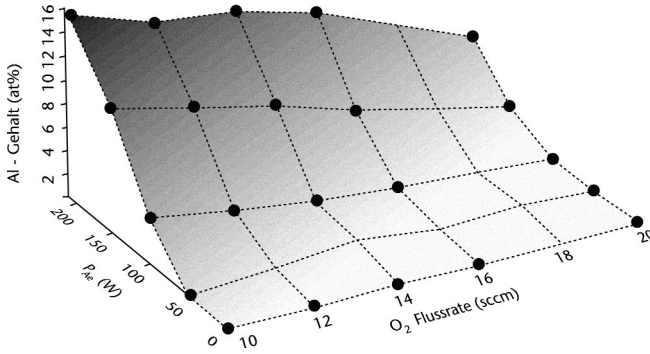
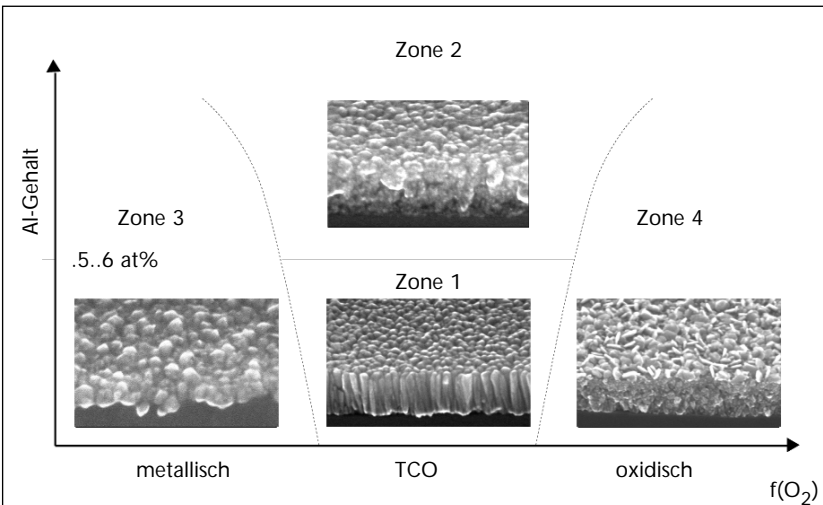


Abbildung 1  
Al-Gehalt der Schicht in Abhängigkeit der Depositionsparameter  $P_{Al}$  und  $f(O_2)$ .

Bereich von 0...16 at%. REM-Aufnahmen an der Bruchkante lassen erkennen, dass sich entlang der Parameterachsen  $P_{Al}$  und  $f(O_2)$  die Schichtmorphologie signifikant ändert. Eine schematische Darstellung eines morphologischen (Phasen-)Diagramms ist in Abb. 2 gegeben.

Abbildung 2  
Struktur-Zonenmodell von Al-dotierten ZnO-Schichten.



Es gibt einen ausgewiesenen Bereich, in dem ein texturiertes kolumnares Wachstum stattfindet (Zone 1). Bei niedrigen und bei hohen  $f(\text{O}_2)$  sowie bei hohen  $P_{\text{Al}}$  ist ein ungeordnetes polykristallines Gefüge zu beobachten (Zone 2). Dies lässt die Vermutung aufkommen, dass sowohl eine Zunahme von metallischen als auch oxidischen Anteilen in der Schicht die Morphologie in Richtung eines ungeordneten Wachstums beeinflusst.

Obwohl AES- wie auch XPS-Messungen gleichermaßen zur chemischen Phasenanalyse geeignet sind, werden die analytischen Grenzen durch die Nachweisempfindlichkeit und durch die Ortsauflösung festgelegt. Bei der Analytik dünner polykristalliner Schichten stößt man sehr schnell an diese Grenzen. Die durchgeführten AES-Tiefenprofilmessungen mit Hilfe der Hauptkomponentenanalyse PCA geben Anhaltspunkte über das Vorhandensein und die Verteilung der Elemente Zn, Al, O sowie ihrer chemischen Bindungen untereinander. Dabei zeigt sich, dass das Al für eine ZnO:Al 4.4%-Schicht, deponiert bei  $f(\text{O}_2)=16$  sccm (Zone 1), überwiegend in einer Bindung vom Typ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  eingebaut ist. Eine mögliche Koordination zwischen Al und O, die einem substitutionellen Einbau auf Zn-Platz entsprechen würde, wird bei Al-Donatorkonzentrationen  $\leq 10^{21} \text{ cm}^{-3}$  (d.h.  $\leq 2\%$ ) von der Hauptkomponentenanalyse offenbar nicht detektiert. Sehr wahrscheinlich sind dafür nahezu gleiche Linienformen dieser beiden Al-Bindungskonfigurationen sowie eine gleiche Tiefenverteilung verantwortlich. In *Abb. 3* ist die Phasenverteilung über der Schichtdicke dargestellt. Die Messungen ergeben keine räumlichen Inhomogenitäten der Verteilung. Das ist aufgrund der geringen Ortsauflösung der Sonde und der Schichtstruktur auch nicht zu erwarten. In Zone 3 können Schichten mit mehr metallischem Charakter ( $f(\text{O}_2)$  gering) und/oder hohem Al-Gehalt (Zone 2) nachgewiesen werden – zusätzlich zu den oxidischen Phasen auch metallisches Zn.

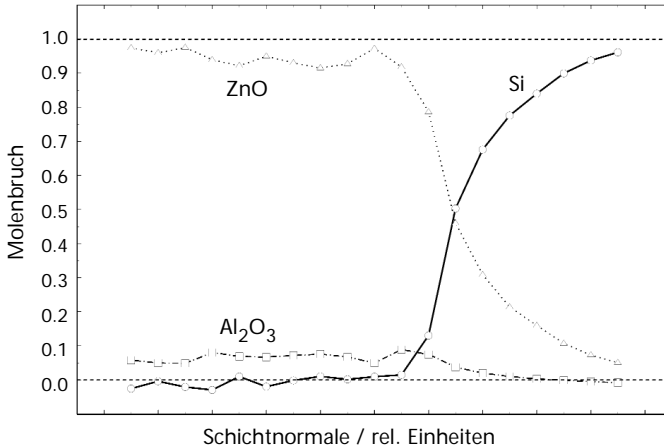


Abbildung 3  
Chemische  
Phasenanalyse einer  
ZnO:Al4.4%-Schicht  
( $f(O_2) = 16 \text{ sccm}$ ).

Die höhere Affinität des Sauerstoffs zum Al im Vergleich zum Zn führt bei Depositionen mit geringen bis mittleren  $f(O_2)$  und hoher Verlustleistung  $P_{Al}$  zu nichtoxidierten, metallischen Zink-Einschlüssen.

## Schlussfolgerungen

Die Untersuchungen zeigen eine charakteristische Abhängigkeit der strukturell/morphologischen Schichteigenschaften von den Depositionsparametern. Ein Vergleich mit Untersuchungen zu elektro-optischen Schichteigenschaften führt zu der Erkenntnis, dass optimale TCO-Eigenschaften mit Zone 1 Schichten erreicht werden [6]. Diese polykristallinen Schichten haben einen maximalen Volumenanteil von Kristalliten mit hexagonaler Wurtzit-Struktur, in dem sich der Dotand Aluminium effektiv auf Gitterplatz einbauen kann. Entspricht das "Angebot" der Komponenten (Zn, O, Al) bei der Deposition nicht der Stöchiometrie, so wird das kristalline Gefüge des hexagonalen ZnO gestört und es kommt zu metallischen und oxidischen Ausscheidungen.

Ein gewisses "Überangebot" an Al scheint erforderlich. Das überschüssige Al lagert sich an den Korngrenzen in Form eines Oxids an. Den Ladungsträgertransport beeinträchtigen diese Korngrenzen offensichtlich nicht. Dies zeigten optische Messungen zur Driftbeweglichkeit  $\mu_{dc}$  und zur Beweglichkeit  $\mu_{ac}$  [7]. Die Beweglichkeit wird durch intra-Korn Streumechanismen bestimmt. Dazu zählen unserer Meinung nach vorrangig Streuung an ionisierten Störstellen und an Defekten.

## Literatur

- [1] T.S. Moss, G.J. Burrell, B. Ellis, "Semiconductor optoelectronics", London, Butterworth, 1973.
- [2] T.J. Coutts, X. Wu, W.P. Mulligan, MRS Symp. Proc. Vol. 426 (1996) 479.
- [3] S. Berg, H.-O. Blom, M. Moradi, C. Nender, T. Larsson, J. Vac. Sci. Technol. A 7 (1989) 1225.
- [4] A. Schöpke, S. Kelling, Surf. Interface Anal. 25 (1997) 5.
- [5] S. Berg, T. Nyberg, H.O. Blom, C. Nender, J. Vac. Sci. Technol. A 16 (1998) 1277.
- [6] S. Brehme, L. Elstner, F. Fenske et al., 13th Eur. Photovoltaic Solar Energy Conf., Nizza, 1995, p.1746.
- [7] S. Brehme, F. Fenske, W. Fuhs et al., Thin Solid Films 342 (1999) 167.

Durch den Einsatz qualitativ hochwertiger, texturierter

# Herstellung texturierter Zinkoxidfilme durch nasschemisches Ätzen

TCO-Schichten in Dünnschichtsolarzellen kann ihr Wirkungsgrad weiter verbessert werden [1,2,3]. Neben einer hohen Leitfähigkeit und optischen Transparenz ist zur Optimierung der Lichteinkopplung – und damit des Kurzschlussstroms – eine sorgfältige Kontrolle der Oberflächenmorphologie der TCO-Schichten notwendig.

Das nasschemische Ätzen glatter, optisch und elektrisch optimierter ZnO:Al-Schichten bietet die Möglichkeit, die Schichtoberfläche nahezu ohne negativen Einfluss auf die opto-elektrischen Eigenschaften aufzurauen. Die so erzeugte Oberflächenmorphologie hängt wesentlich von der sich aus den Abscheideparametern ergebenden Schichtstruktur der Ausgangsschicht sowie den Ätzparametern ab [4,5,6] und kann den Erfordernissen verschiedener Solarzellentypen (a-Si, uc-Si, pin und nip-Struktur) angepasst werden [7,8]. Die Zusammenhänge zwischen Abscheideparametern, strukturellen Eigenschaften der Ausgangsschichten und dem Ergebnis des Ätzvorgangs wurden umfassend untersucht und werden hier vorgestellt.

O. Kluth, G. Schöpe,  
H. Siekmann, B. Rech  
und H. Wagner  
Institut für Schicht und  
Ionentechnik  
Forschungszentrum Jülich  
GmbH  
o.kluth@fz-juelich.de

Abb. 1a

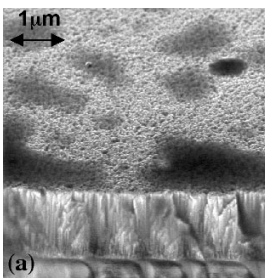


Abb. 1b

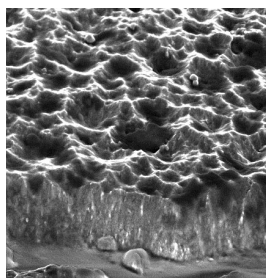


Abbildung 1

HRSEM Bruchkanten-Aufnahme einer rf-gesputterten ZnO:Al-Schicht (a) vor dem Ätzen, (b) nach dem Ätzen in 0,5 % HCl.

## Literatur

- [1] A. Catalano et al., AIP Conference Proceedings 286, (1992), 58
- [2] L. Yang et al., Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 420, (1996), 839
- [3] C. Beneking, B. Rech, S. Wieder, O. Kluth und H. Wagner, W. Frammelsberger, R. Geyer, P. Lechner, H. Rübél und H. Schade, Thin Solid Films 351, (1999), 241-246
- [4] A. Löffl, S. Wieder, B. Rech, O. Kluth, C. Beneking und H. Wagner, Proc. 14th European PV Solar Energy Conference, Barcelona (1997), 2089
- [5] O. Kluth, A. Löffl, S. Wieder, C. Beneking, W. Appenzeller, L. Houben, B. Rech, H. Wagner, S. Hoffmann, R. Waser, J. A. Anna Selvan und H. Keppner, Proc. 26th IEEE-Photovoltaic Specialists Conference, Anaheim (1997), 715
- [6] O. Kluth, B. Rech, L. Houben, S. Wieder, G. Schöpe, C. Beneking, H. Wagner, A. Löffl, H.W. Schock, Thin Solid Films 351, (1999), 247-253
- [7] B. Rech, S. Wieder, C. Beneking, A. Löffl, O. Kluth, W. Reetz and H. Wagner, Proc. 26th IEEE-Photovoltaic Specialists Conference, Anaheim (1997), 619
- [8] O. Kluth, O. Vetterl, R. Carius, F. Finger, S. Wieder, B. Rech, H. Wagner  
MRS Spring Meeting, San Francisco (1999), im Druck

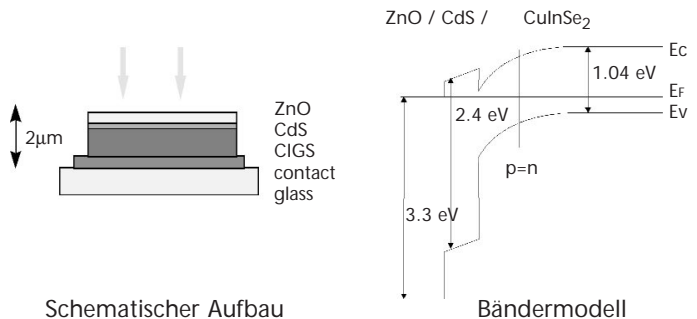
# TCO-Filme in Bauelementen

# TCO in CIS Solarzellen

H. W. Schock  
 Universität Stuttgart,  
 Institut für Physikalische  
 Elektronik  
 schock@ipe.uni-stuttgart.de

Solarzellen auf der Basis von  $\text{Cu(In,Ga)(Se,S)}_2$  Dünnschichten (CIS-Solarzellen) sind eine mittel- bis langfristige Option zur Realisierung kostengünstiger Photovoltaikmodule. Sie vereinen kostengünstige Dünnschichttechniken mit Wirkungsgraden, die mit denen kristalliner Zellen vergleichbar sind. So wurden im Labor Wirkungsgrade nahe 19% erreicht, Module zeigen je nach Größe 12 bis nahe 15%. Üblicherweise werden diese Solarzellen als Heterostrukturen in Substratkonfiguration aufgebaut, d.h. die transparent leitfähigen Oxiden (TCO) werden als Frontelektrode am Ende des Herstellungsprozesses aufgebracht. Die TCO Schicht ist daher ein integraler Bestandteil der Halbleiterstruktur der Solarzelle und des gesamten Herstellungsprozesses. Daher muss die Schicht in vielerlei Hinsicht optimiert werden. Es ist erforderlich, die Beschichtungsprozesse an die besonderen Anforderungen bezüglich optimaler Halbleiterstruktur und kostengünstiger Herstellung anzupassen. In der konventionellen Struktur der Zellen wird zwischen der p-leitenden Absorberschicht und dem n-leitenden TCO als Frontkontakt eine Pufferschicht aufgebracht. Bild 1 zeigt den schematischen Aufbau und das Energie-Bändermodell der CIS Solarzelle.

*Bild 1*  
 Schematische Darstellung  
 des Aufbaus einer CIS  
 Solarzelle und das zugehörige Energie-  
 Bändermodell.



Die besten Wirkungsgrade und das größte Prozessfenster wird mit einer chemisch abgeschiedenen Kadmiumsulfid-schicht in Verbindung mit einer, durch Hochfrequenz-Sputtern von einem keramischen ZnO:Al Target erzeugten ZnO-Schicht erreicht. Zwischen der Pufferschicht und der leitfähigen Frontelektrode dient eine undotierte ZnO Schicht zur weiteren elektronischen Anpassung. Prozesstemperaturen über 200°C für die Abscheidung der TCO Schicht sollten vermieden werden. Dies schränkt zum Beispiel die Anwendung reaktiver Prozesse ein, bei denen hohe Substrattemperaturen erforderlich sind. Zur Vereinfachung des gesamten Herstellprozesses wäre es wünschenswert, die leitfähige Frontelektrode direkt auf die Absorberoberfläche abzuscheiden. Entsprechend den Eigenschaften der verwendeten Halbleiter sollte dies prinzipiell möglich sein, erfordert aber die Anpassung der TCO Abscheidung an die Erfordernisse der Realisierung effizienter Heterostrukturen. Die Position der Energiebänder an der Heterogrenzfläche zwischen Absorber und Fensterschicht hängt sehr empfindlich von der Dichte der Grenzflächenzustände bzw. Defekte ab, die während der Abscheidung der Fensterschicht entstehen. CIS hat die vorteilhafte Eigenschaft, intrinsisch durch Rekonstruktion der Oberfläche eine n-leitende Oberfläche zu bilden. Chemische Reaktionen beeinflussen jedoch die Eigenschaften der Grenzfläche des Heteroübergangs und damit die photovoltaischen Eigenschaften nachhaltig. Die Wechselwirkung der Abscheidungsprozesse für den Heteroübergang mit der Absorberschicht sind in *Bild 2* zusammengefasst.

Wechselwirkungen mit O-Radikalen aus dem Abscheidungsprozess des TCO führen zu unerwünschten Reaktionsprodukten, wie z.B. der Bildung von elementarem Se. Nur ein detailliertes Verständnis der elektronischen und chemischen Eigenschaften der Heterostruktur ermöglicht gezielte

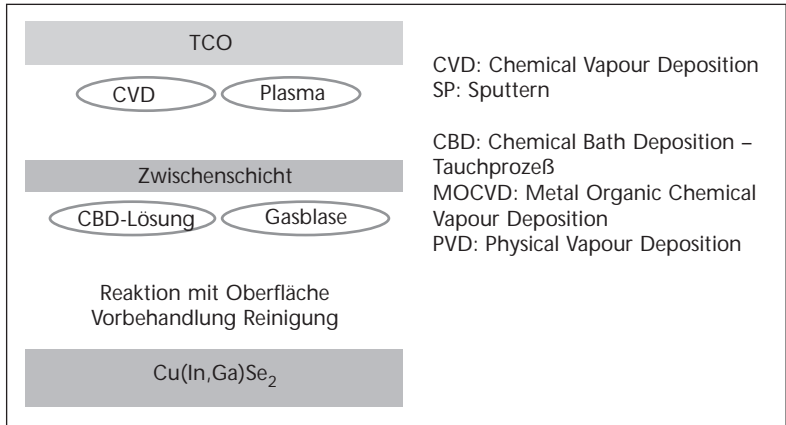


Bild 2

Wechselwirkung des TCO Abscheideprozesses mit den Schichten der CIGS Solarzelle.

Prozessmodifikationen. Sanfte Abscheideprozesse wie z.B. Atomic Layer CVD und eine gezielte Einstellung der Prozessatmosphäre, sowie die Vorbehandlung der Oberfläche der Absorberschicht sind Möglichkeiten zur Kontrolle der Grenzflächeneigenschaften. Allerdings sollte die Kompatibilität der Prozesse bezüglich des Herstellungsablaufs gewährleistet sein, insbesondere für die Realisierung einer inline Modulherstellung mit hohem Durchsatz.

## Lichteinfang in Silizium-Dünnschichtsolarzellen

Die Anwendung von texturierten TCO's für amorphe und mikrokristalline ( $\mu\text{c-Si:H}$ ) Solarzellen ist eine effektive Methode um die Absorption zu verbessern. Im Vergleich zu kristallinen Silizium Wafer-Solarzellen zeigen die derzeit besten  $\mu\text{c-Si:H}$  Solarzellen bei noch elektronisch akzeptabler Dicke einen Verlust von über 20% im Kurzschlussstrom aufgrund unzureichender Lichtausbeute. Um die Lichtausbeute zu steigern, muss die Möglichkeit für Vielfachreflexion innerhalb der Struktur verbessert werden. Der quantitative Zusammenhang zwischen Struktureigenschaften, z.B. Strukturgröße und dem Streuprozess ist nicht hinreichend bekannt. In diesem Workshop-Beitrag sollen die Anwendbarkeit von bekannten Streutheorien verifiziert werden und ein funktionaler Zusammenhang basierend auf verschiedenen experimentellen und theoretischen Untersuchungen hergestellt werden.

Wir untersuchten die optischen Eigenschaften von kommerziell erhältlichen rauen TCO's (AsahiU, BTU, AFG, LOF, TEC8) und rf-Magnetron gesputterten, chemisch texturierten ZnO:Al-Schichten mit unterschiedlichen Oberflächentopographien. Die Rauigkeit der ZnO:Al Schichten wurde durch unterschiedliche Ätzzeiten eingestellt. Wellenlängenabhängige, winkelaufgelöste Streumessungen (ARS), Reflexions-/ Transmissionsmessungen und Atomkraftmikroskopie (AFM) waren die experimentellen Methoden, um den Effekt von strukturierten Schichten auf die Solarzellen zu untersuchen.

Strukturparameter, die oft herangezogen werden um Lichtstreuung in Solarzellen zu beschreiben, sind der Haze (Verhältnis von diffuser zu totaler Lichtintensität), die

H. Stiebig, T. Brammer,  
O. Kluth, T. Repmann,  
N. Senoussaoui,  
H. Wagner  
Institut für Photovoltaik  
(IPV), Forschungszentrum  
Jülich GmbH  
h.stiebig@fz-juelich.de

Korrelationslänge  $a_{\text{corr}}$  (laterale charakteristische Größe), und die rms-Rauigkeit  $\delta_{\text{rms}}$  des Substrats. Für die untersuchten Substrate lag  $\delta_{\text{rms}}$  zwischen 35 und 150nm und  $a_{\text{corr}}$  zwischen 300 und 1000nm. Die Kombination der verschiedenen Charakterisierungsmethoden inklusive der numerischen Simulation erlaubte die Untersuchung dieser und anderer charakteristischer Streuparameter. Messungen der diffusen Reflexion verschiedener Materialien bei unterschiedlichen Schichtdicken und Wellenlängen ( $\lambda$ ) zeigten verschiedene funktionelle Zusammenhänge.

Während für  $0.035 < \delta_{\text{rms}}/\lambda < 0.2$  die gemessene diffuse Reflexion auf rauem Silber, TCO's und auf dickem intrinsischen amorphem Silizium durch die Theorie für ideale Leiter beschrieben werden kann ( $\text{Haze}_R = 1 - \exp\{-4\pi\delta_{\text{rms}}/\lambda\}^2$ ), wurde ein kleinerer Exponent für größere Werte von  $\delta_{\text{rms}}/\lambda$  gefunden. Für andere Vielschichtsysteme, z.B. dünne p-dotierte Schichten auf rauem TCO, wurden Exponenten in der Haze Funktion von bis zu drei bestimmt. Dies bedeutet, dass verschiedene Streumechanismen in Abhängigkeit von  $\delta_{\text{rms}}/\lambda$  die Haze Funktion bestimmen.

Quanteneffizienzen (QE) von  $\mu\text{c-Si:H}$  nip und pin Solarzellen, die auf unterschiedlich lange geätzten ZnO:Al Schichten abgeschieden wurden, reflektieren nicht ihre jeweiligen Haze Funktionen. Numerisch optische Simulationen zeigten ein ähnliches Resultat: Der Gewinn im roten Spektralbereich konvergiert relativ schnell gegen einen oberen Grenzwert. ARS Messungen zeigten, dass der zunehmende Haze mit ansteigender Rauigkeit  $\delta_{\text{rms}}$  in erster Linie durch eine Zunahme der Streuung in kleine Winkelbereiche zustande kommt. Dies ist ein weiteres Indiz für das Vorhandensein verschiedener Streumechanismen. Als Konsequenz daraus ergibt sich, dass die Verlängerung des effektiven Lichtwegs und die Wahrscheinlichkeit für

Totalreflexion geringfügig ansteigt. Die verschiedenen Haze ( $\delta_{\text{rms}}/\lambda$ ) – Messungen zeigten die Ungültigkeit von einfachen Transmissions – und Reflexionskoeffizienten in dem für Solarzellen relevanten Bereich.

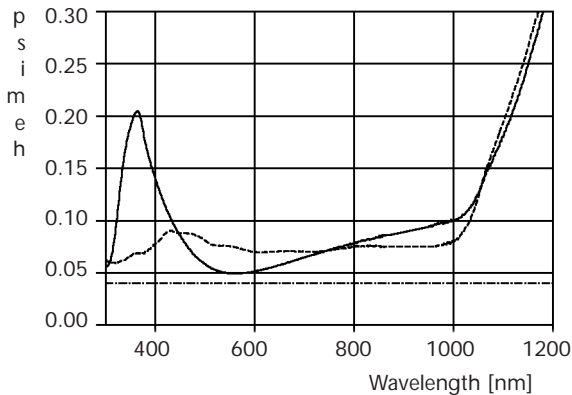
# Anwendung texturierter ZnO-Filme zur Erzielung "schwarzer" Solarzellen auf der Basis von multikristallinem Silizium

C. Beneking,  
W.A. Nositschka  
Institut für  
Halbleitertechnologie II  
RWTH Aachen,  
beneking@amica.  
rwth-aachen.de

G. Schöpe,  
H. Siekmann, B. Rech,  
O. Kluth  
ISI-PV, Forschungszentrum  
Jülich GmbH  
b.rech@fz-juelich.de

"Schwarze" Solarzellen und Module werden für höheren Wirkungsgrad und ästhetisches Aussehen in vielen Anwendungen verlangt. Um schwarzes oder graues Aussehen zu erreichen, werden zwei Wege in der Literatur beschrieben, die beide texturierte Oberflächen beinhalten. Der erste besteht aus einer Texturierung des Siliziums, der andere aus einer texturierten dielektrischen Schicht (*TDC*, *Textured Dielectric Coating*), die auf die fertige untexturierte Zelle aufgebracht wird [1,2]. Während monokristalline Wafer mit einem alkalischen Ätzen von Pyramiden texturiert werden können, ist die Texturierung multikristallinen Siliziums schwerer zu erreichen und Gegenstand laufender Forschung. Dies bietet die Motivation, den bis dato weniger verfolgten, zweiten Weg eingehender zu untersuchen. Um das TDC Konzept zu realisieren wurden in früheren Studien, CVD Beschichtungen wie Diamant,  $\text{TiO}_2$  oder ZnO direkt auf Siliziumwafer oder auf Solarzellen mit  $\text{TiO}_2$  ARC aufgebracht [1,2]. Um den optischen Vorteil zu nutzen, ist es notwendig, die Zellen zu verkapseln [2]. Inhalt dieser Arbeit ist die Anwendung gesputterter ZnO-Schichten auf multikristallinen Siliziumwafern und Solarzellen, die bereits mit einer PECVD SiN Antireflexionsschicht versehen sind. Abhängig von der Schichtmorphologie, die von den Depositionsbedingungen bestimmt wird, können gesputterte ZnO-Schichten durch einen nasschemischen Ätzschritt in verdünnter HCl nach der Deposition kontrolliert texturiert werden [3]. Diese Methode erlaubt es, die optischen Eigenschaften in einem weiten Bereich einzustellen. Durch

Optimierung der Eigenschaften beider Schichten, d.h. SiN (n, d) und ZnO, wurde eine niedrige, spektral flache Reflexion von ca. 7% im verkapselten Zustand erreicht



(siehe Abb.). Dies ergibt ein fast schwarzes Aussehen. Angewandt auf fertige Solarzellen mit einer PECVD SiN Antireflexionsbeschichtung (auf 100x100 mm<sup>2</sup> multikristallinen Baysix Wafern) wurde zum jetzigen Zeitpunkt ein homogenes graues Aussehen erreicht. Verglichen mit verkapselten Zellen ohne Beschichtung mit texturiertem ZnO (dunkelblaue Farbe), haben wir im besten Fall gleiche I-V-Parameter ( $I_{sc} \sim 3,0$  A,  $V_{oc} \sim 600$  mV, FF 75%) gefunden. Dies erklären wir mit einem Gleichgewicht der Gewinne und Verluste bei der spektralen Reflexion von dunkelgrauen zu dunkelblauen Zellen. Ein Nettogewinn konnte noch nicht gezeigt werden. Es ist aber möglich, ohne Stromverluste aus blauen Zellen fast schwarze zu machen.

Die Ergebnisse zeigen ferner die Kompatibilität des Verfahrens mit Siebdruck. Wir halten dieses Konzept für attraktiv, da es typische Probleme in der Prozessierung texturierter Wafer vermeidet, und weil der Prozess prinzipiell zu existierenden Solarzellenlinien hinzugefügt werden kann.

*Abbildung*  
Gesamtreflexion eines multikristallinen Wafers mit einer PECVD SiN ARC und darauf einer texturierten ZnO-Schicht im verkapselten Zustand (gestrichelt), verglichen mit einem Referenzwafer (verkapseltes mc-Si/SiN ohne ZnO; durchgezogene Linie). Während der Referenzwafer dunkelblau erscheint, ist der verkapselte Wafer mit dem texturierten ZnO fast schwarz.

*Die Reflexion der obersten Glasgrenzschicht beträgt rund 4%.*

## Literatur

- [1] H. Takato et al., Jpn. J. Appl. Phys. 31 (1992)  
L 1665 - L 1667
- [2] J.M. Gee, R. Gordon and H. Liang, Proc. 25th IEEE-  
PVSC (1996), 733 - 736 und Zitate darin
- [3] A. Löffl. et al., Proc. 14th EC-PVSEC (1997),  
2089 – 2092.

## ITO als Topcoating für Silizium

Das klassische Topcoating für Silizium ist eine Antireflexschicht z.B. aus Titandioxid, Siliziumdioxid oder Siliziumnitrid. Die letzten beiden Materialien sorgen dabei nicht nur für eine gute Lichteinkopplung, sie dienen gleichzeitig auch der Oberflächenpassivierung. Aufgrund seines Brechungsindex von ca. 2 ist ITO ebenfalls als Antireflexschicht einsetzbar, wobei über eine passivierende Wirkung nichts bekannt ist. Es wird beispielhaft der Einfluss einer 80 nm dicken ITO-Schicht auf die Solarzellenparameter  $I_{sc}$ ,  $V_{oc}$ , FF und Wirkungsgrad kristalliner Solarzellen gezeigt.

Als Beispiel für einen Solarzellentyp, bei dem das Aufbringen einer transparenten, leitenden Schicht unbedingt notwendig ist, sei die Siliziumheterosolarzelle genannt.

Bei diesem Zelltyp wird der pn-Übergang dadurch erzeugt, dass eine n- oder p-dotierte amorphe oder mikrokristalline Siliziumschicht auf ein kristallines oder multikristallines Substrat entgegengesetzter Leitfähigkeit aufgebracht wird. Aufgrund der geringen Leitfähigkeit und Dicke dieser Schichten ergibt sich an der Oberfläche so gut wie keine Querleitfähigkeit. Eine ITO-Schicht hat also primär die Aufgabe für eine möglichst gute Querleitfähigkeit zwischen den Gridfingern des Frontkontaktes zu sorgen. Gleichzeitig muss sie als Antireflexschicht dienen, was ihre Dicke auf 70 bis 80 nm einschränkt. Dabei bestimmt der spezifische Widerstand der Schicht alleine den größtmöglichen Abstand der Gridfinger. Für großflächige Zellen insbesondere siebgedruckte Zellen sollte hier ein Wert von  $1-3 \cdot 10^4$  Ohmcm erreicht werden. Gleichzeitig darf aber die Transmission der Schicht nicht zu klein werden. Sie bestimmt nämlich letztendlich den maximalen Kurzschlussstrom. Dabei ist zu berücksichtigen, dass die oftmals im blauen Spektralbereich unterhalb von 400 nm einsetzende Absorption nicht zwangsläufig zur Stromreduktion führt,

D. Borchert  
Fraunhofer Institut für  
Solare Energiesysteme ISE,  
Freiburg  
borchert@ise.fhg.de



hier ist der interne Quantenwirkungsgrad der Zellen mit in die Überlegungen einzubeziehen. Ein ganz entscheidender Punkt bei der Heterosolarzelle ist, dass bei ihrer Abscheidung die Temperatur nicht über der Herstellungstemperatur des amorphen oder mikrokristallinen Siliziums liegt. Dadurch sind Herstellungsverfahren, die bei Temperaturen unterhalb von 250°C (vorzugsweise Raumtemperatur) liegen, bevorzugt einzusetzen. Es werden einige Beispiele für Heterosolarzellen auf kristallinen bzw. multikristallinem Substrat gezeigt und diskutiert.

Eine weitere Anwendung von ITO-Schichten kann z. B. der Einsatz als Wärmereflektor in Konzentratorzellen sein.

## Einsatz von TCO-Schichten in optischen Dünnschichtsensoren

Neuartige Bauelemente zur Farberkennung wurden realisiert, die aus drei gestapelten Dünnschichtdioden bestehen. Die entwickelten Sensoren nutzen die stark wellenlängenabhängige Absorption von amorphem Silizium und dessen Legierungen zur Erzeugung tiefenaufgelöster Generationsprofile. So wird vornehmlich blaues Licht in der ersten Diode, grünes Licht in der zweiten und rotes Licht in der dritten Diode absorbiert. Somit wird die vollständige Farbinformation (RGB-Signal) an einem Ort zur selben Zeit detektiert. Konventionelle Bildaufnehmer, welche mit optischen Filtern beschichtet sind, erlauben zwar die Detektion der Farbinformation zur selben Zeit, aber nicht am gleichen Ort. Eine solche Anordnung der Sensorelemente führt zum Farb-Aliasing-Effekt, der durch die vertikale Integration der neu entwickelten Strukturen vermieden werden kann [1]. Realisiert wird die Farbtrennung durch die Reduktion der optischen Bandlücke der einzelnen Absorberschichten in den Dioden von 2.2eV bis auf 1.6eV und die Anpassung der Absorberschichtdicken. Die Kontaktierung der drei Dioden erfolgt hierbei mittels transparenter Kontaktschichten. Diese Kontaktschichten besitzen im relevanten Spektralbereich zwar keine signifikante Absorption, jedoch haben sie einen großen Einfluss auf Mehrfachreflexionen und die Phasenlage der elektromagnetischen Welle, was wiederum das Generationsprofil in den einzelnen Dioden beeinflusst. Durch Variation der Oberflächenrauigkeit der integrierten TCO-Schichten kann die Absorption in den einzelnen Dioden gesteuert werden. Für die Sensoren soll der Einfluss einzelner TCO-Schichten auf die Blau- und die Rotempfindlichkeit diskutiert werden [2].

Neben dem Einsatz der Dünnschichtdioden als zweidimen-

D. Knipp\*, M. Krause,  
H. Stiebig, G. Schöpe,  
H. Wagner

\* ISI-PV, Forschungszentrum  
Jülich

d.knipp@fz-juelich.de

sionales Array lassen sich vertikal integrierte Dioden auch als Einzelsensoren einsetzen. Dies ist beispielsweise dort von Interesse, wo der Lichtstrahl dem Sensor durch einen Lichtwellenleiter zugeführt wird. Somit entfällt die Aufspaltung des Strahls in drei Teilstrahlen für rot, grün und blau. Anwendungen für eine solche Sensoranordnung liegen in der Messtechnik. So lassen sich beispielsweise Lichtwellenleiter gekoppelte Positionssensoren mit einfachem Aufwand realisieren. Anhand von Beispielen wird deren Funktion diskutiert.

## Literatur

- [1] D. Knipp, P.G. Herzog, H. Stiebig, F. König, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. (1999).
- [2] O. Kluth, Herstellung texturierter Zinkoxidfilme, selber Workshop

# TCO in Solarmodulen



## TCO-Schichten in CIGS-Dünnschichtsolarmodulen

Michael Powalla\*,  
Mike Oertel und  
Richard Menner  
Zentrum für Sonnenenergie  
und Wasserstoff-Forschung  
michael.powalla@zsw-bw.de

Die CIGS-Modul-Technologie wurde so weit entwickelt, dass man gegenwärtig den Bau einer CIGS-Solarzellen Pilotfertigung in Deutschland (Marbach am Neckar) plant. Ein wichtiges Element solch einer Solarzelle ist die TCO-Schicht (transparent conductive oxide), wie es z.B. das Zinkoxid (ZnO) darstellt. Dieses Material wird am ZSW aufgrund seiner Eigenschaften – gute Leitfähigkeit bei guter Transmission – als Frontkontakt einer CIGS-Solarzelle eingesetzt. Um eine hohe Leitfähigkeit zu realisieren, verwendet das ZSW als Dotierstoff Aluminium.

Das ZSW betreibt eine komplette CIGS-Modullinie, in der 30 cm x 30 cm große Solarmodule mit bis zu 12.7% Wirkungsgrad hergestellt wurden. Standardmäßig wird das ZnO:Al mittels eines DC-Sputterverfahrens vom keramischen Target in einer Durchlaufsputteranlage (Leybold-Z600) hergestellt. Neben den Schichteigenschaften spielen natürlich auch Faktoren, wie Depositionsrate, Sputterkosten, Stabilität etc. eine Rolle. In den vergangenen Jahren wurde ein Prozess entwickelt, der bei sehr hohen Depositionsraten (10 nm/s) gute Schichteigenschaften,  $R_{sq} = 8-10 \Omega$  bei einer max. Transmission von 88% auf D263 Glas, liefert.

Um eine Kostenreduzierung zu erreichen, versucht ZSW die Fensterschicht mit einem reaktiven Sputterprozess vom metallischen Zn:Al-Target herzustellen. Diese Targets sind derzeit um den Faktor zwei bis drei billiger als keramische Targets. Zur Stabilisierung und Kontrolle des reaktiven Sputterprozesses wird ein PEM-Kontroll-System (Plasma-Emission-Monitor) eingesetzt, welches den benötigten Sauerstoff separat dem Sputterprozess zuführt. Es hat sich auch hier gezeigt, dass mit dieser Sputtermethode

Depositionsraten bis zu 10 nm/s, allerdings bei wesentlich geringeren Leistungsdichten als beim keramischen DC-Sputtern, erzielt werden. Auch hier sind gute Schichteigenschaften zu verzeichnen ( $R_{sq} = 10 \Omega$ , max. Transmission > 85%). Problematisch ist allerdings noch die homogene Schichtabscheidung über große Depositionsflächen und die begrenzte Prozess-Stabilität bis zu bestimmten Leistungsdichten (max. 10 W/cm<sub>2</sub>). Ursachen für die lateralen Inhomogenitäten sind zum einen die schwierige Realisierung einer gleichmäßigen Sauerstoffverteilung entlang der Targetachse und zum anderen eventuelle Druckunterschiede in der Prozesskammer.

Ein weiterer wichtiger Punkt ist die Stabilität der TCO-Schichten auf dem Absorbermaterial. Um dies zu untersuchen, werden die Schichten einem Damp Heat-Test unterzogen. Die Höhe der Degradation hängt zum einen von den Sputterparametern (Druck, Leistung, etc.) sowie von der Sputtermethode (DC, reaktiv), aber auch vom verwendeten Dotiermaterial (Al, Ga oder In) ab.

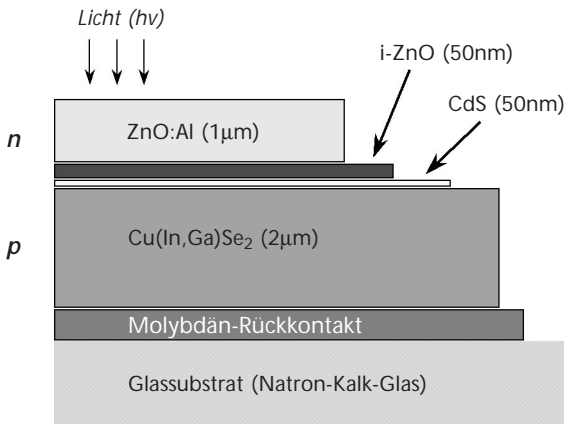


Abbildung 1  
Schematische Struktur  
einer CIGS-Solarzelle.

Abbildung 2  
Schematischer  
Aufbau des  
monolithisch  
integrierten  
CIGS-Moduls

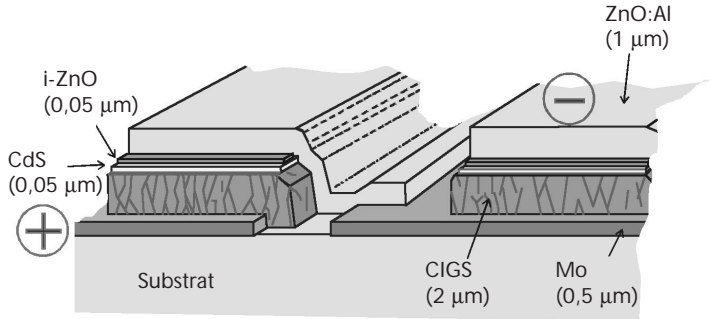
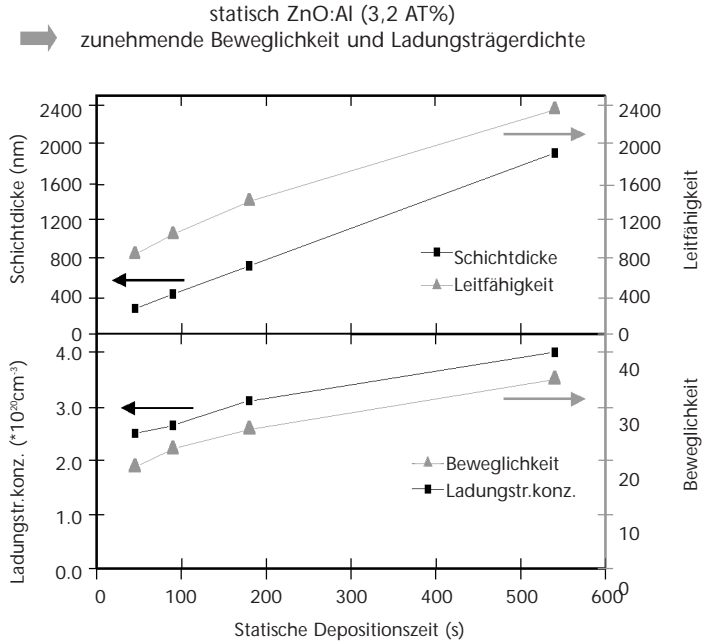


Abbildung 3  
Abhängigkeit  
elektrischer  
Schichteigenschaften  
von der Schichtdicke  
in ZnO:Al-Schichten,  
die statisch im  
DC-Modus vom  
keramischen Target  
abgeschieden wurden.



## Einflussfaktoren der TCO-Schicht auf die Moduleigenschaften

Schichteigenschaft	Moduleigenschaft
Transmission (T)	Strom
Schichtwiderstand (R)	Serienwiderstand
laterale Homogenität (T,R)	Modulperformance
Korrosionsfestigkeit	Stabilität

Grenzflächen:

TCO/i-ZnO	Zelleigenschaften
TCO/Mo	Kontaktwiderstand
Kontakt/TCO	Serienwiderstand, Stabilität

## Einflussfaktoren des Abscheideprozesses:

- Basisdruck, Depositionstemperatur (-profil)
- Sputterdruck, Sputterleistung
- Targetanordnung, Magnetron
- Gasverteilung
- aktive Regelung, In-situ-Prozesskontrolle
- Targetmaterial

## zusätzlich unter Produktionsbedingungen:

- dynamischer Prozess
- Sputterrate, Zykluszeit
- Wartungszyklen, Uptime
- Kosten: Investitionen, Verbrauchsmittel (Targets, Gase)
- Targetnutzungsgrad, Target-Rezyklierbarkeit
- Zuverlässigkeit



## Zusammenfassung

- Standard TCO für CIGS-Module  
DC-ZnO:Al,  $d = 1 \mu\text{m}$ ,  $T_{\text{max}} = 88\%$ ,  $R_{\text{sq}} = 9 \text{ Ohm}$
- 12,7% Wirkungsgrad für 30cm x 30cm Module erreicht
- gute Prozessstabilität über lange Zeiträume
- Homogenität im dynamischen Betrieb wichtig
- D/H-Stabilität prozess- und materialabhängig
- Würth Solar Pilotfabrik in Inbetriebnahmephase  
Anlagen installiert
- ZnO-Materialkosten von 0,03 DM/W<sub>p</sub> erreichbar
- Reaktivputtern für kleine Flächen o.k.  
für große Flächen weitere Entwicklungen notwendig

## TCO-Schichten für CTS-Dünnschichtsolarzellen

Effizienz und Herstellungskosten von CTS-Dünnschichtsolarzellen werden auch wesentlich von den Schichteigenschaften und dem Herstellungsverfahren des transparenten TCO-Frontkontaktes bestimmt.

Neben dem Herstellungsprozess der CTS-Zellen wird auf die TCO-Deposition eingegangen. ITO und SnO-Schichten werden auf in-line Anlagen durch teilreaktive DC-Kathodenzerstäubung deponiert. Das Optimum der Schichtwiderstände zur Erzielung guter Wirkungsgrade und Füllfaktoren liegt unter der Berücksichtigung der Herstellungskosten, bei 6-8 Ohm/sqr. Struktur und Aufbau der TCO-Schichten beeinflusst jedoch auch das Wachstum und die Eigenschaften der Halbleiterschichten.

Dr. Rainer Gegenwart,  
ANTEC GmbH, Kelkheim  
r.gegenwart@  
antec-gmbh.com



# TCO in Si-Dünnschicht-Solarmodulen

P. Lechner, R. Geyer und  
H. Schade

Angewandte Solarenergie –  
ASE GmbH

Peter.lechner@ase.tessag.com

B. Rech, O. Kluth und  
J. Müller

Institut für Photovoltaik,  
Teilinstitut des ISI  
Forschungszentrum Jülich

## Abstract

Die erforderlichen TCO-Eigenschaften und ihr Einfluss auf die Leistung von Si-Dünnschicht-Solarmodulen werden beschrieben und anhand von Beispielen demonstriert.

Dem gegenüber steht die Verfügbarkeit verschiedener TCO-Materialien und deren Quellen, die einer Bewertung unterzogen werden.

Vertretbare TCO-Preise in Relation zu den Modulherstellkosten werden diskutiert.

# Poster

## Mie-Streuung in a-Si:H Solarzellen

J. Daey Ouwens,  
J. Löffler und  
R.E.I. Schropp  
Debye Institut, Universität  
Utrecht  
J.DaeyOuwens@phys.uu.nl

Um eine effektive Absorption in Dünnschicht solarzellen zu erzielen, werden verschiedene Techniken zur Lichteinkopplung angewandt. In verschiedenen Solarzellentypen (z.B. a-Si:H, CdTe, organische Solarzellen) wird das Licht aufgrund der rauen Natur des texturierten transparenten leitfähigen Oxids (TCO), meistens dotiertes Zinn- oder Zinkoxid, gestreut. Die Oberfläche dieser TCO Filme besteht meist aus einer Anordnung von Pyramiden, deren Größe in Abhängigkeit von Schichtdicke und Depositionstechnik zwischen ca. 40 nm und 400 nm variiert. Aufgrund des Brechungsindex der verwendeten TCO Materialien von ungefähr 2, liegen damit die Abmessungen dieser Teilchen im für Solarzellen interessanten Bereich ( $350 \text{ nm} < \lambda < 800 \text{ nm}$ ) in der Größenordnung der Wellenlänge des Lichts im Medium. Verschiedene Theorien wurden vorgestellt, um die Wellenlängenabhängigkeit des Streuverhaltens zu beschreiben. Rayleigh-Streuung sagt eine  $\lambda^{-4}$ -Abhängigkeit voraus, während in der skalaren Theorie die Streuintensität proportional mit  $\lambda^{-2}$  abnimmt. Wir verwendeten die Mie-Theorie [1] zur Ableitung der diffusen Transmission unserer TCO Filme. Wir nahmen dabei nicht eine feste Größe der streuenden Teilchen an, sondern eine gaußförmige Verteilung. Es zeigte sich, dass die Breite der Verteilung entscheidenden Einfluss auf die Streueigenschaften der Schicht hat. Zwei verschiedene Typen Asahi-U TCO wurden charakterisiert ( $d \approx 640 \text{ nm}$ ,  $\text{haze} \approx 6.5 \%$ ,  $R \approx 9 \Omega/\text{sq.}$  und  $d \approx 980 \text{ nm}$ ,  $\text{haze} \approx 10.5 \%$ ,  $R \approx 6 \Omega/\text{sq.}$ ). Aus Transmissions-Reflexionsmessungen mit integrierender Sphäre (Ulbrichtkugel) finden wir, dass der haze in Transmission eine  $\lambda^{-3}$ -Abhängigkeit aufweist. Rayleigh-Streuung und skalare Theorie sind hier also nicht anwendbar. Aus der Anpassung der simulier-

ten an die gemessenen Spektre folgte eine Breite der Verteilung der Teilchengröße von  $50 \pm 1$  nm für die 10.5 % haze Probe. Für die 6.5 % haze Probe fanden wir  $42 \pm 1$  nm. Diese Werte wurden durch Messungen an einem Rasterkraftmikroskop (AFM) verifiziert. Damit wurde gezeigt, dass Mie-Streuung tatsächlich die geeignete Theorie zur Beschreibung der hier auftretenden Streuphänomene ist.

Eine sehr interessante Anwendung ist die Berechnung des Streuverhaltens des Lichts in der Solarzelle, allein aus der gemessenen Verteilung der Teilchengrößen. Zum Beispiel sind die TCO Teilchen in einer a-Si:H Solarzelle in der p+-Schicht eingebettet, wodurch die Streuintensität im Vergleich zur Messung an Luft für kurze Wellenlängen reduziert, für lange Wellenlängen hingegen erhöht wird. Außerdem konnten wir die Lichtstreuung an der Rückseite der Solarzelle berechnen, wo kleine Silberpartikel in amorphem Silizium eingebettet sind. Diese Berechnungen sind

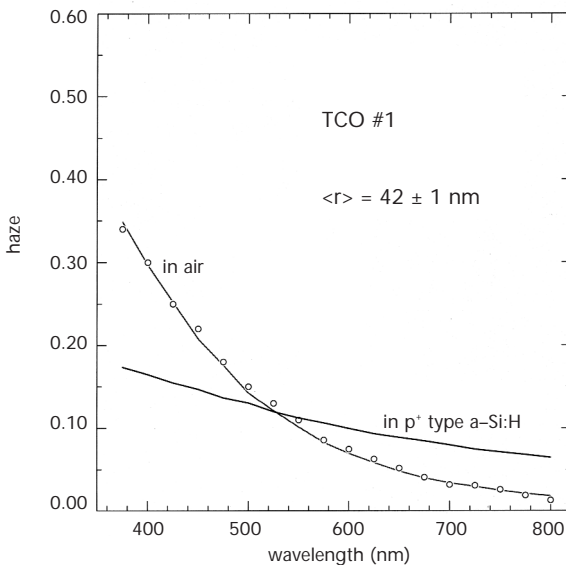
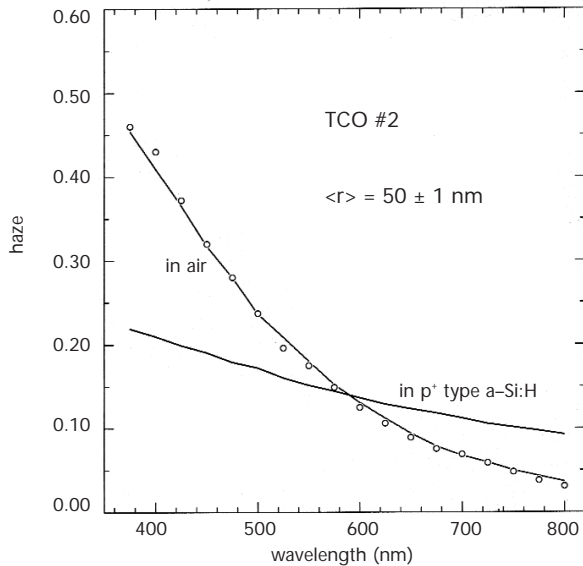


Abbildung 1  
Gemessene (Punkte) und  
berechnete (Linie) haze-  
Werte für TCO #1.

von großer technologischer Bedeutung für die Optimierung der TCO-Morphologie mit Hinblick auf die Wirkungsgraderhöhung von Solarzellen.

Abbildung 2  
Gemessene (Punkte) und berechnete (Linie) haze-Werte für TCO #2.



Wir danken Roland Groenen, TNO Eindhoven, für die vielen AFM-Messungen und der Asahi Glass Co., Ltd., für die Proben. Diese Arbeit wurde unterstützt durch NWO (niederländische Organisation für wissenschaftliche Forschung) und NOVEM (niederländische Organisation für Energie und Umwelt).

### Literatur

[1] H. Schade and Z. E. Smith, Appl. Opt. 24(19) (1085) 3221-26.

# Optische Eigenschaften von lateral strukturierten Dünnschichtsolarzellen

Photonen mit geringer Energie werden aufgrund eines kleinen Absorptionskoeffizienten bei einfachem Durchgang nur unzureichend in Dünnschichtsolarzellen auf der Basis von Silizium absorbiert. Als Folge einer beschränkenden Ladungsträgerlebensdauer stellt die Erhöhung der Absorption in der i-Schicht einer pin Solarzelle ein großes Potential zur Wirkungsgradsteigerung dar. Mit Hilfe rauer Grenzflächen verbessert sich die Lichteinkopplung aufgrund von Streuung. Eine effektive Wegverlängerung in der Absorberschicht und die größere Wahrscheinlichkeit von Totalreflexion sind die maßgeblichen physikalischen Gründe hierfür.

Messungen an rauen Schichtsystemen zeigen, dass einfach konstruierte Transmissions- und Reflexionskoeffizienten, die aus der skalaren Streutheorie abgeleitet wurden, nicht übertragbar sind auf die Bedingungen, wie sie in Solarzellen üblicherweise vorgefunden werden. Es erscheint vielmehr notwendig, eine rigorose Beschreibung des Vielschichtsystems mit rauen Grenzflächen anzustreben.

Als eine Möglichkeit bietet sich dazu die mode-coupling Methode an, in der, ausgehend von den Maxwellgleichungen, wie in einem Wellenleiter die verschiedenen Moden bestimmt werden. Unter der Annahme von periodischen Randbedingungen und der Beschränkung auf die TE-Mode wurde damit der Einfluss der lateralen und horizontalen charakteristischen Strukturgrößen untersucht. Je nach Absorbermaterial, Wellenlängenbereich und Strukturform gibt es eine optimale vertikale Modulationstiefe und Periode. Mit Hilfe der durchgeführten Simulationen wird die Bedeu-

T. Brammer,  
J. Zimmer, H. Stiebig  
und H. Wagner  
Institut für Photovoltaik  
(IPV), Forschungszentrum  
Jülich GmbH  
[t.brammer@fz-juelich.de](mailto:t.brammer@fz-juelich.de)



tung der vorderseitigen und rückseitigen streuenden Grenzfläche deutlich. So kommt es z.B. im Falle eines unstrukturierten Reflektors auf einen großen Unterschied in der dielektrischen Funktion am rauen vorderseitigen Kontakt einer Solarzelle an. Am Beispiel einer Solarzelle aus amorphem Silizium-Germanium wird zudem auch der Einfluss eher statistisch rauer Grenzflächen auf das Generationsprofil und somit der Quanteneffizienz diskutiert. Es zeigt sich, dass der Gewinn in der Absorption durch eine Texturierung im Vergleich zum untexturierten Fall analog den experimentellen Daten verläuft. Eine Variation der Mikrostruktur bei gleicher durchschnittlicher Periode und vertikaler Vertiefung führt nur noch zu minimalen Veränderungen.

# Untersuchungen zur Mikrostruktur von Indium-Zinn Oxid (ITO)

ITO-Frontkontakte spielen eine große Rolle bei der Verbesserung von Solarzellen. Ihre Deposition erfolgt unter anderem auf Glas oder Silizium Wafern. Aus diesem Grunde wurde der Einfluss der Substrate auf die ITO-Mikrostruktur in Abhängigkeit von der Substrattemperatur untersucht. Hierzu wurden kristalline ITO-Schichten mit Hilfe des reaktiven DC-Magnetron Sputterns von einem keramischen Target ( $\text{In}_2\text{O}_3/\text{SnO}_2$  90/10 wt%; relative Dichte: 94%) abgeschieden. Messungen der optischen und elektrischen Eigenschaften auf Glas zeigen, dass im sichtbaren Spektralbereich eine mittlere Transparenz von 83% und ein spezifischer Widerstand von  $\rho = 1.6 \cdot 10^{-4} \Omega\text{cm}$  erreicht wird. Zur Charakterisierung der Mikrostruktur wurden REM-Aufnahmen, XRD- und spektroskopische Ellipsometriemessungen herangezogen.

Wie nach dem Modell von Thornton [1] zu erwarten ist, zeigen REM-Aufnahmen von ITO-Filmen innerhalb des einstellbaren Temperaturbereiches (RT bis 300 °C) sowohl auf Glas- wie auf c-Si Substraten zwei Strukturzonenwechsel (Zone 1 → Zone T → Zone 2). Allerdings finden diese Übergänge bei jeweils unterschiedlichen Substrattemperaturen statt. Bei Schichten, die auf c-Si abgeschieden wurden, liegt der Übergang von reinem Stängelwachstum (Zone 1) zum Wachstum von Körnern (Zone 2) zwischen einer Temperatur von 50°C und 150°C (siehe Abb.: 1 und 3). Abbildung 2 zeigt die Übergangsstruktur der Zone T bei  $T_S = 100^\circ\text{C}$ . Das gleiche Verhalten kann man bei Schichten auf Glas-Substraten erkennen, mit dem Unterschied, dass sich der beschriebene Strukturwechsel erst

C. Ochotzki, H. Seitz,  
B. Schröder  
Fachbereich Physik und  
Forschungsschwerpunkt  
Materialwissenschaften der  
Universität Kaiserslautern  
ochotzki@student.rhrk.  
uni-kl.de

zwischen 225°C und 275°C vollzieht. Dies könnte an der größeren Rauheit des Glas-Substrates liegen.

Abb.1

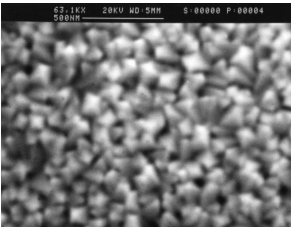


Abb.2

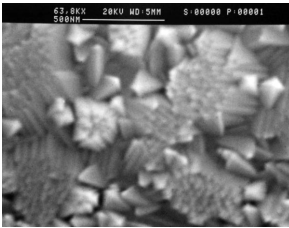


Abb.3

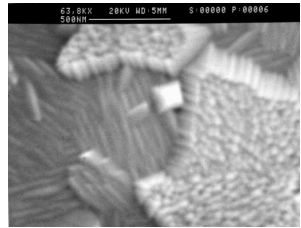


Abbildung 1  
ITO auf c-Si (50°C)

Abbildung 2  
ITO auf c-Si (100°C)

Abbildung 3  
ITO auf c-Si (150°C)

XRD-Messungen zeigen, dass mit den beobachteten Strukturwechseln auch eine Änderung der Kristallorientierung stattfindet. Proben der Strukturzone 1 zeigen eine ausgeprägte  $\langle 100 \rangle$ -Textur. Für Schichten der Zone 2 ist diese Kristallausrichtung deutlich reduziert. Im Bereich des Zonenüberganges weisen ellipsometrische Messungen auf Änderungen der optischen Eigenschaften des Schichtsystems hin. Sie können durch eine Verminderung der Oberflächenrauheit beschrieben werden. Für Substrattemperaturen zwischen 125°C und 250°C besitzen die Schichten auf c-Si eine dichtere Struktur und auch eine bessere Leitfähigkeit.

## Literatur

[1] J.A. Thornton, J. Vac. Sci. Technol., 11, p. 666 (1974)

# Investigation of Diffusion and Crystal Growth in Plasma Deposited Thin ITO Films

## Abstract

Tin-doped indium oxide (ITO) films were deposited on Si(100) substrates by means of DC-planar magnetron sputtering. A metallic In/Sn (90/10) target and an Ar/O<sub>2</sub> gas mixture were used. The oxygen flow was varied between 0 and 2 sccm. Substrate voltages between 0 and -100 V were used.

With increasing oxygen flow film structure and composition change from crystalline metallic In/Sn to amorphous ITO. Simultaneously the deposition rate decreases and the film density increases. In principle the negative substrate voltage leads to the same film properties but it works like a diminished oxygen flow.

The diffusion of oxygen into metallic In/Sn films and the amorphous-to-crystalline transformation of ITO were studied using in situ grazing incidence X-ray diffractometry (GIXRD), grazing incidence reflectometry (GIXR), and AFM. In situ measurements of GIXRD were made during annealing in vacuum at temperatures between 100°C and 300°C. Two processes determine the ITO crystal growth: the diffusion of oxygen into the metallic film and a fast crystallisation of amorphous ITO. From the X-ray integral intensities the following kinetic parameters were extracted: diffusion constant, activation energy of the diffusion, reaction order and activation energy of the crystal growth process.

The diffusion constants depend on the bias voltage in the following manner:  $D(0V) < D(-100V) < D(-50V)$ . The oxygen flow during deposition does not influence the diffusion constant. The activation energy of the diffusion was deter-

Dr. Hartmut Steffen<sup>1</sup>,  
H. Wulff<sup>2</sup>,  
M. Quaas<sup>2</sup>,  
Tin Maung Tun<sup>2</sup>,  
R. Hippler<sup>2</sup>  
University of Greifswald,  
<sup>1</sup>Dept. of Physics,  
<sup>2</sup>Dept. of Chemistry and  
Biochemistry  
steffen@physik.  
uni-greifswald.de

mined in films deposited without oxygen. Two activation energies were found: 25 kJ/mol for processes below 150°C and 12.4 kJ/mol for diffusion higher than 150°C. The bias voltage does not influence the activation energy. Crystallisation of amorphous ITO occurs via classical nucleation and growth mode parameter as described by the JOHNSON-MEHL-AVRAMI equation. Reaction orders between 2.4 and 3.0 were estimated. That is consistent with a two-dimensional transformation geometry. The activation energy is 74 kJ/mol.

## Introduction

Tin doped indium oxide (ITO) films are an integral part of sophisticated opto-electronic devices, e.g. solar cells, heat mirrors, LCDs etc. The macroscopic film properties such as conductivity and transmission strongly depend on microstructure, stoichiometry and crystallinity and can be influenced by the deposition conditions. Magnetron sputtering is a mature and often used technology for ITO film formation.

In this article we present a study of the influence of oxygen flow and low energy ion bombardment to DC-magnetron sputtered ITO film growth processes and film properties like composition and structure degradation. In addition oxygen diffusion and solid state crystallisation of amorphous ITO in thin films were investigated.

## Experimental

In/Sn as well as ITO films were deposited on Si (100) wafer by means of DC planar magnetron sputtering. A metallic In/Sn target was used. Power, pressure and Ar flow were kept constant. The standard deposition conditions were DC power: 30 W, inert gas flow: 15 sccm Ar (5N), sputter

pressure:  $5.6 \times 10^{-3}$  mbar. The oxygen flow was varied between 0 and 2 sccm. Bias voltages between 0 and -100 V were used. The film thickness was between 5 and 50 nm [1,2,3].

The films were investigated by grazing incidence X-ray diffractometry (GIXRD) and grazing X-ray reflectometry (GIXR) with a  $\Theta$ - $\Theta$  diffractometer. For *in situ* GIXRD measurements the diffractometer was equipped with a special parallel beam attachment and with a high temperature chamber. For diffusion studies X-ray patterns were recorded isothermally in a vacuum of  $10^{-6}$  mbar between 100°C and 300°C. The crystallization process was investigated using the integral intensity of the  $\text{In}_2\text{O}_3$  (222) reflection. Film thickness and density were determined by GIXR at room temperature before and after annealing. The composition of the films was determined by means of XPS. Surface morphology investigations were carried out with AFM.

To calculate the diffusion coefficients a model for the time dependence of the X-ray integral peak intensity during diffusion of oxygen and crystallization was developed [3]. Reaction order and rate constant of the crystallization process were estimated by the JOHNSON-MEHL-AVRAMI equation [5,6]. The activation energies for both the diffusion and the crystallization were determined from ARRHENIUS plots.

## Results and Discussion

### Film deposition

During the deposition the oxygen flow influences the chemical and phase composition, film density, growth rate and coating morphology. Deposition without oxygen forms crystalline metallic In/Sn films. No preferred orientation was observed. The intensity ratios are similar to

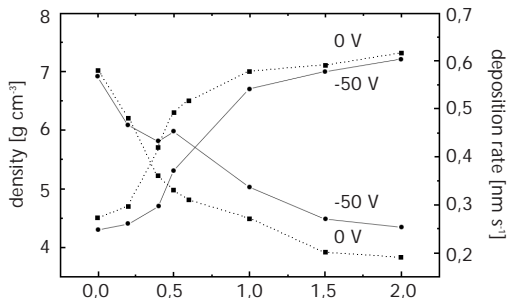
the pattern of polycrystalline bulk in [4]. With increasing oxygen flow the observable particle sizes of crystalline metallic In/Sn decreases (Tab. 1). XPS measurements support this result.

O <sub>2</sub> -flow [sccm]	domain sizes In(101) [nm]	
	0 V	-50 V
0.0	26.4	24.6
0.5	6.9	25.2
1.0	-	16.6
1.5	-	14.3
2.0	-	-

Table 1  
Domain sizes of metallic In/Sn for films deposited at 0 V and -50 V substrate voltage

In Fig. 1 the film density and the growth rate in dependence on the oxygen flow are shown. The deposition rate decreases with increasing oxygen partial pressure. Oxygen flows over 1 sccm led to film densities similar to the x-ray density of In and In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (7.28 g cm<sup>-3</sup> and 7.12 g cm<sup>-3</sup> respectively). The low density suggests a high amount of voids in the metallic films. Increasing oxygen flows result in more compact layers. From GIXR measurements and AFM images additionally a drop of the substrate roughness follows. The metallic films show large particles forming a rough film surface. Increasing oxygen flow causes a smooth surface without clearly observable particles.

Figure 1  
Density (■) and deposition rate (●) of samples deposited at 0 V (----) and -50 V (—) substrate voltage vs. oxygen flow



The layer growth is determined by the sputter yield on the target and by the reaction of indium and oxygen on the substrate surface, too. As the oxygen flow is increased the cathode is partially covered by an oxide layer which results in a drop of the sputter yield [12]. Another reason for the drop of the deposition rate is the different crystal growth. Indium grows in crystallites which include a lot of voids particularly in the initial stage.  $\text{In}_2\text{O}_3$  grows presumably amorphous (x-ray amorphous), i.e. in very small particles, which are closely packed [1,2].

To obtain further information on the effect of energy flux due to ion energy, the substrate potential  $U_{\text{sub}}$  was varied from 0 V to -50 V. There are appreciable differences in the microstructure. An increased amount of metallic In/Sn was detected in films deposited with -50 V substrate voltage (Tab. 1). Film density and growth rate show a diverge behavior from the 0 V films (Fig. 1). In principle the slopes of the curves are similar. However, the densities are smaller and the growth rates higher for -50 V substrate voltage. XPS measurements show that the amount of oxygen in the layer is decreased. We assume that the additional energy flux to the growing film causes more frequently resputtering of oxygen. The growth of In is preferred although the oxygen flow is unchanged.

## Diffusion

Two sets of annealing experiments were carried out. At first, films deposited with oxygen flows of 0, 0.5, 1.0, 1.5 and 2 sccm and bias voltages of 0, -50V and -100V were annealed at 250°C. Table 2 contains the oxygen flows, the bias voltages, the diffusion constants  $D$  and the factors  $f$ , which represent the amorphous ITO fraction in the investigated films. It is obvious that  $D$  is depending on the bias voltage but not on the oxygen flow and the amorphous

ITO fraction. The diffusion constants increase considerably from 0 to -50V reaching a maximum at -50 V and diminishing again at -100V.

Table 2  
Diffusion constants  $D$   
and fractions  $f$  of  
amorphous ITO films

O <sub>2</sub> -flow [sccm]	U <sub>sub</sub> [V]					
	0		-50		-100	
	D [cm <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> ]	f	D [cm <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> ]	f	D [cm <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> ]	f
0.0	6.0·10 <sup>-16</sup>	0	1.3·10 <sup>-15</sup>	0	9.4·10 <sup>-16</sup>	0
0.5	5.5·10 <sup>-16</sup>	0.5	1.7·10 <sup>-15</sup>	0	9.1·10 <sup>-16</sup>	0
1.0	6.0·10 <sup>-16</sup>	0.75	1.4·10 <sup>-15</sup>	0.3	9.6·10 <sup>-16</sup>	0.5
1.5	-	1	1.5·10 <sup>-15</sup>	0.5	9.6·10 <sup>-16</sup>	0.65
2.0	-	1	1.6·10 <sup>-15</sup>	0.7	9.6·10 <sup>-16</sup>	0.8

The  $D$  values of thin films are strongly influenced by the film microstructure. Thus films with identical chemical composition have a wide spread of  $D$  values if different microstructures or defect structures are present [7]. Especially imperfections of the second type such as domain sizes or dislocations modify the diffraction line shape. In the near future we are going to investigate the lattice defects in more detail. With these results it will be possible to discuss the influence of the plasma on film growth and diffusion mechanism in more detail.

In a second set of experiments the activation energy of the diffusion process was determined in metallic In/Sn layers. Films deposited with substrate voltages of 0 V, -50 V and -100 V were annealed in the temperature range from 100°C to 300°C. Two activation energies were estimated: 25 kJ/mol for  $T < 150^\circ\text{C}$  and 12.4 kJ/mol for  $T > 150^\circ\text{C}$ . This suggests that, depending on the temperature, two different diffusion mechanisms occur, which were not changed by the bias voltage.

Grain boundary diffusion dominates at practically all temperatures in polycrystalline metal films with domain sizes of 0.5  $\mu\text{m}$  or less. An activation energy of 25 kJ/mol for temperatures lower than 150°C fits well into this assumption [8]. The melting point of indium is 156°C. We assume that the layer is partially molten during annealing at higher temperatures. The activation energy for diffusion in liquids is expected to be smaller than in solids thus an activation energy of 12.4 kJ/mol was found for  $T > 150^\circ\text{C}$ . Film thickness and film density do not change during annealing. That means the grain distributions in the thin film remain preserved also at temperatures higher than 150°C. We assume thin ITO layers surround the metallic In drops and prevent the formation of large liquid regions. The AFM images confirm this assumption. [3]

## Crystallization

The crystallization process was investigated in complete amorphous ITO films deposited without negative substrate voltage (*Tab. 2*). The time for a total amorphous to crystalline transformation is about 1/30 of the time necessary for the whole diffusion process. To determine the activation energy, experiments at three different temperatures 220, 230 and 240°C were made. Reaction orders between 2.4 and 3.0 were found representing a two-dimensional growth. An activation energy of 74 kJ/mol was estimated for the crystallization process.

In all annealing experiments the finally formed films consist of crystalline ITO in the bixbyite structure type. However, corresponding AFM images show differences in surface morphology. Large grain sizes with rounded edges are observed if the ITO growth is diffusion limited. Whereas cubic grains were formed in the fast crystallization process. The surface is very smooth [3].

## Acknowledgement

The authors wish to express their thanks for grants from Deutsche Forschungsgemeinschaft (SFB 198 / A 11).

## References

- [1] H. Wulff, M. Quaas, H. Steffen, *Thin Solid Films*, 355-356 (1999) 395.
- [2] M. Quaas, H. Steffen, H. Wulff, *Surface Science*, in print.
- [3] H. Wulff, M. Quaas, H. Steffen, R. Hippler, *In situ studies of diffusion and crystal growth in plasma deposited thin ITO films*, *Thin Solid Films*, submitted.
- [4] M. Murakami, A. Segmüller, K.-N. Tu, *Treatise On Materials Science and Technology*, 27 (1988) 201.
- [5] M. Avrami, *J. Chem. Physics*, 8 (1949) 212.
- [6] Y. Shigesato, D.C. Paine, *Thin Solid Films* 238 (1994) 44.
- [7] H. Wulff, *C. Eggs, J. Vac. Sci. Techn. A*, 15 (1997) 2938.
- [8] M. Ohring, *Material Science of Thin Films*, Academic Press, Inc., Harcourt Brace Jovanovich, Publishers, (1992) 361.

## Transparente Silberschichten

Bei vielen elektro-optischen Anwendungen sind transparente Elektroden mit sehr hohen Leitfähigkeiten gefordert. Ein Anwendungsfall sind photovoltaische Zellen, in denen die Leitfähigkeit der Elektroden einen entscheidenden Einfluss auf den Füllfaktor der Stromspannungskennlinie hat. Zur Optimierung der Elektroden - Grid - Abschattung, elektrischer Schichtwiderstand, Transparenz der Elektroden-schicht im empfindlichen Wellenlängenbereich – kann es sinnvoll sein, transparente Silberschichten zu verwenden, vor allem, wenn diese Schichten sich optimal in das Entspiegelungssystem der Photovoltaikzelle einpassen lassen. Ein weiteres Anwendungsfeld sind elektrochrome Fenster, bei denen wegen der gewünschten niedrigen Schaltzeit und der geforderten lateralen Schalthomogenität ein niedriger Schichtwiderstand gefordert ist. In beiden Bereichen können sich deutliche Vorteile der Silberschichten gegenüber konventionellen TCO-Schichten ergeben.

Transparente Silber- oder Metallschichten sind auf zwei Weisen herzustellen. Zum einen können nichttransparente Metallschichten durch ein zweidimensionales Lochraster spektral selektiv transparent gemacht werden. Dieser Effekt der resonanten Filter wird im langwelligeren Bereich bereits technisch genutzt. Moderne holographische Belichtungsverfahren erlauben die Übertragung des Effektes auch in den solaren Spektralbereich.

Eine andere Möglichkeit bietet die Kombination dünner Metallschichten mit verschiedenen transparenten Halbleitermaterialien und Dielektrika. Hierbei zeigt sich, dass mit Silber eine gute Transparenz im geforderten Wellenlängenbereich mit niedrigen Widerständen erreicht werden kann. Ein weiterer hilfreicher Punkt ist die Möglichkeit zur Anbin-

W. Graf, V. Wittwer  
Fraunhofer Institut für  
Solare Energiesysteme ISE  
graf@ise.fhg.de



dung von hochleitfähigen Gridmaterialien, so dass sich hier weitere Perspektiven öffnen. Vorteilhaft ist hierbei auch, dass die Beschichtungstechnologien zur wirtschaftlichen Darstellung dieser Elektroden im wesentlichen entwickelt sind.

## $n^+$ -ZnO/c-Si Heterokontakte: Struktur und Transport

Wir haben Heterostrukturen des Typs  $n^+$ -ZnO/c-Si untersucht mit dem Ziel, grundlegende Fragestellungen der Bandanpassung und des Transports in Hetero-Übergängen zu klären.

Die Mehrzahl der untersuchten Proben wurden durch reaktives und nicht-reaktives Sputtern von ZnO auf c-Si hergestellt. Einige Proben stammen aus MOCVD- und Spray-Pyrolyse-Verfahren. I-V- und C-V-Messungen im Temperaturbereich 80-300 K, sowie SPV-Messungen dienten zur Untersuchung von Transport und Bandanpassung. Mit REM, EDX und TEM wurde die Struktur der ZnO-Schichten und der Grenzfläche charakterisiert.

Beim Transport über die Grenzfläche dominiert thermionische Emission; sowohl für n- als auch p-Si verhalten sich die Dioden wie (fast-) ideale Metall-Halbleiter-Kontakte. Es wurden Versuche mit variiertem Sputterleistung bei der Deposition durchgeführt. Dabei zeigt sich, dass die Leistungsdichte des Sputterplasmas die Bandanpassung (Barrierenhöhe) wesentlich mitbestimmt. Die Ursache hierfür sind Sputterdefekte, die im Silizium Zustände mit Dichten um  $10^{12}/\text{cm}^2\text{eV}$  erzeugen. Dies wird auch durch nachträgliche Temper- und Ätz-Versuche bestätigt. Zusätzlich bildet sich im Sputterprozess ein defektreiches Oxid von einigen nm Dicke an der Grenzfläche, welches die I-V- und C-V-Charakteristik beeinflusst. Rechnungen zum Effekt eines Grenzflächenoxids wurden nach [1] durchgeführt und stimmen mit Ergebnissen aus TEM-Untersuchungen überein.

Der Sputterprozess beeinträchtigt die Bandanpassung und auch die photovoltaische Funktion des ZnO/c-Si Kontaktes durch Beschädigung der Si-Oberfläche. Jedoch ist auch bei

M. Poschenrieder,  
K. Kliefoth, I. Sieber,  
W. Fuhs  
Hahn-Meitner-Institut  
poschenrieder@hmi.de



Minimierung solcher Schäden bisher für gesputterte ZnO/c-Si-Kontakte keine ausreichende Bandverbiegung im c-Si erzielbar. Alternative Verfahren wie MOCVD oder Spray-Pyrolyse stellen sanftere Abscheidemethoden dar und führen deshalb zu kontrollierbareren Grenzflächenreaktionen mit vorteilhafterer Bandanpassung.

## Literatur

- [1] S.J. Fonash, J.Appl.Phys. 54 (1983)

## Abschlussdiskussion

# Abschlussdiskussion

## TCO-Workshop: Wo besteht Forschungsbedarf?

Diskussionsleitung:

Hr. Stump (BEO)

Komitee: Hr. Fuhs (HMI),

Hr. Schott (ZSW),

Hr. Wagner (FZJ)

Zentrale Frage der Diskussion war: "Besteht Forschungsbedarf bezüglich TCO für Dünnschichtsolarzellen und wenn ja, auf welchen Gebieten?". Unten sind die allgemeinen und konkreten Diskussionsbeiträge kurz aufgelistet.

### Konkrete Fragestellungen:

- Ein Wunsch der Solarzellenentwickler ist die Verfügbarkeit von kostengünstigen TCO-Schichten mit sehr kleinen spezifischen Widerständen ( $< 1 \times 10^{-4} \text{ Wcm}$ ). Zur Verringerung des spezifischen Widerstands sind höhere Ladungsträgerbeweglichkeiten notwendig. Es wurde vorgeschlagen, das Konzept der Modulationsdotierung, das bei III/V-Halbleitern sehr erfolgreich ist, bei TCO Filmen anzuwenden. Die Frage war hier, ob der sogenannte Burstein-Moss-Shift eine ausreichende Vergrößerung der Bandlücke ermöglicht, um mit dem Konzept erfolgreich zu sein.
- Es wurde die Frage aufgeworfen: Gibt es Interesse an p-leitendem TCO? Großes Interesse wurde sowohl für CIS als auch für Si-Dünnschichtsolarzellen bekundet. Im Falle der Verfügbarkeit könnten neue Ansätze bei der Solarzellenoptimierung verfolgt werden. Beispielsweise bei p-i-n Solarzellen aus amorphem Silizium ist der Kontakt zwischen der p-Schicht und dem n-leitenden TCO generell problematisch. Aus der Literatur sind zwar p-leitende TCO-Schichten bekannt, deren spezifischen Widerstände sind aber noch um mehrere Größenordnungen höher als für n-leitendes TCO. Eine Verbesser-

ung der optoelektronischen Eigenschaften der p-leitenden TCO-Schichten erfordert umfangreiche Grundlagen- und Entwicklungsarbeiten.

- Eine wichtige Frage ist die Stabilität von TC Materialien. Hier besteht insbesondere beim ZnO noch intensiver Forschungsbedarf. Die bisherige Optimierung verlief meist empirisch. Beim Einsatz von ZnO in CIS-Solarmodulen spielt eine geeignete, ausgeklügelte Verkapselung eine zentrale Rolle. Diese Verkapselung ist teurer als die "Standardtechnologie".
- Neben den optischen und elektrischen Eigenschaften der TCO-Schichten erfordern neue Konzepte zum Solarzellendesign zusätzlich temperaturstabile TCO-Schichten (z.B. für CIS in der Superstrate-Konfiguration oder bei bestimmten Ansätzen für Si Dünnschichtsolarzellen).
- In Deutschland konzentriert man sich bei der TCO Herstellung auf die Sputtertechnologie. CVD Prozesse ermöglichen allerdings noch höhere Depositionsraten und sind insbesondere für  $\text{SnO}_2$  sehr attraktiv ( z. B.: Entwicklungen für a-Si Solarzellen in Japan und in den Niederlanden). Sollten alternative Herstellungsverfahren zum Sputtern auch in Deutschland untersucht werden?
- Neben den klassischen TCO Materialien können auch mit dünnen Metall- insbesondere mit Silberschichten transparent hochleitfähige Schichten hergestellt werden. Dieser Ansatz wurde bisher für Dünnschichtsolarzellen kaum verfolgt.

## Allgemeiner Forschungsbedarf:

- Herr Schott fasste die Diskussionen rund um den Workshop folgendermaßen zusammen: TCO-Schichten waren zunächst mit einer gewissen Qualität verfügbar, die ausreichte, um die verschiedenen Dünnschichtsolarzellentypen zu entwickeln. Das Hauptinteresse galt der Unter-

suchung und der Entwicklung der Absorberschichten. Inzwischen sieht die Industrie ein großes Marktpotential für Dünnschichtsolarzellen. Der Einfluss der TCO-Schichten auf die Leistungsfähigkeit der Solarzellen sowie auf deren Herstellkosten wurde verstärkt wahrgenommen. Allerdings fehlt die nächste Generation von TCO-Schichten. Neben der Entwicklung der derzeitigen Technologie, müssen neue Materialien und Konzepte heute im Grundlagenbereich entwickelt werden, um in 10-15 Jahren zur Verfügung zu stehen. Grundlegende Forschung an den TCO-Schichten und den Grenzflächen zum TCO ist dafür notwendig.

- Auch das theoretische Verständnis der TCO-Materialien sowie der Grenzflächen zwischen den TCO- und den Halbleiterschichten ist noch nicht sehr weit entwickelt. Hier besteht grundlegender Forschungsbedarf.
- Hr. Stump hat darauf hingewiesen, dass nicht nur der Erfolg im Bauelement relevant ist, sondern die Kosten, die Umweltverträglichkeit und die Verfügbarkeit wichtige Kriterien bei der Auswahl der Materialien sein müssen. Eine Zusammenarbeit mit Solarmodulherstellern und Anlagenbauern sollte auch bei Neuentwicklungen frühzeitig angestrebt werden, um die industrielle Umsetzbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten und die Umsetzung selbst zu beschleunigen.
- Herr Blask hat angeregt, bei Grundlagenthemen verstärkt Mittel aus dem BMBF zu nutzen, die für Grundlagenthemen vorgesehen sind.

## Zusammenfassung

Die Diskussion hat gezeigt, dass Bedarf an verbesserten TCO's besteht, um den Wirkungsgrad von Solarmodulen zu erhöhen und auch um deren Zuverlässigkeit und Langzeitstabilität zu gewährleisten. Aber auch bei den derzeit

eingesetzten TCO-Materialien und Herstellverfahren sind noch viele grundlegende Fragen ungeklärt, die die optischen, elektrischen und strukturellen Eigenschaften der TCO-Schichten und der Grenzflächen zu diesen Schichten betreffen. Die derzeitigen "State-of-the-art"-Konzepte aus den verschiedenen Forschungslaboratorien werden derzeit in mehreren Verbundprojekten mit hoher Industriebeteiligung in die Fertigung überführt. Der generelle Tenor war daher, dass die nächsten Jahre genutzt werden müssen, um intensiv an den Grundlagen zum TCO-Material und den Grenzflächen zu forschen, um die nächste Generation von TCO-Schichten zu entwickeln. Ein Redner bemerkte bereits während des Workshops: "TCO lebt".

# Teilnehmer



Name	Anschrift	Vortrag	Poster
Arntzen, Markus, Dr.	INTERPANE Entwicklungs- und Beratungsgesellschaft mbH & Co, Lauenförde markus.arntzen@interpane-eub.de		
Bastek, Hermann, Dr.	BEO, Forschungszentrum Jülich h.bastek@fz-juelich.de		
Beneking, Claus, Dr.	Institut für Halbleitertechnologie II, RWTH Aachen, Sommerfeldstr. 24, D-52056 Aachen, Tel.: 0241-8867203, Fax: 0241-8867570 beneking@amica.rwth-aachen.de	Seite 51	
Blask, Harry, Dr.	Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie, Bonn		
Blessing, Rolf, Dr.	INTERPANE Entwicklungs- und Beratungsgesellschaft mbH & Co, Lauenförde rolf.blessing@interpane-eub.de		
Blieske, Ulf, Dr.	VEGLA Vereinigte Glaswerke, Aachen ublieske@vegla.de		
Borchert, Dietmar	Fraunhofer-Institut für Solare Energiesysteme ISE, Freiburg borchert@ise.fhg.de	Seite 54	
Brammer, Torsten	Institut für Photovoltaik (IPV), Forschungszentrum Jülich GmbH, D-52425 Jülich, Tel.: 02461-612679, Fax:02461-613735 t.brammer@fz-juelich.de		Seite 74
Bräuer, Günter, Prof.	Fraunhofer-Institut für Elektronenstrahl- und Plasmatechnik FEP, Dresden und Fraunhofer-Institut für Schicht- und Oberflächentechnik IST, Braunschweig braeuer@ist.fhg.de	Seite 7	
Daey Ouwens, Jeroen	Debye Institut, Universität Utrecht, PO Box 80000, NL-3508 TA Utrecht, Niederlande, Tel.:+31-30-2532467, Fax: +31-30-2543165 j.daeyouwens@phys.uu.n		Seite 71
Daube, Christoph	Balzers Process Systems, Alzenau kmueller@bda.bps.balzers.net	Seite 18	



Name	Anschrift	Vortrag	Poster
Eisenbeiß, Bernd, Dr.	Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt, Köln		
Ellmer, Klaus, Dr.	Hahn-Meitner-Institut (HMI), Berlin ellmer@hmi.de	Seite 9	
Fay, Sylvie	Institute de Microtechnique de Neuchâtel sylvie.fay@imt.unine.ch		
Fenske, Frank. Dr.	Hahn-Meitner-Institut (HMI), Berlin fenske@hmi.de	Seite 34	
Fuhs, Walther, Prof.	Hahn-Meitner-Institut (HMI), Berlin fuhs@hmi.de		
Gabler, Hansjörg, Dr.	Zentrum für Sonnenenergie- und Wasserstoff-Forschung, Stuttgart hansjoerg.gabler@zsw-bw.de		
Gegenwart, Rainer, Dr.	ANTEC GmbH, Industriestr 2-4, 65779 Kelkheim/Ts, r.gegenwart@antec-gmbh.com	Seite 66	
Geyer, Robert	ASE GmbH, Putzbrunn robert.geyer@ase.tessag.com		
Gläser, Hans Joachim, Dr.			
Graf, Wolfgang	Fraunhofer-Institut für Solare Energiesysteme ISE, Oltmannsstr. 5, 79100 Freiburg graf@ise.fhg.de	Seite 16	Seite 86
Grauvogl, Manfred, Dr.	Arcon Beschichtungstechnik, Feuchtwagen grauvogl.arcon@t-online.de		
Groenen, Roland	TUE, Eindhoven groenen@TPD.TNO.NL		
Henrion, Wolfgang, Dr.	Hahn-Meitner-Institut (HMI), Berlin henrion@hmi.de		
Herlitze, Lothar, Dr.	INTERPANE Entwicklungs- und Beratungs- gesellschaft mbH, Lauenförde lothar.herlitze@interpane-eub.de		
Ito, Manabu	Institut für Physikalische Elektronik, Stuttgart Manabu@ipe.uni-stuttgart.de		

Name	Anschrift	Vortrag	Poster
Jägermann, Wolfram	TU Darmstadt Jaegerw@hrzpub.tu-darmstadt.de		
Janke, Nikolas	VEGLA Vereinigte Glaswerke, Aachen Njanke@vegl.de		
Klein, Andreas	TU Darmstadt, Fachbereich Materialwissen- schaft, Fachgebiet Oberflächenforschung, Petersenstrasse 23, 64287 Darmstadt, Tel.: 06151-166354, Fax 06151-166308 Aklein@hrzpub.tu-darmstadt.de	Seite 25	
Klenk, Rainer, Dr.	Hahn-Meitner-Institut (HMI), Berlin Klenk@hmi.de		
Kluth, Oliver	Institut für Schicht- und Ionentechnik (ISI-PV), Forschungszentrum Jülich GmbH o.kluth@fz-juelich.de	Seite 40	
Knipp, Dietmar, Dr	Institut für Schicht- und Ionentechnik (ISI-PV), Forschungszentrum Jülich d.knipp@fz-juelich.de	Seite 56	
König, Christian	Agentur König, Tutzing c.koenig@agentur-koenig.de		
Kowalsky, Wolfgang	Institut für Hochfrequenztechnik, Technische Universität Braunschweig, Postfach 3329, D-38023 Braunschweig Wkowal@wave.ihf.ing.tu-bs.de	Seite 21	
Kroll, Ulrich	Institute de Microtechnique de Neuchâtel Ulrich.kroll@imt.unine.ch		
Lechner, Peter	Angewandte Solarenergie – ASE GmbH, Produktzentrum Phototronics Peter.lechner@ase.tessag.com	Seite 67	
Löffl Anton	Institut für Physikalische Elektronik, Stuttgart Loeffl@ipe.uni-stuttgart.de		
Löffler, Jochen	Utrecht University j.loeffler@phys.uu.nl		
Lundszen, Dietmar, Dr.	ISI-PV, Forschungszentrum Jülich d.lundszen@fz-juelich.de		



Name	Anschrift	Vortrag	Poster
Menner, Richard	Zentrum für Sonnenenergie- und Wasserstoff-Forschung, Stuttgart Richard.menner@zsw-bw.de		
Menzel, Stefan	Pilkington Flabeg, Furth im Wald Stefan.menzel@pilkington.de		
Mergel, Dieter, Prof.	Universität GH Essen, 45117 Essen Dieter.mergel@uni-essen.de	Seite 32	
Middelman, Erik	Akzo Nobel Chemicals Research, P.O.Box 9300, 6800SB Arnhem, The Netherlands Erik.middelman@akzonobel.com	Seite 15	
Müller, Joachim, Dr.	ISI-PV, Forschungszentrum Jülich Joa.mueller@fz-juelich.de		
Nositschka, Andreas	Institut für Halbleitertechnologie II, RWTH Aachen Nositschka@amica.rwth-aachen.de		
Ochotzki, Christine	Fachbereich Physik und Forschungsschwerpunkt Materialwissenschaften der Universität Kaisers- lautern, Postfach 3049, D-67653 Kaiserslautern, Tel. 0631-2054307 Fax. 0631-2052834 Ochotzki@student.uni-kl.de	Seite 76	
Peters, Carsten	Fraunhofer-Institut für Elektronenstrahl- und Plasmatechnik FEP, Dresden Peters.C@fep.fhg.de		
Pettenkofer, Christian	Hahn-Meitner-Institut (HMI), AG SE6, Kekuléstr. 5, 12489 Berlin Pettenkofer@hmi.de	Seite 33	
Poschenrieder, Margret	Hahn-Meitner-Institut (HMI), Abt. Silizium- Photovoltaik, Kekuléstr. 5, 12489 Berlin Poschenrieder@hmi.de		Seite 88
Powalla, Michael, Dr.	Zentrum für Sonnenenergie- und Wasserstoff- Forschung, Heßbrühlstr. 21c , D-70565 Stuttgart, Tel.: 0711-7870-263, Fax.: 0711-7870-230 Michael.powalla@zsw-bw.de	Seite 61	
Rech, Bernd, Dr.	ISI-PV, Forschungszentrum Jülich b.rech@fz-juelich.de		

Name	Anschrift	Vortrag	Poster
Rebien, Matthias	Hahn-Meitner-Institut (HMI), Kekuléstr. 5, 12489 Berlin Rebien@hmi.de		
Rubbert, Frank	VEGLA Vereinigte Glaswerke, Aachen Frubbert@veglä.de		
Ruske, Manfred	Balzers Process Systems, Hanau Kmueller@bda.bps.balzers.net		
Schade, Horst, Dr.	ASE GmbH, Putzbrunn Horst.schade@ase.tessag.com		
Schedlbauer, Franz	Pilkington Flabeg, Furth im Wald Franz.schedlbauer@pilkington.de		
Schlatmann, Rutger	Akzo Nobel Chemical Research, Arnheim Rutger.schlatmann@akzonobel.com		
Schock, Hans-Werner	Universität Stuttgart, Institut für Physikalische Elektronik, Pfaffenwaldring 47, D-70563 Stuttgart Schock@ipe.uni-stuttgart.de	Seite 45	
Seitz, Holger	Uni Kaiserslautern Hseitz@rhrk.uni-kl.de		
Schott, Thomas, Dr.	Zentrum für Sonnenenergie- und Wasserstoff-Forschung, Stuttgart Thomas.schott@zsw-bw.de		
Schropp, Ruud	Uni. Utrecht Schropp@phys.uu.nl		
Siekmann, Hildegard	ISI-PV, Forschungszentrum Jülich h.siekmann@fz-juelich.de		
Spee, Carl	TNO-TPD, Eindhoven Spee@TPD.TNO.NL		
Sprecher, Bernd	Würth Solar, Marbach am Neckar Bernd.sprecher@we-online.de		
Stadermann, Gerd, Dr.	Forschungsverbund Sonnenenergie, Berlin Stadermann@hmi.de		
Steffen, Hartmut, Dr.	Institut für Physik, Uni Greifswald Steffen@physik.uni-greifswald.de		Seite 78



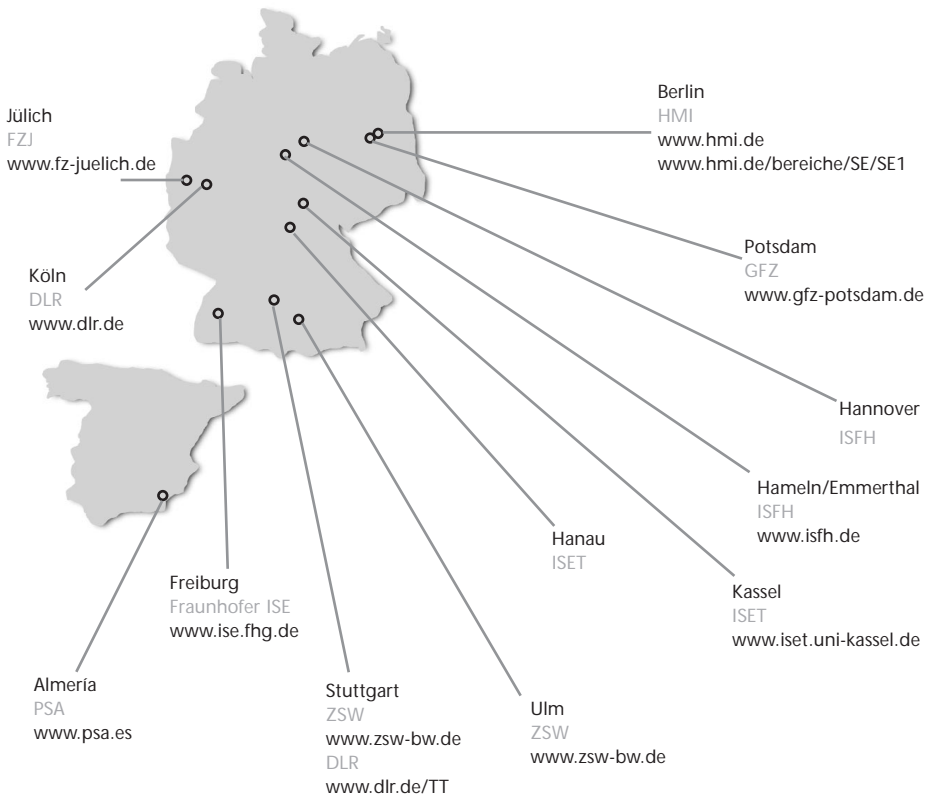
Name	Anschrift	Vortrag	Poster
Stiebig, Helmut, Dr.	Institut für Photovoltaik (IPV), Forschungszentrum Jülich GmbH, D-52425 Jülich, Tel.: 02461-612954, Fax: 02461-613735 h.stiebig@fz-juelich.de	Seite 48	
Strümpfel, Johannes, Dr.	Von Ardenne Anlagentechnik GmbH, Platteite 19/29, 01324 Dresden Struempfel@ardenne-at.de	Seite 20	
Stump, Norbert, Dr.	BEO, Forschungszentrum Jülich n.stump@fz-juelich.de		
Szyszka, Bernd, Dr.	Fraunhofer Institut für Schicht- und Oberflächentechnik IST, Bienroder Weg 54e, 38108 Braunschweig szyszka@ist.fhg.de	Seite 31	
Tölle, Rainer	BP Solarex toeller@bp.com		
Wagner Heribert, Prof.	ISI-PV, Forschungszentrum Jülich h.wagner@fz-juelich.de		
Winkler, Torsten	FEP Dresden winkler.t@fep.fhg.de		
Wittkopf, Hartmut	Pilkington Gelsenkirchen hartmut.wittkopf@pilkington.de		
Wittwer, Voker	Fraunhofer-Institut für Solare Energiesysteme ISE, Oltmannsstr. 5, 79100 Freiburg wittwer@ise.fhg.de		
Wulff, Harm	Institut für Chemie, Uni Greifswald wulf@xray.chemie.uni.greifswald.de		
Zweigart, Siegmund	Siemens ZT, München siegmund.zweigart@mchp.siemens.de		



# Standorte der Mitgliedsinstitute



**FVS** ForschungsVerbund  
Sonnenenergie



## Anschriften der Mitgliedsinstitute



DLR Deutsches Zentrum  
für Luft- und Raumfahrt e.V.  
Linder Höhe • D-51147 Köln  
Telefon (0 22 03) 601-0  
Telefax (0 22 03) 637-10  
E-Mail: Pressestelle@dlr.de  
www.dlr.de

**Standort Stuttgart**  
Pfaffenwaldring 38-40  
D-70569 Stuttgart  
Telefon (0711) 68 62-0  
Telefax (0711) 68 62-349  
E-Mail: friedrich.alber@dlr.de



FZJ Forschungszentrum Jülich GmbH  
D-52425 Jülich  
Telefon (0 24 61) 61-4661  
Telefax (0 24 61) 61-4666  
E-Mail: p.schaefer@fz-juelich.de  
www.fz-juelich.de

Fraunhofer ISE  
Fraunhofer-Institut  
für Solare Energiesysteme  
Oltmannsstraße 5 • D-79100 Freiburg  
Telefon (07 61) 45 88-0  
Telefax (07 61) 45 88-100  
E-Mail: k.schneid@ise.fhg.de  
www.ise.fhg.de



GFZ GeoForschungsZentrum Potsdam  
Stiftung des öffentlichen Rechts  
Telegrafenberg • D-14473 Potsdam  
Telefon (0331) 288-10 40  
Telefax (0331) 288-10 44  
E-Mail: ossing@gfz-potsdam.de  
www.gfz-potsdam.de



HMI Hahn-Meitner-Institut Berlin GmbH  
Glienicker Straße 100 • D-14109 Berlin  
Telefon (030) 80 62-2034  
Telefax (030) 80 62-2998  
E-Mail: robertson@hmi.de  
www.hmi.de

**Institutsteil Adlershof • Abt. Photovoltaik**  
Kekuléstraße 5 • D-12489 Berlin  
Telefon (030) 670 53-353  
Telefax (030) 670 53-333  
E-Mail: lips@hmi.de



ISFH Institut für Solarenergieforschung  
GmbH Hameln/Emmerthal  
Am Ohrberg 1 • D-31860 Emmerthal  
Telefon (0 51 51) 9 99-0  
Telefax (0 51 51) 9 99-400  
E-Mail: info@isfh.de  
www.isfh.de

**Außenstelle Hannover**  
Sokelantstraße 5 • D-30165 Hannover  
Telefon (05 11) 358 50-0  
Telefax (05 11) 358 50-110  
E-Mail: bahnmann@isfh.de



ISET Institut für Solare Energiever-  
sorgungstechnik Verein an der Universität  
Gesamthochschule Kassel e.V.  
Königstor 59 • D-34119 Kassel  
Telefon (05 61) 72 94-0  
Telefax (05 61) 72 94-100  
E-Mail: mbox@iset.uni-kassel.de  
www.iset.uni-kassel.de

**Standort Hanau**  
Rodenbacher Chaussee 6 • D-63457 Hanau  
Telefon (0 61 81) 58-27 01  
Telefax (0 61 81) 58-27 02  
E-Mail: hanau@iset.uni-kassel.de



ZSW Zentrum für Sonnenenergie- und  
Wasserstoff-Forschung Baden-Württemberg  
Gemeinnützige Stiftung  
Heßbrühlstraße 21C • D-70565 Stuttgart  
Telefon (07 11) 78 70-0  
Telefax (07 11) 78 70-100  
E-Mail: frietsch@zsw-bw.de  
www.zsw.de

**Geschäftsbereich Ulm**  
Helmholtzstraße 8 • D-89081 Ulm  
Telefon (07 31) 95 30-0  
Telefax (07 31) 95 30-666



FVS ForschungsVerbund Sonnenenergie  
Geschäftsstelle  
c/o Hahn-Meitner-Institut  
Kekuléstraße 5 • D-12489 Berlin  
Telefon (030) 670 53-338  
Telefax (030) 670 53-333  
E-Mail: fvs@hmi.de  
www.FV-Sonnenenergie.de



## Impressum

ForschungsVerbund Sonnenenergie  
Workshop  
TCO für Dünnschichtsolarzellen  
10.-11.02.2000 im Forschungszentrum Jülich

Veranstalter:  
Forschungszentrum Jülich  
in Zusammenarbeit mit dem Hahn-Meitner-Institut Berlin

Herausgeber:  
FVS ForschungsVerbund Sonnenenergie  
Geschäftsstelle  
c/o Hahn-Meitner-Institut  
Kekuléstraße 5 • D-12489 Berlin  
Telefon (030) 670 53-338  
Telefax (030) 670 53-333  
E-Mail: [fvs@hmi.de](mailto:fvs@hmi.de)  
[www.FV-Sonnenenergie.de](http://www.FV-Sonnenenergie.de)

Druck:  
Druckhaus am Treptower Park  
Am Treptower Park 28 - 30  
12435 Berlin

ISSN: 0949-1082